



Projektarbeit WS 2019/2020

**Maximierung der Zugfestigkeit einer Verdichterschaufel
aus der Titanlegierung Ti 6Al 2Sn 4Zr**

Ziad Ben Hadj Salem

Matrikelnummer 4880262

Thiago Coelho Jordao

Matrikelnummer 4898717

Patrick Hartmann

Matrikelnummer 4880903

Viktor Rein

Matrikelnummer 4808590

Ausgegeben: Institut für Werkstoffe
Institutsleiter: Prof. Dr. Joachim Rösler
Technische Universität Braunschweig

Betreuer: Carsten Siemers

Fabian Haase

Veröffentlichung: Datum

Inhaltsverzeichnis

Nomenklatur	iii
1 Einleitung	2
2 Metallurgie	3
2.1 Metallurgie von Titan und Titanlegierungen (PH)	3
2.1.1 Klassifizierung von Titan und Titanlegierungen	3
2.1.2 Herstellung von Titanlegierungen	6
2.1.3 Mikrostrukturen in Titanlegierungen	7
2.1.4 Mechanische Eigenschaften von Titanlegierungen	10
2.1.5 Verwendung von Titan und Titanlegierungen	12
2.2 Ti-6242 (ZB)	13
2.2.1 Zusammensetzung	13
2.2.2 Kristallstruktur	14
2.2.3 Physikalische und mechanische Eigenschaften	16
2.2.4 Verwendung	18
3 Experimentelle Methoden	20
3.1 Metallografische Präparation	20
3.1.1 Ofenbehandlung	20
3.1.2 Trennen	20
3.1.3 Einbetten	20
3.1.4 Schleifen/Polieren	20
3.1.5 Ätzen	21
3.2 Untersuchung der Mikrostruktur	21
3.2.1 Lichtmikroskop:	21
3.2.2 Rasterelektronenmikroskopie (REM)	22
3.2.3 großes REM	22
3.3 Quantitative Analyse der Mikrostruktur	22
3.3.1 Alpha-Primär Volumenanteil Analyse	22
3.4 Mechanische Prüfverfahren	22
3.4.1 Härteprüfung	22
3.4.2 Zugversuch	23
4 Durchführung	24
4.1 α_p -Studie (VR)	24
4.2 Martensit-Bildung	25
4.3 Martensit-Zerfall (TJ)	26
4.3.1 Parallelversuch	26
5 Ergebnisse	27
5.1 α_p -Studie (PH)	27
5.2 Short Time Duplex Heat Treatment (STDA - short Time Duplex Anneal) (PH)	29
5.3 $\alpha_p-\alpha'$ Wärmebehandlung (PH)	34
5.4 Zugversuche (PH)	36
6 Diskussion der Ergebnisse	37
6.1 Martensitbildung	37
6.2 Martensit-Zerfall	38

Nomenklatur

Griechische Bezeichnungen

α	Anstellwinkel
γ	Bahnneigungswinkel
η	Trimmwinkel
ϵ_{min}	minimale reziproke Gleitzahl
Λ	Flügelstreckung
κ	Isentropenkonstante
ρ	Luftdichte

Formelzeichen

A	Auftrieb
C_A	Auftriebsbeiwert
C_A^*	Auftriebsbeiwert bei ϵ_{min}
$C_{A\alpha}$	Auftriebsanstieg
C_W	Widerstandsbeiwert
C_{W0}	Nullwiderstandsbeiwert
C_W^*	Widerstandsbeiwert bei ϵ_{min}
G	Gewicht
g	Erdbeschleunigung
H	Flughöhe
k	Widerstandsanstieg
k	k-Faktor
m	Masse
p	Luftdruck
q	Staudruck
R	Gaskonstante
T	Temperatur
t	Zeit
V_{IAS}	angezeigte Fluggeschwindigkeit
V_{TAS}	wahre Fluggeschwindigkeit

V_{opt} Fluggeschwindigkeit beim besten Gleiten

W Widerstand

W_{min} minimaler Widerstand

Kapitel 1

Einleitung

Titan nimmt durch seine herausragenden Eigenschaften eine immer stärkere Rolle im Bereich der Luft- und Raumfahrttechnik ein. Dazu zählen Eigenschaften wie die hohe spezifische Festigkeit, Korrosions- und Temperaturbeständigkeit sowie die Dauerfestigkeit, Kriechbeständigkeit und Rissausbreitung. Diese sind abhängig von der Mikrostruktur des Werkstoffs, die maßgeblich durch die Legierungszusammensetzung und thermomechanische Behandlung bestimmt wird. Dadurch wird eine Vielzahl an Anwendungen in verschiedensten Bereichen des Flugzeugbaus, wie der Flugzeugzelle, dem Fahrwerk und den Triebwerken ermöglicht. Trotz der durch den großen Produktionsaufwand relativ hohen Werkstoffkosten hat sich Titan durch die vorteilhafte Kombination seiner Eigenschaften in der militärischen und zivilen Luftfahrt durchgesetzt.

Die gängigste Wärmebehandlung für Ti6242 ist ein Glühen im Zweiphasenfeld knapp unter der β -Transus-Temperatur und anschließendes Abkühlen an der Luft. Dadurch entsteht ein bimodales Gefüge bestehend aus Primär- α -Körnern (α_p) und lamellaren transformierten β -Körnern.

Ein Großteil der in der Luftfahrt eingesetzten Titanlegierungen bestehen aus zwei Phasen, der α und β -Phase in unterschiedlichen Volumenanteilen und Morphologien. Die bekannteste und am besten erforschte Legierung ist dabei Ti 6Al 4V (Ti64), an der bereits seit den 50er Jahren geforscht wird. Ti64 wird insbesondere in dynamisch belasteten Bauteilen wie Fanschaufeln in Flugtriebwerken und Verbindungselementen wie Nieten und Bolzen.

Ziel dieser Projektarbeit ist die Zugfestigkeit der Legierung Ti6242 durch eine Wärmebehandlung zu maximieren, während eine Bruchdehnung von mindestens 10% beibehalten wird.

Name	Initialen
Ziad Ben Hadj Salem	ZB
Thiago Coelho Jordao	TJ
Patrick Hartmann	PH
Viktor Rein	VR

Tabelle 1.1: Initialen der beteiligten Personen

Kapitel 2

Metallurgie

2.1 Metallurgie von Titan und Titanlegierungen (PH)

Reines Titan ist das vierthäufigste Metall in der Erdkruste (etwa 0,4 – 0,6 %) und zeigt eine hohe Reaktivität mit anderen Elementen des Periodensystems. Es tritt in zwei verschiedenen Gittermodifikationen auf. Zum einen in der α -Phase bei Raumtemperatur, die ein hexagonales Gitter annähernd dichtester Kugelpackung (hex) aufweist. Zum anderen in der β -Phase, die über einer Temperatur von $882^\circ C$ eine kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur (krz) besitzt (Bild 1). Bei einer Temperatur von $882^\circ \pm 2^\circ C$ tritt eine Phasenumwandlung von $\alpha|\beta$ auf. Die Temperatur, bei der diese Umwandlung stattfindet, ist eine wichtige Kenngröße im Bereich der Titanwerkstoffe und wird β -Transus-Temperatur (T_β) genannt. Die Umwandlung $\beta|\alpha$ kann durch einen diffusionskontrollierten Keimbildungs- und Wachstumsprozess erfolgen oder durch die Umwandlung durch einen diffusionslosen Umklappvorgang (martensitisch) erfolgen, wenn eine ausreichend schnelle Abkühlgeschwindigkeit (über 500 K/s) erzielt wird (??).

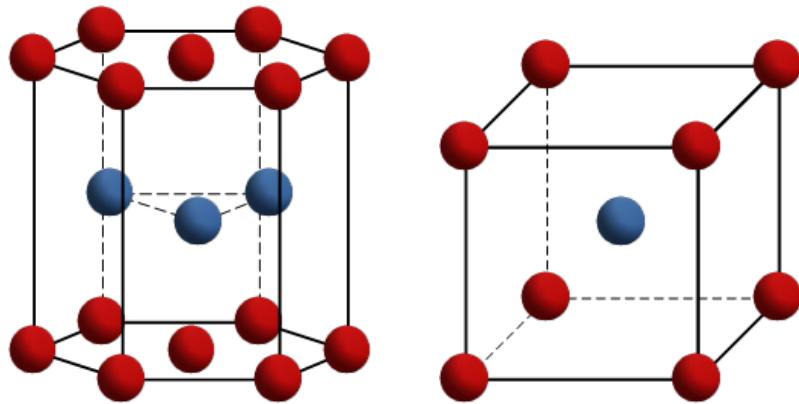


Abb. 2.1: Kristallgitterstruktur der α -Phase (hex) und β -Phase

2.1.1 Klassifizierung von Titan und Titanlegierungen

Da reines Titan wie alle anderen Metalle keine hohe Festigkeit besitzt, werden Legierungen hergestellt, um die mechanischen Eigenschaften gezielt zu verändern. Die in der Industrie erhältlichen Titanlegierungen werden daher in verschiedene Klassen eingeteilt. Den α -, $\alpha + \beta$ - sowie den

β -Legierungen. Die $\alpha + \beta$ -Legierungen werden zusätzlich in near- α - und near- β -Legierungen aufgeteilt. Die Klassifikation hängt vom Typ und der Menge der Legierungselemente ab. Des weiteren gibt es technisch reines Titan (CP-Titanium), das zunächst nur im amerikanischen Normungssystem ASTM (American Standard for Testing of Materials) in vier Klassen, den sogenannten CP-Grades 1,2,3 und 4 eingeteilt wurde. Dieses Bezeichnungssystem wurde später übersetzt und in deutsche und europäische Normen übernommen. Die für Titanwerkstoffe typischen Legierungselemente werden in vier Kategorien eingeteilt, die sich in ihrer Wirkungsweise unterscheiden. Als alpha-Stabilisatoren werden Legierungselemente wie Aluminium (Al), Sauerstoff (O) und Stickstoff (N) bezeichnet, die zu einer Einschnürung des β -Phasengebietes führen und die β -Transus-Temperatur erhöhen. Des Weiteren gibt es die β -Stabilisatoren, die das β -Phasengebiet erweitern und die β -Transus-Temperatur verringern. Man unterscheidet bei den β -Stabilisatoren zwischen β -isomorphen und β -eutektoiden Stabilisatoren. Zu den β -isomorph wirkenden Stabilisatoren gehören die Elemente Molybdän (Mo), Vanadium (V), Niob (Nb) und Tantal (Ta). Diese erweitern das β -Phasengebiet bis hin zur Raumtemperatur. Zu den β -eutektoiden-Stabilisatoren gehören Elemente wie Eisen (Fe), Chrom (Cr), Kupfer (Cu), Mangan (Mn) und Silizium (Si). Bei diesen Stabilisatoren kommt es unterhalb einer elementabhängigen Grenztemperatur zu einer eutektoiden Reaktion, die zu einer Ausscheidung einer zusätzlichen Phase führt. Diese Verbindung liegt entweder elementar oder intermetallisch vor. Die Elemente Zinn (Sn) und Zirkon (Zr) werden häufig als neutral bezeichnet, da diese nur eine sehr geringe α -stabilisierende Wirkung haben.

Alloying element	Amount (wt.%)	Effect on structure
Al	2–7	α stabiliser
Sn	2–6	α stabiliser
V	2–20	β stabiliser
Cr	2–12	β stabiliser
Mo	2–20	β stabiliser
Zr	2–8	α and β strengthener
Si	0.05–1	Improves creep resistance
C	0.10–0.20	α stabiliser
N	0.02–0.07	α stabiliser
O	0.10–0.20	α stabiliser
H	0.010–0.015	β stabiliser

Abb. 2.2: Tabelle typischer Legierungselemente und ihre stabilisierende Wirkung [3,4]

Bei einer Wärmebehandlung von near- α -, $\alpha + \beta$ - oder metastabilen β -Titanlegierungen im Zweiphasengebiet (also unterhalb der β -Transus Temperatur) kommt es bei ausreichend langen Glühzeiten zum sogenannten Element Partitioning [2]. Dabei diffundieren die α -stabilisierenden Elemente in die α -Phase und die β -stabilisierenden Elemente in die β -Phase, so dass die lokale chemische Zusammensetzung der jeweiligen Phasen, von der globalen chemischen Zusammensetzung einer Legierung, abweichen kann.

Material	Composition (wt.%)		Alloy type	Year	Service temperature (°C)
	Nominal elements	Impurities (max.)			
Ti-64	6Al, 4V	0.05N,0.1C, 0.0125H,0.3Fe, 0.2O	$\alpha+\beta$	1954	300
IMI 550	4Al,2Sn,4Mo, 0.5Si	0.0125H,0.2Fe, 0.27(O+N)	$\alpha+\beta$	1956	400
Ti-811	8Al,1Mo,1V	0.05N,0.08C, 0.015H,0.3Fe, 0.12O	near α	1961	400
IMI 679	2.25Al,11Sn,5Zr, 1Mo,0.25Si	0.125H,0.2Fe, 0.2O	near α	1961	450
Ti-6246	6Al,2Sn,4Zr,6Mo	0.04N,0.04C, 0.0125H,0.15Fe, 0.15O	$\alpha+\beta$	1966	450
Ti-6242	6Al,2Sn,4Zr,2Mo	0.05N,0.05C, 0.0125H, 0.25Fe, 0.15O	near α	1967	450
IMI 685	6Al,5Zr,0.5Mo, 0.25Si	0.03N,0.08C, 0.01H,0.05Fe, 0.2O	near α	1969	520
Ti-17	5Al,2Sn,2Zr,4Mo, 4Cr	0.04N,0.0125H, 0.13O	$\alpha+\beta$	1973	350
Ti-6242S	6Al,2Sn,4Zr,2Mo, 0.1Si	0.04N,0.05C, 0.0125H, 0.25Fe,0.15O	near α	1974	540
IMI 829	5.5Al,3.5Sn,3Zr, 0.25Mo,1Nb, 0.3Si	0.03N,0.006H, 0.15O	near α	1976	580
IMI 834	5.8Al,4Sn,3.5Zr, 0.5Mo,0.7Nb,0.35 Si,0.06C	0.03N,0.08C, 0.006H,0.05Fe, 0.15O	near α	1984	600
Ti-1100	6Al,2.7Sn,4.0Zr, 0.4Mo,0.45Si	0.03N,0.04C, 0.02Fe,0.09O	near α	1986	600

(IMI represents the original designation of the alloy when introduced. Now it is changed to TIMETAL).

