



Projektarbeit WS 2019/2020

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

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	15
2.2.4 Verwendung	17
3 Experimentelle Methoden	19
3.1 Metallografische Präparation (VR)	19
3.1.1 Trennen	19
3.1.2 Einbetten	19
3.1.3 Schleifen/Polieren	19
3.1.4 Ätzen	20
3.2 Untersuchung der Mikrostruktur (TJ)	20
3.2.1 Lichtmikroskop	20
3.2.2 Rasterelektronenmikroskopi (REM)	21
3.2.3 großes REM	21
3.2.4 α_p -Volumenanteil Analyse	21
3.3 Mechanische Prüfverfahren (VR)	21
3.3.1 Härteprüfung	21
3.3.2 Zugversuch	22
4 Durchführung	23
4.1 α_p -Studie (VR)	23
4.2 Martensit-Bildung (ZB)	24
4.3 Martensit-Zerfall (TJ)	25
5 Ergebnisse	26
5.1 α_p -Studie (PH)	26
5.2 Short Time Duplex Heat Treatment (STDA - short Time Duplex Anneal) (PH)	28
5.3 α_p - α' -Wärmebehandlung (PH)	34
5.4 Zugversuche (PH)	35
6 Diskussion der Ergebnisse	36
6.1 Martensitbildung (ZB)	36
6.2 Martensit-Zerfall (TJ)	37
7 Fazit und Ausblick	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

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

Tabelle 1: Initialen der beteiligten Personen

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.

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 (Ti-64), an der bereits seit den 50er Jahren geforscht wird und seitdem eine marktdominierende Rolle eingenommen hat. Ti-64 wird insbesondere in dynamisch belasteten Bauteilen wie Fanschaufeln in Flugtriebwerken und Verbindungselementen wie Nieten und Bolzen. Für eine verbesserte Wärmebeständigkeit bei höheren Temperaturen bei ähnlichen Schmiede- und Verformungseigenschaften wurde Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (Ti-6242) entwickelt. Die mögliche Einsatztemperatur dieses Werkstoffs liegt bei 538°C im Vergleich zu 350°C für Ti-64 und erlaubt somit den Einsatz in temperaturempfindlichen Bereichen wie Verdichterschaufeln und Strukturbaueteilen des Nachbrenners.

Ziel dieser Projektarbeit ist, die Zugfestigkeit der Legierung Ti-6242 durch eine Wärmebehandlung zu maximieren, während eine Bruchdehnung von mindestens 10% beibehalten wird. Eine für Ti-64 bereits erforschte Wärmebehandlung ist die *Three-Step Short-Time-Duplex-Anneal* (TS-STDA), bei der eine Steigerung der Zugefestigkeit von bis zu 25% möglich ist. Vorteilhaft sind die kürzeren Haltezeiten und die geringe Duktilitätsabnahme verglichen mit vollmartensitischen Gefügen. Für einen erfolgreichen Transfer der Wärmeübertragung müssen Faktoren wie die geringere β -stabilisierende Wirkung und unterschiedliche Diffusionsrate der Legierungselemente und die niedrigere Martensitstart-Temperatur (M_s) des Ti-6242 beachtet werden. Die für den Vergleich mit vollmartensitischen Gefügen und konventionellen Wärmebehandlungen und zur Kontrolle der Zielparameter nötigen Kennwerte werden mit Hilfe von Licht- und Elektronenmikroskopie, der Vickers-Härteprüfung und Zugversuchen bestimmt.

Kapitel 2

Metallurgie

2.1 Metallurgie von Titan und Titanlegierungen (PH)

Reines Titan ist das vierhäufigste 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°C eine kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur (krz) besitzt (Bild 2.1). Bei einer Temperatur von $882 \pm 2^{\circ}\text{C}$ tritt eine Phasenumwandlung von α zu β 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 β zu α kann durch einen diffusionskontrollierten Keimbildungs- und Wachstumsprozess oder durch einen diffusionslosen Umklappvorgang (martensitisch) erfolgen, wenn eine ausreichend schnelle Abkühlgeschwindigkeit (über 500 K/s) erzielt wird [1, 2].

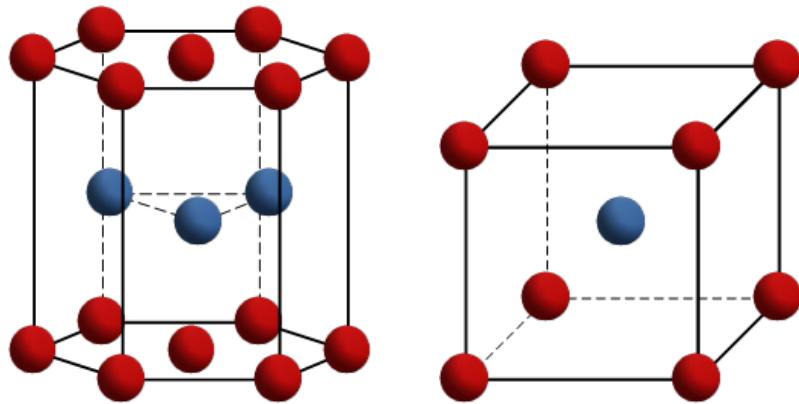


Abb. 2.1: Kristallgitterstruktur der α -Phase (hex) und β -Phase (krz)

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 α -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 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 [5, 6, 7]

CP-Titanium Zu reinem Titan (*commercially pure*, CP) werden keine Legierungselemente dazugegeben, jedoch sind Begleitelemente wie Sauerstoff und Eisen in bestimmten Mengen nicht zu vermeiden. In welche Klasse technisch reines Titan eingeordnet wird, hängt von der Konzentration der Begleitelemente ab. Es gibt 4 Klassen, die sogenannten CP-Grades [1].

α - und near- α -Legierungen Wenn α -Stabilisatoren 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 (<5%) 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 bilden die erste Untergruppe der zweiphasigen Titanlegierungen. Bei Raumtemperatur besitzen sie zwischen 5% und 95% β -Phase im Gefüge. Sie können dabei vollständig oder teilweise martensitsch (α' - oder α'' -Phase) umwandeln. Die bekanntesten $\alpha+\beta$ Legierungen sind Ti–6Al–4V und Ti–6Al–2Sn–4Zr–6Mo [1, 2, 3, 4].

Metastabile β -Legierungen Die zweite Untergruppe der zweiphasigen Titanlegierungen bilden die metastabilen β -Legierungen. Wie die $\alpha+\beta$ -Legierungen besitzen sie zwischen 5% und 95% β -Phase im Gefüge, zeigen dagegen keine martensitische Umwandlung. Sie sind jedoch ausscheidungshärtbar und enthalten größere Gehalte an β -stabilisierenden Elementen, so dass die Martensitstarttemperatur unterhalb Raumtemperatur liegt [1, 2, 3, 4].

Near- β - und β -Legierungen Diese Legierungen enthalten ca. 10–15 % β -Stabilisatoren neben einem kleinen Anteil an α -Stabilisatoren. Sie 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 Volumenanteil 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].

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 ($FeTiO_3$), welche in allen Erdteilen zu finden sind. Einen Überblick über den Herstellungsprozess vom Erz bis zum Endprodukt ist in Abbildung 2.4 gegeben. Momentan ist das einzige Verfahren, um wirtschaftlich bedeutsame Mengen an Titan herstellen zu können, 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 Titanetrachlorid ($TiCl_4$) umgesetzt. Dabei findet teilweise eine Rückreaktion zu TiO_2 statt, da Titan eine hohe Affinität zu Sauerstoff besitzt. Das Titanetrachlorid wird anschließend mit Magnesium 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.

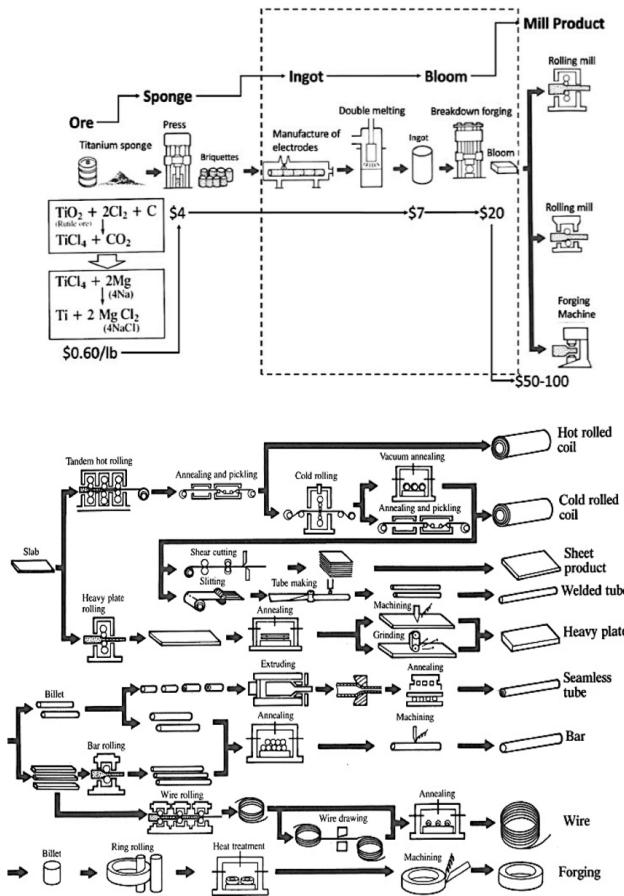


Abb. 2.4: Überblick der Produktionsroute vom Erz zum Endprodukt [4]

2.1.3 Mikrostrukturen in Titanlegierungen

Im Bereich der Titanlegierungen gibt es vier Basis-Mikrostrukturen die geformt werden können. Es gibt Widmanstätten-, Bi-Modal/Duplex-, globulare und martensitische Gefüge. Die β -Transus Temperatur spielt dabei eine entscheidend, 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 2.5 zeigt schematisch die Entstehung der Mikrostruktur von reinem Titan während des Gießprozesses. Es ist zu sehen, dass sich bei Abkühlung an der Luft unterhalb der Schmelztemperatur (1668°C), β -Phase in Form von Dendriten ausscheidet und zu kompletten β -Körnern heranwächst. Bei weiterer Abkühlung bis unter β -Transus (882°C für reines Titan), transformiert sich β zu α . Die α -Phase wächst an den Korngrenzen und in Form von Lamellen (α -Lamellen) in das vorherige β -Korn hinein. Wenn mehrere dieser α -Lamellen in dieselbe Richtung wachsen, formen sich sogenannte α -Kolonien. Diese Kolonien sind zufällig im vorherigen β -Korn verteilt und resultieren im sogenannten Widmannstättengefüge. Die Größe dieser mikrostrukturellen Formation ist abhängig von der Abkühlrate. Schnelles Abkühlen von unterhalb der β -Transus-Temperatur resultiert in feinen α -Lamellen und kleinen α -Kolonien. Langsames Abkühlen führt zu breiteren Lamellen und größeren Kolonien [1, 2, 3, 4].

