

Energieforschungsprogramm

Publizierbarer Endbericht

Programmsteuerung:

Klima- und Energiefonds

Programmabwicklung:

Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft mbH (FFG)

Endbericht

erstellt am

26/02/2026

Projekttitel:

NovelTi – Novel advanced Titanium superalloys
for additive manufacturing

Projektnummer: 896650

Energieforschungsprogramm - 8. Ausschreibung

Klima- und Energiefonds des Bundes – Abwicklung durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft FFG

Ausschreibung	8. Ausschreibung Energieforschungsprogramm
Projektstart	01/11/2022
Projektende	31/12/2025
Gesamtprojektdauer (in Monaten)	38 Monate
ProjektnehmerIn (Institution)	LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH Montanuniversität Leoben University of New South Wales – UNSW
AnsprechpartnerIn	Dr. Thomas Klein
Postadresse	Lamprechtshausenerstr. 61, 5282 Ranshofen
Telefon	+43 664 8251 113
Fax	+43 50550 6901
E-mail	thomas.klein@ait.ac.at
Website	https://www.ait.ac.at/ueber-das-ait/center/center-for-transport-technologies/lkr-leichtmetallkompetenzzentrum-ranshofen

NovelTi

Novel advanced Titanium superalloys for additive manufacturing

AutorInnen:

Dr. Thomas Klein

1 Inhaltsverzeichnis

1	Inhaltsverzeichnis	4
2	Einleitung	5
3	Inhaltliche Darstellung und Projektergebnisse.....	6
4	Schlussfolgerungen	26
5	Ausblick und Empfehlungen.....	26
6	Literaturverzeichnis.....	26
7	Kontaktdaten.....	27

2 Einleitung

Das Projekt NovelTi verfolgte die Ziele eine neue Titan-Legierung mit verbesserten Hochtemperatureigenschaften zu entwickeln, insbesondere wurden dabei auch technologische Eigenschaften während einsatzrelevanten Bedingungen untersucht, sowie das spezifische Verarbeitungsverhalten.

Ziel 1. Optimierte Hochtemperatureigenschaften

Dehngrenze > 940 MPa; Bruchfestigkeit > 1000 MPa; Bruchdehnung > 8%, Kriechbeständigkeit und dyn. Festigkeit jeweils höher als die der Referenzlegierung Ti-6242.

Ziel 2. Optimierte einsatzrelevante Eigenschaften

Gefügestabilität und Oxidationsbeständigkeit jeweils besser als jene der Referenzlegierung

Ziel 3. Optimierte verarbeitungsrelevante Eigenschaften

Anisotropieindex ca. 1,0 bei robuster und defektarmer Verarbeitbarkeit

In NovelTi wurden effiziente und fortschrittliche Entwicklungsmethoden eingesetzt, um diese Ziele zu erreichen. Die durchgeführten Arbeiten werden detailliert in Kapitel 3 beschrieben.

Die 8. Ausschreibung Energieforschung verfolgte die Schwerpunkte: Schwerpunkt 1: Erneuerbare Energien; Schwerpunkt 2: Energieumwandlung, -verteilung und -speicherung; Schwerpunkt 3: Energieeffizienz. NovelTi wurde dem Schwerpunkt 3 zugeordnet und zwar insbesondere dem Subthema Hochtemperaturwerkstoffe. Wesentliche Aspekte dieses Themas, welche in NovelTi bearbeitet wurden, umfassen Warmfestigkeit, Kriechbeständigkeit, Oxidationsbeständigkeit und Widerstand gegen Gefügedegradation.

Die Partner des Projekts bringen ihre spezifischen Expertisen zu den gemeinsamen Projektzielen ein. LKR fokussiert auf Legierungsentwicklung, Eigenschaftscharakterisierung und Verarbeitungstechnologien; MUL bringt seine weitreichende Expertise im Bereich Materialforschung mit hoch-energetischen Röntgenstrahlen ins Projekt ein; UNSW verfügt über weitreichende Erfahrung im Bereich Electron Back-Scatter Diffraction (EBSD) und Atomsondentomographie. In Summe werden alle relevanten Aspekte der gemeinsamen Entwicklungsaktivitäten abgedeckt.

In der ersten Phase des Projekts wurden weitreichende Legierungsbereiche gescreent, bevor eine Einschränkung zu den vielversprechendsten erfolgte. Diese wurden anschließend im Detail untersucht, sodass tiefgehendes Verständnis der Materialspezifika erlangt werden konnte. Im finalen technischen Arbeitspaket wurde die Machbarkeit in der additiven Verarbeitung demonstriert.

Die erlangten Ergebnisse wurden bei vielfältigen Möglichkeiten verbreitet u.a. Konferenzbeiträge, Journal Publikationen und direkte Kommunikation mit Interessenten der Industrie. Das Projekt NovelTi diente zudem der Ausbildung von Jungwissenschaftlerinnen und Jungwissenschaftlern, die im Rahmen dieses Projekts ihre akademischen Abschlussarbeiten verfassen konnten.

3 Inhaltliche Darstellung und Projektergebnisse

In diesem Abschnitt werden die Inhalte des Projekts NovelTi gemäß der Arbeitspaketstruktur und Taskstruktur dargestellt.

Task 2.1 – Thermodynamische Simulation

Abbildung 3.1 zeigt exemplarisch unterschiedliche Phasenfraktionsdiagramme der konventionell verfügbaren Legierungen Ti-811 (links), Ti-6242 (mitte) und THOR (rechts) der Klasse near- α Ti Legierungen.

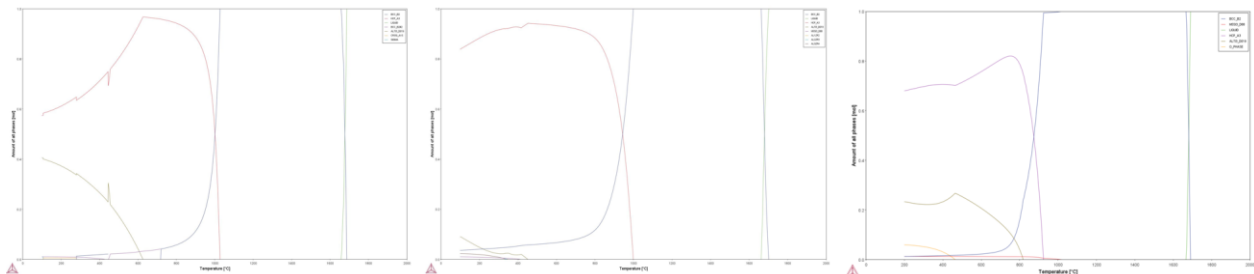


Abbildung 3.1 - Phasenfraktionsdiagramme der Legierungen Ti-811 (links), Ti-6242 (mitte) und THOR (rechts).

Die wesentlichen Schlussfolgerungen dieser Berechnungen sind:

- In allen Legierungen werden zusätzliche Phasen vorhergesagt wie etwa O-Phase, Ti_3Al -Phase oder Zr-Aluminide, die jedoch allesamt, laut Literatur, in der Realität nicht vorgefunden werden. Aus diesem Grund sind die Assessments der thermodynamischen Datenbank TCTi3 als fragwürdig einzustufen. Sie bieten jedoch eine grobe Einschätzung der Legierungskasse und geben eine Idee über die Bereiche der Phasenumwandlungen der Hauptphasen.
- Es ist unklar, warum manche Legierungen Mo oder Nb zur β -Stabilisierung verwenden. Womöglich ist die Patentsituation ausschlaggebend. Literaturhinweise deuten jedoch auf verbesserte Oxidationseigenschaften mit Nb hin.
- Aufgrund des hohen Anteils an Legierungselementen ist von einer gewissen Kornfeinung durch konstitutionelle Unterkühlung während der Erstarrung auszugehen, wobei es keine wissenschaftlichen Studien hierzu bislang gibt.

Task 2.2 – Experimentelles Legierungsscreening

Basierend auf dem kombinierten Ansatz aus Literaturrecherche und Berechnungen, wurde in diesem Task ein experimentelles Legierungsscreening durchgeführt. Dazu wurden die in Tabelle 3.1 vorgeschlagenen Legierung mittels Lichtbogen-basierten Knopfschmelz-Verfahren in Form von 20 g „Knöpfen“ hergestellt und charakterisiert. In Vorprojekten konnte bereits gezeigt werden, dass bei diesem Verfahren vergleichbare Abkühlbedingungen herrschen wie beim WAM [1]. Diese hier aufgelisteten Legierungen wurden in drei Chargen hergestellt und jede weitere Charge stellt, nach vorangegangener Charakterisierung, eine Verbesserung hinsichtlich der Legierungszusammensetzung dar. Die Eigenschaften dieser Legierungen wurden mittels Härtemessungen und Mikrostrukturuntersuchungen im Rasterelektronenmikroskop gescreent. Daraus abgeleitet wurden die Legierungen HT12 – 14, da sie für das Erreichen der Projektziele am vielversprechendsten eingeschätzt

werden konnten. Diese Legierungen wurden daher detailliert in den nachfolgenden Arbeitspaket untersucht.

Tabelle 3.1. Auflistung der untersuchten Legierungszusammensetzungen in m.%.

	Al	Sn	Zr	Mo	Nb	Si	Cu	Ni	Fe	Y
Ti-6242	6	2	4	2	-	-	-	-	-	-
Leg.HT1	6	-	5	-	1.8	-	-	-	-	-
Leg.HT2	6	-	5	-	1.8	0.2	-	-	-	-
Leg.HT3	6	3	5	-	1.8	0.2	-	-	-	-
Leg.HT4	6	-	5	-	1.8	0.2	3	-	-	-
Leg.HT5	6	-	5	-	1.8	0.2	-	3	-	-
Leg.HT6	6	-	5	-	1.8	0.2	-	-	3	-
Leg.HT7	6	2	4	0.5	2	0.2	-	-	0.3	-
Leg.HT8	6	2	4	0.5	2	0.2	3	-	0.3	-
Leg.HT9	6.5	2	4	0	-	0.2	-	2	-	-
Leg.HT10	6	2	4	0.5	2	0.2	-	-	0.3	0.22
Leg.HT11	6	3	2	0.5	2	0.2	3	-	0.3	-
Leg.HT12	6	2	4	2	-	-	-	-	-	-
Leg.HT13	6	2	4	0.8	3.6	0.2	-	-	-	0.22
Leg.HT14	6	2	4	0.8	3.6	0.2	3	-	-	-

Die Mikrostruktur der vielversprechendsten Legierungen (HT12-14) wurde mithilfe von Rückstreuielektronen- (BSE) und energiedispersiver Spektroskopie (EDS) analysiert. Die HT12-HT14-Proben im Gusszustand weisen eine feine martensitische α' -Mikrostruktur (d.h. Lattendicke $< 0,5 \mu\text{m}$) innerhalb einer Matrix aus β -Körnern auf. Darüber hinaus enthält die Mikrostruktur von HT12 und HT14 Ausscheidungen in unterschiedlicher Größe und Art. Für die Y-haltigen HT12-Proben (Abbildung 3.2a-b) zeigt die EDS-Analyse, dass sich grobe Y-reiche Partikel entlang der ehemaligen β -Korngrenzen bilden.

Aufgrund der starken Affinität von Y zu O [2] wurden diese Partikel größtenteils als Y_2O_3 identifiziert. In ähnlicher Weise zeigt die Cu- und Y-haltige HT14-Probe (Abbildung 3.2e-f) eine begrenzte Anzahl an groben Y-reiche Partikeln entlang der Korngrenzen und viele weitere sind auch weitgehend innerhalb des vorherigen β -Korns verteilt (Abbildung 3.2f). Weiters sind die groben Y-reichen Partikelgrößen in den HT12-Proben ($< 1 \mu m$) deutlich kleiner als jene in den HT14-Proben ($1-2 \mu m$). Sowohl HT12- als auch HT14-Proben zeigen feine Ausscheidungen, die sich zwischen und innerhalb der α' -martensitischen Lamellen bilden. Mittels EDS ist es jedoch nicht möglich fein verteilte Strukturen in dieser Größenordnung vollständig aufzulösen. Andererseits zeigen die HT13-Proben die Bildung großer Nb- und Mo-haltiger Bereiche, das auf einen unvollständigen Schmelzvorgang im Lichtbogen zurückzuführen sein kann. Interessanterweise sind in der HT13-Legierung keine feinen Ausscheidungen zu sehen. Das weist darauf hin, dass die Ausscheidungen in HT14 Y_2O_3 -Natur sein müssen.