Abb. 2.3: kommerziell genutzte Titanlegierungen nach ihren Erscheinungsjahren, der chemischen Zusammensetzung und maximalen Einsatztemperatur [9,10,11]

α und near- α -Legierungen Wenn α -Stabilisatoren als Legierungselemente dem reinen Titan hinzulegiert werden, führt dies zu einer stabilen α -Phase bei Raumtemperatur. Daher werden sie als α -Legierungen bezeichnet. Wird ein kleiner Anteil an β -Stabilisatoren (1-2 Gew.%) hinzugefügt, führt dies zu einer near- α -Legierung mit einem kleinen Anteil an β -Phase bei Raumtemperatur. Ein typisches Beispiel einer α -Legierung ist Ti-5Al-2.5Sn. Zu den Vertretern von near- α -Legierungen gehören Ti-8Al-1Mo-1V und Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo. Der Aluminiumgehalt in diesen Legierungen wird typischerweise unter 9 % gehalten, da es sonst zu Ti_3Al -Ausscheidungen und dadurch zu Versprödungen kommen kann [1,2,3,4].

$\alpha+\beta$ Legierungen Diese Legierungen haben einen ausgeglichenen Anteil an α - und β Phase bei Raumtemperatur. Die bekanntesten $\alpha+\beta$ Legierungen sind Ti-6Al-4V und Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo [1,2,3,4].

Near β - und β -Legierungen Diese Legierungen enthalten ca. 10–15 % β -Stabilisatoren neben einem kleinen Anteil an α -Stabilisatoren, haben dadurch einen größeren Anteil an β -phase bei Raumtemperatur und werden deshalb near- β -Legierungen genannt. Im Gegensatz dazu, haben die β -Legierungen einen sehr hohen Volumen-Anteil an β -Phase. Ein Beispiel für near- β -Legierungen ist Ti–5Al–2Sn–2Zr–4Cr–4Mo. Zu den Vertretern der β -Legierungen gehört Ti–15Mo–2.7Nb–3Al–0.2Si [3,4].

CP-Titanium Zu reinem Titan werden keine Legierungselemente dazugegeben, jedoch sind Begleitelemente in bestimmten Mengen zugelassen und auch nicht zu vermeiden. In welche Klasse ein technisch reines Titan eingeordnet wird, hängt von der chemischen Zusammensetzung ab. Technisch reines Titan enthält neben Verunreinigungen nur Sauerstoff und Eisen als zusätzliche Legierungselemente.

2.1.2 Herstellung von Titanlegierungen

Titan kommt in der Natur nicht als reines Metall vor, sondern wird aus Titanerzen gewonnen. Die wirtschaftlich bedeutenden Erze sind Rutil (TiO_2) und Ilmenit ($FeTiO_3$ - ein Gemisch aus Eisenoxiden und Titanoxiden), welche in allen Erdteilen zu finden sind. Einen Überblick über den Herstellungsprozess vom Erz bis zum Endprodukt ist in Abbildung 2 gegeben. Momentan ist das einzige Verfahren, um wirtschaftlich bedeutsame Mengen an Titan herstellen zu lassen, der Kroll-Prozess (bzw. der Hunter-Prozess) [1]. Beim Kroll-Prozess wird zunächst in einem Verhüttungsprozess das Titanerz von den Eisenoxiden getrennt. Dabei entsteht Roheisen, dass zur Produktion von hochwertigen Stählen genutzt wird, sowie Schlacke mit einem Titanoxidgehalt von etwa 80 - 90%, die für die weitere Titangewinnung verwendet wird. Das in der Schlacke vorhandene Titanoxid wird unter der Verwendung von Chlorgas in mehreren Prozessschritten zu Titanetetrachlorid ($TiCl_4$) umgesetzt. Dabei findet teilweise eine Rückreaktion zu TiO_2 statt, da Titan eine hohe Affinität zu Sauerstoff besitzt. Das Titanetetrachlorid wird anschließend mit Magnesium (Einräufeln von flüssigem $TiCl_4$ in eine Magnesiumschmelze) zum sogenannten Titanschwamm (Sponge) reduziert. Dieser wird dann durch Vakuumdestillation von Rückständen (Mg und $MgCl_2$) befreit, aus dem Reaktionsgefäß gedrückt und zerkleinert. Der Titanschwamm wird dann unter Zusatz von Legierungselementen zu Elektroden verpresst, die in einem Vakuum-Lichtbogen-Umschmelzprozess (Vacuum-Arc-Remelting, kurz VAR), zu einem Block, dem Ingot, umgeschmolzen werden. Diese Ingots können dann weiterverarbeitet werden und zum Beispiel durch Techniken wie Schmieden oder Rollen zu Platten, Blechen und Streifen umgeformt werden.

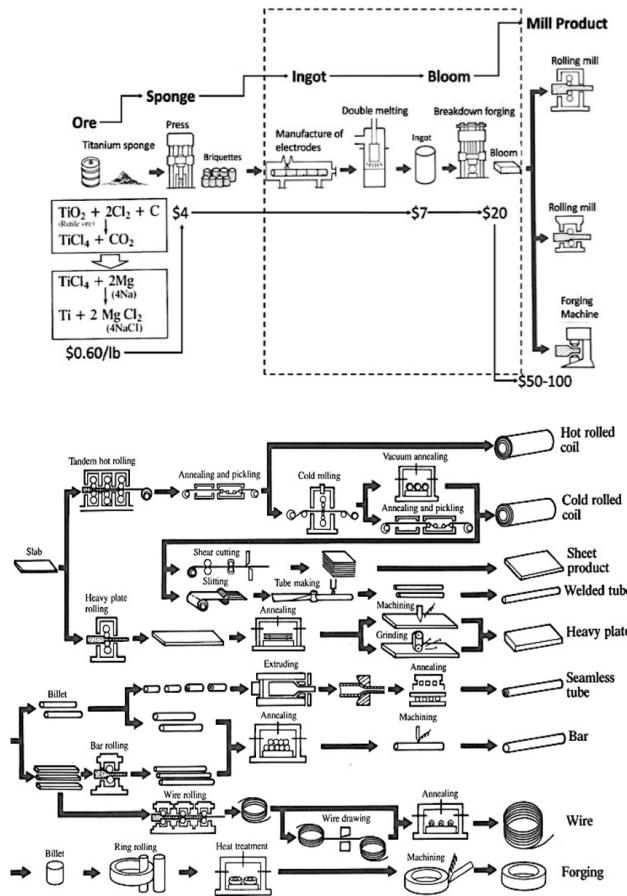


Abb. 2.4: Überblick der Produktionsroute vom Erz zum Endprodukt [4]

2.1.3 Mikrostrukturen in Titanlegierungen

Im Bereich der Titanlegierungen gibt es vier Basis-Mikrostrukturen die geformt werden können. Es gibt Widmanstättengefüge, Bi-Modal/Duplex Gefüge, Globulare Gefüge sowie Martensitische Gefüge. Die β -Transus Temperatur spielt dabei eine entscheidende Rolle, welche Gefüge sich bei den Legierungen einstellen. Zusätzlich spielt die Abkühlrate beim Gießen der Legierung, der Grad beim heiß-/kaltumformen, die Glühtemperatur und Haltezeit eine wichtige Rolle [1,2,3,4].

Die Abbildung 6

zeigt schematisch die Entstehung der Mikrostruktur von reinem Titan während des Gießprozesses. Es ist zu sehen, dass bei Abkühlung an der Luft unterhalb der Schmelztemperatur (1668°C), sich β -phase in Form von Dendriten ausscheiden und zu kompletten β -Körnern wachsen. Bei weiterer Abkühlung bis unter β -Transus (882°C für reines Titan), transformiert sich β Phase zu α , indem sich α Phase an den Korngrenzen absetzt und in Form von Lamellen (α Lamellen) in das vorherige β Korn hineinwächst. Wenn mehrere dieser α Lamellen in dieselbe Richtung wachsen, formen Sie sogenannte α Kolonien. Diese Kolonien sind zufällig im vorherigen β Korn verteilt und resultieren im sogenannten Widmannstätten Gefüge. Die Größe dieser mikrostrukturellen Formationen sind abhängig von der Abkühlrate. Schnelles Abkühlen unterhalb β -Transus resultiert in feinen α Lamellen und kleinen α Kolonien. Langsames Abkühlen führt zu breiteren Lamellen und größeren Kolonien [1,2,3,4].

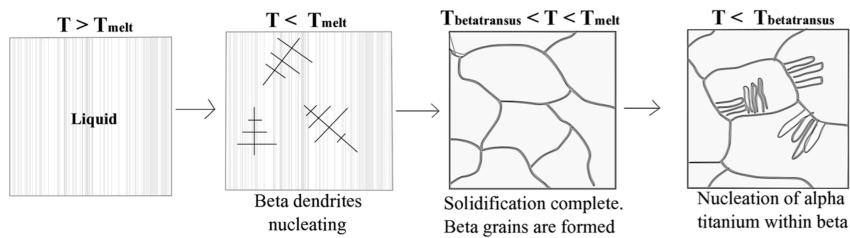


Abb. 2.5: schematische Darstellung der Entstehung der Mikrostruktur in reinem Titan, abgekühlt aus dem flüssigem Zustand bis unter Beta-Transsus [12]

Mikrostrukturen, die man während des Gießens erhält, sind sehr grob und besitzen eine geringe Festigkeit. Daher werden diese Mikrostrukturen modifiziert mithilfe von Methoden wie thermo-mechanischer Verarbeitung, Wärmebehandlungen, die zu einer Verfeinerung der Mikrostruktur durch Rekristallisation führen oder durch Kornwachstum und Formation neuer Mikrostrukturen [1,2,3,4]. Typische thermo-mechanische Prozessschritte für Near α (Ti-6242) und $\alpha+\beta$ Legierungen (Ti-64) beinhalten die Homogenisierung (solution heat treatment), Deformation, Rekristallisation, das Altern (ageing) und Spannungsarmglühen (stress relief annealing) [1,2,3]. Ein Beispiel für den Ablauf dieser Prozessschritte ist in Abbildung 7 dargestellt. Diese Prozessschritte führen zu lamellaren, bimodalen und globularen Mikrostrukturen.

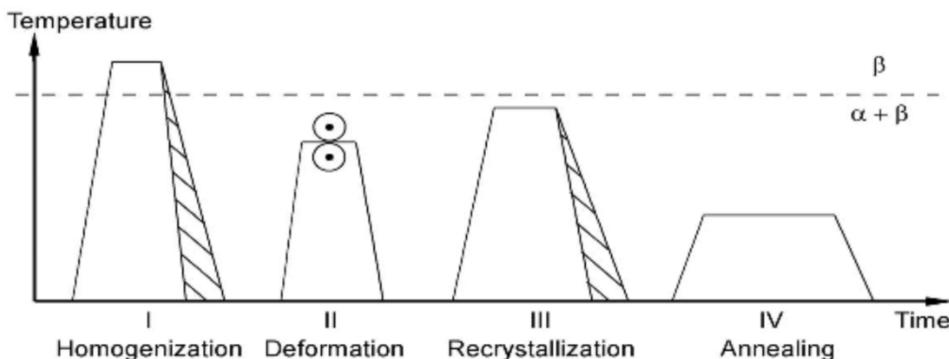


Abb. 2.6: Prozessschritte für bimodale Mikrostrukturen von Alpha+Beta Legierungen schematisch [6]

Eine kurze Beschreibung dieser Mikrostrukturen ist im folgenden aufgeführt.

- lamellare Mikrostruktur, entsteht bei einer Wärmebehandlung mit etwa 30 - 50 °C über der β -Transus-Temperatur, nach plastischer Deformation im β und $\alpha+\beta$ Phasengebiet, um große β -Körner zu vermeiden. Die resultierende Mikrostruktur ist abhängig von der Abkühlrate nach dem Glühen. So resultiert aus einer geringen Abkühlrate, eine grobe Widmannstätten Mikrostruktur, mit breiten α -Lamellen, dickeren Korgrenzen und größeren α -Kolonien.

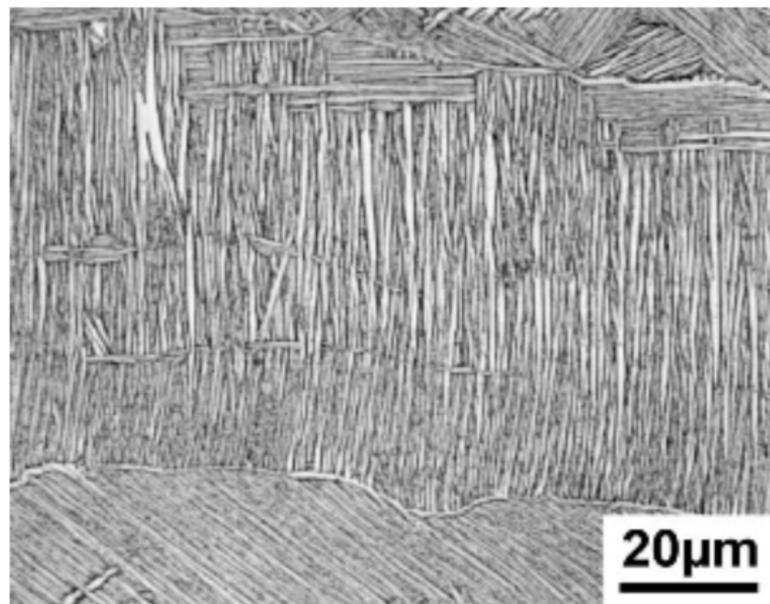


Abb. 2.7: lamellare Mikrostruktur von Ti-6242, Abkühlrate ca 100°C/min, LM [2]

- bimodale Mikrostruktur, entsteht nach umfangreicher Deformation im $\alpha+\beta$ Phasengebiet und einer Wärmebehandlung unterhalb der β -Transus-Temperatur. Dies resultiert in globularem Primär α (α -P), transformierten β und α entlang der Korngrenzen der vorherigen β Körner. Das transformierte β besteht aus einer Widmannstätten Struktur, mit feinen α -Lamellen, die in α Kolonien angeordnet sind. Die Größe dieser mikrostrukturellen Bestandteile hängen von der Glühtemperatur, Abkühlrate, sowie der Temperatur und Zeit bei der Deformation ab. Der Volumenanteil von primären α hängt hauptsächlich von der Temperatur beim Glühen und der Temperatur bei der Deformation ab [2].