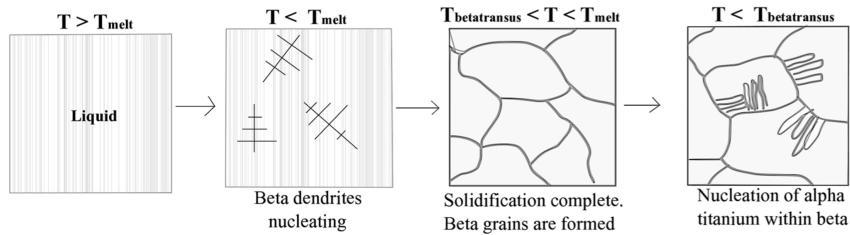


Abb. 2.5: schematische Darstellung der Entstehung der Mikrostruktur in reinem Titan, abgekühlt aus dem flüssigem Zustand bis unter Beta-Transsus [8]

Mikrostrukturen, die man während des Gießens erhält, sind sehr grob und besitzen eine geringe Festigkeit. Daher werden diese Mikrostrukturen mithilfe von thermo-mechanischen Prozessschritten modifiziert. Dazu gehören die Verfeinerung der Mikrostruktur durch Rekristallisation oder die Formation neuer Mikrostrukturen durch Kornwachstum [1, 2, 3, 4]. Typische thermo-mechanische Prozessschritte für Near- α - und $\alpha + \beta$ -Legierungen 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 2.6 dargestellt. Man unterscheidet dabei zwischen lamellaren, bimodalen und globularen Mikrostrukturen.

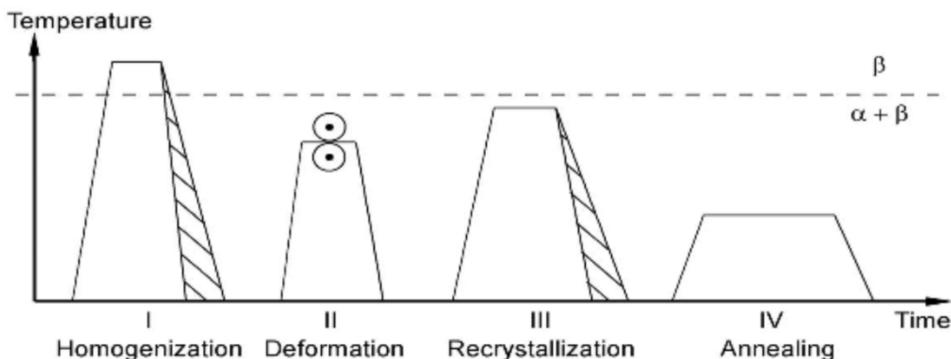


Abb. 2.6: Prozessschritte für bimodale Mikrostrukturen von $\alpha + \beta$ -Legierungen schematisch [9]

Eine kurze Beschreibung dieser Mikrostrukturen ist im folgenden aufgeführt.

- lamellare Mikrostruktur: entsteht bei einer Wärmebehandlung mit etwa $30 - 50^\circ C$ 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 Korngrenzen und größeren α -Kolonien.

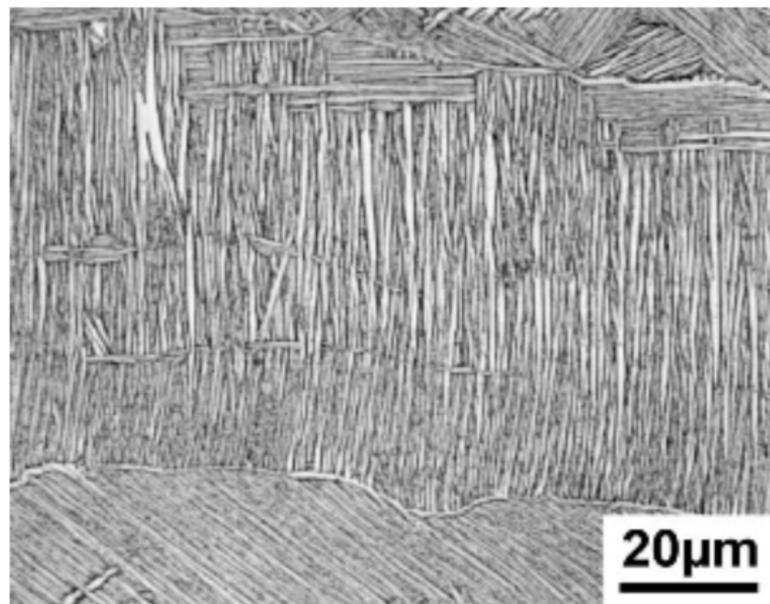


Abb. 2.7: lamellare Mikrostruktur von Ti-6242, Abkühlrate ca 100°C/min, LM [2]

- 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 Widmannstättenstruktur, 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].

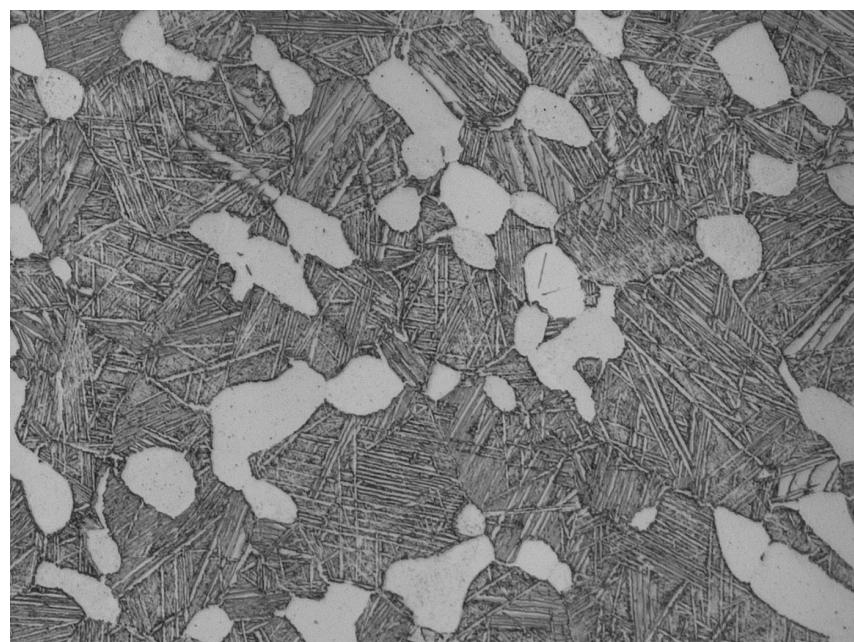


Abb. 2.8: bimodale Mikrostruktur Ti-6242, 20 μm

- globulare Mikrostruktur: wird erreicht durch eine mechanische Bearbeitung und Lösungsglühen im Zweiphasengebiet. Durch den Rekristallisationsprozesses zerbricht das lamellare α in globulares. Verlängertes Glühen vergrößert die globulare Mikrostruktur [2].

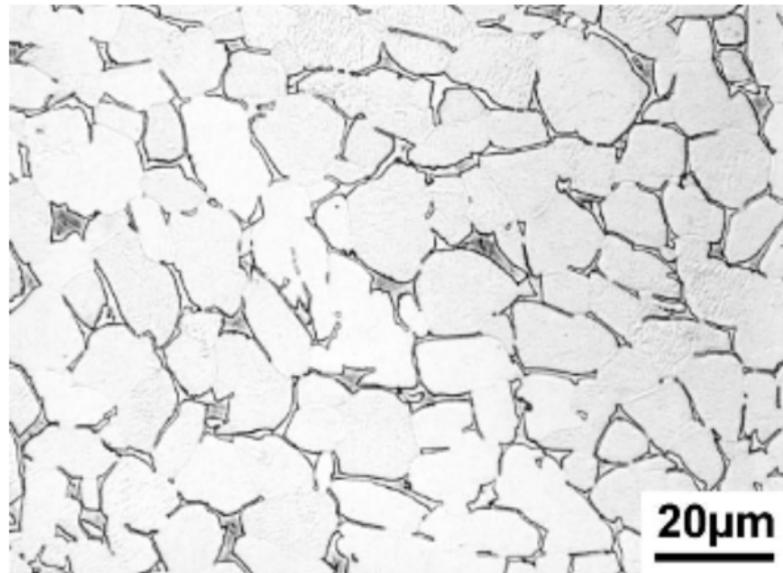


Abb. 2.9: globulare Mikrostruktur von Ti-6242, LM [2]

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 -Legierungen 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 geringe Dichte, eine gute Härte, sehr gute Kriechbeständigkeit und Schweißbarkeit. Die Besonderheit dieser Legierungen ist, dass sie bei kryogenen Temperaturen keine Versprödung zeigt [1, 2, 4].