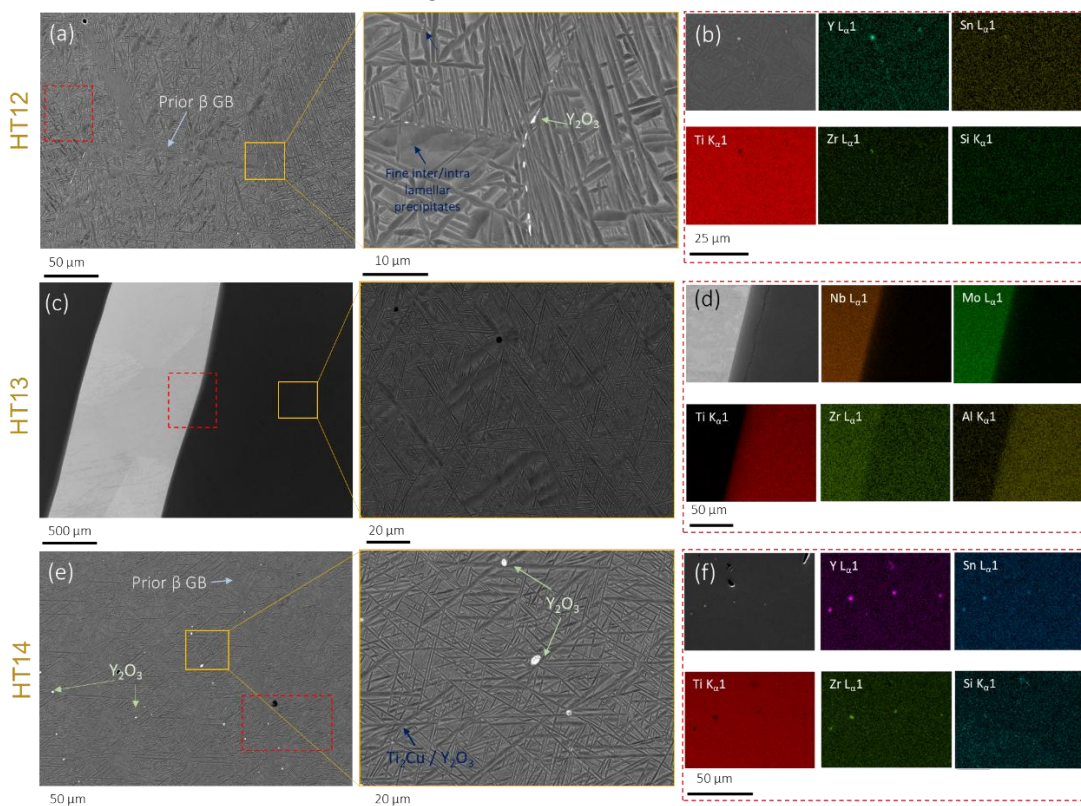


Abbildung 3.2 - Die BSE-Bildgebung der Mikrostruktur im Gusszustand auf verschiedenen Längenskalen und entsprechende SE- und EDS-Kartierung ausgewählter Bereiche im roten Rechteck.

T2.3 Replikation des WAM-Prozesses im Dilatometer

Um die Auswirkungen der durch das WAM-Verfahren verursachten thermischen Zyklen mit Proben in kleinem Maßstab zu untersuchen, wurde eine experimentelle Wärmebehandlung auf der Grundlage von [1] durchgeführt. Die Temperaturspitzen und Abkühlungsraten wurden anhand des linken Diagrammes ausgewählt und an den gegenwärtigen Anwendungsfall angepasst (rechte Abbildung in 3.3). Der erste Zyklus, repräsentativ für das erste Erstarren der Schmelze, konnte im Dilatometer nicht simuliert werden (aufgrund inkompatibler Materialien für geschmolzenes Titan), daher wurde angenommen, dass der Gießschritt (Lichtbogenschmelzen) ähnlich wie die erste additiv aufgetragene Schicht ist – eine Annahme, die mittels Thermoelement Messungen und FEM-Simulation verifiziert wurde. Diese Proben wurden dann mechanisch geprüft und ihr Gefüge untersucht. Die wichtigsten Ergebnisse dieser Proben

im simulierten WAM-Zustand waren: (1) Bei den Härtemessungen gab es keine sichtbaren Unterschiede zu den wärmebehandelten Bedingungen der gleichwertigen Legierungen (2) Mikrostrukturell wurde eine leichte Verfeinerung des Gefüges festgestellt. (3) Entgegen den Erwartungen bildeten sich während dieser Zyklen keine weiteren intermetallischen Kupferphasen die mittels REM detektiert werden können.

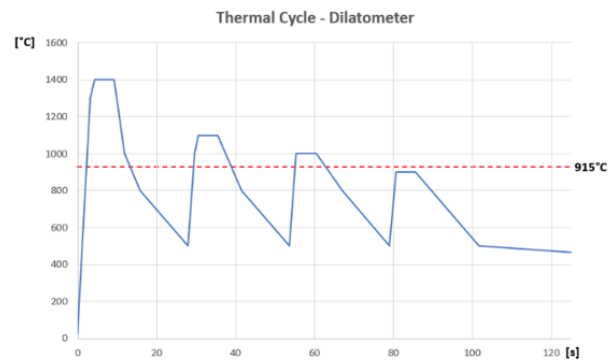
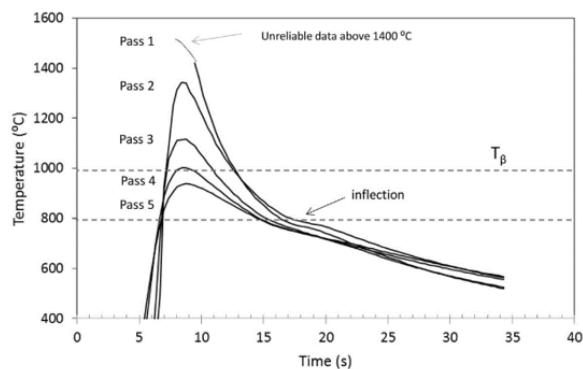


Abbildung 3.3 – Experimentell gemessene WAM-Thermozyklen [1] (links) Angepasste durchgeführte "Simulation" des WAM-Prozesses (rechts).

T3.1 Charakterisierung der Phasenumwandlungssequenzen

Im Rahmen dieses Tasks werden die zentralen Ergebnisse der am Ende des ersten Projektjahres durchgeführten Synchrotron-Experimente vorgestellt. Diese Untersuchungen wurden am Deutschen Elektronen-Synchrotron (DESY) in Hamburg mittels hochenergetischer Röntgenstrahlung durchgeführt. Ziel der Experimente war es, die Phasenumwandlungssequenzen der Legierungen HT12, HT13 und HT14 während eines kontinuierlichen Heizprozesses von Raumtemperatur bis 1200 °C zu analysieren.

Abbildung 3.4a zeigt repräsentativ Diffraktogramme der Legierung HT14 bei verschiedenen Temperaturen. Diese Legierung wurde ausgewählt, da sie sowohl Kupfer (Cu) als auch Yttrium (Y) als Legierungselemente enthält und sich somit potenziell das vollständige Spektrum möglicher Phasen ausbilden kann. Die Ergebnisse der Legierungen HT12 (ohne Cu) und HT13 (ohne Y) lassen sich von diesen Daten ableiten. Für die Experimente wurden Proben verwendet, die aus dem β -Einphasenfeld abgeschreckt wurden, um neben der martensitischen Umwandlung alle weiteren Phasenumwandlungen zu unterdrücken. Bei niedrigen Temperaturen (< 300 °C) zeigen die Diffraktogramme lediglich Reflexe der martensitischen α' sowie der Y-reichen Phase. Letztere liegt überwiegend als Y_2O_3 vor. Mit steigender Temperatur bildet sich ab ca. 600 °C die erste intermetallische Phase, die durch ergänzende TEM- und APT-Untersuchungen als Ti_2Cu identifiziert wurde. Der Existenzbereich dieser Phase erstreckt sich von 580 bis 760 °C. Dies trifft sowohl für HT13 als auch für HT14 zu. Ab etwa 700 °C kommt es zur Bildung einer weiteren Ausscheidung, die ebenfalls durch TEM- und APT-Analysen charakterisiert wurde. Bei dieser Phase handelt es sich um die $(Ti,Zr)_6Si_3$ -Silizid-Phase. Der Existenzbereich dieser Si-reichen Phase erstreckt sich bis nahe der β -Transus-Temperatur auf etwa 920 °C. Ergebnisse aus den TEM-Untersuchungen sind in Abbildung 3.4b dargestellt.

Die Y-reichen Phasen, die in den Legierungen HT12 und HT14 auftreten, sind über den gesamten untersuchten Temperaturbereich bis ins β -Einphasenfeld thermodynamisch stabil.

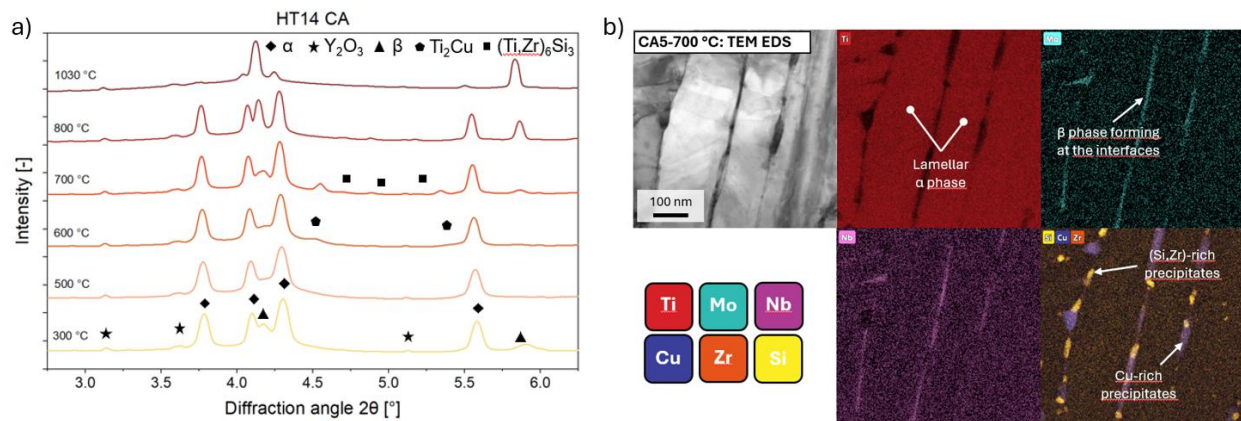


Abbildung 3.4 - (a) Diffraktogramme der HT14 Legierung bei unterschiedlichen Temperaturen. (b) Elementverteilung mittels TEM-EDS einer Probe abgeschreckt nach einem Aufheizprozess bis 700 °C.

Task 3.2 – *In situ* Charakterisierung des Umwandlungs- und Ausscheidungsverhaltens zur WBH Optimierung

Aufbauend auf den Ergebnissen aus 3.1 lag der Fokus dieses Tasks auf der *in situ* Charakterisierung der Phasenumwandlungen und Ausscheidungsreaktionen als Funktion der Temperatur.

Hierzu wurden für die Legierungen HT12, HT13 und HT14 *in situ* Synchrotronexperimente mittels hochenergetischer Röntgendiffraktometrie (HEXRD) durchgeführt. Die Auswertung solcher Beugungsdaten erlaubt die Identifikation der im jeweiligen Legierungssystem auftretenden Phasen sowie deren quantitative Bestimmung. Für HT12 wurden neben der α - und β -Phase weitere Y-reiche Phasen sowie Silizide detektiert, während für HT13 zusätzlich eine Cu-reiche Phase nachgewiesen werden konnte (Abbildung 3.5). Die Legierung HT14 vereint beide dieser Merkmale. Diese Ergebnisse verdeutlichen die Grundlage der Ausscheidungshärtung, die durch die spezifische Legierungszusammensetzung ermöglicht wird.