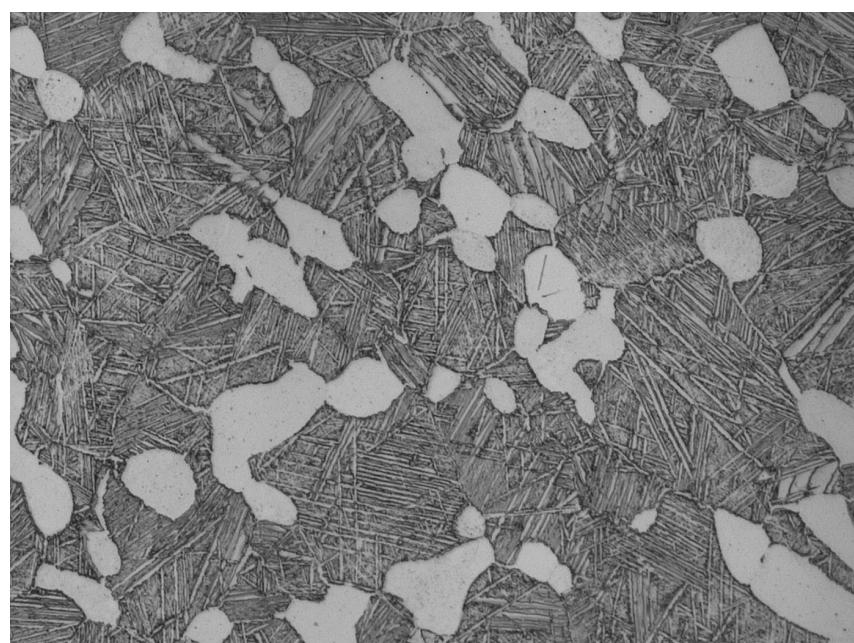


Abb. 2.8: bimodale Mikrostruktur Ti-6242, 20 μm

- globulare Mikrostruktur, wird erreicht durch eine umfangreiche mechanische Bearbeitung im $\alpha+\beta$ Phasengebiet, sowie Lösungsglühen bei Temperaturen im Zweiphasengebiet, wo lamellares α in equiaxed α zerbricht, aufgrund des Rekristallisationsprozesses. Verlängertes Glühen vergrößert die equiaxed Mikrostruktur [2].

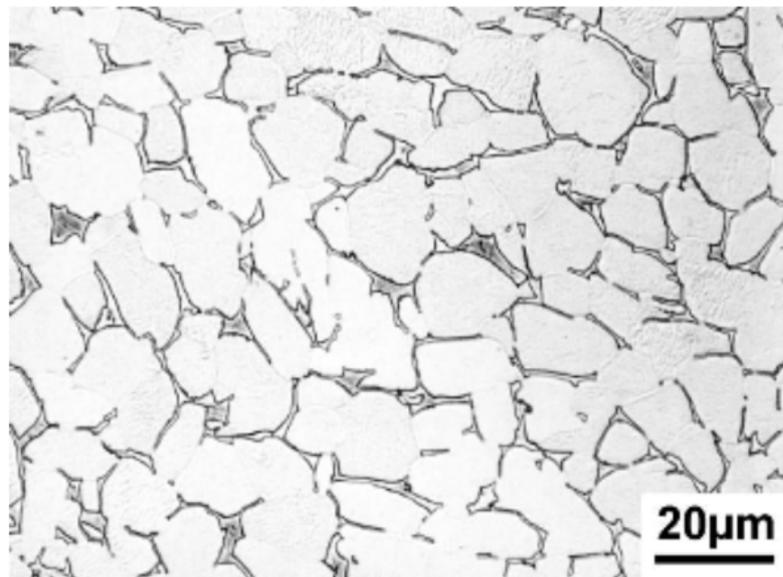


Abb. 2.9: globulare Mikrostruktur von Ti-6242, LM [2]

2.1.4 Mechanische Eigenschaften von Titanlegierungen

Dieser Abschnitt gibt einen Überblick über die typischen mechanischen Eigenschaften der verschiedenen Klassen von Titanlegierungen. Des Weiteren werden die Einflüsse von verschiedenen Mikrostrukturen auf diese Eigenschaften aufgezeigt.

α Alloys - CP-Titanium ist das am weitesten genutzte unter den α -Legierungen. Sie besitzen eine annehmbare Zugfestigkeit und gute Duktilität bei Raumtemperatur. Des Weiteren besitzen sie eine geringere Dichte, eine gute Härte, sehr gute Kriechbeständigkeit und eine verbesserte Schweißbarkeit. Das Besondere an diesen Legierungen ist, dass sie bei kryogenen Temperaturen keine Veränderung von duktil zu spröde zeigen [1,2,4].

Near α Alloys - zeichnen sich durch eine hohe Kriech- und Oxidationsbeständigkeit aus. Ti-6242 ist die am häufigsten kommerziell eingesetzte Legierung für Temperaturen bis zu 450°C. Sie wurde als Ergänzung zu der bekannten Ti-64 Legierung entwickelt und erhöhte dadurch das Temperaturlimit. In den meisten Near α Alloys befindet sich Silikon (siehe Tab.2) als Legierungselement, um die Temperaturbeständigkeit zu verbessern [1,2].

$\alpha + \beta$ Alloys - besitzen eine höhere Festigkeit, Härte und Korrosionsbeständigkeit. Dagegen ist die Duktilität und die Kriechbeständigkeit bei hohen Temperaturen nicht so gut, wie bei den near α Alloys. Diese Legierungen haben eine hohe Festigkeit bei Raum- und Mittleren Temperaturen, sowie gute Heißumformeigenschaften. Typischerweise besitzen diese Legierungen 10 - 15 % an β Phase bei Raumtemperatur. Bei über 20 % werden sie schwer schweißbar. Ti-64 ist die meistverwendete $\alpha + \beta$ Legierung und besitzt eine gute Kombination aus Festigkeit und

Ermüdungseigenschaften bis zu 300°C [3,4].

Near β and β Alloys - Near β Alloys besitzen eine sehr gute Härtbarkeit und Formbarkeit über ein weites Band an Temperaturen. Sie haben eine hohe Festigkeit und Härte. β Alloy zeigen eine zusätzlich erhöhte Härte, Bruchzähigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Im Gegensatz zu den anderen Legierungen, haben sie eine hohe Dichte und eine geringere Duktilität. β Alloys sind sehr anfällig für eine Duktil- zu Sprödumwandlung und daher nicht geeignet für den Einsatz bei niedrigen Temperaturen [1,2,4].

Die beschriebenen Eigenschaften der verschiedenen Legierungen sind jedoch abhängig von Faktoren wie den zugefügten Legierungselementen sowie dem gewählten Herstellungsprozess. Durch zufügen einer beschränkten Menge von Legierungselementen, die sich in der Legierung auflösen/vermischen, kann es zu einer Erhöhung der Festigkeit durch Festlösungsverfestigung (solid solution strengthening) führen. Werden Legierungselemente hinzugefügt, die nicht lösbar sind, formen diese zweite Phasen (intermetallic compounds), welche die Deformation einschränken und dadurch auch die Festigkeit erhöhen. Die Legierungselemente entscheiden größtenteils über die mechanischen und chemischen Eigenschaften (Korrosion, Oxidation) [1,2,4].

Der Herstellungsprozess hat ebenfalls einen erheblichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Legierungen. Durch verschiedene Wärmebehandlungen können dadurch verschiedene Mikrostrukturen eingestellt und ihre mikrostrukturellen Eigenschaften verändert werden [1,2,3,4].

Wie im vorherigen Kapitel erwähnt, werden die Mikrostrukturen eingeteilt in lamellar, equiaxed und bi-modal. Diese bestehen hauptsächlich aus α - und β phase, welche in verschiedenen physischen Formen auftreten. Die wichtigsten Eigenschaften der Mikrostrukturen werden durch die Faktoren Primär α , α Kolonien, der Korngrenzen sowie dem transformierten β beeinflusst [1,2,3]. Der Effekt der Mikrostrukturen auf die mechanischen Eigenschaften, abhängig von der mikrostrukturellen Größe der Faktoren, ist in Tabelle 3. aufgeführt. Die Größe der α Kolonien, welche aufgrund verschiedener Abkühlraten entstehen, ist der wichtigste mikrostrukturelle Faktor. Es hat sich gezeigt, dass eine Verringerung der Koloniegröße, zu einer Verringerung der effektiven Gleitebene führt. Dadurch wird die Streckgrenze erhöht und die Rissanfälligkeit verringert. Größere α Kolonien erhöhen dagegen den Widerstand gegen Ermüdungsrissausbreitung und die Bruchzähigkeit. Der Grund dafür liegt in den größeren α Kolonien, die eine bessere Möglichkeit haben, den Riss abzulenken und daraus eine geringere Rissbildungsrate resultiert [1,2,4]. Die Größe der α Kolonien wird durch die Größe des vorherigen β -Korns limitiert. Daher führen größere vorherige β körner auch zu einer besseren Kriechbeständigkeit.

Fine	Coarse	Property	Lamellar	Equiaxed	Bimodal
No effect	No effect	Elastic Modulus	No effect	May be (due to texture)	No effect
Increase	Decrease	Strength	Decrease	Increase	Increase
Increase	Decrease	Ductility	Decrease	Increase	Increase
Decrease	Increase	Fracture toughness	Increase	Decrease	Decrease
Increase	Decrease	Fatigue crack initiation resistance	Decrease	Increase	Increase
Decrease	Increase	Fatigue crack propagation resistance	Increase	Decrease	Decrease
Decrease	Increase	Creep resistance	Increase	Decrease	Increase
Increase	Decrease	Oxidation rate	Increase	Decrease	Decrease

Abb. 2.10: Effekt der Mikrostrukturen auf die mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Größe [3]

2.1.5 Verwendung von Titan und Titanlegierungen

Titanlegierungen werden hauptsächlich in der Luftfahrt- und Raumfahrt verwendet, da sie eine gute Kombination aus einem niedrigem Gewicht, hoher Festigkeit, Korrosionsbeständigkeit und einer hohen Temperaturstabilität bieten [1,5,6]. Die Haupteinsatzgebiete in der Luftfahrt für Titanlegierungen sind Strukturteile der Luftfahrzeugzelle, Fahrwerksteile sowie Komponenten von Flugtriebwerken. Etwa 7 - 36 % des strukturellen Gewichts des Rumpfes und der Triebwerke bestehen aus Titanlegierungen [2]. In Triebwerken werden Titanlegierungen für Triebwerksschaufern eingesetzt. Für die meisten Komponenten wird die Standardlegierung Ti-6Al-4V verwendet. Für Komponenten, die eine höhere Temperaturbeständigkeit erfordern, werden Legierungen wie Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo und IMI 834 verwendet. Die hohen Material- und Herstellungskosten verhindern einen breiten Einsatz von Titanwerkstoffen in der Automobilindustrie. Sie werden aber vereinzelt für Motorkomponenten oder Fahrwerksteile, wie beispielsweise Federn benutzt. Technisch reines Titan (CP-Titanium) findet Anwendung in Bereichen, wo die Anforderungen an mechanische Eigenschaften gering, aber eine hohe Korrosionsbeständigkeit gefordert ist. Beispiele dafür sind Wärmetauscher, Rohrleitungen oder Meerwasserentsalzungsanlagen [7]. Des Weiteren finden CP-Titanium und Titanlegierungen Anwendung in der Medizintechnik, aufgrund der Biokompatibilität von Titan, sowie einer guten Dauerfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Sie werden zur Herstellung von Implantaten sowie medizinischen Geräten benutzt [8]. Ein weiteres Einsatzgebiet sind moderne Schutzwesten, die neben den Aramidfasern auch Titangewebe enthalten, um das Eindringen von Hieb- und Stichwaffen zu verhindern [1].

[1] C. Leyens, M. Peters, Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications, VCH Verlagsgesellschaft Mbh, 2003. [2] G. Lutjering, J.C. Williams, Titanium, Springer Verlag, 2007.

- [3] R. Boyer, G. Welsch, E. Collings, Materials Property Handbook: Titanium Alloys, ASM international, Ohio, USA, 1994. [4] M.J. Donachie, Titanium: A Technical Guide, Second ed., ASM International, Ohio, USA, 2010. [5] R.R. Boyer, An overview on the use of titanium in the aerospace industry, Materials Science and Engineering A 213 (1996) 103–114. [6] M. Peters, J. Kumpfert, C. Ward, C. Leyens, Titanium alloys for aerospace applications, Advanced Engineering Materials 5 (2003) 419–427. [7] A.D. Khawaja, I.K. Kutubkhana, J.M. Wieb, Advances in seawater desalination technologies, Desalination 221 (2008), pp. 47 – 69. [8] M. Geetha, A.K. Singh, R. Asokamani, A.K. Gogia, Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants – A review, Progress in Materials Science 54 (2009), pp. 397 – 425. [9] D. Eylon, S. Fujishiro, F.H. Froes, Titanium alloys for high temperature applications – a review, High temperature materials and processes 6(1–2) (1984) 81–91. [10] P.A. Blenkinsop, Developments in high temperature alloys, In: Titanium Science and Technology, 1984, pp. 2323–2338. [11] A.K. Gogia, High-temperature titanium alloys, Defence Science Journal 55(2) (2005) 149–173.

2.2 Ti-6242 (ZB)

2.2.1 Zusammensetzung

Ti-6242 oder Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo ist eine α - β -Titanlegierung, die in 1967 von TIMET eingeführt wurde. [Immanuel Freiherr von Thungen]. Wie es im Phasendiagramm in Abbildung 1 zu erkennen ist, hat die Legierung Ti6242 bei Raumtemperatur ein hohes α -anteil und wird auch deshalb oft als eine Near- α -Titanlegierung bezeichnet.

Neben Titan werden bei Ti6242 andere Legierungselemente zulegiert, um bestimmte Eigenschaften zu erreichen. Woraus die Ti-6242 besteht, ist in der Tabelle 1 abzulesen.