Near- α -Legierungen zeichnen sich durch eine hohe Kriech- und Oxidationsbeständigkeit aus. Ti-6242 ist die am häufigsten kommerziell eingesetzte Legierung für Temperaturen bis zu $450^{\circ}C$. Sie wurde als Ergänzung zu der bekannten Ti-64 Legierung entwickelt und erhöhte dadurch das Temperaturlimit. In den meisten Near- α -Legierungen befindet sich Silikon (siehe Tabelle 2.3) als Legierungselement, um die Temperaturbeständigkeit zu verbessern [1, 2].

$\alpha + \beta$ -Legierungen besitzen eine höhere Festigkeit, Härte und Korrosionsbeständigkeit. Dagegen ist die Duktilität und die Kriechbeständigkeit bei hohen Temperaturen schlechter als bei near- α -Legierungen. Diese Legierungen haben eine hohe Festigkeit bei Raumtemperatur, sowie gute Heißumformeigenschaften. Typischerweise besitzen diese Legierungen 10 – 15 % 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 $300^\circ C$ [3, 4].

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

Die beschriebenen Eigenschaften der verschiedenen Legierungen sind jedoch abhängig von den zugefügten Legierungselementen sowie dem gewählten Herstellungsprozess. 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 unterschiedliche Mikrostrukturen eingestellt und ihre mikrostrukturellen Eigenschaften verändert werden [1, 2, 3, 4].

Wie im vorherigen Kapitel erwähnt, werden die Mikrostrukturen eingeteilt in lamellar, globular 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 2.10 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 [1, 2, 4]. Die Größe der α -Kolonien wird durch die Größe des ursprünglichen β -Korns limitiert. Daher führen größere 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, 10, 9]. 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 sie 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 eingesetzt. 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. Beispiel dafür sind Wärmetauscher, Rohrleitungen oder Meerwasserentsalzungsanlagen [?]. 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 [11]. Ein weiteres Einsatzgebiet sind moderne Schutzwesten, die neben den Aramidfasern auch Titangewebe enthalten, um das Eindringen von Hieb- und Stichwaffen zu verhindern [1].

2.2 Ti-6242 (ZB)

2.2.1 Zusammensetzung

Ti-6242 ist eine $\alpha+\beta$ -Titanlegierung, die im Jahr 1967 von TIMET eingeführt wurde [12]. Wie es im Phasendiagramm in 2.11 zu erkennen ist, hat die Legierung Ti-6242 bei Raumtemperatur einen hohen α -Anteil und wird deshalb als near- α -Legierung bezeichnet. Die genauen Anteile der Legierungselemente kann der Tabelle 2.1 entnommen werden.

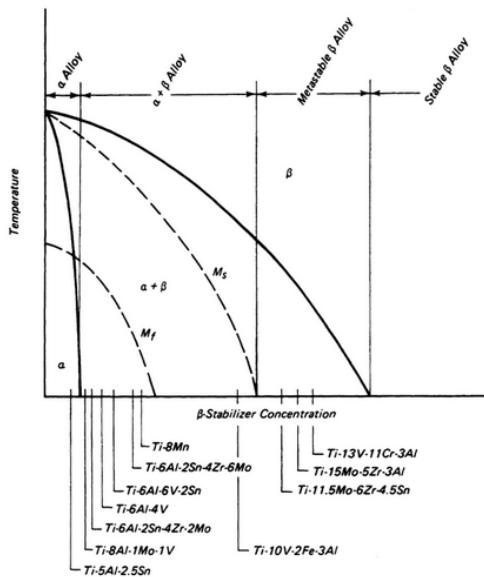


Abb. 2.11: Phasendiagramm [4]

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 [4]

Die Ti-6242S ist eine Optimierung von Ti-6242, die in den 1970er Jahren entwickelt wurde. Zusätzliches Silizium wird in kleinen Mengen zulegiert, um die Resistenz gegen Kriechen vor allem bei hohen Temperaturen durch die Bildung von Siliziden (Ti_5Si_3) zu erhöhen. [1]

2.2.2 Kristallstruktur

Ti-6242 wird klassischerweise in der bimodalen oder Duplex-Struktur eingesetzt, die nach einer typischen Wärmebehandlung (Abb. 2.6) erreicht werden kann.

Nach dem Deformationsvorgang wandelt sich bei der Erwärmung von Raumtemperatur auf eine Temperatur unter T_β ein Anteil der α -Phase in β um. Nach einer Haltezeit von 1 – 2h werden die Werkstücke wieder auf Raumtemperatur luftgekühlt. Dabei wandelt sich das β unter Einfluss der Diffusion in β - und α -Lamellen um.

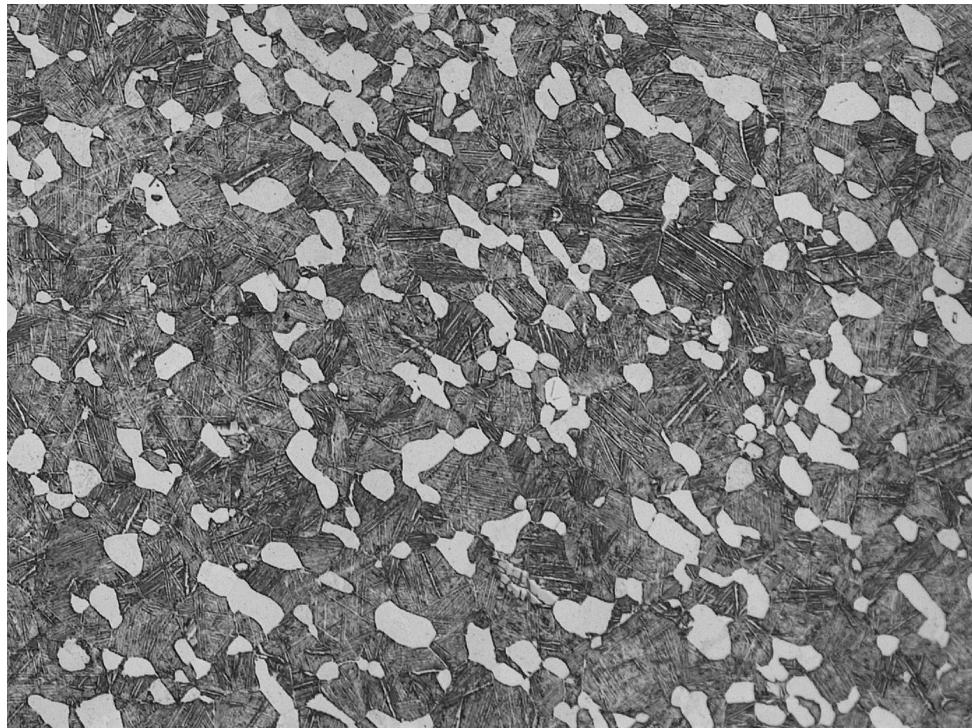


Abb. 2.12: Duplexgefüge bei Ti-6242

Als letzte Wärmebehandlung wird klassischerweise Ti-6242 oder Ti-6242S für 8h bei $595^\circ C$ angelassen. Dieser Schritt sorgt dafür, dass sich α_2 (Ti_3Al) in der α -Phase ausscheidet und diese dadurch verhärtet. Der Temperaturbereich hängt dabei von der Solvus-Temperatur von α_2 in α ab, die ca. $650^\circ C$ beträgt [2]. Für besonders gutes Kriechverhalten bei hohen Temperaturen, wird auch die Solvus-Temperatur von Si berücksichtigt, die knapp unter $600^\circ C$ liegt. Silizide (Ti_5Si_3) können sich aufgrund ihrer komplexen Kristallstruktur dann in den Korngrenzen ausscheiden und Kornbewegungen verhindern.

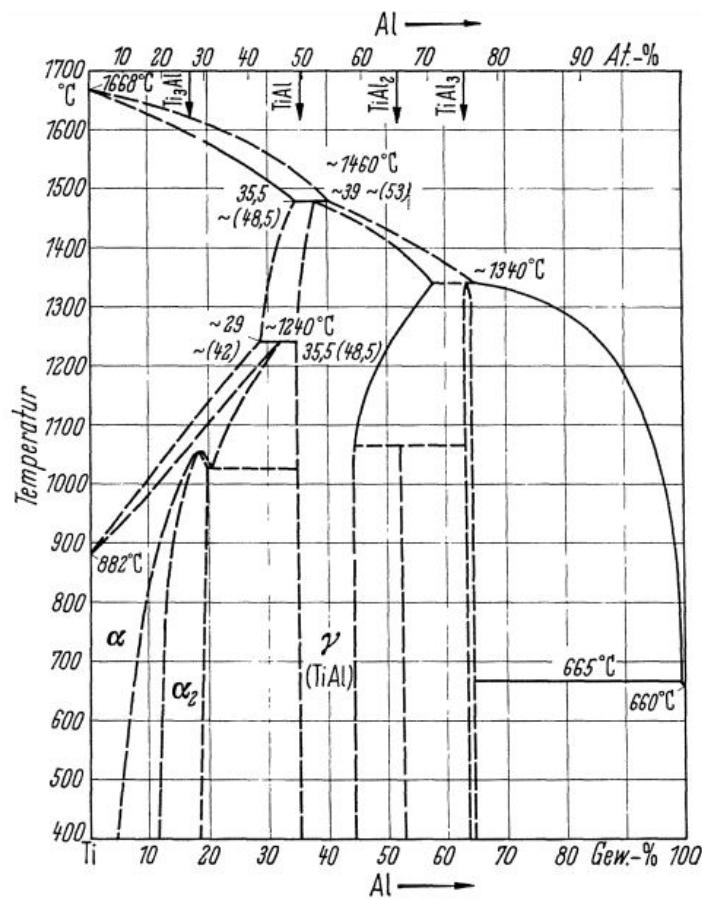


Abb. 2.13: Phasendiagramm von Ti-Al . [13]

Wärmebehandlungen von Ti-6242 und deren Einflüsse werden in den nächsten Kapiteln genauer diskutiert.