Ergänzend zu den HEXRD-Messungen wurden simultan Kleinwinkelstreu-Experimente (SAXS) durchgeführt, um insbesondere die frühe Entstehung der Cu-reichen Ausscheidungen zu beobachten. Mit dieser Kombination konnte die gesamte Evolution der Cu-reichen Phase, von der initialen Keimbildung im nm-Bereich über Wachstum bis hin zur Auflösung bei höheren Temperaturen, *in situ* beobachtet werden (Abbildung 3.6). Dies ermöglichte einen detaillierten Einblick in die Kinetik der Ausscheidungsprozesse.

Zur Validierung und weiterführenden Charakterisierung der mittels Synchrotronmethoden identifizierten Phasen wurden ergänzende SEM- und TEM-Untersuchungen durchgeführt. Diese bestätigten die Kristallstruktur der identifizierten Ausscheidungen und lieferten darüber hinaus detaillierte Informationen zu Größe, Morphologie und Verteilung der Ausscheidungen (Abbildung 3.7).

Energieforschungsprogramm - 8. Ausschreibung

Klima- und Energiefonds des Bundes – Abwicklung durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft FFG

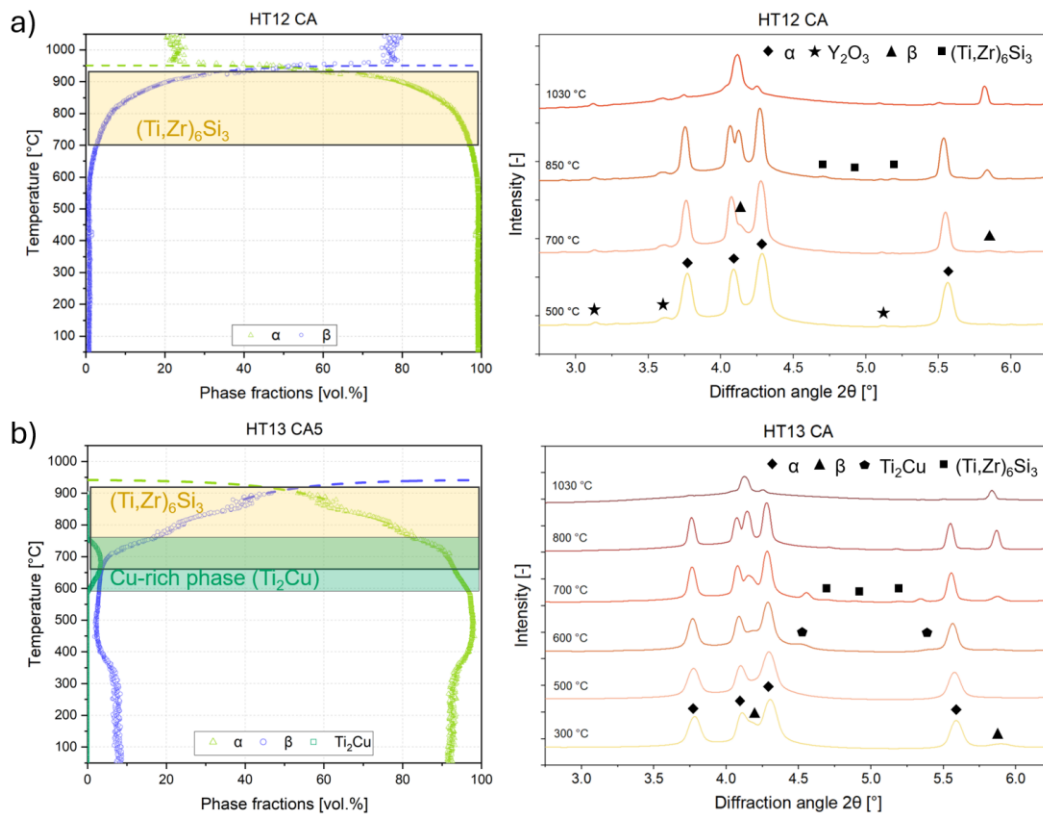


Abbildung 3.5 - In situ HEXRD-Ergebnisse während kontinuierlicher Erwärmung (CA): temperaturabhängige Phasenanteile und ausgewählte Beugungsmuster von (a) HT12 und (b) HT13.

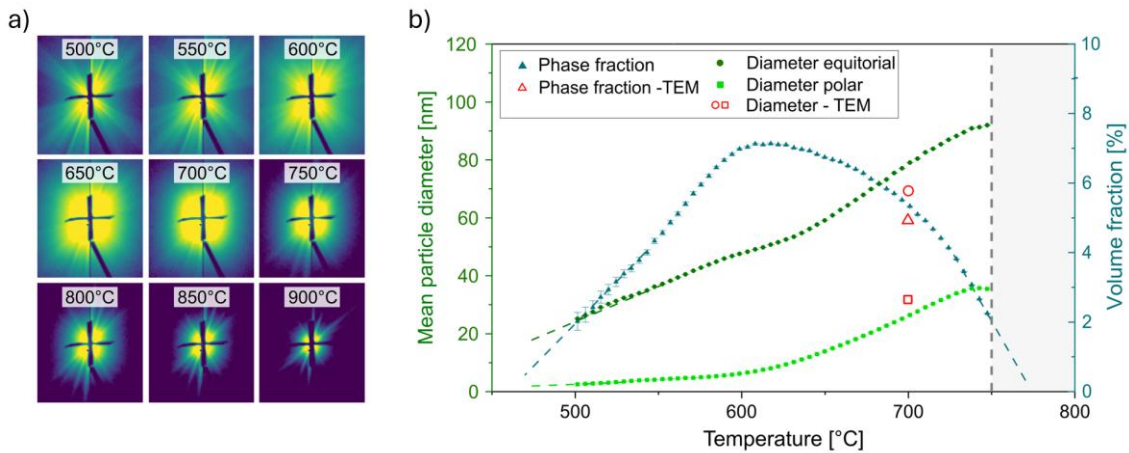


Abbildung 3.6 – a) Ausgewählte 2D-SAXS-Detektorbilder bei verschiedenen Temperaturen während der kontinuierlichen Erwärmung und b) Temperaturabhängige Entwicklung der äquatorialen und polaren Durchmesser von Ti_2Cu -Ausscheidungen sowie dessen Volumenanteil.

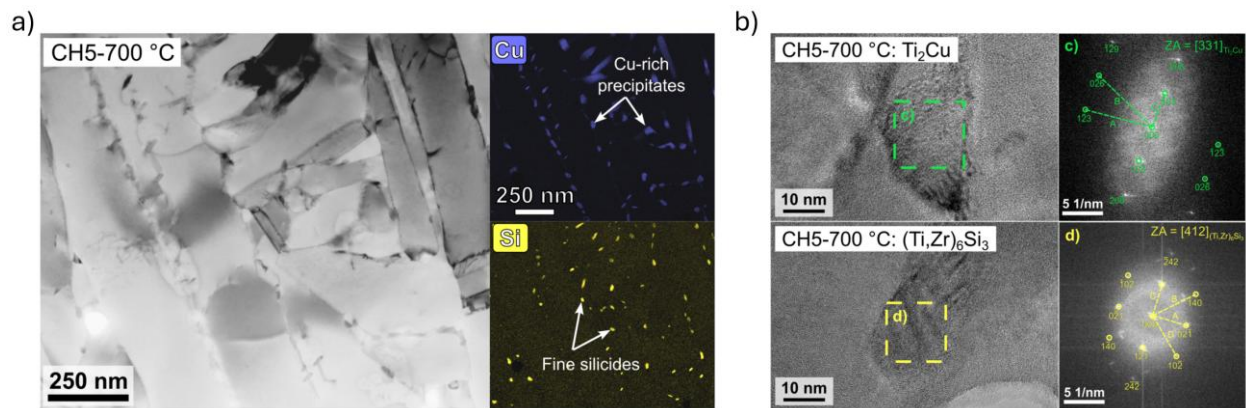


Abbildung 3.7 – a) TEM-EDS Aufnahmen zeigen die Ausscheidungsbildung von Cu-reichen und Si-reichen Phasen bei 700 °C und b) zeigt die hochauflösende TEM-Aufnahmen zur Bestimmung der Kristallstrukturen mittels Fast Fourier Transformation.

Die Kombination aus *in situ* HEXRD, SAXS sowie *ex situ* Elektronenmikroskopie ermöglicht somit ein tiefgehendes Verständnis über Umwandlungs- und Ausscheidungsmechanismen in den untersuchten Legierungen. Diese Erkenntnisse sind zentral für die Bewertung der neu entwickelten Legierungskonzepte und bilden die Basis für die optimierte Wärmebehandlungsstrategie.

In weiterer Folge wurde das Erstarrungsverhalten von Titanlegierungen untersucht, um den Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf mikrostrukturbildende Mechanismen im Hinblick auf den WAM-Prozess zu analysieren. Aufgrund der zu diesem Zeitpunkt begrenzten Materialverfügbarkeit wurden hierzu vergleichende *in situ* Synchrotronexperimente an den Referenzlegierungen Ti-64 und Ti-6242 durchgeführt. Die Verwendung des FlexiDS-Setups ermöglichte die Beobachtung der gerichteten Erstarrung unter Variation der Erstarrungsgeschwindigkeit über mehrere Größenordnungen (Abbildung 3.8a,b). Dabei zeigte sich, dass die höher legierte Ti-6242 Legierung über einen breiten Parameterbereich feinere β -Kornstrukturen ausbildet als Ti-64. Diese Ergebnisse unterstreichen den entscheidenden Einfluss der Zusammensetzung auf die Erstarrungsmorphologie und bestätigen die im Projekt verfolgte Strategie der Legierungselementauswahl. Die neu entwickelten Legierungen, basierend auf Ti-6242, enthalten zusätzliche Elemente wie Cu, Si und Y, die diesen Effekt weiter unterstützen können.

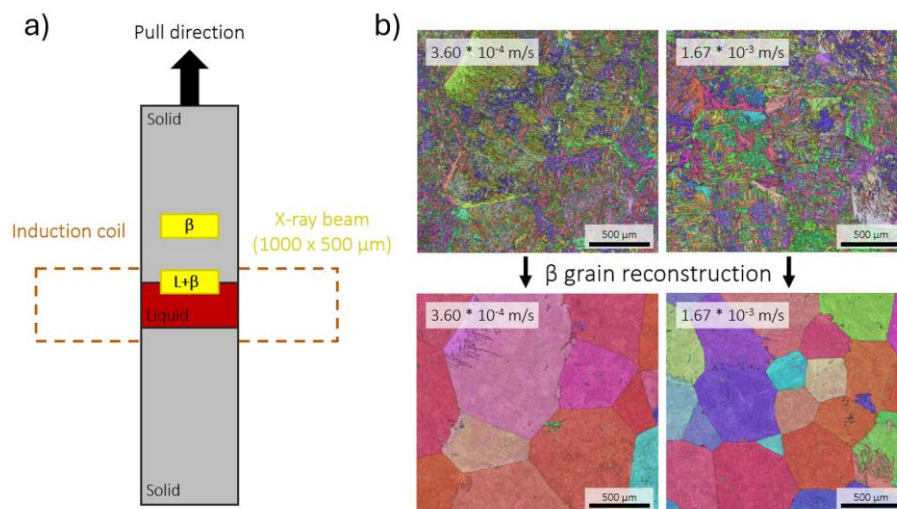


Abbildung 3.8 – (a) Schematische Darstellung des *in situ* Directional-Solidification-Setups (FlexiDS) am DESY. (b) EBSD-Aufnahmen inkl. rekonstruierte β -Kornstrukturen von Ti-6242 nach Erstarrung bei unterschiedlichen Ziehgeschwindigkeiten.