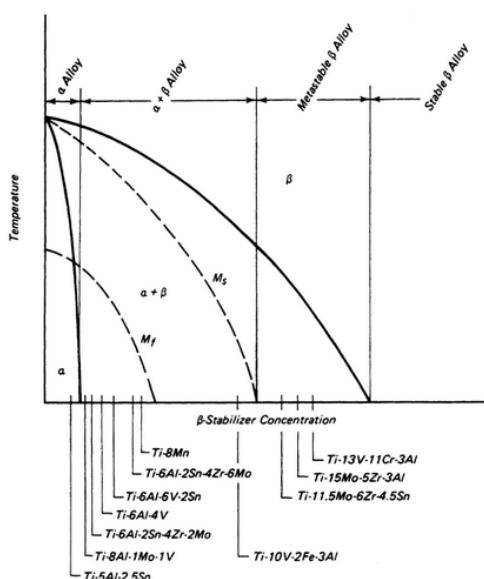


Abb. 2.11: Phasendiagramm [Titanium Technical guide]

Elements	Min %Gwt.	Max %Gwt.
Aluminium	5,5	6,5
Tin	1.80	2.20
Zirconium	3.60	4.40
Molybdenum	1.80	2.20
Silicon	0.06	0.13
Iron	-	0.25
Oxygen	-	0.15
Carbon	-	0.05
Nitrogen	-	0.03
Hydrogen	-	0.0125
Titanium	Remainder	

Tabelle 2.1: Zusammensetzung von Ti-6242 [Titanium : Technical guide]

Die Ti6242S ist eine Optimierung von Ti6242, die erst in den 1970er Jahren entwickelt wurde. Dieser wurde zusätzlich Silizium in kleinen Mengen zulegiert, um die Resistenz gegen Kriechen vor allem bei hohen Temperaturen durch die Bildung von Siliziden (Ti_5Si_3) zu erhöhen. [Titanium and Titanium Alloys : Fundamentals and apps].

Verzeichnis : [Immanuel Freiherr von Thungen] - Immanuel Freiherr von Thungen. Effet dwell: relation microstructure-microtexture-propriétés mécaniques de l'alliage de titane Ti6242. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2016. Français. NNT: 2016ESMA0027 . tel-01486574 [Titanium and Titanium Alloys : Fundamentals and apps] Williams J. C., Belov A. F., eds.: Titanium and Titanium Alloys, Plenum Press, New York, USA, (1982)

2.2.2 Kristallstruktur

Ti6242 wird klassischerweise in der bimodalen oder Duplex-Struktur eingesetzt die nach einer typischen Wärmebehandlung , erklärt in Abbildung 2.12 , erreicht werden kann.

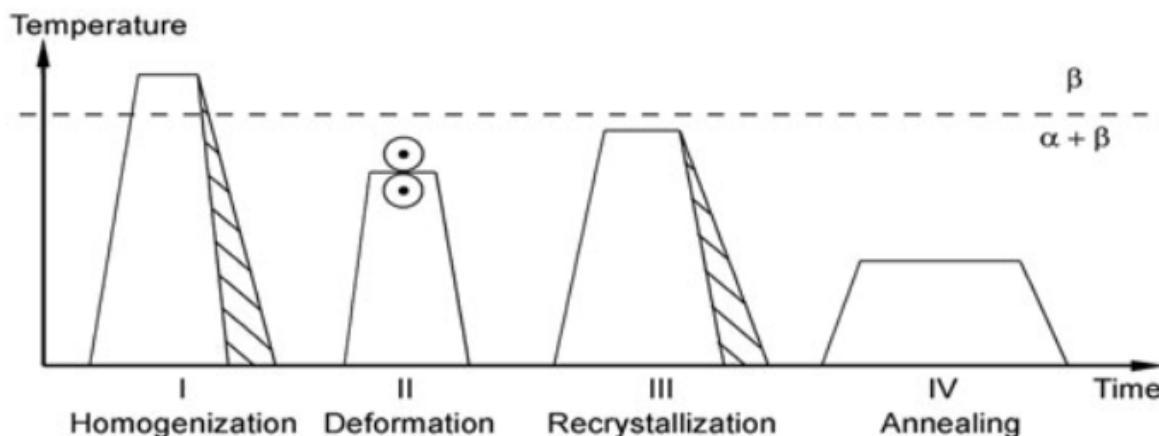
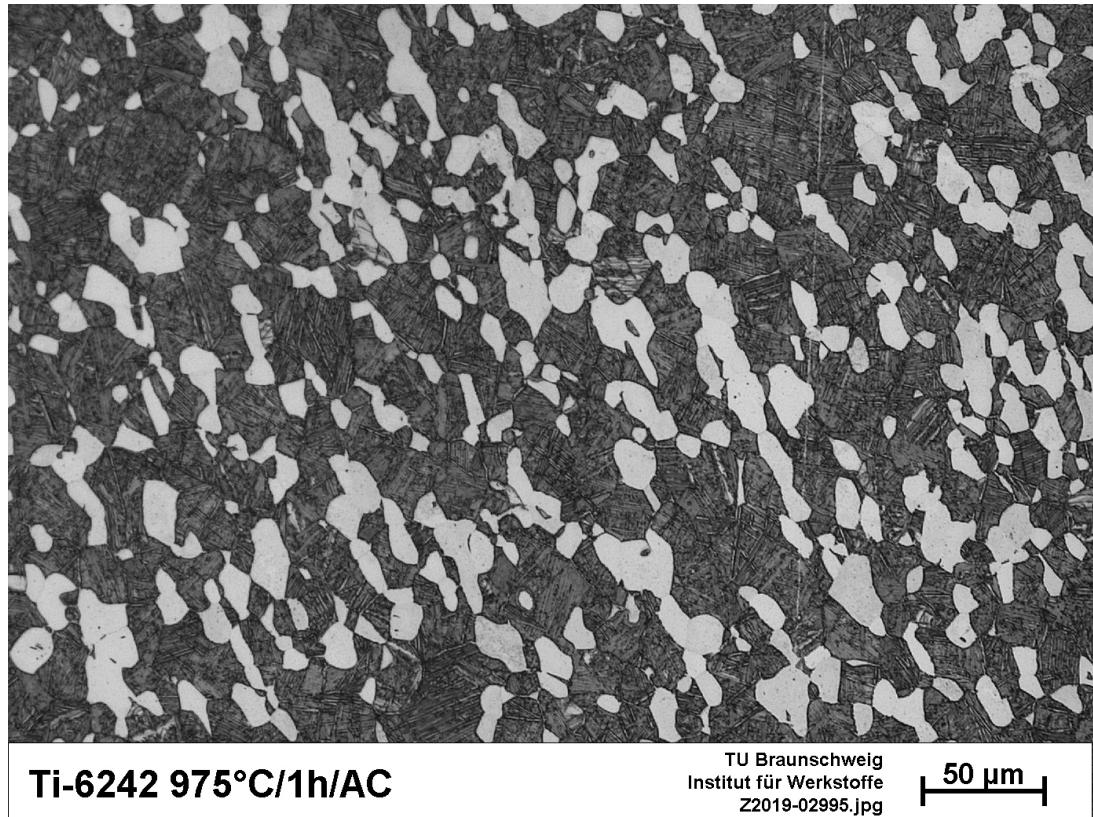


Abb. 2.12: Schematic processing route for bi-modal microstructures $\alpha+\beta$ -titanium alloys)

Nach dem Deformationsvorgang wandelt sich bei der Erwärmung von Raumtemperatur auf $T_1 < T_\beta$ ein Anteil von der α -Phase in β um. Nach 1-2h werden die Werkstücke wieder auf Raum-

temperatur luftgekühlt. Dabei wandelt sich das β unter Einfluss der Diffusion in $\beta + \alpha$ -Lamellen um.



Ti-6242 975°C/1h/AC

TU Braunschweig
Institut für Werkstoffe
Z2019-02995.jpg

50 μm

Abb. 2.13

Als letzte Wärmebehandlung wird klassischerweise Ti6242 oder Ti6242S für 8 h bei 595°C angelassen. Dieser Schritt sorgt dafür, dass sich α_2 (Ti_3Al) in der α -Phase ausscheidet und die dadurch weiter verstärkt. Der Temperaturbereich hängt dabei von der Solvus-Temperatur von α_2 in α , die ca. 650°C beträgt.(Titanium lütjering) Für besonders gute Kriechverhalten bei hohen Temperaturen, wird auch die Solvus-Temperatur von Si berücksichtigt, die knapp unter 600°C liegt. Silizide (Ti_5Si_3) können sich aufgrund ihrer komplexen Kristallstruktur dann in den Korngrenzen ausscheiden und Kornbewegungen verhindern.

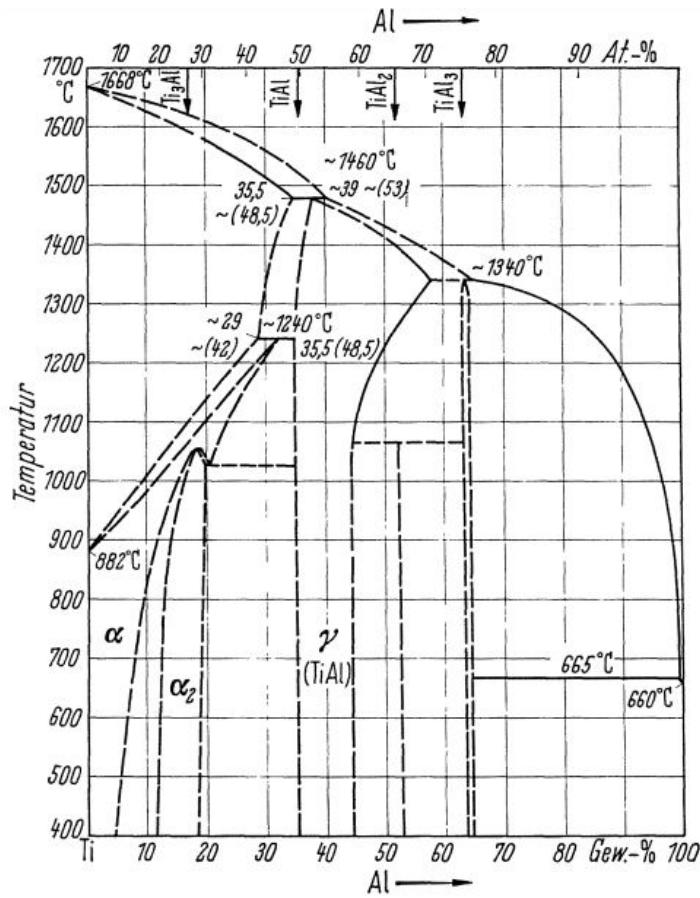


Abb. 2.14: Phasendiagramm von Ti-Al . [Titan Titanöegierungen, Ulrich Zwicker]

+ Phasendiagramm Mo-Ti Wärmebehandlungen von Ti6242 und deren Einflüssen werden in den nächsten Kapiteln noch genauer diskutiert.

2.2.3 Physikalische und mechanische Eigenschaften

Die Tabelle in Abbildung 2.2 fasst ein paar physikalische Kennwerte vom Ti-6242 zusammen.
Referenzen : Metals Handbook, Vol.2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International 10th Ed. 1990. Metals Handbook, Vol. 3, Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials and Special-Purpose Metals, Ninth Edition, ASM Handbook Committee., American Society for Metals, Materials Park, OH, 1980. Structural Alloys Handbook, 1996 edition, John M. (Tim) Holt, Technical Ed; C. Y. Ho, Ed., CINDAS/Purdue University, West Lafayette, IN, 1996.

Physikalische Eigenschaften	
Dichte	4,54 g/cm ³
Wärmeleitfähigkeit	7 W/mK
Spezifische Wärmekapazität	0.460 J/gK
Schmelzpunkt	1700°C
T_β	995°C ± 15°C

Tabelle 2.2: Physikalische Kennwerte von Ti6242 : ???]

Die mechanischen Eigenschaften von Titanlegierungen, wie bereits im ersten Kapitel erklärt wurde, hängen auch stark von den verschiedenen Wärmebehandlungen ab, die die Gefügestruktur des Werkstoffes verändern und so auch sein thermomechanisches Verhalten. Als eine Near- α -Titan Legierung, ist Ti6242 zum größten Teil α (90-95%)(Siehe Phasendiagramm in Abbildung 2.11). Da die Diffusionsrate bei β -Strukturen höher ist als bei α -Strukturen weist Ti6242 eine bessere Stabilität bei höheren Temperaturen auf. (Aerospace Materials and Material Technologies)

T_β	Härte [HV]	E-Modul [Gpa]	YS [Mpa]	TS [Mpa]	El %
995	340	114	990	1010	13

Tabelle 2.3: Physikalische Kennwerte von Ti6242S [Titanium and Titanium alloys : Fundamentals and apps.]

Die α - β -Transformationstemperatur T_β von Ti-6242 liegt bei $995^\circ\text{C} \pm 15^\circ\text{C}$. Die Abweichung hängt von den Anteilen der verschiedenen Legierungselementen ab. Wie bereits im ersten Kapitel beschrieben wurde, stabilisieren Al, O , N und C die α -Phase und erhöhen im Gegensatz zu Mo T_β . Aufgrund des niedrigen Mo-Gehalts von Ti6242 liegt ihre Betat-trans-Temperatur oberhalb der von Reinem Titan, die bei $882^\circ\text{C} \pm 2^\circ\text{C}$ liegt.

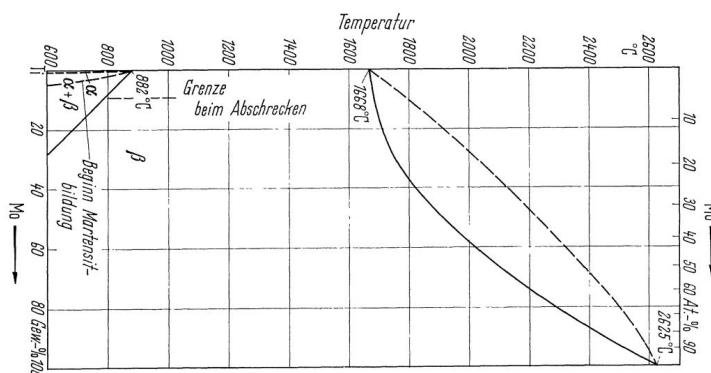


Abb. 2.15: Phasendiagramm Ti-Mo [Titan titanlegierungen Zwickers]

Thickness [mm]	Tensile strength [MPa]	Yield strength [MPa]	Elongation [%]	Reduction in Area [%]
25-50	1000	930	14	33
102	1000	930	12	30
205	1035	940	12	28
330	1000	825	11	21

Tabelle 2.4: Elastische Eigenschaften bei Raumtemperatur von Ti6242Si (Annealed 1h $954^\circ\text{C}/\text{AC} + 8\text{h}/600^\circ\text{C}/\text{AC}$) [Titanium : Technical guide]

% Für den Einsatz in der Luftfahrt sind aber auch spezielle mechanische Eigenschaften wie zB eine hohe Festigkeit und Duktilität, eine hohe Kriech- und Korrosionsbeständigkeit bei relativ hoher Temperaturen gesucht.