2.2.3 Physikalische und mechanische Eigenschaften

Die Tabelle 2.2 fasst die physikalischen Kennwerte von Ti-6242 zusammen.

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 [?] [14] [15]

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 und so auch sein thermomechanisches Verhalten verändern. Als eine near- α -Legierung, besteht Ti-6242 zum größten Teil aus α -Phase (90–95%) (Siehe Phasendiagramm in Abbildung 2.11). Da die Diffusionsrate der β -Phase höher ist als die der α -Phase, weist Ti-6242 eine bessere Stabilität bei höheren Temperaturen auf. [16]

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

Tabelle 2.3: Physikalische Kennwerte von Ti-6242S [1]

Die β -Transus-Temperatur (T_β) von Ti-6242 liegt bei $995 \pm 15^\circ\text{C}$. Die Toleranz ist durch die Anteilsschwankungen der verschiedenen Legierungselemente bedingt. Wie bereits im ersten Kapitel beschrieben wurde, stabilisieren Al, O, N und C die α -Phase und erhöhen im Gegensatz zu Mo die T_β . Aufgrund des niedrigen Mo-Gehalts von Ti-6242 liegt ihre β -Transus-Temperatur oberhalb der des reinen Titans, die bei $882 \pm 2^\circ\text{C}$ liegt.

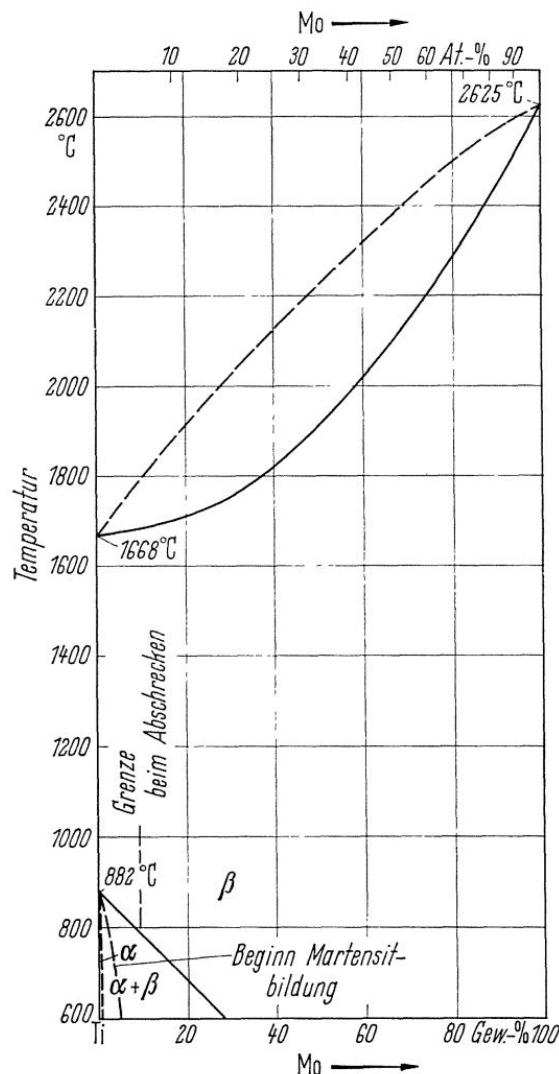


Abb. 2.14: Phasendiagramm Ti-Mo [13]

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 954°C/1h/AC + 600°C/8h/AC) [4]

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

2.2.4 Verwendung

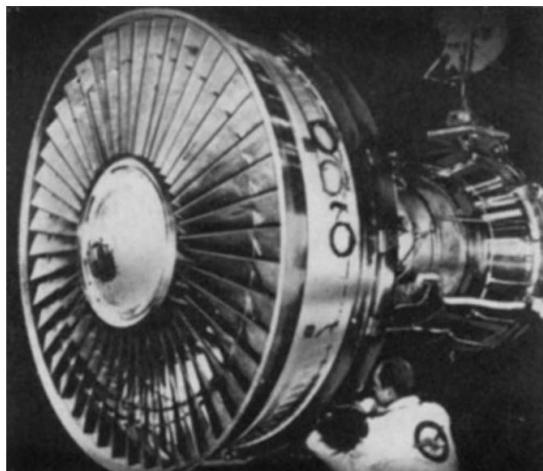
Die Kombination der Festigkeit des $\alpha+\beta$ -Gefüges mit der relativ hohen Kriechbeständigkeit der α -Strukturen macht Ti-6242 zu einer Hochtemperaturlegierung. Wegen dieser Eigenschaften wird Ti-6242 hauptsächlich in der Luftfahrt eingesetzt. Vor allem bei rotierenden Teilen im Triebwerk, wo hohe Kriech- und Ermüdungsbeständigkeit neben einer hohen metallurgischen Stabilität bei hohen Temperaturen erforderlich sind. Ti-6242-Bauteile können bei Temperaturen bis zu 550°C eingesetzt werden [1]. Ti-6242 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 Fluggewichtes aus Titan und Titanlegierungen besteht, Bläser aus Ti-Al6-V4, Verdichter mit zunehmender Temperatur aus Ti-Al6-V4, Ti-Al6-Sn2-Zr4-Mo2

Abb. 2.15: Beispiele für Einsatzbereiche von Ti-6242 [16, 13]

Kapitel 3

Experimentelle Methoden

3.1 Metallografische Präparation (VR)

3.1.1 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.

3.1.2 Einbetten

Die getrennten Proben werden in Warmeinbettpressen (Buehler Simplimet Mounting Press 4000) für bessere Handhabung und Stützung der Randzonen eingebettet. Beim Warmeinbetten wird mit Hilfe von Druck und Temperatur die Probe in ein Kunststoffgranulat eingeschlossen. Vorteile des Warmeinbetten 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 Spaltdichte hat. Das Warmeinbetten erfolgte bei 180°C und 3bar. Die fertig eingebetteten Proben werden entgratet und auf der Seite der Probenoberfläche mit einer Fase versehen.

3.1.3 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 (siehe Tab. 3.1).

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 [N]	10	10	10	10	10	10	6	6

Tabelle 3.1: Schleifstufen

Zwischen jeder Körnung werden die Proben *3min* im Ultraschallbad in einer Seifenlauge gereinigt, 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 beiden Polierschritten wird die Wabenscheibe mit Spülmittel gesäubert und die Schritte 1 und 2 wiederholt. Es wird solange poliert bis die Probenoberfläche frei von Riefen und Fremdpartikeln ist. Im letzten Schritt wird die Probenoberfläche mit Spülmittel und anschließend mit Ethanol gereinigt und getrocknet.

3.1.4 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*, martensitische Proben *10s* geätzt.

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

Tabelle 3.3: Ätzlösung nach Kroll

3.2 Untersuchung der Mikrostruktur (TJ)

3.2.1 Lichtmikroskop

Nach der Probenpräparation werden die Proben unter dem Lichtmikroskop (Zeiss AX10) untersucht. Es werden Bilder aufgenommen mit 200-facher bis 1000-facher Vergrößerung. Anhand der Bilder kann die Mikrostruktur der Probe erfasst werden. Die einzelnen Phasenanteile können mit Hilfe der verschiedenen Graustufen differenziert und analytisch ausgewertet werden. Dazu gehört die Korngrößen- und Phasenanteilbestimmung. Zusätzlich können Filter eingesetzt werden, um bestimmte Mikrostrukturen besser hervorzuheben.

3.2.2 Rasterelektronenmikroskop (REM)

Das Rasterelektronenmikroskop wird benutzt, um eine dreidimensionale Darstellung der Oberfläche zu erzeugen. Das Mikroskop ermöglicht höhere Auflösungen und bietet die Möglichkeit, Oberflächen, Material sowie chemische Eigenschaften zu analysieren. Mit Hilfe von magnetischen Linsen, werden ausgestrahlten Elektronen aus der Probeoberfläche aufgenommen. Diese können Bilder erzeugen. Unter anderen kann das REM mehrere Informationen über die Probe verarbeiten. Das Programm schlägt vor, welche Elementen in der Probe auftreten. Man kann also untersuchen, aus welche Elementen das Phasendiagramm der Probe besteht. Das Programm ist auch in der Lage die Massenverhältnisse in der Legierung anzuzeigen, die so genannte EDX Röntgenanalyse.

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

Es werden an unterschiedlichen Stellen Flächenanalyse erstellt.

3.2.3 großes REM

Um zu einer besseren Auflösung bei großer Vergrößerung des Bildes zu bekommen, steht der Smart SEM LEO 1550 zur Verfügung. Er besitzt eine motorisierte Prozesskammer mit 5 Freiheitsgraden (X-, Y-, Z-Richtung, Neigung, Rotation), und einer Luftschieleuse. Das Programm Gemini steuert den REM. Die Bilder sind entweder mit sekundär Elektronen Detektoren (SE2) erzeugt, oder mit dem Inlens Detektor (hohe Auflösung).

Es werden Bilder an verschiedenen Stellen der Probe aufgenommen. Im Mittelbereich und am Rand wird mit 20000-facher Vergrößerung untersucht.

3.2.4 α_p -Volumenanteil Analyse

Die Bilder die vom Lichtmikroskop erstellt wurden, werden mit Hilfe eines Programmes analysiert. Gemessen wird wie viel α_p Anteil im Gefüge enthalten ist. Ein Programm generiert die Volumenanteile bei den jeweiligen Aufnahmen. Für jede Probe werden mehrere Bilder analysiert, damit ein Mittelwert berechnet werden kann.