Task 3.3 - 3D Analyse der eingestellten Mikrostruktur mittels EBSD

Ziel dieses Tasks war die Untersuchung, wie die $\beta \rightarrow \alpha$ -Umwandlungspfade die kristallographischen Eigenschaften von Grenzflächen-Netzwerken in der neu entwickelten near- α -Titanlegierung (HT14) steuern. Durch gezielte Wärmebehandlungen (1050 °C, 30 min Haltezeit, Abbildung 3.9) und unterschiedliche Abkühlraten (Wasserabschrecken, Luftkühlung, Ofenkühlung) wurden martensitische, Widmanstätten- und groblamellare Mikrostrukturen erzeugt und dahingehend analysiert.

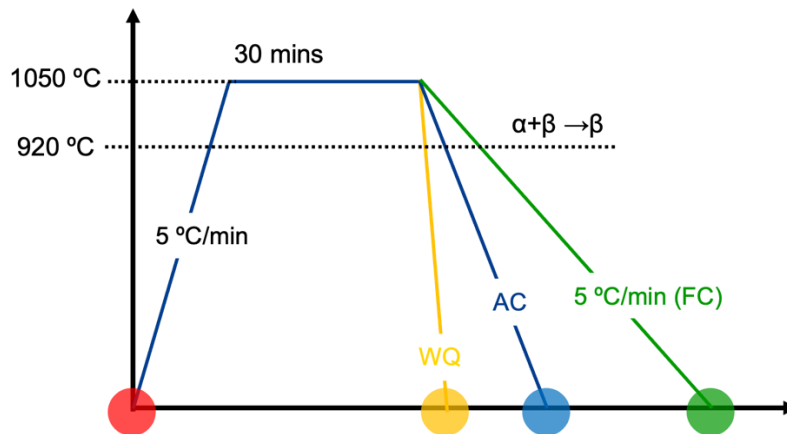


Abbildung 3.9 – Schematische Darstellung der angewandten Wärmebehandlungen.

Mikrostrukturen und Umwandlungsmechanismen (siehe dazu Abb. 3.10)

- **Martensitisch (Wasserabschrecken):** Feine α' -Lamellen ($1,95 \pm 0,1 \mu\text{m}$), Rest- β -Phase, zwei Lamellenmorphologien (parallele Pakete, V-förmige Anordnungen).
- **Widmanstätten (Luftkühlung):** Dickere α -Lamellen ($2,1 \pm 0,3 \mu\text{m}$), diffusionsunterstützte Umwandlung, dreieckige Varianten.
- **Diffusiv (Ofenkühlung):** Groblamellare α -Struktur ($5,9 \pm 0,1 \mu\text{m}$), sekundäres α , korbflechtartige Lamellen, vollständig diffusive Umwandlung.

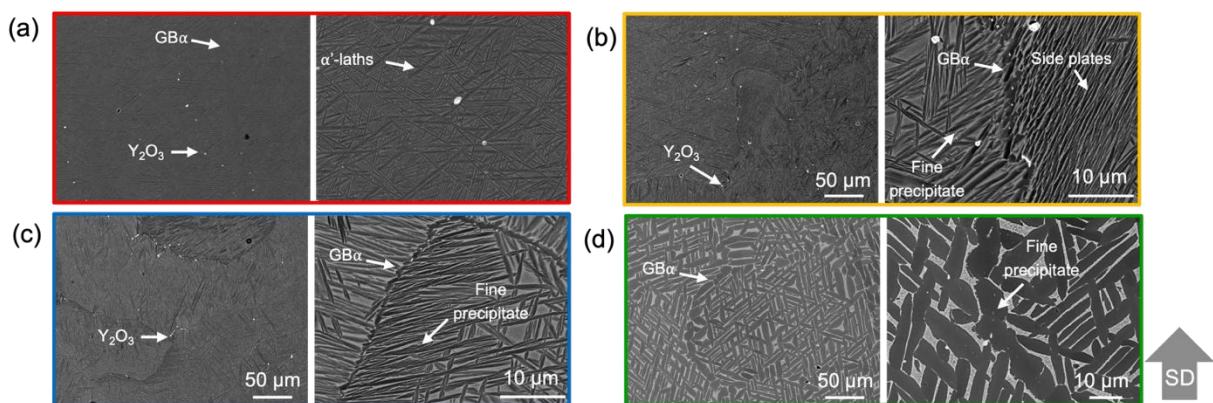


Abbildung 3.10 – BSE-Aufnahmen der Ti-Legierung im (a) Guss, (b) wasserabgeschreckten, (c) luftgekühlten und (d) ofengekühlten Zustand. Die Erstarrungsrichtung (SD) ist durch den Pfeil gekennzeichnet.

Kristallographische Analysen (siehe Abbildungen 3.11 und 3.12)

- Misorientierungsverteilungen zeigen Peaks bei $\sim 10^\circ$, $55\text{--}65^\circ$ und $\sim 90^\circ$, entsprechend der Burgers-Orientierungsbeziehung (BOR). Die rein diffusive Mikrostruktur weist einen scharfen 60° -Peak auf, während schub-dominierte und diffusionsunterstützte Umwandlungen breitere Verteilungen zeigen.

- Intervariantengrenzen: Typ-2- ($60^\circ/[11\bar{2}0]$) und Typ-3-Grenzen dominieren in martensitischen und diffusionsunterstützten Strukturen ($\sim 50\%$ der Grenzlänge). Im diffusiven Zustand dominiert Typ-2 ($\sim 70\%$), Typ-1-Grenzen fehlen.

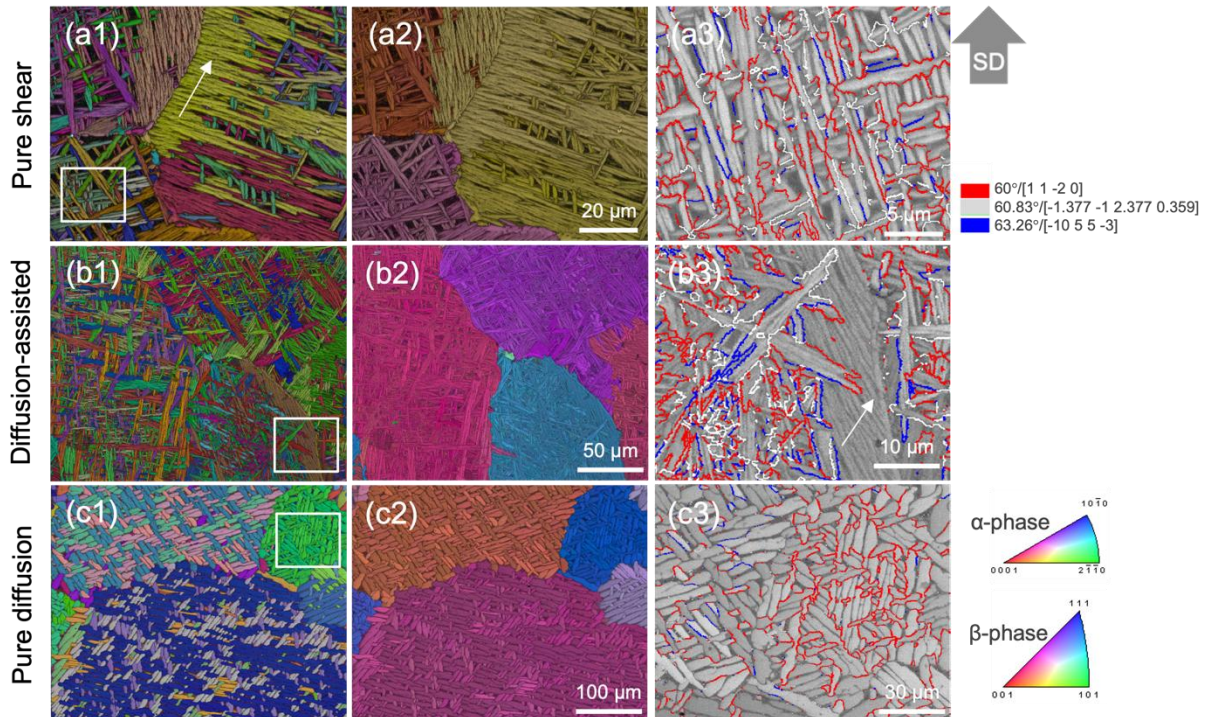


Abbildung 3.10 – IPF-Darstellungen mit Bildqualität zeigen: (a1–c1): Mikrostrukturen nach Wärmebehandlung (martensitisch/Widmanstätten/diffusiv). (a2–c2): Rekonstruierte β -Körner. (a3–c3): Korngrenzenkarten mit V-förmigen Varianten und Lamellenclustern, begrenzt durch $60^\circ/[11\bar{2}0]$ -Misorientierungen und Typ-2/4-Intervariantengrenzen.

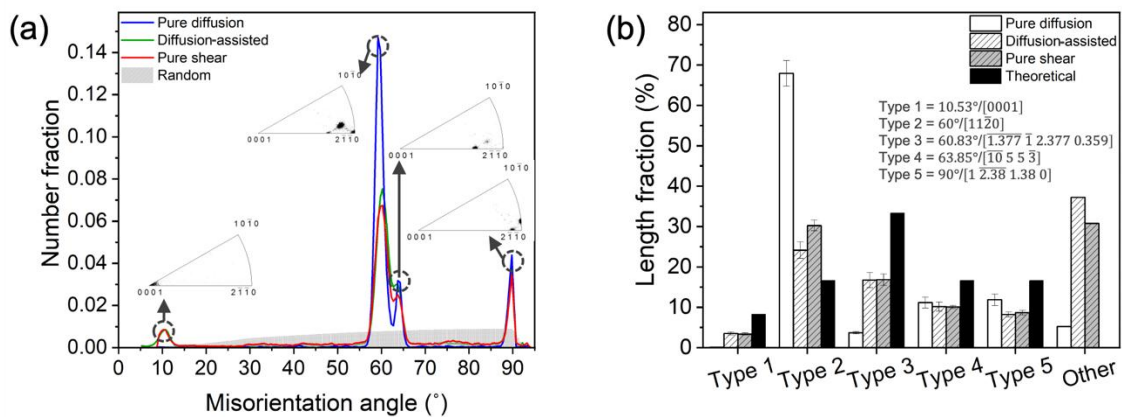


Abbildung 3.11 – (a) Misorientierungswinkelverteilungen der Mikrostrukturen (grau: Referenz für zufällige Ti-Legierung). (b) Längenanteile der Intervariantengrenzen (BOR-basiert) – theoretische Werte bei gleichverteilter Variantenselektion.

3D-Eigenschaften der Grenzflächen

- Schubdominierte Umwandlung: Maxima bei prismatischen $\{4\bar{1}30\}$ - und pyramidalen $\{10\bar{1}1\}$ -Ebenen.
- Diffusionsunterstützt: Ähnlich, aber abgeschwächt; prismatische Maxima verschoben.
- Diffusiv: Diffuses Maximum über prismatische Ebenen, geringere Intensität.

Die unterschiedlich Umwandlungsmechanismen werden anschaulich in den Darstellungen der Misorientierung in Abbildung 3.12 gezeigt.

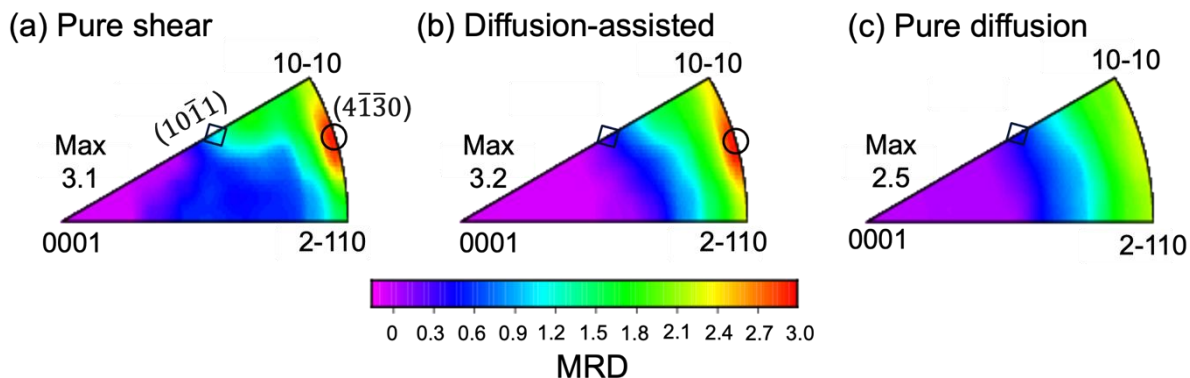


Abbildung 3.12 – Verteilung der Korngrenzebenen für alle Misorientierungen in Mikrostrukturen, die einer (a) rein schubdominierten, (b) diffusionsunterstützten und (c) rein diffusiven Umwandlung unterzogen wurden.