Alle sekundären Fertigungsverfahren, die für die Herstellung von Bauteilen erforderlich sind wie zB. Biegen, Fräsen und Schweißen können Eigenschaften von Titan oder Titanlegierungen stark beeinflussen und müssen daher mitberücksichtigt werden.

2.2.4 Verwendung

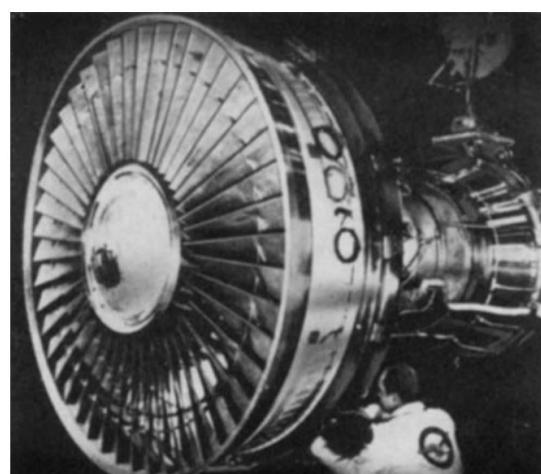
Die Kombination von der Festigkeit der $(\alpha+\beta)$ -Gefüge mit der relativ hohen Kriechbeständigkeit der α -Strukturen macht von Ti6242/Ti6242S eine *High Temperature Ti-Alloy*.

Wegen dieser Eigenschaften werden Ti6242/Ti6242S hauptsächlich in der Luftfahrt eingesetzt. Vor allem bei rotierenden Teilen im Triebwerk, wo hohe Kriechbeständigkeit, Ermüdungsresistenz neben einer hohen metallurgischen Stabilität bei hohen Temperaturen erforderlich sind. Ti6242-Bauteile können in Temperaturen bis zu 500-550°C eingesetzt werden. [Titanium and itanium alloys : fundamentals and apps] Ti6242 wird z.B. in der Herstellung von Hochdruckverdichterschaufeln, Turbinenschaufeln und Nachbrennern verwendet, wo neben den oben erwähnten Eigenschaften auch die Korrosionsbeständigkeit bei hohen Temperaturen erforderlich ist.



(a) Compressor spool for GE CF6 class engine using inertia welding to connect the individual stages: front (smaller) five stages: Ti-6Al-4V; rear two stages: Ti-6242

(b) Impeller used in a small engine for regional jets, diameter 35 cm. The alloy is Ti-6242 with a bimodal microstructure



.] (c) Bläser und Verdichter des JT9D-Triebwerkes.

das zu 28 % des Flugzeuges wichtes aus Ti-tan und Tit-an-le-gie-run-

Kapitel 3

Experimentelle Methoden

3.1 Metallografische Präparation

3.1.1 Ofenbehandlung

Alle Proben werden unter Normalatmosphäre wärmebehandelt. Da für die mechanischen Eigenschaften

3.1.2 Trennen

Die wärmebehandelten Proben werden in der Mitte mit einer Siliziumkarbid-Scheibe unter ständigem Kühlmittelfluss getrennt (Trennmaschine Jean Wirtz CUTO 20). Durchgehende Kühlung verhindert eine zusätzliche, ungewollte Gefügeveränderung an der Schnittfläche während des Trennvorgangs.

3.1.3 Einbetten

Die getrennten Proben werden in Warmeinbettpressen (Buehler Simplimet Mounting Press 1000/4000) für besseres Handling und Stützung der Randzonen eingebettet. Beim Warmeinbetten wird mit Hilfe von Druck und Temperatur die Probe in ein Kunststoffgranulat eingebettet. Vorteile des Warmeinbettens sind die hohe Härte und Spaltfreiheit des Einbettmaterials. Dabei wird Epomet als erste Schicht im Bereich der Probenoberfläche benutzt und für die oberflächenfernen Bereiche Bakelit, da Epomet eine bessere Spaltfüllung hat. Das Warmeinbetten erfolgte bei 180 deg C und 3 bar . Die fertig eingebetteten Proben werden entgratet und auf der Seite der Probe mit einer Fase versehen.

3.1.4 Schleifen/Polieren

Die Trennfläche der Proben wird in Vorbereitung auf die Ätzung der Oberfläche geschliffen und poliert. Ziel ist eine Oberfläche, die frei von Riefen und Fremdpartikeln ist. Als Schleif-/Poliergerät wurde ein ATM Saphir 550 benutzt. Im ersten Schritt werden die Proben mit steigender Körnung im Gegenlauf geschliffen und dabei wassergekühlt (3.1).

Zwischen jeder Körnung werden die Proben 3 min im Ultraschallbad in einer Seifenlauge gereinigt,

Körnung (FEPA P)	180	240	320	400	600	800	1200	2500
Zeit (min:s)	0:30	1:00	1:30	2:00	2:30	3:00	3:30	4:00
Anpressdruck	10	10	10	10	10	10	6	6

Tabelle 3.1: Schleifstufen

um größere Schneidkörner und Abrieb nicht zu verschleppen, und die Dauer des Schleifens um 30s verlängert.

Zum Polieren wird eine Wabenscheibe mit destilliertem Wasser und einer Poliersuspension bestehend aus Oxid-Polier-Suspension ($0,05\mu m$) und Wasserstoffperoxid im Verhältnis 5:1 benetzt. Jede Minute wird Poliersuspension nachgegeben, um eine kontinuierliche Politur zu gewährleisten.

Schritt	Druck [N]	Zeit [min]	Richtung
1	7	5	Gegenlauf
2	5	2	Gleichlauf

Tabelle 3.2: Polierstufen

Die Proben werden nach jedem Schritt 4min in einem Ethanolbad ultraschallgereinigt. Nach Beendigung beider Polierschritte wird die Wabenscheibe mit Spülmittel gesäubert und die Schritte eins und zwei wiederholt. Dieser Prozess wird solange wiederholt bis die Probenoberfläche frei von Riefen und Fremdpartikeln ist. Ist dies der Fall, wird im letzten Schritt die Probenoberfläche mit Spülmittel und anschließend mit Ethanol gereinigt und getrocknet.

3.1.5 Ätzen

Im letzten Schritt der Probenpräparation werden die Oberflächen der Trennfläche geätzt. Die polierte Oberfläche der Proben reflektiert Licht nahezu gleichmäßig, wodurch das Gefüge der Legierung nicht zu erkennen ist. Die Proben werden in einem Ätzmedium nach Kroll 7s geätzt. Martensitische Proben werden länger geätzt, hier 10s.

Destilliertes Wasser	100ml
Salpetersäure (HNO_3)	6ml
Flusssäure (HF)	3ml

Tabelle 3.3: Ätzlösung nach Kroll

3.2 Untersuchung der Mikrostruktur

3.2.1 Lichtmikroskop:

Nach der Probenpräparation werden die Proben im Lichtmikroskop untersucht. Es wird das Zeiss AX10 mit folgenden Auflösungen 20x 50x 100x benutzt. Es werden Bilder aufgenommen mit unterschiedlichen Vergrößerung damit man die Phasen gut erkennen kann. Jede Wärmebehandlung bringt zu einer anderen Struktur. Diese wird untersucht, in dem die Bilder verglichen werden.

Es wurde bei den jeweiligen Proben unterschiedliche Stelle fotografiert. Mit einer bestimmten

Auflösung erkennt man die unterschiedlichen Phasen: α -Phase, β -Phase und Transformierte- β -Phase. Die Phasen sind wegen der Filter bei unterschiede Helligkeit erkennbar. α sind hell und $\alpha + \beta$ sind dunkel. Um den Kontrast zu verbessern, werden C-DIC Filtern benutzt, falls man Sie nicht erkennt.

3.2.2 Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Das Rasterelektronenmikroskop wird auch benutzt um Bilder zu erzeugen. (PROGRAMME) Das Mikroskop schafft höhere Auflösungen in eine kurze Zeit zu übertragen. Mit Hilfe von magnetische Linsen, werden ausgestrahlten Elektronen aufgenommen. Diese können Bilder erzeugen. Unteranderen kann das REM auch Informationen übers die Probe zu verarbeiten. Das Programm X schlägt vor welche Elementen in der Probe auftreten. Man kann also untersuchen aus welche Elemente der Phasendiagramm der Probe besteht. Das Programm X schafft auch die Massenverhältnisse der Legierung zu zeigen, so genannte EDX Röntgenanalyse.

Mit dem Befehl Backscatter Electrons BSE erzeugt man eine Schwarz-Weiß-Bild. Weiterhin werden Bilder erzeugt mit unterschiedliche Farben, die das Massenverhältnis von Molybdän und Aluminium, zum Beispiel. Siehe Abbildung 14.

Es werden in unterschiedliche Stelle Flächenanalyse gemacht.

3.2.3 großes REM

Für eine bessere Auflösung bei größere Vergrößerung des Bildes zu bekommen ist der Smart SEM LEO 1550 zur Verfügung. Eine Prozesskammer ist motorisiert auf 5 Freiheitsgrad (X-, Y-, Z-Richtung, Neigung, Rotation) mit einer Luftschieleuse. Das Programm Gemini steuert den REM. Die Bilder sind entweder mit sekundäre Elektronen (SE2) Detektoren erzeugt, oder mit Inlens (hohe Auflösung) Detektor.

Es werden Bilder aufgenommen bei verschiedene Stelle der Probe. Mittelbereich und am Rand werden untersucht, mit Vergrößerungen von 20 000 – Fach.

3.3 Quantitative Analyse der Mikrostruktur

3.3.1 Alpha-Primär Volumenanteil Analyse

Die Bilder die vom Lichtmikroskop erstellt wurde, werden mit Hilfe ein Programm analysiert. Gemessen wir wie viel α - p Anteil an die Gefüge ist. Ein Programm generiert die Volumenanteile bei den jeweiligen Aufnahmen. Für jede Probe werden mehrere Bilder analysiert, damit eine mittlere Prozentual berechnet wird.

3.4 Mechanische Prüfverfahren

3.4.1 Härteprüfung

Die Härte der Proben wurde mit einer Vickers-Prüfung ermittelt. Bei der Vickers-Prüfung wird die Eindringhärte des Materials gegenüber eines Eindringkörpers in Form einer gleichseitigen

Diamantpyramide gemessen. Die Diamantpyramide hat einen Öffnungswinkel von 136° zwischen den Seitenflächen und wird mit 10kg ($98,1\text{N}$) statischem Druck 15s lang in die Probe gedrückt. Die Längen der Diagonalen d_1 und d_2 des dabei entstehenden Eindrucks werden mittels einer optischen Messeinheit vermessen. Daraus lässt sich aus

$$HV = \frac{2 * 0,102 * F * \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{d^2} \approx 0,1891 \frac{F}{d^2} \quad (3.1)$$

mit der Kraft F in Newton und $d = \frac{d_1+d_2}{2}$ die Vickershärte HV berechnen.

3.4.2 Zugversuch

Zur Bestimmung wichtiger Werkstoffkennwerte wie der Bruchdehnung, Zugfestigkeit, Dehngrenze und des Elastizitätsmoduls werden Zugversuche durchgeführt. Der Zugversuch ist ein genormtes Standardverfahren, das zu den quasistatischen, zerstörenden Prüfverfahren gehört. In Größe und Form genormte Proben werden dabei mit geringer Geschwindigkeit bis zum Bruch gedehnt. Gleichzeitig werden die Längenänderung ΔL und die Kraft F an der Probe gemessen. Mit der Anfangslänge L_0 und dem Anfangsquerschnitt S_0 lassen sich Nennspannung σ und die Dehnung ϵ berechnen.

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad \epsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (3.2)$$

Die Nennspannung und Dehnung werden in einem Spannungs-Dehnungs-Diagramm gegeneinander aufgetragen.

Kapitel 4

Durchführung

4.1 α_p -Studie (VR)

Zur Maximierung der Zugfestigkeit der Legierung Ti6242 wurde zuerst der Einfluss des α_p -Phasenanteils auf die Zugfestigkeit untersucht. Laut ?? konnte bei der Legierung IMI834 eine maximale Zugfestigkeit bei einem α_p -Anteil von 10–20% festgestellt werden.

Um eine größtmögliche Härtesteigerung gegenüber der as-received-Probe (AR) zu erzielen, wurden vier Proben bei unterschiedlichen Temperaturen 1h unter der β_t -Temperatur geäglüht und anschließend luftgekühlt (AC: air cooled) (4.1). Dabei stellt sich ein bimodales Gefüge ein. Dieser Schritt wurde beim TS-STDA nicht explizit durchgeführt, da der erste Schritt dort gleichzeitig das bimodale Gefüge einstellt und die β -Phase martensitisch umwandelt. Die vier Proben wurden inklusive einer AR-Probe metallografisch präpariert und ausgewertet.