3.3 Mechanische Prüfverfahren (VR)

3.3.1 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. Die automatische Vermessung durch die Software wird durch

den Bediener bestätigt oder angepasst. Dadurch kann eine Genauigkeit bis auf 3% erzielt werden. Daraus lässt sich aus

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

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

3.3.2 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 wird 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.

$$\sigma = \frac{F}{S_0}$$

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$$

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 Ti-6242 wurde zuerst der Einfluss des α_p -Phasanteils auf die Härte untersucht. Laut Lutjering und Williams sollte bei der Legierung IMI 834, eine vergleichbare Legierung zu Ti-6242, eine maximale Zugfestigkeit bei einem α_p -Anteil von 10–20% festgestellt werden [2]. Um eine größtmögliche Härtesteigerung gegenüber der as-received-Probe (AR) zu erzielen, wurden vier Proben bei unterschiedlichen Temperaturen 1h unterhalb der β -Transus-Temperatur geäglüht und anschließend luftgekühlt (AC: air cooled) (4.1). Dabei stellt sich ein bimodales Gefüge ein. Die vier Proben wurden inklusive einer AR-Probe metallografisch präpariert und ausgewertet.

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

Tabelle 4.1: Wärmebehandlung der α_p -Studie

4.2 Martensit-Bildung (ZB)

Um Martensit zu bilden wird Ti-64 nach der ersten Wärmebehandlung laut Abbildung 4.1 für 1 min bei 930°C geäugt und dann auf Raumtemperatur wassergekühlt. Unter dem Einfluss der Diffusion sollen β -Lamellen im transformierten β wachsen. Die kurze Erwärmungszeit soll dafür sorgen, dass sich die neu gebildeten β -Gebiete nicht mit β -Stabilisatoren, in diesem Fall Vanadium, anreichern und dadurch stabilisiert werden. Dieser Prozess läuft im Nanometerbereich ab. Durch das schnelle Abschrecken auf Raumtemperatur wandeln sich die vergrößerten β -Bereiche diffusionslos und lokal in Martensit um.

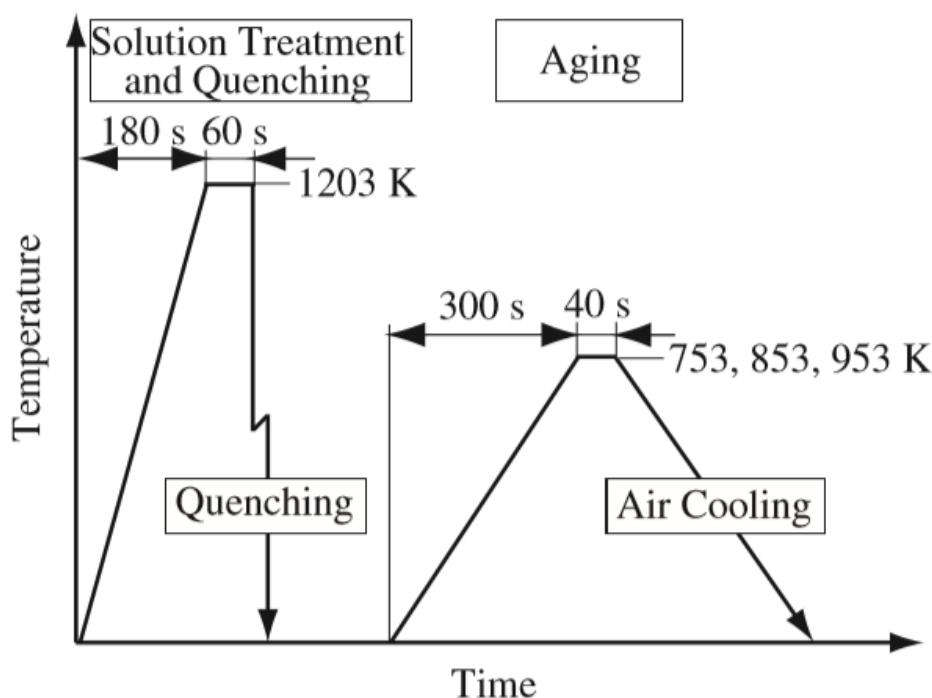


Abb. 4.1: Vorgehensweise nach dem Duplex-Anneal bei STDA für Ti-64 [17]

Da die T_β von Ti-64 niedriger ist als die von Ti-6242, liegt auch ihre Gleichgewichtstemperatur unterhalb der von Ti-6242. Außerdem hat Vanadium im Vergleich zu Molybdän eine größere Diffusionsrate in Titan, was die kürzeren Anlasszeiten bei Ti-64 erklärt [13]. Deswegen wurden in diesem Schritt die Ti-6242-Proben nach dem Duplex-Glühen 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 T_β 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 beim Abschrecken martenstisch um und wird α' genannt [17]. Zum Vergleich zu der studierten Wärmebehandlung werden AR-Proben bei 983°C für 1 h erwärmt und wassergekühlt.

4.3 Martensit-Zerfall (TJ)

Um die Härte der Legierung zu steigern, lässt man das Martensit im transformierten β partiell zerfallen. Das passiert, indem sich das Martensit in $\alpha + \beta$ umwandelt. Dadurch, dass Martensit Bildung im Nanometer Bereich stattfindet, erfolgt die Bildung mehrere kleine Lamellen. Im Material herrschen extrem kleine Diffusionsvorgänge. Der Martensit ist darin als lokales Gefüge zu finden. Hier für wird für die Wärmebehandlung weniger Zeit benötigt.

Die Probe $983^\circ C / 1h/AC + 950^\circ C / 16min/WQ$ ist für die nächsten Vorgänge ausgewählt worden. Dazu wurde eine kleine Studie erstellt. Untersucht wurde, ob bei zwei verschiedene Temperaturen einen Anstieg der Härte nachgewiesen werden kann. Dabei wurde sich an den Zeitschriftaufsatz Strengthening of Ti-6Al-4V Alloy by Short-Time Duplex Heat Treatment von T. Morita, K. Hatsuka, T. Iizuka und K. Kawasaki orientiert. Die erste Temperatur wurde für die ersten Proben: $580^\circ C$ übernommen. Die zweite Temperatur ist um 30K gestiegen ($610^\circ C$). Untersucht wurde, ob es einen Unterschied bei einer höheren Temperatur gibt. Für die beiden Schritte sind kurze Zeiten ausgewählt worden. Für die jeweiligen Temperaturen wurden die Proben im Ofen für 8 Minuten bzw. 16 Minuten geäglüht. Sie wurden danach im Wasser abgekühlt.

Der innere Teil der Probe benötigt für die gewünschte Temperatur eine gewisse Zeit. Diese Zeit wird auf 4 Minuten geschätzt. Hierdurch wird erhofft eine Härtesteigerung zu erreichen.

Kapitel 5

Ergebnisse

5.1 α_p -Studie (PH)

Im Rahmen der α_p -Studie wurden zunächst 3 Proben bei verschiedenen Temperaturen unterhalb der β -Transus Temperatur (995°C für Ti-6242) wärmebehandelt. Ziel war die Einstellung einer bimodalen Mikrostruktur, sowie die Bestimmung des α_p -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 auf Raumtemperatur luftgekühlt wurden. Zusätzlich wurde eine Vergleichsprobe oberhalb der β -Transus-Temperatur bei 1015°C für 30 Minuten geäglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt, um ein vollmartensitisches Gefüge einzustellen. Die Auswertung dieser Proben unter dem Lichtmikroskop sind in Abbildung 5.1 aufgeführt.

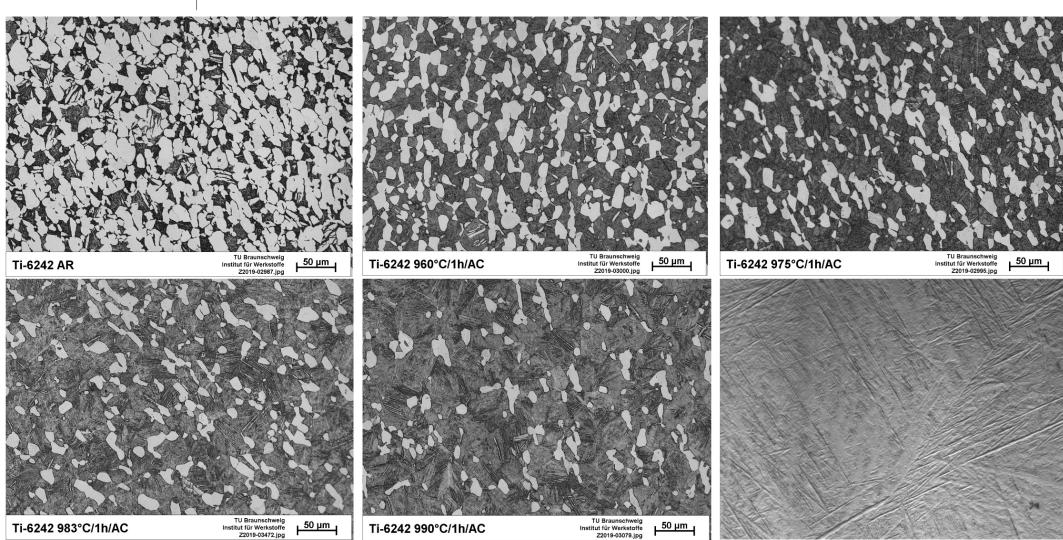


Abb. 5.1: Mikrostrukturen der verwendeten Ti-6242 Legierung vor und nach der ersten Wärmebehandlung bei verschiedenen Temperaturen, oben links: Mikrostruktur vor Wärmebehandlung, oben mitte: $960^\circ\text{C}/1\text{h}/\text{AC}$, oben rechts: $975^\circ\text{C}/1\text{h}/\text{AC}$, unten links: $983^\circ\text{C}/1\text{h}/\text{AC}$,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

Ein Überblick über die in der bimodalen Mikrostruktur auftretenden Gefügebildungsphasen zeigt

die Abbildung 5.2.