Tripelpunkte und Variantencluster

- Schubdominiert/diffusionsunterstützt: Tripelpunkte der Klasse 3 dominiert von Typ-2-Grenzen (~20 %).
- Diffusiv: 60°/[1120]-Grenzen machen ~60 % der Tripelpunkte aus, hohe Netzwerk-Konnektivität.

Einfluss der Legierungszusammensetzung

- Die neu entwickelte Legierung zeigt abweichende Varianten-Gitter-Korrespondenz und weniger BOR-konforme Grenzen als CP-Ti oder Ti-6Al-4V.
- Phänomenologische Theorie: Vier-Varianten-Cluster ($V_1V_3V_4V_8$) minimieren die Umwandlungsdehnung, erklärt Dominanz von Typ-2- und Typ-3-Grenzen.

Task 3.4 – Etablierung von Struktur-Eigenschaftsbeziehungen

Aufgrund der Einschränkungen bei der Herstellung der Proben wurden die Vorversuche zum Vergleich der Legierungen an kleinem, gegossenem Material durchgeführt, wobei jeweils bis zu 20 g verwendet wurden. Diese gegossenen Proben wurden bearbeitet und für die Prüfung im Dilatometer (DIL-805) unter Druckbelastung vorbereitet. Um die Eigenschaften der neu entwickelten Legierungen unter den vorgesehenen Einsatzbedingungen zu bewerten, wurde das Dilatometer je nach Testziel (Volumeneigenschaften/Oxidation unter realen Bedingungen) auf hohe Temperaturen (500–600 °C) unter Vakuum- oder Atmosphärenbedingungen eingestellt.

In der Anfangsphase der Legierungsentwicklung wurden nur reguläre Druckprüfungen durchgeführt. Nachdem die endgültigen Legierungszusammensetzungen festgelegt waren, wurde die Testmatrix um weitere experimentelle Druckkriechprüfungen (Prüfungen unter konstanter Belastung) erweitert. Zunächst wurden die Proben vor der Prüfung gleichmäßig wärmebehandelt um vergleichbare Ausgangszustände zu gewährleisten. Nachdem T3.5 optimierte Wärmebehandlungen bereitgestellt hatte, wurden die Proben mit den optimierten Eigenschaften erneut getestet. Die Versuchsparameter sind in Tabellen 3.2 und 3.3 aufgeführt. Beispiele für die Ergebnisse der Druckversuche und Kriechversuche sind in Abbildung 3.13 dargestellt. Die Ergebnisse wurden verwendet, um die entwickelten Legierungen, den Einfluss der Wärmebehandlung und ihre Auswirkung auf die mechanische Performance mit der Basislegierung Ti-6242 zu vergleichen.

Tabelle 3.2 – Parameter für die experimentelle statische Druckprüfung.

Procedure	Strain Rate [s^{-1}]	Environment	Temperature [$^{\circ}C$]
Static compression	$1 \cdot 10^{-3}$	Vacuum / Inert	550

Tabelle 3.3 – Parameter für die experimentelle Druckkriechprüfung.

Procedure	Load [MPa]	Duration [h]	Environment	Temperature [$^{\circ}C$]
Compression creep	100 / 210	90	Inert	550

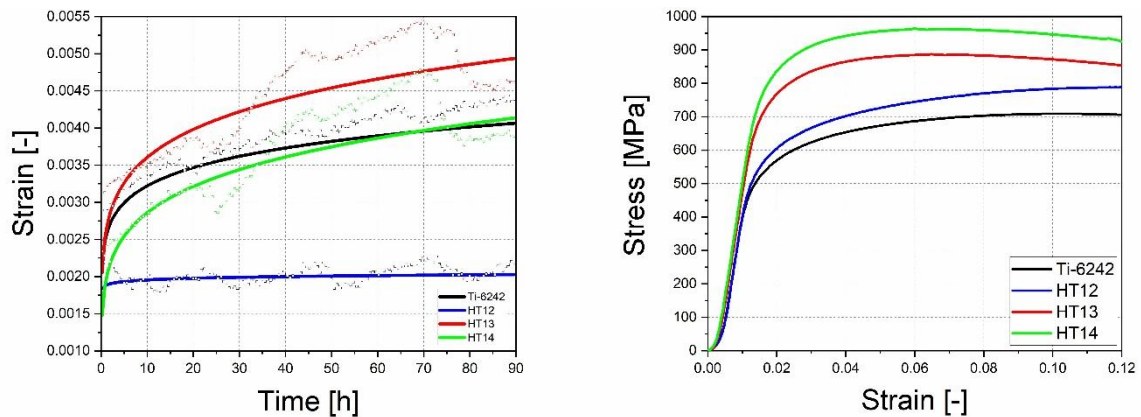


Abbildung 3.13 – (links) Ergebnisse der Druckkriechprüfung; (rechts) Ergebnisse der statischen Druckprüfung.

Zusätzlich wurden die Iterationen der Legierungszusammensetzungen auch hinsichtlich ihrer Härte durch Mikrohärteeindrückungen getestet. In Kombination mit den Druckversuchen ermöglichte dies einen Vergleich der Auswirkungen von Legierungszusammensetzungen, Nachwärmebehandlungen und erwarteten Hochtemperatureigenschaften. Insgesamt schuf T3.4 eine Grundlage für den Vergleich und die erwarteten Volumeneigenschaften der entwickelten Legierungen unter nahezu realen Einsatzbedingungen.

Task 3.5 – Auswahl finaler Legierungszusammensetzung mit optimierter WBH

Legierungsauswahl

Basierend auf den detaillierten Untersuchungen des Arbeitspakets wurde eine qualitative Entscheidungsmatrix ausgearbeitet. Diese ist in Tabelle 3.4 dargestellt. Drei wesentliche Werkstoffeigenschaften wurden als Entscheidungskriterien herangezogen: Härte, Druckfestigkeit und Kriechbeständigkeit (letztere jeweils bei $550^{\circ}C$). Dabei hat sich gezeigt, dass alle drei neuen Legierungsvarianten über eine höhere Härte verfügen als die Referenzlegierung. Im Druckversuch (siehe Ergebnisse des Tasks 3.4) wurden ebenfalls für alle drei neuen Legierungsvarianten verbesserte Festigkeitseigenschaften festgestellt in der Reihenfolge $HT12 < HT13 < HT14$. Im Wesentlichen korrelieren somit Härte und Warmdruckfestigkeit. Die Kriechbeständigkeit – ein wesentliches Kriterium für den Einsatz von Hochtemperaturlegierungen – zeigt jedoch ein anderes Bild (siehe ebenfalls Ergebnisse des Tasks 3.4). HT14 zeigt eine ähnliche Kriechbeständigkeit wie die Referenzlegierung. HT13 zeigt ein deutlich schlechteres Verhalten. Es ist daher davon auszugehen, dass die positiven Effekte der Nb Zugabe durch die negativen Effekte der Cu Zugabe kompensiert werden. HT12 (ohne

Cu) zeigt aus diesem Grund die besten Eigenschaften, mit einer deutlichen Verbesserung gegenüber der Referenzlegierung.

Basierend auf diesen Ergebnissen wurde Legierung HT12 ausgewählt, um weitere Schritte des Arbeitspakets 4 an dieser Legierung durchzuführen.

Tabelle 3.4 – Qualitative Entscheidungsmatrix zur Bewertung der Legierungsvarianten.

Legierung	Härte [RT]	Druckversuch [550°C]	Kriechversuch [550°C]
Ti-6242	Baseline	Baseline	Baseline
HT12	+	+	++
HT13	+	++	--
HT14	+	+++	-

Wärmebehandlungsstrategie

Basierend auf den in Kapitel 3.1-3.4 gewonnenen Erkenntnissen konnte für HT12 eine optimierte Wärmebehandlungsstrategie für den Hochtemperatureinsatz abgeleitet werden (Abbildung 3.14). Ziel war eine Mikrostrukturkonfiguration, die eine hohe Kriechbeständigkeit bei gleichzeitig ausreichender Festigkeit und thermischer Stabilität aufweist.

Die Wärmebehandlung basiert auf einer kurzen Lösungsbehandlung oberhalb der β -Transustemperatur, um eine vollständige Umwandlung in die β -Phase sowie eine Homogenisierung der Legierung zu erreichen, während das Kornwachstum möglichst begrenzt bleibt. Die anschließende kontrollierte Abkühlung führt zur Ausbildung einer lamellaren $\alpha+\beta$ -Mikrostruktur, welche aus der Literatur als vorteilhaft für eine hohe Kriechbeständigkeit und Festigkeit bekannt ist. Daran anschließend wird eine Auslagerungsbehandlung bei 650 °C für 6 h vorgeschlagen, um die gezielte Ausscheidung von Siliziden sowie feinen Y-reichen Dispersoiden zu erreichen und gleichzeitig die Mikrostruktur für Einsatztemperaturen bis 600 °C zu stabilisieren.

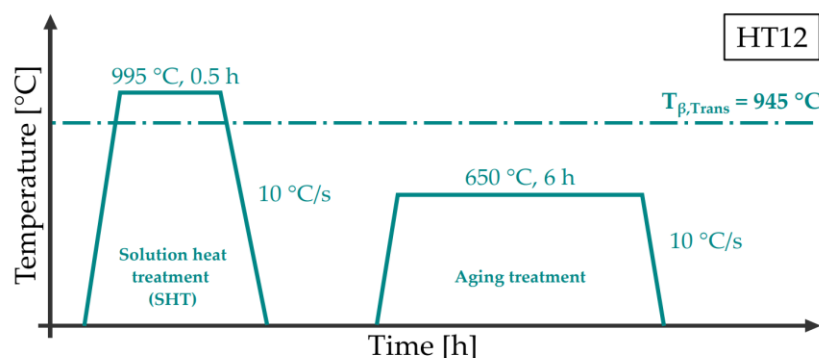


Abbildung 3.14 – Optimierte Wärmebehandlungsstrategie für die Legierung HT12.

Task 4.1 – WAM-Drahtfertigung

Ursprünglich war geplant, Drahtmaterial aus der entwickelten Legierungszusammensetzung herzustellen. Erste Tests zur Herstellung des Drahtes wurden mit kleinen Bolzen ($\varnothing 30 \times 40 \text{ mm}$)

durchgeführt (Abbildung 3.15). Der Ansatz bestand darin, die Maschine (600 °C) und den Bolzen (~1400 °C) vorzuwärmen. Vor dem Vorheizen wurde eine Schutzbeschichtung auf die Bolzen aufgebracht; außerdem wurde im Inneren des Ofens Argon-Gas eingesetzt, um die Oxidation zu minimieren. Dennoch kam es zu einer starken Oxidation.



Abbildung 3.15 – Titanblock, der in Drahtstrangpressversuchen verwendet wurde, skaliert und oxidiert.

Das Vorhandensein von Ablagerungen erhöhte die Reibung und den Verschleiß an den Presswerkzeugen, was zu Ausfällen führte. Wie in Abbildung 3.16 zu sehen ist, hatten die extrudierten Drähte zunächst den vorgesehenen Durchmesser, wurden jedoch aufgrund des Versagens der Matrize während des Extrudierens schnell dicker.



Abbildung 3.16 – Extrudierte Drähte mit unterschiedlichen Durchmessern aufgrund eines Werkzeugversagens während der Extrusion.