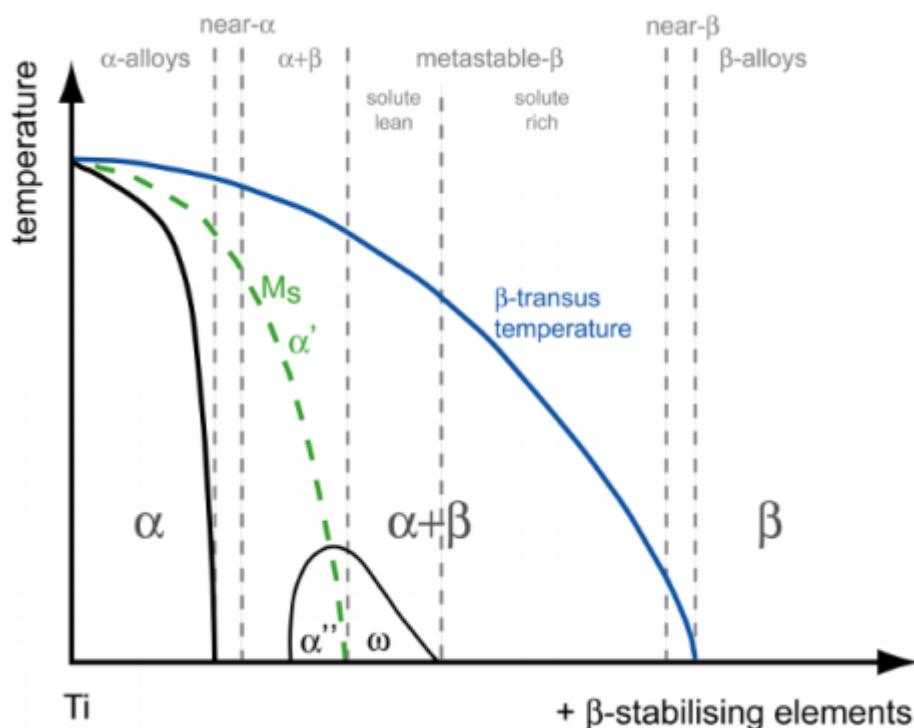


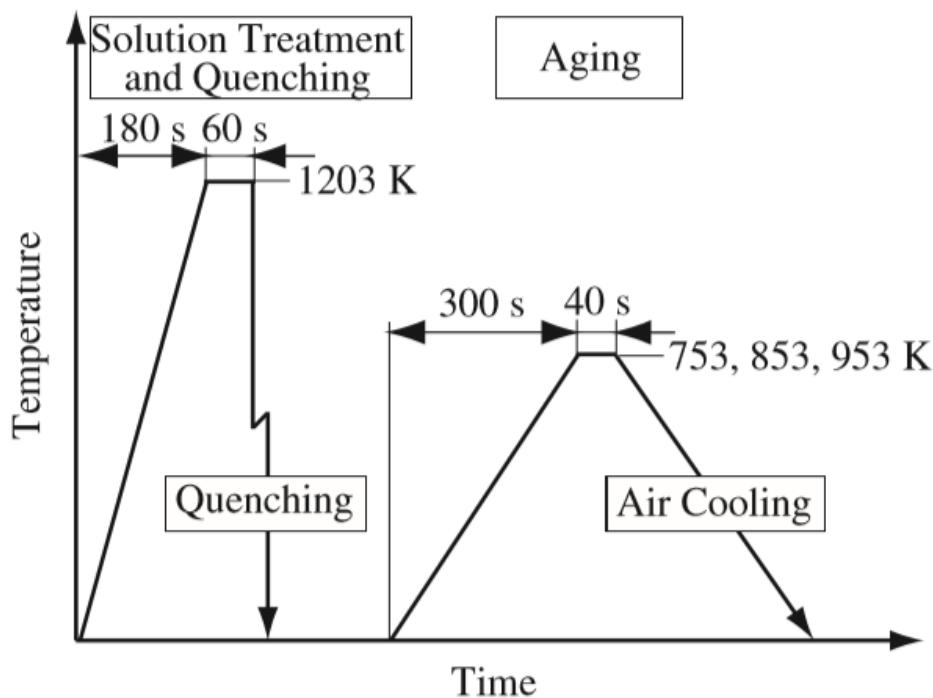
Abb. 4.1: Phasendiagramm für Titan mit β -stabilisierenden Elementen

Probenbezeichnung	Temperatur [°C]	Zeit [h]	Abkühlmethode
BM990	990	1	AC
BM983	983	1	AC
BM975	975	1	AC
BM960	960	1	AC

Tabelle 4.1: Wärmebehandlung der α_p -Studie

4.2 Martensit-Bildung

Um Martensit zu bilden werden Ti64-Teile nach der ersten Wärmebehandlung, wie es in Abbildung 4.2 zusammengefasst wird, für 1 min bei 930°C erwärmt und dann auf Raumtemperatur wassergekühlt. Unter dem Einfluss von der Diffusion soll sich die erhaltene und metastabile Beta Phase aus der bimodalen Struktur weiter wachsen. Die kurze Erwärmungszeit soll dafür sorgen, dass die neu gebildeten Beta-Gebiete nicht mit β -Stabilisatoren, in diesem Fall Vanadium, bereichert und dadurch stabilisiert werden. Durch das schnelle Abschrecken auf Raumtemperatur wandelt sich das neue " β " diffusionslos und lokal in Martensit um.

**Abb. 4.2:** Vorgehensweise nach dem Duplex-Anneal bei STDA für Ti-64 (Strengthening of Ti-6Al-4V Alloy by Short-Time Duplex Heat Treatment)

Da die β_t von Ti-64 relativ niedriger ist als die von Ti-6242, liegt auch ihrer Gleichgewichtstemperatur unterhalb der von Ti-6242. Außerdem hat Vanadium im Vergleich zu Molybdän eine viel größere Diffusionsrate in Titan, was die schnellen Anlasszeiten noch weiter erklärt[Titan und Titan legierungen, Zwicker]. Aus diesen Gründen wurden in diesem Schritt die Ti-6242-Proben nach dem Duplex-Anneal für 8 und 16 min jeweils bei 930°C und 950°C wärmebehandelt.

Eine bekannte Wärmebehandlung von $\alpha+\beta$ -Titanlegierungen ist die *Solution treatment and*

quenching, wobei die Titanlegierung direkt von einer Temperatur T_1 unterhalb β_t nach 0,5-1 h abgeschreckt wird. Wie bei der oben beschriebenen Wärmebehandlung stellt sich bei T_1 ein zweiphasiges Gefüge mit α_p und β ein. Die β -Phase wandelt sich dann auch beim Abschrecken martensitisch um und wird α' genannt.(Strengthening of Ti–6Al–4V Alloy by Short-Time Duplex Heat Treatment) Zum Vergleich zu der studierten Wärmebehandlung werden AR-Proben bei 983C für 1h erwärmt und wassergekühlt.

4.3 Martensit-Zerfall (TJ)

Weiterhin ist gewünscht die Härte der Legierung zu steigen. Dafür wurde eine Martensit Zerfall erwünscht. Dieses passiert in Transformiertes β .

Es kommt zu einer Dekomposition der Martensit, der in $\alpha + \beta$ transformiert. Dadurch, dass Martensit Bildung sich im Nanometer Skala findet, erfolgen mehrere kleine Lamellen. Es herrschen extrem kleine Diffusionsvorgänge. Der Martensit ist also lokal im Gefüge zu finden. Es werden also nicht lange Zeiten gebraucht für die Wärmevorgänge.

Die Probe 983/1h/AC + 950/16min/WQ ist ausgewählt worden für die nächsten Vorgänge. Dazu wurde eine kleine Studie gemacht. Untersucht wird ob bei zwei verschiedene Temperaturen einen Anstieg an der Härte erbringt. Wir haben uns an das Three Step Short Time Duplex Anneal für Ti-64 Paper von T. Morita, K. Hatsuoka, T. Iizuka und K. Kawasaki orientiert. Die erste Temperatur ist übernommen worden. Für die ersten Proben: 580 C. Und für die zweite Temperatur, sind 30K gestiegen (610C). Untersucht wird, ob ein Unterschied bei einer höheren Temperatur gibt. Für beide Schritte sind kurze Zeiten ausgewählt worden. Für die jeweiligen Temperaturen werden die Proben im Ofen für 8 Minuten bzw. 16 Minuten geäglüht. Sie werden danach im Wasser abgekühlt.

Es ist bekannt, dass bis das innere Teil der Probe die gewünschte Temperatur erreicht, braucht es eine gewisse Zeit. Diese Zeit wird mit 4 Minuten geschätzt. Es besteht die Hoffnung eine Härtesteigerung zu erreichen.

4.3.1 Parallelversuch

Für das $\alpha + \text{Primär-}\alpha$ wird auch ein Martensit Zerfall durchgeführt. Bei diesem Gefüge sieht das Vorgehen ein wenig anders aus. Dadurch das es sich global Martensit gebildet hat, werden hier höhere Zeiten ausgewählt. Für eine Temperatur von 610 werden 16 Minuten und 30 Minuten geschätzt. Es ist erwartet, dass die Proben mehr Zeit für den Zerfall brauchen, da es mehr Martensit gibt.

Kapitel 5

Ergebnisse

5.1 α_p -Studie (PH)

Im Rahmen der Alpha-P Studie wurden zunächst 3 Proben bei verschiedenen Temperaturen unterhalb der Beta-Transus Temperatur (995°C für Ti-6242) wärmebehandelt. Ziel war die Einstellung einer bimodalen Mikrostruktur, sowie die Bestimmung des Alpha-Primär-Volumenanteils. Es wurden 3 Temperaturen (990°C , 975°C und 960°C) ausgewählt, bei denen die Proben für eine Stunde im Ofen Wärmebehandelt und anschließend luftabgekühlt wurden. Zusätzlich wurde eine Probe überhalb der Beta-Transus-Temperatur bei 1015°C für 30 Minuten gegläutet und anschließend in Wasser abgeschreckt, um zum Vergleich der verschiedenen Mikrostrukturen, ein vollmartensitisches Gefüge einzustellen. Die Auswertung dieser Proben unter dem Lichtmikroskop sind in Abbildung 8 aufgeführt.

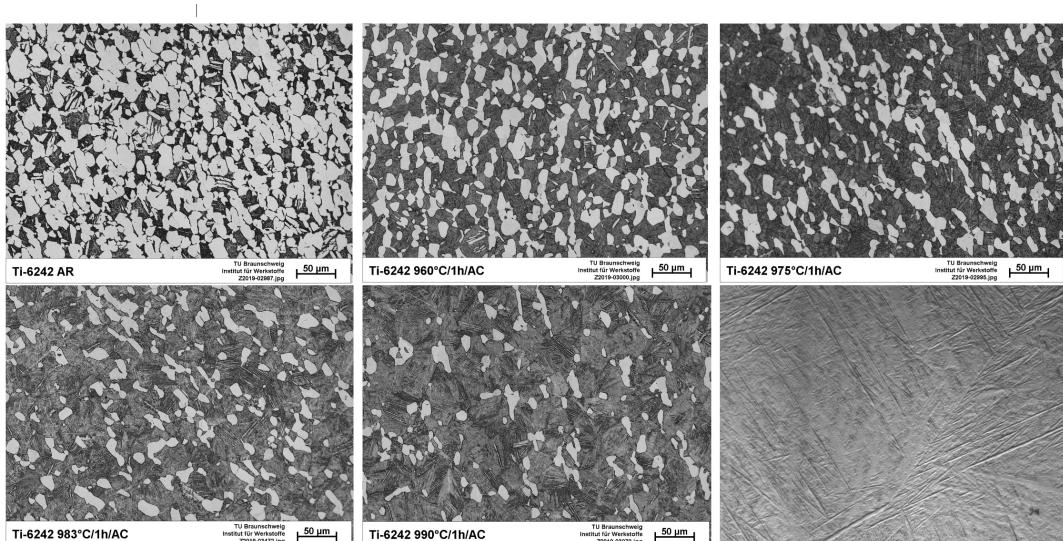


Abb. 5.1: Mikrostrukturen der verwendeten Ti-6242 Legierung vor und nach der ersten Wärmebehandlung bei verschiedenen Temperaturen, oben links: Mikrostruktur vor Wärmebehandlung, oben mittig: $960^{\circ}\text{C}/1\text{h}/\text{AC}$, oben rechts: $975^{\circ}\text{C}/1\text{h}/\text{AC}$, unten links: $983^{\circ}\text{C}/1\text{h}/\text{AC}$, unten mittig: $990^{\circ}\text{C}/1\text{h}/\text{AC}$, unten rechts: $1015^{\circ}\text{C}/30\text{min}/\text{WQ}$ vollmartensitisches Gefüge

Die Ergebnisse der Bestimmung des Alpha-P Volumenanteils mittels Bildbearbeitungsprogramm sind in Tabelle 4 aufgeführt. Laut Lütjering und Williams liegt der optimale Primär Alpha Volumenanteil zur Steigerung der Zugfestigkeitswerte zwischen 10 und 20 % [2]. Da die bis dahin erstellten Proben mit ihren Primär Alpha Volumenanteilen außerhalb dieses Bereiches lagen, wurde eine weitere Probe bei 983°C für eine Stunde geglüht und anschließend luftgekühlt. Die resultierende Mikrostruktur ist ebenfalls in Abbildung 8 aufgeführt.

	Primär- α in %
AR	62
960°C/1h/AC	37
975°C/1h/AC	26
983°C/1h/AC	16
990°C/1h/AC	9
1015°C/30min/WQ	0

Tabelle 5.1: Primär- α Volumenanteile der ersten Wärmebehandlungen mit einer durchschnittlichen Abweichung von 3%

Die Auswertung hat ergeben, dass der angestrebte Primär- α Volumenanteil mit der Wärmebehandlung bei 983°C für 1 Stunde mit anschließender Luftkühlung erreicht wurde. Die vollmartensitische Probe hat wie erwartet keinen sichtbaren Primär- α Anteil aufgewiesen.

Des Weiteren wurde an der ersten Probenreihe eine Härteprüfung durchgeführt. Die Ergebnisse sind zusammen mit der Standardabweichung in Tabelle 5 aufgeführt.

	Härte in HV	Std.-abw.
AR	331	2.45
960°C/1h/AC	345	2.83
975°C/1h/AC	344	2.80
983°C/1h/AC	344	1.84
990°C/1h/AC	350	4,74
1015°C/30min/WQ	403	3.94

Tabelle 5.2: Härtewerte der ersten Probenreihe in HV und ihre Standardabweichung

Nach der ersten Wärmebehandlung war bei den bimodalen Mikrostrukturen keine wesentliche Härtesteigerung messbar.

5.2 Short Time Duplex Heat Treatment (STDA - short Time Duplex Anneal) (PH)

Im nächsten Schritt wurde versucht, die STDA Wärmebehandlung von der $\alpha+\beta$ Legierung Ti-6Al-4V auf die Near- α Legierung Ti-6AL-2Sn-4Zr-2Mo zu übertragen. Ziel war es zunächst in einem zweiten Prozessschritt Martensit im transformierten Beta zu erzeugen. Dafür wurden die Proben mit bimodalen Mikrostrukturen aus der ersten Wärmebehandlung erneut bei 930°C im Ofen für 8 Minuten geglüht und anschließend wassergekühlt. Die Auswertung unter dem Lichtmikroskop ist in Abbildung 9 zusammengefasst.