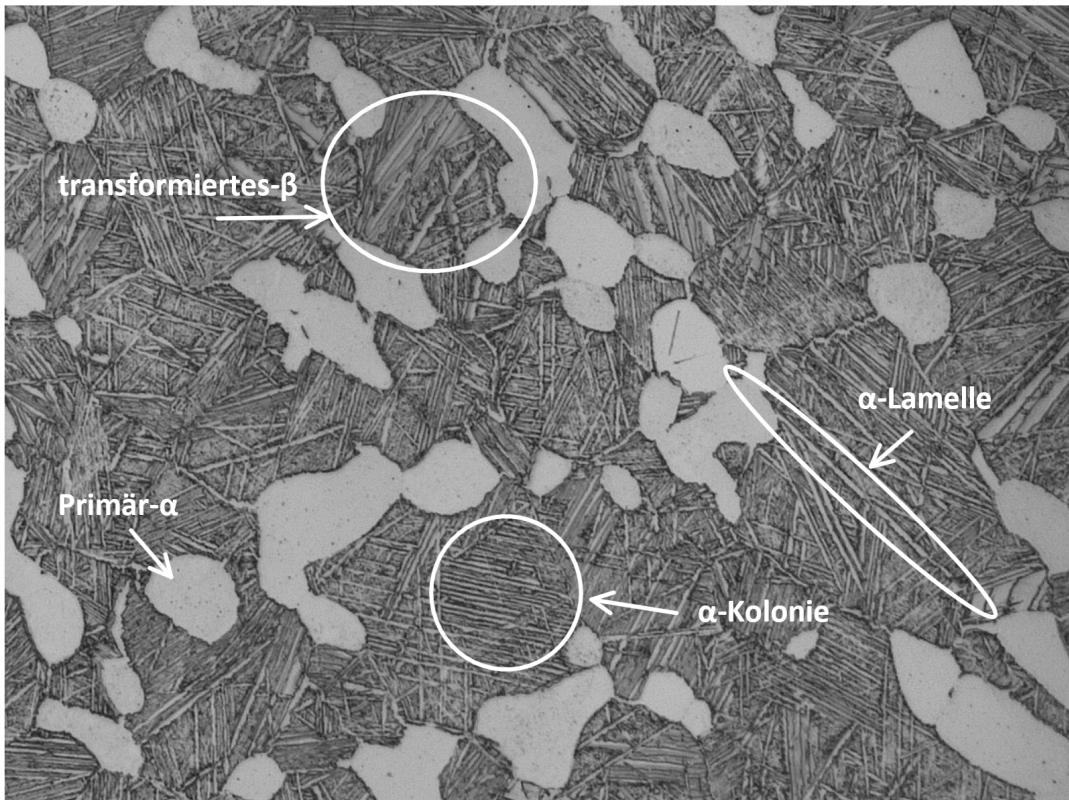


Abb. 5.2: Gefügebestandteile in bimodaler Mikrostruktur

Die Ergebnisse der Bestimmung des α_p -Volumenanteils mittels Bildbearbeitungsprogramm sind in Tabelle 5.1 aufgeführt. Laut Lütjering und Williams liegt der optimale α_p -Volumenanteil zur Steigerung der Zugfestigkeitswerte zwischen 10 und 20 % [2]. Da die bis dahin erstellten Proben mit ihren α_p -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 5.1 aufgeführt.

Probe	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: α_p -Volumenanteile der ersten Wärmebehandlungen mit einer durchschnittlichen Abweichung von 3%

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

Des Weiteren wurde an der ersten Probenreihe eine Härteprüfung durchgeführt. Die Ergebnisse sind zusammen mit der Standardabweichung in Tabelle 5.2 aufgeführt.

Probe	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 festzustellen.

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 β 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 5.3 zusammengefasst.

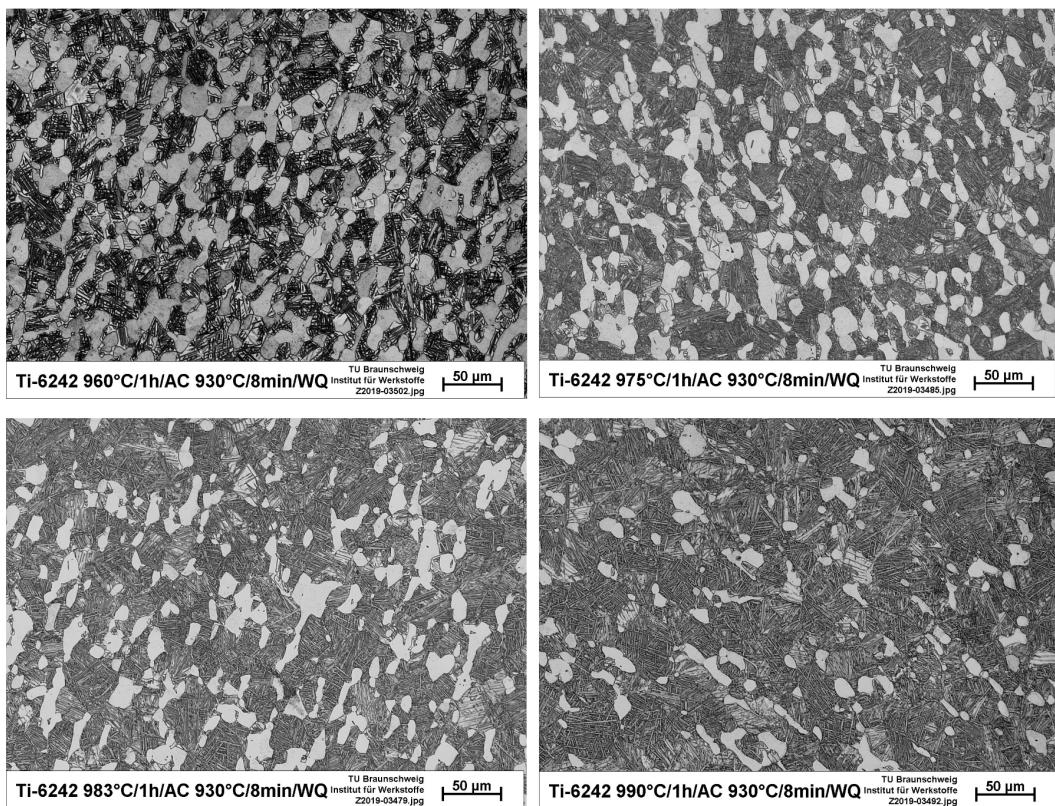


Abb. 5.3: Mikrostrukturen von Ti-6242 nach dem zweiten Prozessschritt

Nach dem zweiten Prozessschritt konnte keine Veränderung der Mikrostrukturen unter dem Lichtmikroskop zum ersten Schritt festgestellt werden. Daher wurden die Proben unter dem Rasterelektronenmikroskop (REM) näher untersucht, um festzustellen, ob sich Martensit im transformierten β geformt hat. Die Ergebnisse sind in Abbildungen 5.4 – 5.7 aufgeführt.

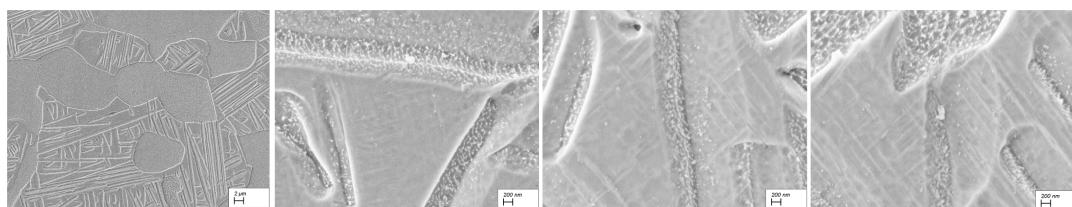


Abb. 5.4: 960°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ, REM unter verschiedenen Vergrößerungen, Randbereich

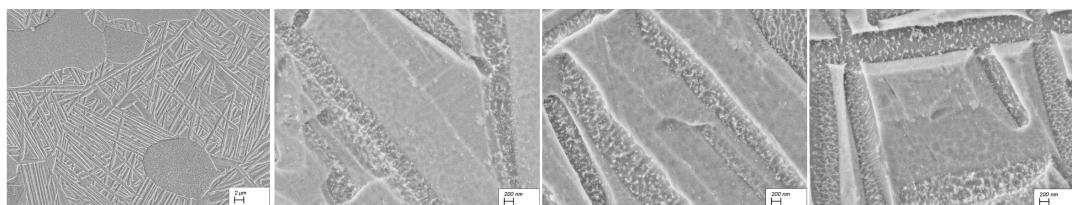


Abb. 5.5: 975°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ, REM unter verschiedenen Vergrößerungen, Randbereich

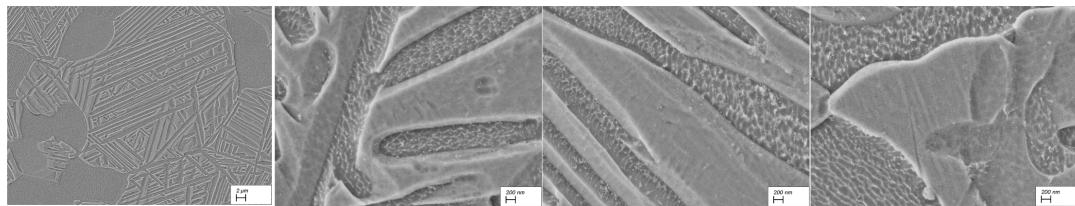


Abb. 5.6: 983°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ, REM unter verschiedenen Vergrößerungen, Randbereich