Trotz mehrerer Iterationen der Verfahren (Vorheizdauer, Argongasfluss, Extrusionsgeschwindigkeit usw.) konnte keine stabile Verarbeitung erreicht werden. Letztendlich wurde dieser Ansatz immer teurer und erfolgloser. Daher wurde ein alternativer Weg zur Herstellung der Drähte eingeschlagen. Im Rahmen einer Unterauftragsvergabe wurde der Guss durchgeführt (Abbildung 3.17 (rechts)) und zu Drähten verarbeitet, wie in Abbildung 3.17 (links) zu sehen ist. Der Drittanbieter war zunächst zuversichtlich, dass die endgültigen Drahtabmessungen ($< \varnothing 3$ mm) eingehalten werden könnten, doch dies war nicht möglich, sodass ein Enddraht mit $> \varnothing 5$ mm geliefert wurde.



Abbildung 3.17 – Untervergebene Drahtproduktion; (links) – endgültige Drahtgeometrie; (rechts) – gegossener Stab.

Task 4.2 – WAM-Verarbeitung

Die WAM-Verarbeitung innerhalb von NovelTi ist in zwei spezifische Bereiche unterteilt: (1) Verarbeitung der Referenzlegierung (Ti-6242); (2) Verarbeitung der entwickelten Legierung (HT12). Für jede Situation wurde die Einrichtung entsprechend angepasst, jedoch erforderten beide den Einsatz der inerten Kammer. Für die Verarbeitung der Referenzlegierung (1) war handelsüblicher Schweißdraht ($\varnothing$ 1,2 mm) verfügbar. Da das Format mit der MIG-Stromquelle kompatibel ist, kam es hier zu keinen Einschränkungen. Das für die Herstellung der Prüfkörper erforderliche Volumen wurde mit einer Modellierungssoftware geschätzt und anschließend aufgebracht, Abbildung 3.19 (links).

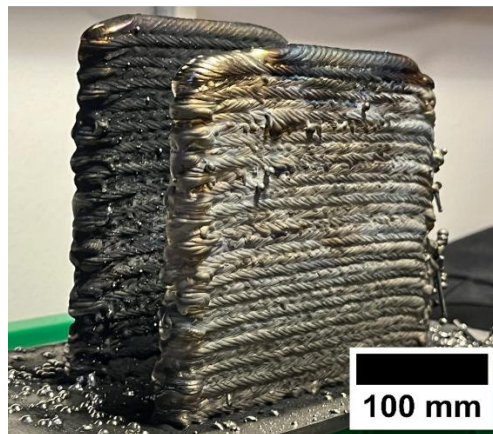


Abbildung 3.18 – WAM-Abscheidungen der Referenzlegierung.

Die Verarbeitung (2) war anders, es waren mehr Anpassungen erforderlich, um den unerwarteten Enddurchmesser der beschafften HT12-Drähte ($>\varnothing$ 5 mm) zu berücksichtigen. Die herkömmliche MIG-Stromquelle war nicht kompatibel, daher wurde für HT12 die Plasma-Stromquelle verwendet. Die Drähte waren außerdem nicht durchgehend, was die automatische Zuführung erschwerte und das Hinzufügen einzelner Drahtabschnitte erforderlich machte. Die Drähte wurden an flexiblen Armen im Inneren der Kammer befestigt und zwischen jedem Durchgang auf den Lichtbogenweg gelegt, wie in Abbildung 3.19

(links) zu sehen ist. Abbildung 3.19 (rechts) zeigt ein Beispiel für die Aufbauten. Die Verarbeitung war weniger stabil wie bei der Referenzlegierung.

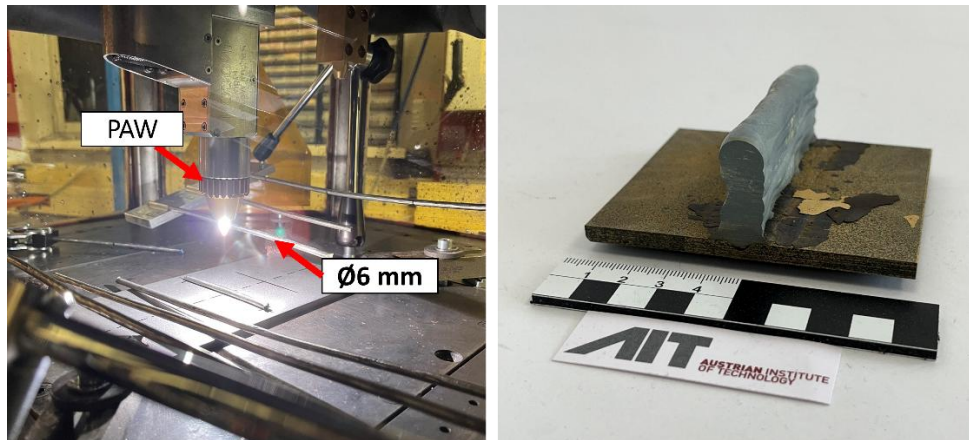


Abbildung 3.19 – (links) – Versuchsaufbau für die HT12-Bearbeitung (PAW – Plasma-Lichtbogenschweißen); (rechts) – HT12-Abscheidungen.

Task 4.3 – Mechanische Eigenschaftscharakterisierung

Die mechanischen Prüfungen wurden unter Verwendung von drei Techniken durchgeführt: (1) Mikrohärteprüfungen; (2) Hochtemperatur-Druckprüfung; (3) Hochtemperatur-Kriechprüfung (Druckprüfung in kleinem Maßstab und Zugprüfung für ausgewählte Proben). Die Härtemessungen wurden bei Raumtemperatur durchgeführt und sind in Abbildung 3.20 dargestellt. Für diese Messungen wurden drei Zustände des Materials verwendet: HT für wärmebehandelt; As-cast ist der Zustand des Materials nach dem ersten Gießen; WAM Sim ist eine Folge von Temperaturwechseln unter Verwendung des Dilatometers, Teil eines Versuchs, die Temperaturwechsel von WAM nachzubilden.

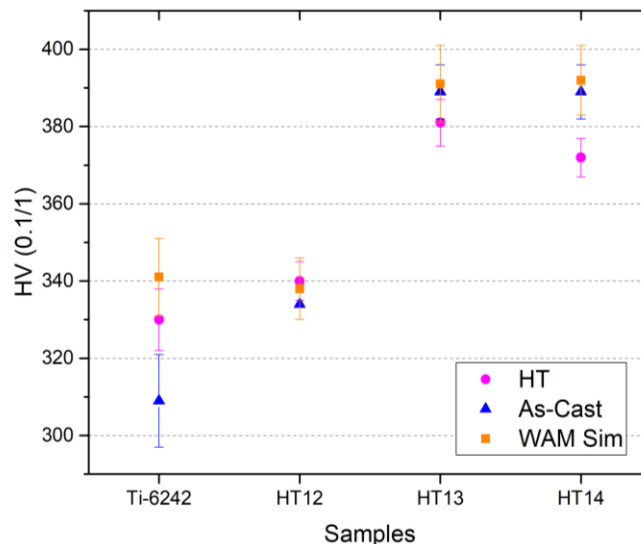


Abbildung 3.20 – Mikrohärte-Messungen entsprechend dem Wärmebehandlungszustand.

Die Werte zeigen, dass die Legierungsänderungen am Referenzmaterial zu Verfestigungsmechanismen geführt haben. Die Varianten HT13 und HT14 zeichnen sich durch ihre Ausscheidungs- und Mischkristallverfestigung aus. Das gleiche Verhalten lässt sich bei der Druckprüfung (Abbildung 3.21) bei hohen Temperaturen beobachten. Die Variante HT12 übertrifft die Referenzlegierung mit einem verbesserten Verfestigungsverhalten, wird jedoch weiterhin von beiden Kupfervarianten (HT13 und 14) übertroffen.

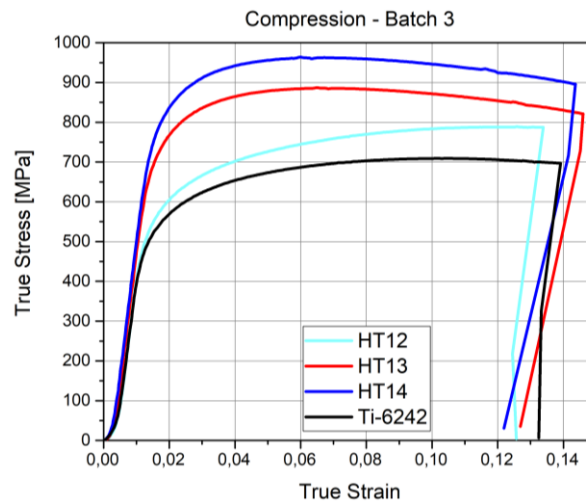


Abbildung 3.20 – Druckversuchs-Messungen entsprechend dem Wärmebehandlungszustand.

Die Kriechprüfung wurde unter einer konstanten Belastung von 2 kN für 96 Stunden bei 550 °C durchgeführt. Die gemessenen Kurven sind in Abbildung 3.21 dargestellt, wobei: die Referenzlegierung eine ähnliche Leistung wie die HT14-Legierung zu erbringen scheint; HT13 bei erhöhter Kriechdehnung eine unterdurchschnittliche Leistung zeigt; die HT12-Legierung alle anderen Legierungen zu übertreffen scheint. Dies hängt wahrscheinlich mit dem Vorhandensein von Cu in HT13 und HT14 zusammen, was zu einer erhöhten Diffusion innerhalb der Titanmatrix führt, während HT12 nur Yttrium-Zusätze und kein Cu enthält und daher Ti-6242 übertrifft.

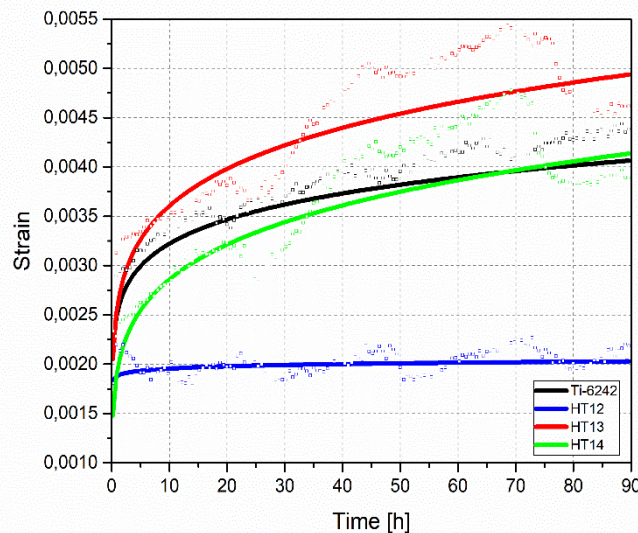


Abbildung 3.21 – Im Dilatometer getestete Druckkriechkurven (550 °C – 210 MPa – 96 Stunden).

An ausgewählten Proben von Ti-6242, hergestellt von WAM, wurden makroskopische Spannungskriechversuche in vollem Umfang durchgeführt, um dessen Eigenschaften zu testen (Abbildung 3.22 links). Abbildung 3.22 (rechts): Zusätzlich wurden Zugversuche an demselben Material durchgeführt, um ein grundlegendes Verständnis hinsichtlich Festigkeit zu erlangen. Eine eingehende Analyse dieser Daten und Ergebnisse ist Teil der SCI-Veröffentlichung.