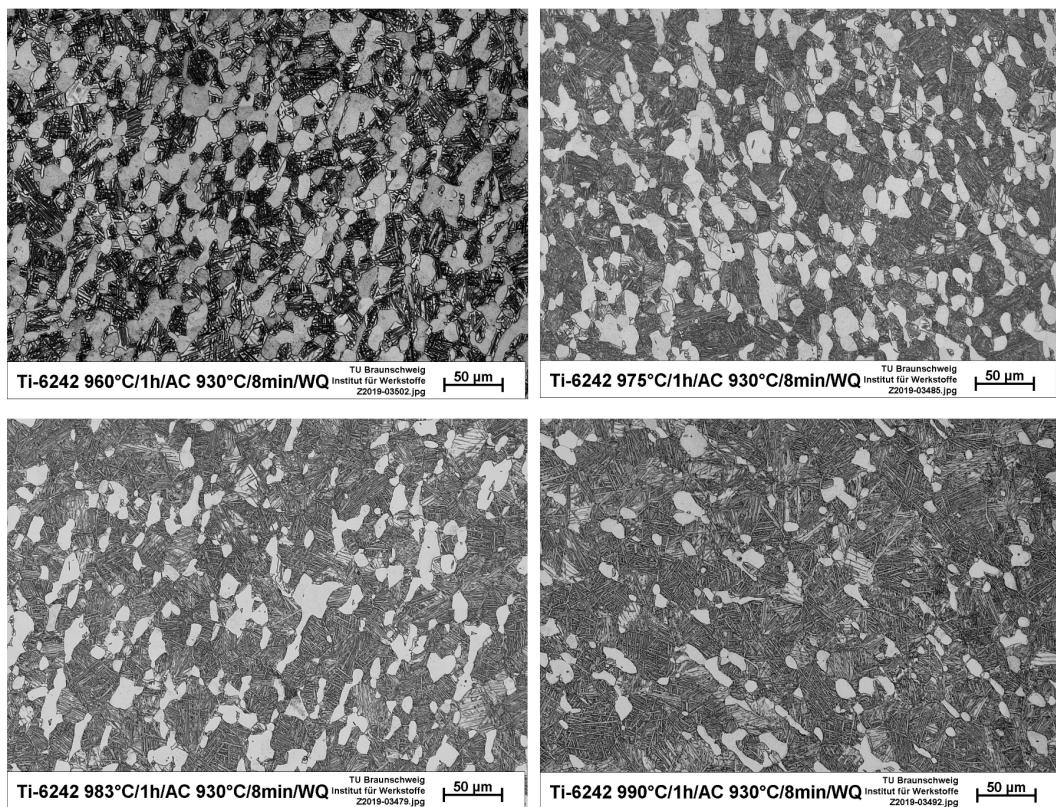


Abb. 5.2: Mikrostrukturen von Ti-6242 nach dem zweiten Prozessschritt

Nach dem zweiten Prozessschritt konnte keine Veränderung der Mikrostrukturen unter dem Lichtmikroskop festgestellt werden. Daher wurden die Proben unter dem Rasterelektronenmikroskop (REM) näher untersucht, um festzustellen, ob sich Martensit im transformierten Beta geformt hat. Die Ergebnisse sind in Abbildungen 10-13 aufgeführt.

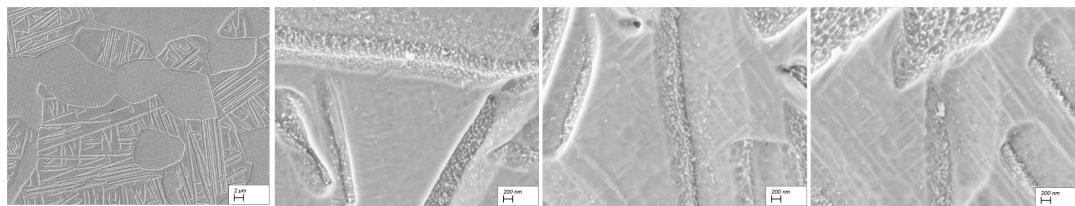


Abb. 5.3: 960°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ, REM unter verschiedenen Auflösungen, Randbereich

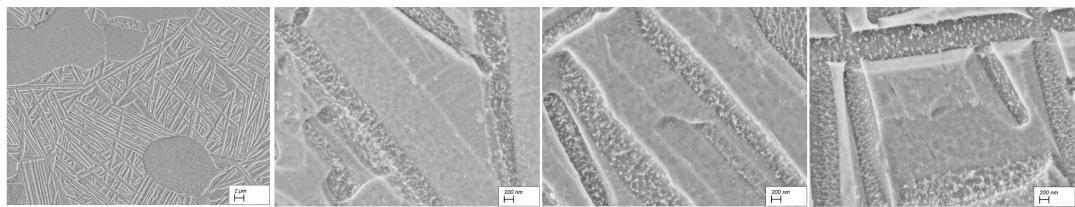


Abb. 5.4: 975°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ, REM unter verschiedenen Auflösungen, Randbereich

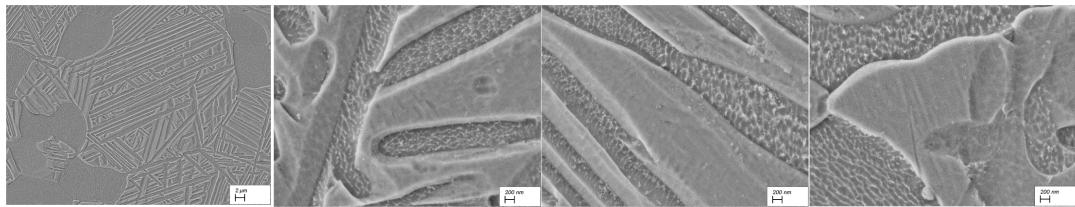


Abb. 5.5: 983°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ, REM unter verschiedenen Auflösungen, Randbereich

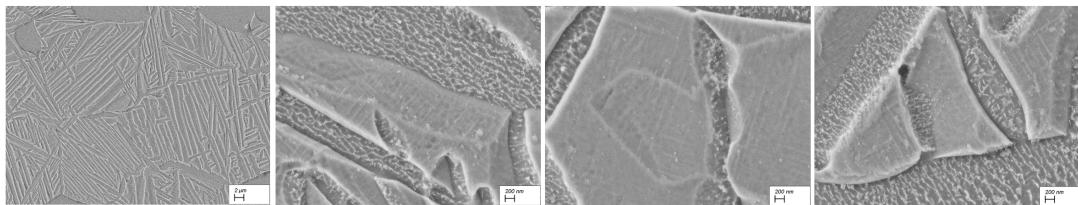


Abb. 5.6: 990°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ, REM unter verschiedenen Auflösungen, Randbereich

In den Abbildungen 10-13 ist zu erkennen, dass lediglich die Proben der Temperaturenreihe mit 960°C und 990°C ansatzweise Martensit im Randbereich aufwiesen. Die Proben der Temperaturen mit 975°C und 983°C zeigten keine Anzeichen von Martensitbildung.

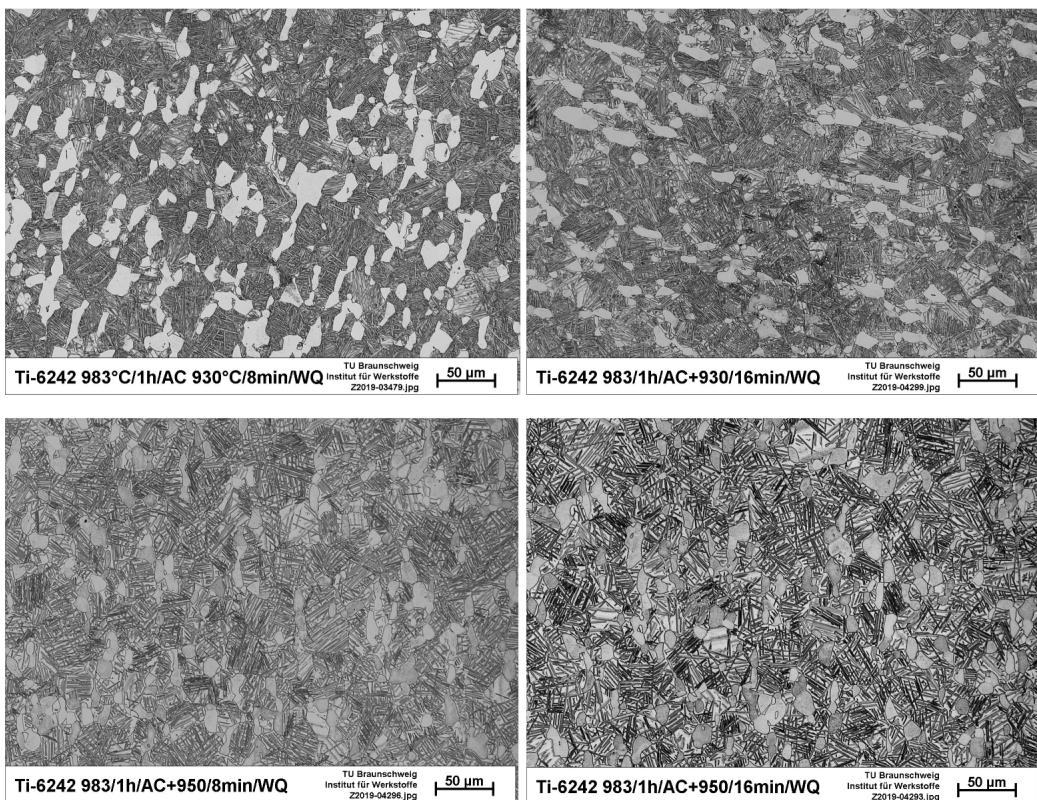
Die Härteprüfung dieser Probenreihe ist in Tabelle 6 zusammengefasst, zeigt jedoch bei keiner Probe eine sichtbare Härtesteigerung.

	Härte in HV	Std.-abw.
960°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ	350	2.99
975°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ	345	3.94
983°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ	349	3.19
990°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ	352	4.51

Tabelle 5.3: Ergebnisse der Härteprüfung der zweiten Probenreihe

Da die Ergebnisse dieser Probenreihe nicht den Erwartungen entsprach und die Martensitbildung zu gering war, wurde dieser zweite Schritt der Wärmebehandlung genauer verfolgt. Ab diesem Punkt wurde im ersten Schritt nur noch mit der Temperatur gearbeitet, die in der Alpha-P Studie als Kandidat für den besten Primär- α Volumenanteil, in Hinblick auf die Zugwerte, ermittelt wurde (983°C).

Um den vorherigen Schritt genauer zu analysieren und optimieren zu können, wurden 3 neue Proben wärmebehandelt. Es wurde daher im zweiten Schritt die Haltezeit der vorherigen Probe verdoppelt. Zusätzlich wurden 2 Proben bei den zwei verschiedenen Haltezeiten (8 und 16 min) mit einer Temperatur geglüht, die um 20°C auf 950°C angehoben wurde. Die Auswertung unter dem Lichtmikroskop ist in Abbildung 14 zusammengefasst.

**Abb. 5.7:** Mikrostrukturen nach der Anpassung der Temperatur und Haltezeit im zweiten Wärmebehandlungsschritt

Die Proben, die im zweiten Schritt bei 930°C geglüht wurden, weisen in ihrer Mikrostruktur keine offensichtlichen Unterschiede zur vorherigen Probenreihe auf. Die Proben, die im zweiten Schritt bei 950°C geglüht wurden weisen eine Veränderung in der transformierten β -Phase auf.

So scheint der β -Phasenanteil im transformierten β zwischen den α -Lamellen gewachsen zu sein. Eine Gegenüberstellung unter dem Lichtmikroskop ist in Abbildung 15 zu sehen.

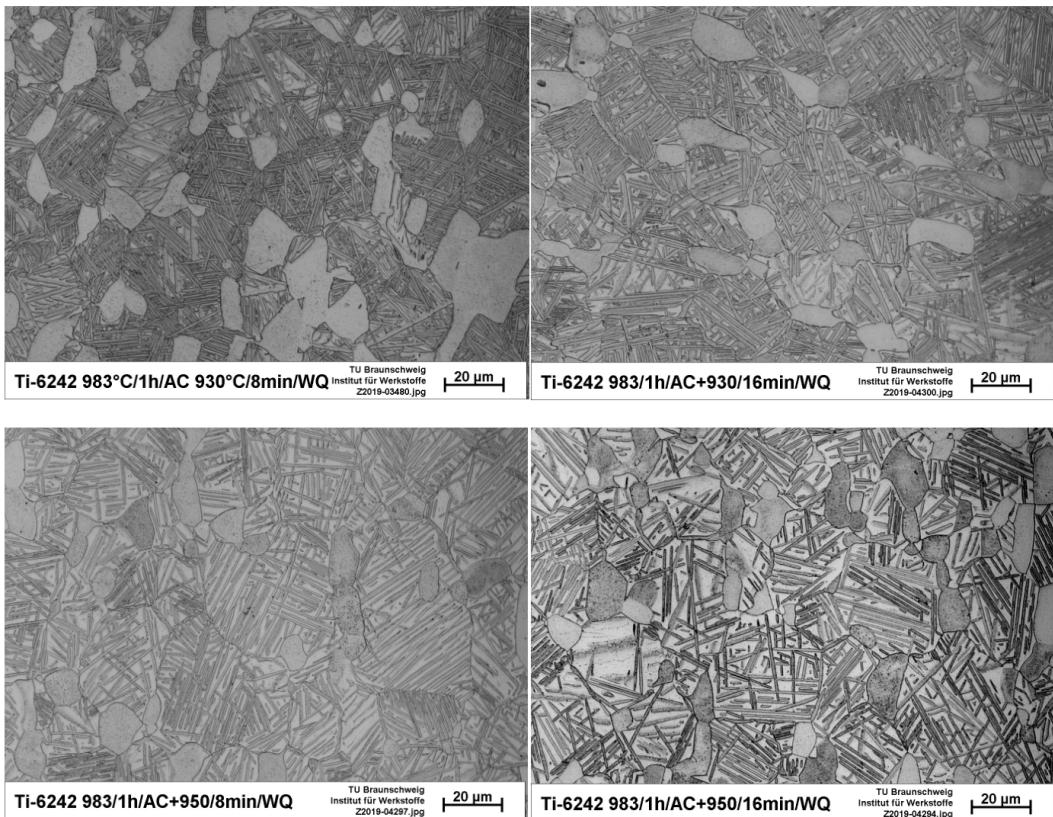


Abb. 5.8: Veränderung der transformierten β -Phase in zweiten Wärmebehandlungsschritt bei 950°C und 930°C

Die Härteprüfung der zweiten Probenreihe mit angepassten Temperaturen und Haltezeiten er gab ebenfalls einen Unterschied zur vorherigen Probenreihe. Die Ergebnisse sind in Tabelle 7 aufgeführt.