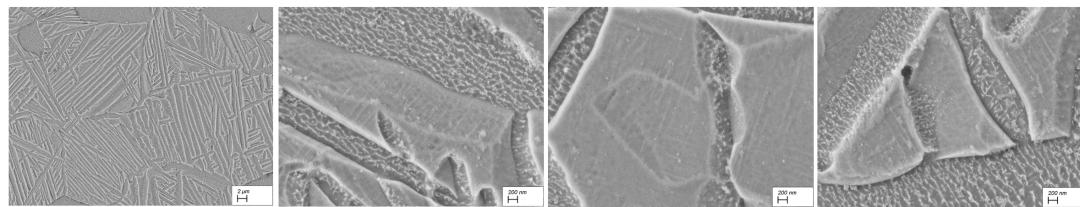


Abb. 5.7: 990°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ, REM unter verschiedenen Vergrößerungen, Randbereich

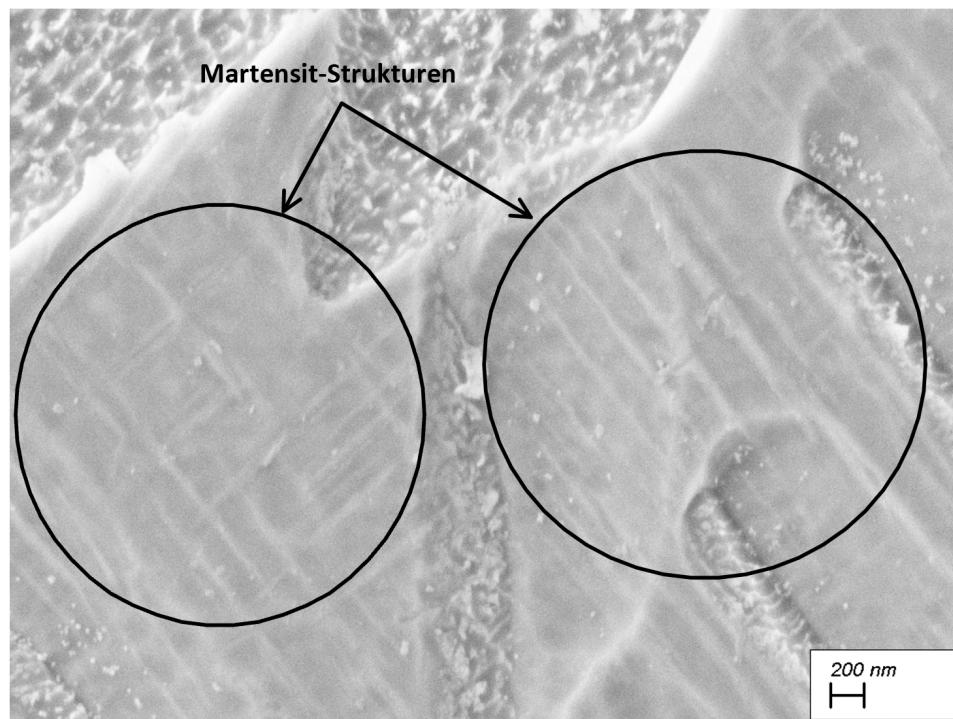


Abb. 5.8: Martensit-Strukturen in der β -Phase

Das Martensit in der β -Phase bildet sich nadelförmig aus. Diese Martensitnadeln entstehen häufig in einem orthogonalem Winkel zueinander. In Abbildung 5.8 sind martensitische Strukturen innerhalb der β -Phase hervorgehoben.

In den Abbildungen 5.3 – 5.6 ist zu erkennen, dass lediglich die Proben der Temperaturenreihe mit 960°C und 990°C ansatzweise Martensit im Randbereich aufweisen. Die Proben der Temperaturen 975°C und 983°C zeigten keine Anzeichen von Martensitbildung.

Die Härteprüfung dieser Probenreihe ist in Tabelle 5.3 zusammengefasst, zeigt jedoch bei keiner Probe eine sichtbare Härtesteigerung.

Probe	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 α_p -Studie als Kandidat für den besten α_p -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 gegläht, die um 20°C auf 950°C angehoben wurde. Die Auswertung unter dem Lichtmikroskop ist in Abbildung 5.9 zusammengefasst.

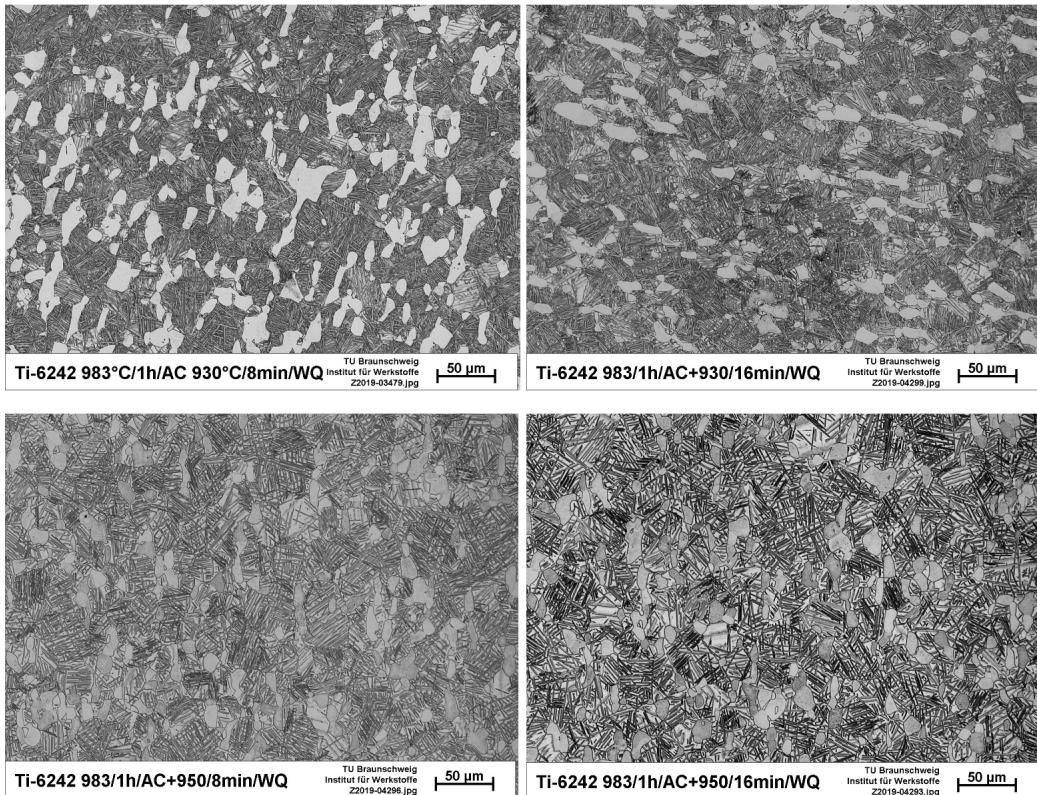


Abb. 5.9: Mikrostrukturen nach der Anpassung der Temperatur und Haltezeit im zweiten Wärmebehandlungsschritt

Die Proben, die im zweiten Schritt bei 930°C gegläht wurden, weisen in ihrer Mikrostruktur

keine offensichtlichen Unterschiede zur vorherigen Probenreihe auf. Die Proben, die im zweiten Schritt bei 950°C geäglüht 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 5.10 zu sehen.

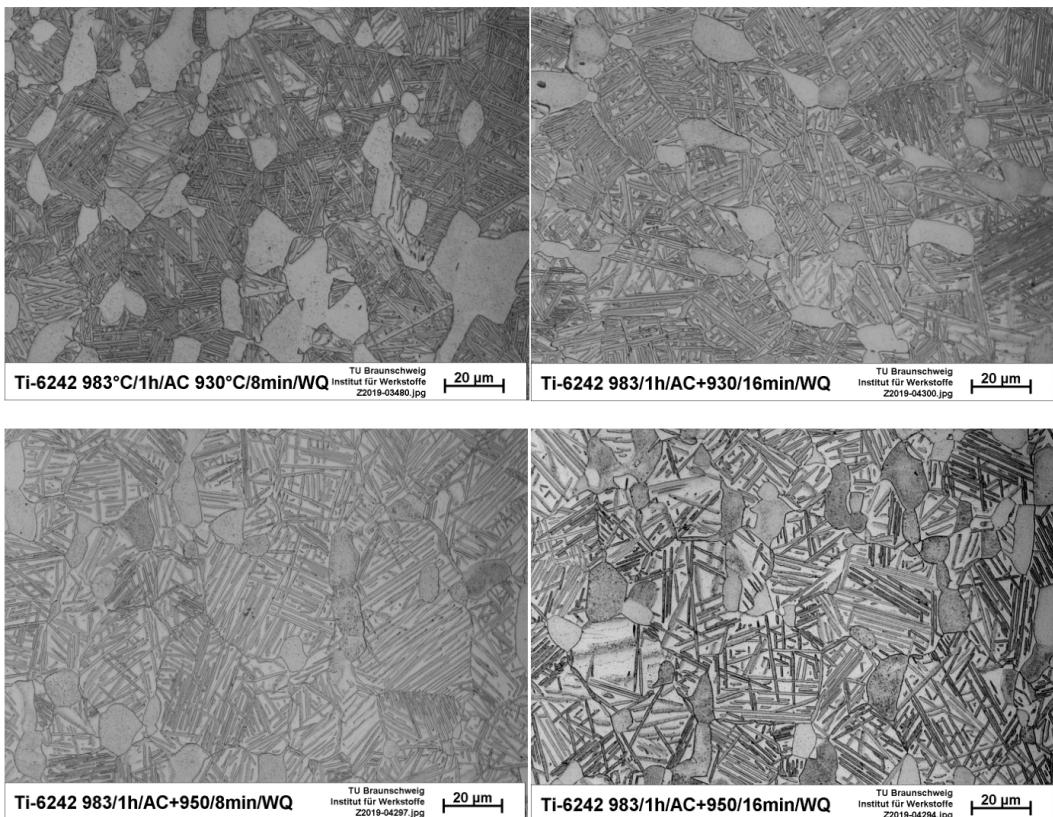


Abb. 5.10: Veränderung der transformierten β -Phase in zweiten Wärmebehandlungsschritt bei 950°C und 930°C

Die Härteprüfung der zweiten Probenreihe mit angepassten Temperaturen und Haltezeiten er gab ebenfalls einen Unterschied zur vorherigen Probenreihe. Die Ergebnisse sind in Tabelle 5.4 aufgeführt.