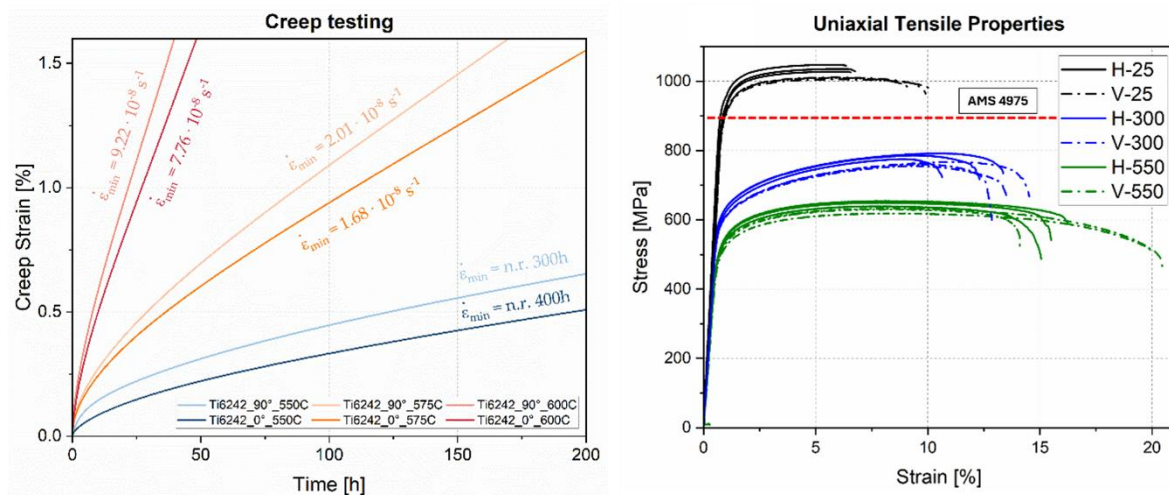


Abbildung 3.22 – Zugkriechen, durchgeführt an WAM Ti-6242 bei unterschiedlichen Temperaturen und jeweiligen minimalen Kriechraten jeder Messkurve (links); Zugeigenschaften desselben Materials bei unterschiedlichen Temperaturen und Hinzufügung des gängigen AMS 4975-Standards als Referenz für Eigenschaften bei Raumtemperatur (rechts).

Task 4.4 – Analyse der Oxidationsbeständigkeit

Das Oxidationsverhalten der Legierungen wurde mittels thermogravimetrischer Analyse (TGA) untersucht. Alle drei neu entwickelten Legierungen wurden analysiert und mit der konventionellen Ti-6242 Legierung sowie kommerziell reinem Titan verglichen, welches als Referenz zur Einordnung der absoluten Massenzunahme diente. Ziel der Untersuchungen war die Quantifizierung der Kinetik bei erhöhten Temperaturen sowie die Bewertung des Legierungskonzepts hinsichtlich einer verbesserten Oxidationsbeständigkeit.

Die Proben wurden isotherm bei 600 °C, 700 °C und 800 °C jeweils über 24 h oxidiert. Die Massenzunahme wurde kontinuierlich erfasst und auf die exponierte Oberfläche normiert. Das verwendete Temperaturprofil sowie die resultierenden Massenzunahmen sind in Abbildung 3.23a-d dargestellt. Insgesamt zeigen die neu entwickelten Legierungen ein verbessertes Oxidationsverhalten im Vergleich zu Ti-6242, insbesondere bei 600 °C und 800 °C. Bei 600 °C, entsprechend der typischen Einsatzgrenze von near- α Ti-Legierungen, weisen alle neuen Legierungen eine geringere Massenzunahme auf, was auf reduzierte Oxidationsraten hinweist.

Die deutlichsten Unterschiede treten bei 800 °C auf: Während reines Titan und Ti-6242 eine nahezu lineare Massenzunahme zeigen, was auf nicht-schützende Oxidschichten hinweist, folgen die neuen Legierungen weiterhin einem logarithmischen bzw. parabolischen Verlauf. Dies deutet auf die Ausbildung dichter, schützender Oxidschichten hin. Die reduzierte Oxidationsrate wird dabei maßgeblich der Nb-Zugabe zugeschrieben, welche die Sauerstoffdiffusion in das Substrat hemmt und somit das Oxidwachstum verlangsamt.

Zur Ergänzung der TGA-Ergebnisse wurden REM-Untersuchungen der Oxidschichten nach Oxidation bei 800 °C durchgeführt (Abbildung 3.24a-e). Reines Titan bildet eine dicke, poröse Oxidschicht mit ausgeprägter Schichtung, während Ti-6242 eine kompaktere, jedoch weiterhin inhomogene Oxidschicht zeigt. Im Gegensatz dazu weisen die neu entwickelten Legierungen deutlich dünnere, dichtere und homogenere Oxidschichten. Die temperaturabhängige Entwicklung der Oxidschichtdicke ist in Abbildung 3.25 zusammengefasst und bestätigt die signifikant verbesserte Oxidationsbeständigkeit der neuen Legierungen gegenüber Ti-6242.

Energieforschungsprogramm - 8. Ausschreibung

Klima- und Energiefonds des Bundes – Abwicklung durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft FFG

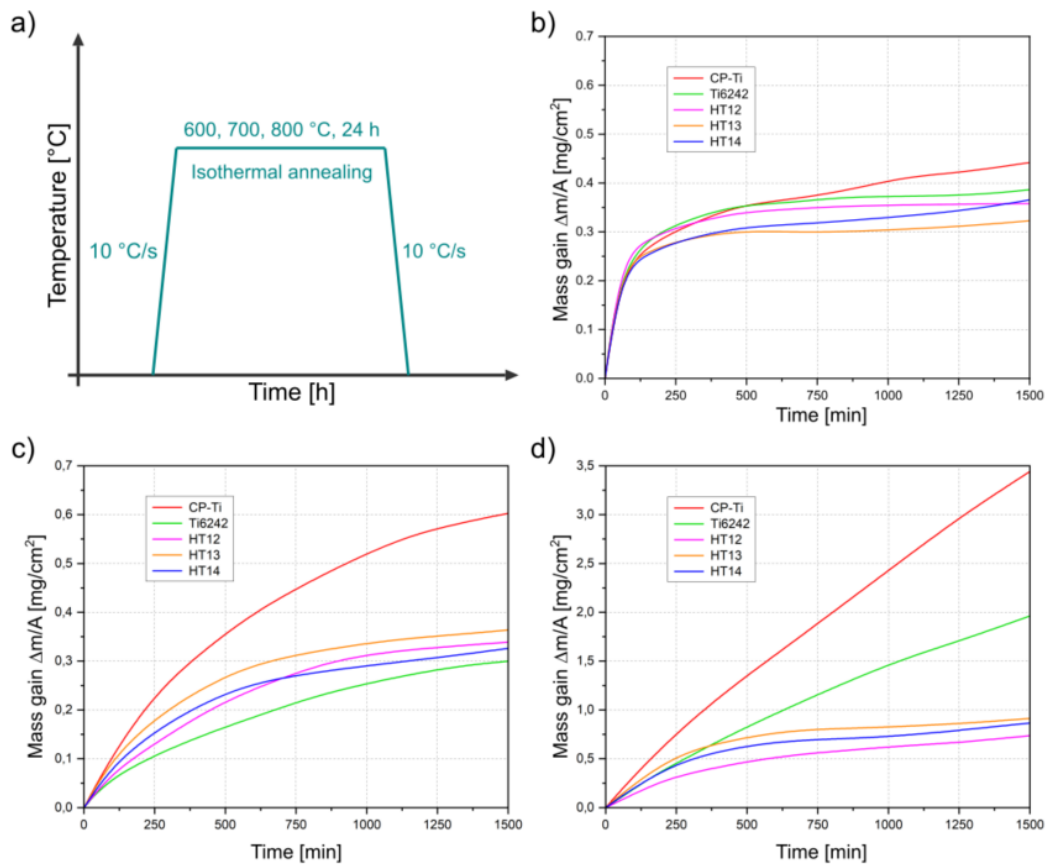


Abbildung 3.23 – (a) Schematische Darstellung des angewendeten Temperaturprofils für TGA-Messungen. Massenzuwachs pro Oberfläche als Funktion der Zeit während einer 24-stündigen isothermen Belastung bei (b) 600 °C, (c) 700 °C und (d) 800 °C.

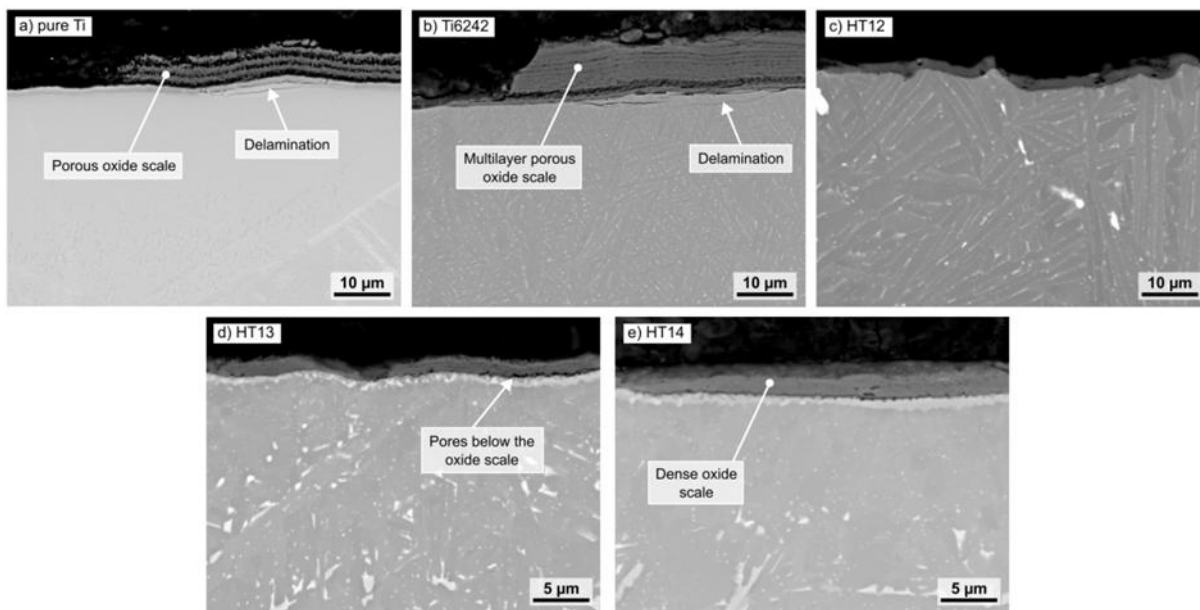


Abbildung 3.24 – SEM-Aufnahmen der Randbereiche aller Legierungen nach TGA-Oxidationstests bei 800 °C.

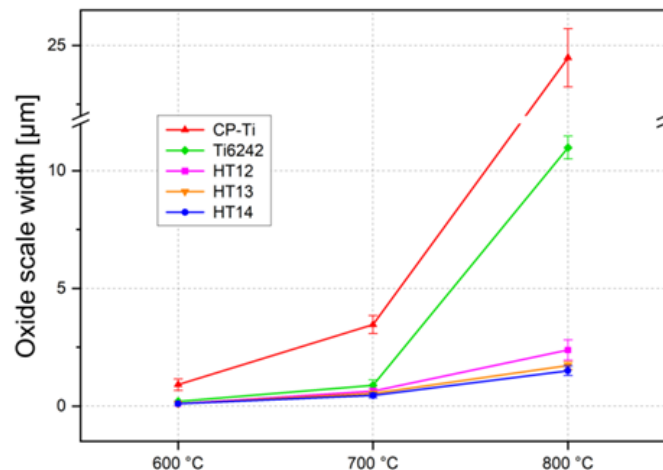


Abbildung 3.25 – Die nach 24 h isothermer TGA-Belastung gemessene Oxidschichtdicke als Funktion der Temperatur für alle getesteten Legierungen.

Task 4.5 – Analyse der Gefügestabilität und mechanischer Eigenschaftsretardation

Um die Auswirkungen einer langfristigen Hochtemperaturreexposition zu bewerten, wurde nach Rücksprache zwischen den Konsortialpartnern eine Testmatrix erstellt. Im Rahmen des geplanten Experiments wurden gleich große Proben ($5 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$) jeder Legierung bis zu 720 Stunden lang einer Temperatur von 575 °C ausgesetzt. Es gab vier Zeitpunkte (50/150/300/720 Stunden) und einen nicht exponierten Zeitpunkt (wärmebehandelter Zustand), insgesamt also 5 Proben pro Legierung.