	Härte in HV	Std.-abw.
983°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ	349	3.19
983°C/1h/AC + 930°C/16min/WQ	358	7.23
983°C/1h/AC + 950°C/8min/WQ	377	3.44
983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ	376	3.79

Tabelle 5.4: Ergebnisse der Härteprüfung mit angepassten Temperaturen und Haltezeiten

Die Härtegrade der Proben, die bei 950°C geglättet wurden, weisen eine sichtbare Härtesteigerung gegenüber den Proben, die bei 930°C geglättet wurden, auf. Die Härtesteigerung der Probe, die bei 930°C und 16 min geglättet wurde, gegenüber der Probe mit gleicher Temperatur und halber Haltezeit, kann mit der größeren Standardabweichung erklärt werden. So zeigt sich, dass in dieser Probenreihe, die Haltezeit keinen sichtbaren Einfluss hatte.

Die nähere Analyse der Mikrostruktur dieser Probenreihe unter dem Rasterelektronenmikroskop ist in den Abbildungen 16 - 18 aufgeführt.

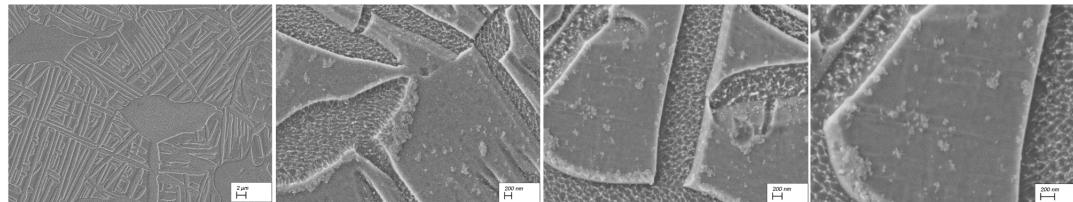


Abb. 5.9: 983°C/1h/AC + 930°C/16min/WQ, REM unter verschiedenen Auflösungen, Randbereich

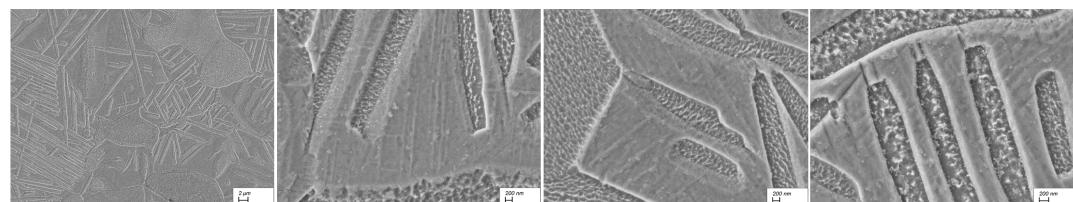


Abb. 5.10: 983°C/1h/AC + 950°C/8min/WQ, REM unter verschiedenen Auflösungen

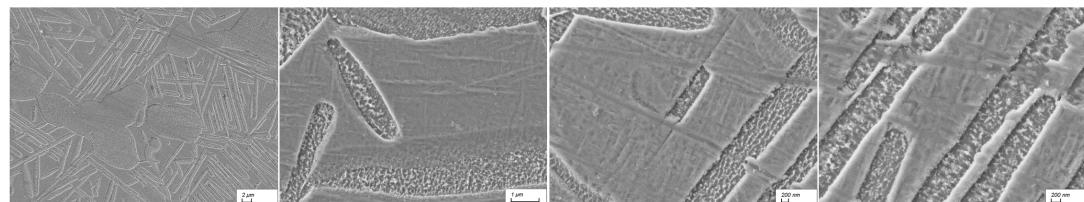


Abb. 5.11: 983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ, REM unter verschiedenen Auflösungen

Die Analyse hat gezeigt, dass auch bei der Probe, die bei 930°C für 16 Minuten geglüht wurde, ebenfalls nur im Randbereich an vereinzelten Stellen in der β -Phase, leichte martensitische Strukturen erkennbar waren. Bei den Proben, die bei einer Temperatur von 950°C geglüht wurden, sind über der ganzen Probenfläche ausgeprägte martensitische Strukturen ersichtlich. In den Proben mit tieferer Temperatur haben sich lediglich vereinzelt martensitische Strukturen in Bereichen großflächiger β -Phase im Randbereich gebildet. Bei den Proben, die bei höherer Temperatur geglüht wurden, haben sich auch in den dünneren Flächen der β -Phase, die zwischen den α -Lamellen liegen, ausgeprägte Martensitstrukturen gebildet.

Im dem dritten Schritt war der Zerfall des Martensites, das vorher gebildet wurde, geplant. Dazu wurde die Probe aus Abbildung 18, die die ausgeprägtesten Martensitstrukturen aufwies, für die weiteren Schritte ausgewählt. Dafür wurden vier Proben für den dritten Wärmebehandlungsschritt festgelegt. Zwei Proben wurden bei 580°C und unterschiedlichen Haltezeiten (8 und 16 min) wärmebehandelt. Die zwei verbliebenen wurden den gleichen Haltezeiten ausgesetzt, nur bei höher Temperatur (610°C).

Die Analyse unter dem Lichtmikroskop ergab keine sichtbare Veränderung der Mikrostruktur zur vorherigen Probenreihe.

Die Härteprüfung dagegen zeigte eine sichtbare Härtesteigerung. Die Ergebnisse sind in Tabelle 8 zusammengefasst.

	Härte in HV	Std.-abw.
983°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ + 580°C/8min/AC	393	2.02
983°C/1h/AC + 930°C/16min/WQ + 580°C/16min/AC	392	4.15
983°C/1h/AC + 950°C/8min/WQ + 610°C/8min/AC	399	2.32
983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ + 610°C/16min/AC	392	2.57

Tabelle 5.5: Ergebnisse der Härteprüfung mit angepassten Temperaturen und Haltezeiten

5.3 $\alpha_p - \alpha'$ Wärmebehandlung (PH)

Zum Vergleich wurde parallel eine $\alpha_p - \alpha'$ Wärmebehandlung durchgeführt. Im Gegensatz zur der im Abschnitt 5.2. durchgeföhrten Wärmebehandlung, besitzt diese nur zwei Behandlungsschritte. Dazu wurde wieder die aus der α -P Studie hervorgegangene Temperatur von 983°C ausgewählt, eine Probe für 1 Stunde geglüht und anschließend wassergekühlt. Die dadurch entstandene Mikrostruktur wurde unter dem Lichtmikroskop ausgewertet und ist in Abbildung 19 aufgeführt.

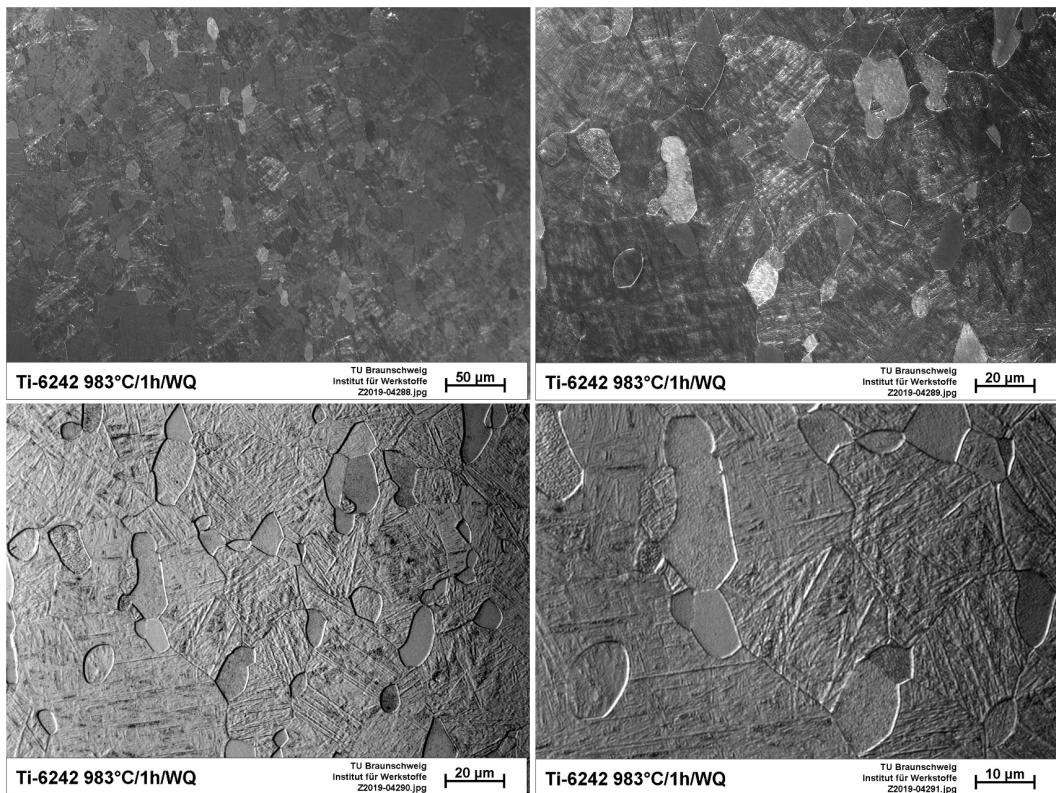


Abb. 5.12: α_p - α' Gefüge unter dem Lichtmikroskop bei verschiedenen Auflösungen

Der Unterschied in diesem ersten Schritt der Wärmebehandlung zu der Behandlung aus Abschnitt 5.2., liegt in der Wasserabkühlung. Das dadurch entstandene Gefüge besteht aus Primär- α und vollmartensitischer β -Phase.

Die anschließende Härteprüfung ergab eine mittlere Vickershärte von 405 HV bei einer Standardabweichung von 4.84 %.

Im zweiten Schritt dieser Vergleichsbehandlung wurde wieder ein Martensitzerfall durchgeführt. Dazu wurden zwei Proben erneut bei 610°C wärmehandelt. Es wurden zwei Haltezeiten bei 16 und 30 Minuten ausgewählt, mit anschließender Luftabkühlung.

Die Ergebnisse der Härteprüfung nach diesem zweiten Schritt sind in Tabelle 9 aufgeführt.

	Härte in HV	Std.-abw.
983°C/1h/WQ + 610°C/16min/AC	405	6.22
983°C/1h/WQ + 610°C/30min/AC	400	2.81

Tabelle 5.6: Ergebnisse der Härteprüfung nach der zweiten Wärmebehandlung, α_p - α' Gefüge

5.4 Zugversuche (PH)

Kapitel 6

Diskussion der Ergebnisse

6.1 Martensitbildung

Im Gegensatz zu der zweiten Probenreihe, war bei den ersten Proben, die bei 930C für 8 oder 16 min WQ ..., wenig bis gar kein Martensit zu erkennen. Die Härte ist auch nur leicht gestiegen. Diese kleine Härteverbesserung zeigt aber trotzdem, dass die Gefügestruktur beeinflusst wurde. D.h es konnte sich bei 930C das β nicht schnell genug wachsen wie bei Ti64 oder neue β -Gebiete sind bereits in der kurzen Anlass-zeit durch Diffusion von Mo stabilisiert worden. Das hat dazu geführt, dass sich, wenn überhaupt, nur in bestimmten Nano-Gebieten martensitische Strukturen gebildet haben. Außerdem ist diese Umwandlung nur bei 990/8/WQ-Probe und 960/8/WQ-Probe relativ besser zu sehen. Da die Randbereiche bei der Erwärmung zuerst durchwärmt werden, sind martensitische Strukturen auch am Rand besser erkennbar. 990-Proben haben durch die höhere Rekristallisationstemperatur den höchsten β -Anteil. Das erklärt, warum sich im Gegensatz zu 983- und 975-Proben zu Martensitbildung gekommen ist. Bei den 960-Proben konnte sich aber trotzdem, auch wenn nur lokal, Martensit bilden. Das ist möglicherweise darauf zurückzuführen, dass die Rekristallisationstemperatur so niedrig war, dass sich Mo nicht vernünftig in der β -Phase diffundieren konnte. Dadurch wurden nur beschränkte β -Gebiete stabilisiert.

Auch bei der Erwärmung für 16 min waren keine signifikante Änderung abzulesen. Das erklärt dass die Dauer des Anlassens bei 930C nur einen geringen bis keinen Einfluss auf die Martensitbildung hat. Bei den anderen Proben hingegen ist die Härte von 344 HV auf 376 HV gestiegen. Das zeigt, dass 930C zu niedrig für die Diffusionskinetik von β war. Das liegt wahrscheinlich daran, dass die Gleichgewichtstemperatur von Ti6242 höher ist als die von Ti64. Die Kinetische Energie von 930 reicht nicht aus um martensit zu bilden bei ti6242.

$\alpha + \alpha'$ Bei 983C liegt die Legierung in dem Zwei-Phasengebiet mit ca. 84% β . Bei der Wasserabschreckung über M_s wandelt sich die ganze β -Phase martensitisch um. Das hat dann zu einer Signifikanten Härteanstieg geführt. Duktilität ?

6.2 Martensit-Zerfall

Man sieht eine offensichtliche Erhöhung der Festigkeit. Das beste Versuchsprobe aus der 2. Wärmebehandlung ist bei 950 C / 16 min / WQ mit 376 HV gemessen worden. Man beobachtet eine Erhöhung von 17 bis 23 HV vom zweiten auf dritten Schritt. Damit kann man zufriedenweise sagen, dass eine gute Steigerung der Festigkeit bei Legierungsmaximierung stattgefunden hat. Nur daraus kann man mit groÙe Wahrscheinlichkeit feststellen, dass eine martensitische Zerfall passiert ist. Es wird behauptet, dadurch dass β weicher als α ist und dass mehr α im Gefüge zu finden sind, sollte das Vorgang eine Festigkeitszunahme bringen.

Für den Parallelversuch ist keine Erhöhung zu sehen. Beim Glühen der Probe bei 983 C / 1h / Wasser gekühlt ist eine Härte von 405 HV. Leider ist bei den diesen Schritt die Festigkeit nicht gestiegen. Grund dafür könnte ja sein, dass es nicht genug Zeit gelassen worden ist. Es handelt sich um eine globale Struktur, es findet sich also viel mehr Martensit als im Three Step Short Time Anneal Legierung.

Kapitel 7

Fazit und Ausblick

tbd