Diese Proben wurden dann mit den folgenden Verfahren untersucht: Gewichtsmessungen (vor und nach der thermischen Belastung), REM-Bildgebung und vor allem Mikrohärte-Kartierungen, um das Eindringen von Oxidation in das Materialinnere zu untersuchen. Die erste untersuchte Legierung (Ti-6242-Referenz) zeigte keine Anzeichen der erwarteten Veränderungen. Die Mikrohärtekartierung des nicht exponierten und letzten Zeitpunkts im Experiment ist in Abbildung 3.26 unter Verwendung derselben farbcodierten Skala dargestellt. Aus Abbildung 3.28 geht hervor, dass die 720 Stunden bei 575 °C zu keinen deutlichen Unterschieden in den Mikrohärtekartierungen geführt haben.

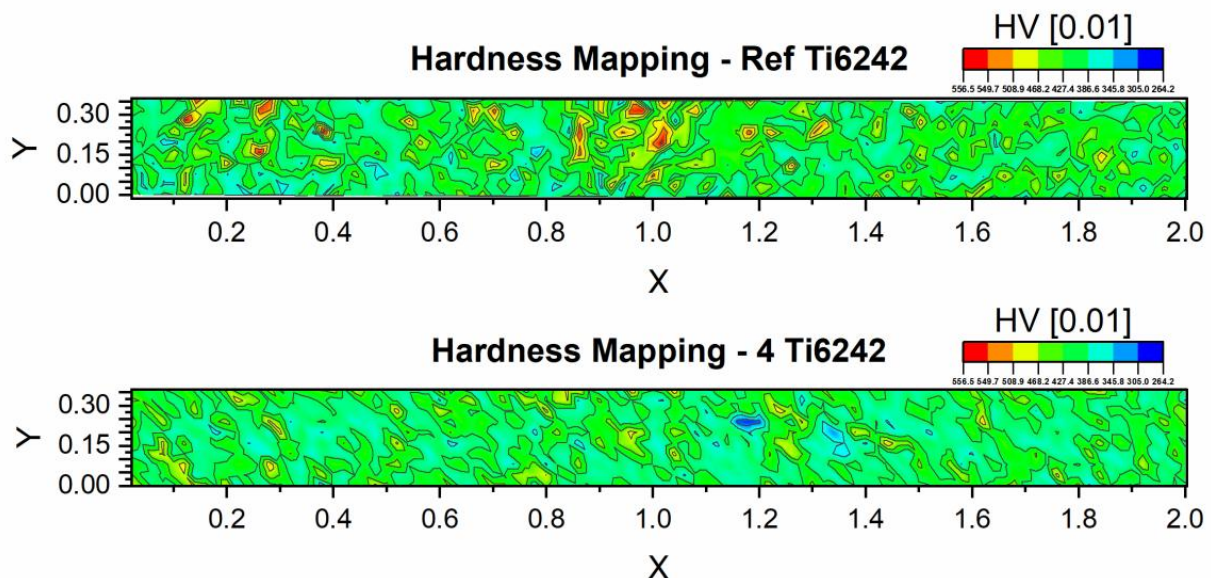


Abbildung 3.28 – Mikrohärte-Kartierung der Ti-6242-Legierung ohne Exposition (oben) und nach 720 Stunden bei 575 °C (unten).

Das gleiche Verhalten wurde bei HT12 beobachtet (Abbildung 3.29). Durch das Eindringen von Sauerstoff in das Material (von links nach rechts – vom äußeren Rand zum Inneren) wurde eine messbare Erhöhung der Mikrohärtigkeit erwartet, die jedoch nicht eintrat.

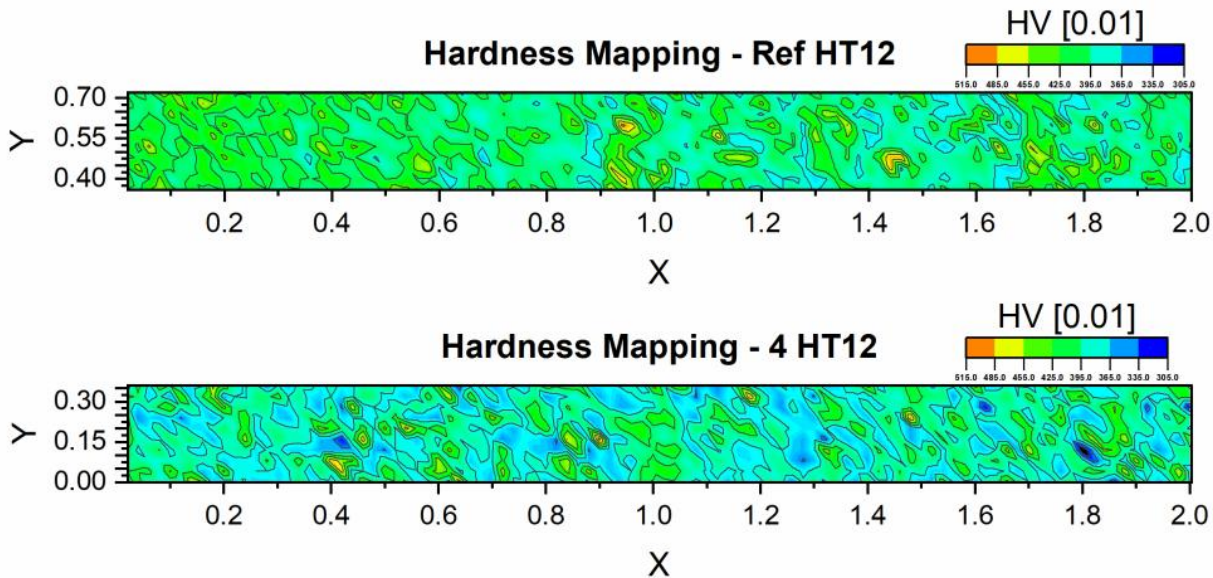


Abbildung 3.29 – Mikrohärtigkeit-Kartierung der HT12-Legierung ohne Exposition (oben) und nach 720 Stunden bei 575 °C (unten).

Die Daten für die Mikrohärtigkeitprüfungen wurden weiter ausgewertet, wobei die Messungen an jeder Messlinie (gleicher X-Wert) gemittelt und in Form eines Clusters dargestellt wurden. Abbildung 3.30 (links) zeigt das Härteprofil für die Legierung Ti-6242 und Abbildung 3.30 (rechts) das Profil für die Legierung HT12.

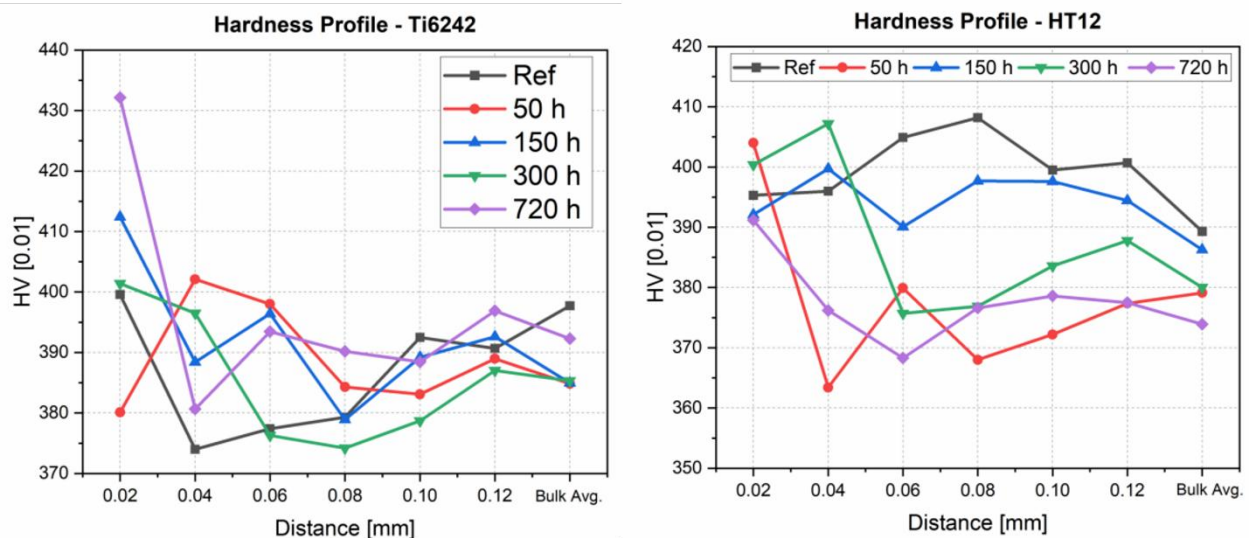


Abbildung 3.30 – Mikrohärtigkeit-Messprofil für jede Legierung (links) Ti-6242; (rechts) HT12.

Obwohl das Profil für Ti-6242 vielversprechend erscheint, wird es schnell unklar, sobald HT12 auf die gleiche Weise verarbeitet wurde. Dieser Mangel an messbaren Unterschieden für HT12 scheint sich bei HT13 und HT14 zu wiederholen. Aufgrund der fehlenden klaren Unterschiede zwischen den Stufen wurde diese Versuchsmatrix eingestellt und nicht weiter untersucht, da mehr Ressourcen erforderlich gewesen wären und ein positives Ergebnis unwahrscheinlich gewesen wäre.

Die REM-Bildgebung bestätigte, dass es fast keine Unterschiede zwischen den Bedingungen derselben Legierung gab. Diese fehlende Veränderung des Materials könnte folgende Ursachen haben: (1) begrenztes Eindringen von Atmosphäre in die Ofenkammer; (2) oder eine zu niedrige Temperatur, um einen messbaren Einfluss zu gewährleisten.

4 Schlussfolgerungen

Projekt NovelTi veranschaulicht, dass systematische und tiefgreifende Untersuchungen eine effiziente Entwicklung neuer und verbesserter Werkstoffe ermöglichen kann. Die durchgeführten Untersuchungen haben nicht nur das Legierungsverständnis gefördert, sondern eine verbesserte Legierungskomposition hervorgebracht. Diese Ergebnisse ermöglichen es in Zukunft hochbelastete Bauteile für Hochtemperaturanwendungen durch additive Fertigung aus Titan herzustellen. Die Erkenntnisse wurden durch vielfältige Disseminationsaktivitäten bei Konferenzen und in renommierten Journalen veröffentlicht. Darüber hinaus wurden die Ergebnisse mit den Industriepartnern diskutiert, die dem Projekt ihr Interesse ausgesprochen haben. Des Weiteren wurden im Rahmen des Projekts studentische Arbeiten durchgeführt und so ein wesentlicher Beitrag zur Ausbildung von Jungwissenschaftlerinnen und Jungwissenschaftlern ermöglicht.

5 Ausblick und Empfehlungen

Die grundlegenden Ergebnisse des Projekt NovelTi zeigen das Potential des neu entwickelten Werkstoffs auf. In den kommenden Jahren gilt es, gemeinsam mit Industriepartnern das TRL dieses Werkstoffkonzepts zu heben, damit ein Einsatz in modernen Systemen ermöglicht wird. Die Projektpartner sind bestrebt derartige Kooperationen einzugehen und weitere Entwicklungsmöglichkeiten in diesem Bereich aufzuzeigen.

6 Literaturverzeichnis

- [1] T. Klein, A. Großalber, S. H. Hoque, M. Schnall, W. Fragner, Development strategies for advanced light-metal feedstock wires for wire-based additive manufacturing, Presentation at 2nd International Conference on Advanced Joining Processes 2021.
- [2] B. Poorganji, A. Kazahari, T. Narushima, C. Ouchi, T. Furuhashi, Effect of yttrium addition on the grain growth of α , β and $\alpha+\beta$ titanium alloys, Journal of Physics: Conference Series 240 (2010), 012170.

7 Kontaktdaten

Dr. Thomas Klein

LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH

Lamprechtshausenerstraße 61, 5282 Ranshofen

thomas.klein@ait.ac.at; +43 664 8251 113; <https://www.ait.ac.at/ueber-das-ait/center/center-for-transport-technologies/lkr-leichtmetallkompetenzzentrum-ranshofen>

Weitere Partner:

Montanuniversität Leoben

University of New South Wales - UNSW