Probe	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 geäglüht wurden, weisen eine sichtbare Härtesteigerung gegenüber den Proben, die bei 930°C geäglüht wurden, auf. Die Härtesteigerung der Probe, die bei 930°C und 16 min geäglüht 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 hat. Die nähere Analyse der Mikrostruktur dieser Probenreihe unter dem REM ist in den Abbildungen 5.11 – 5.13 aufgeführt.

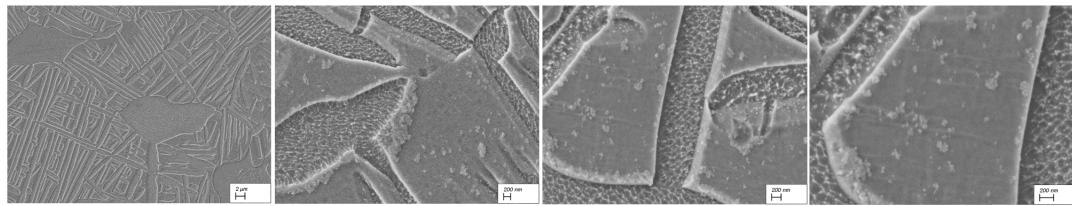


Abb. 5.11: 983°C/1h/AC + 930°C/16min/WQ, REM unter verschiedenen Vergrößerungen, Randbereich

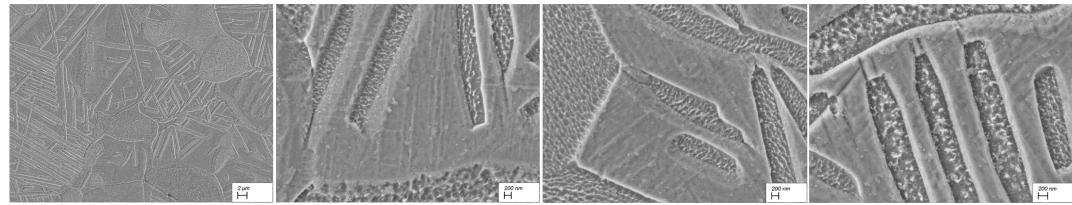


Abb. 5.12: 983°C/1h/AC + 950°C/8min/WQ, REM unter verschiedenen Vergrößerungen

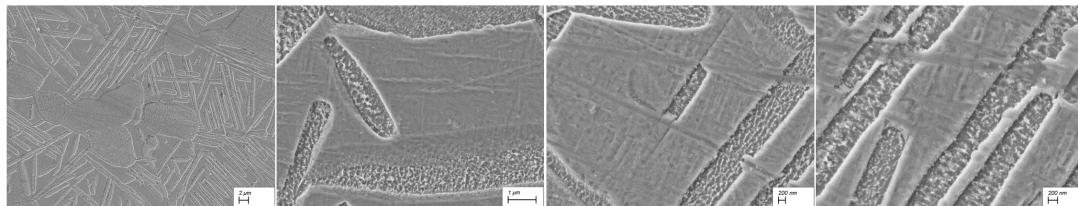


Abb. 5.13: 983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ, REM unter verschiedenen Vergrößerungen

Die Analyse hat gezeigt, dass auch bei der Probe, die bei 930°C für 16 Minuten geäglüht 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 geäglüht wurden, sind über der ganzen Probenfläche ausgeprägte martensitische Strukturen zu erkennen. 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 geäglüht 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 Martensits, das vorher gebildet wurde, geplant. Dazu wurde die Probe aus Abbildung 5.11, 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 dritten Probenreihe.

Die Härteprüfung dagegen zeigte eine sichtbare Härtesteigerung. Die Ergebnisse sind in Tabelle 5.5 zusammengefasst.

Probe	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

– work in progress –

5.3 α_p - α' -Wärmebehandlung (PH)

Zum Vergleich wurde parallel eine α_p - α' Wärmebehandlung durchgeführt. Im Gegensatz zur der im Abschnitt 5.2. durchgeführten 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 geäglüht und anschließend wassergekühlt. Die dadurch entstandene Mikrostruktur wurde unter dem Lichtmikroskop ausgewertet und ist in Abbildung 5.14 aufgeführt.

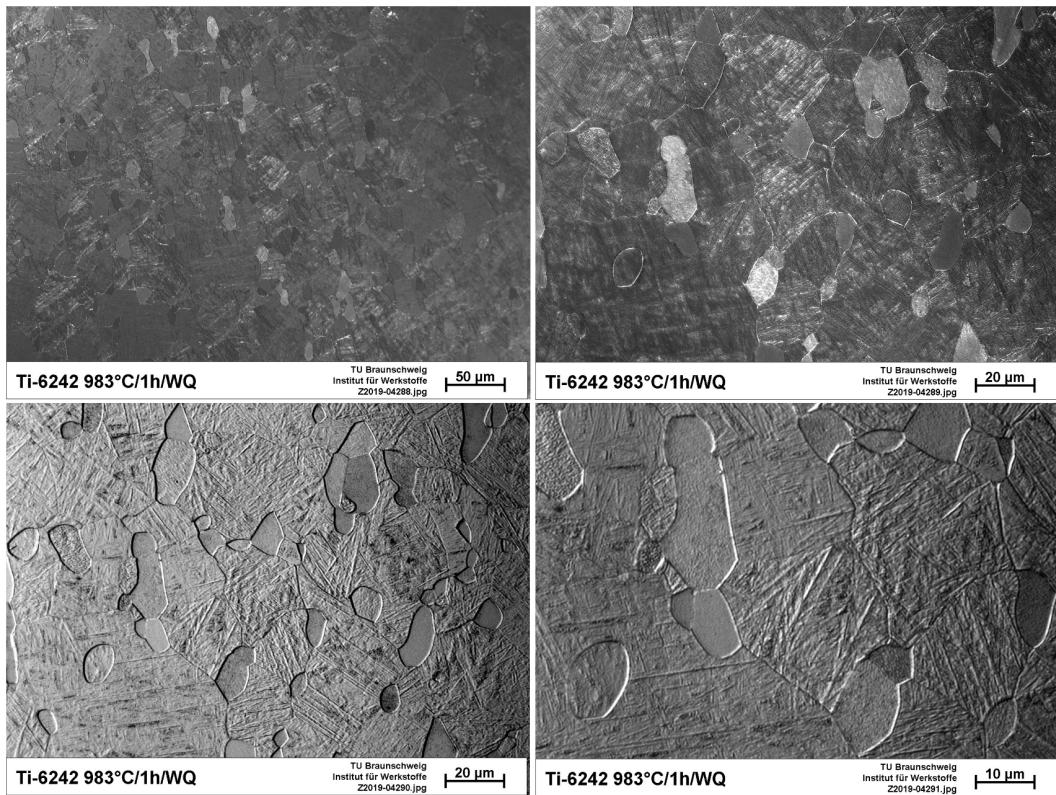


Abb. 5.14: α_p - α' Gefüge unter dem Lichtmikroskop bei verschiedenen Vergrößerungen

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 (α').

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 wärmebehandelt. Es wurden zwei Haltezeiten 16 und 30 min ausgewählt, mit anschließender Luftabkühlung.

Die Ergebnisse der Härteprüfung nach diesem zweiten Schritt sind in Tabelle 5.6 aufgeführt.

Probe	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

– work in progress –

5.4 Zugversuche (PH)

– work in progress –

Kapitel 6

Diskussion der Ergebnisse

6.1 Martensitbildung (ZB)

Im Gegensatz zu der dritten Probenreihe, war bei den zweiten Proben, die bei $930^{\circ}C$ für 8 bzw. 16 min geäglüht und wasserabgeschreckt wurden, wenig bis gar kein Martensit zu erkennen. Die Härte ist auch nur leicht gestiegen. Diese kleine Härtesteigerung zeigt trotzdem, dass die Gefügestruktur beeinflusst wurde. D.h. bei $930^{\circ}C$ konnte das β nicht schnell genug wachsen wie bei Ti-64 oder die neuen β -Gebiete sind bereits in der kurzen Anlasszeit durch Diffusion von Mo stabilisiert worden. Dies hat dazu geführt, dass sich, wenn überhaupt, nur in bestimmten Nanogebieten martensitische Strukturen gebildet haben. Nur bei der 990/8/WQ- und 960/8/WQ-Probe war eine Umwandlung eindeutig festzustellen. Da die Randbereiche bei der Wärmebehandlung zuerst erwärmt wurden, sind martensitische Strukturen am Rand besser erkennbar. Die $990^{\circ}C$ -Probe hat durch die höhere Rekristallisationstemperatur den höchsten β -Anteil. Das erklärt, warum es im Gegensatz zu den $983^{\circ}C$ - und $975^{\circ}C$ -Proben zu Martensitbildung gekommen ist. Bei der $960^{\circ}C$ -Probe konnte sich aber trotzdem, auch wenn nur lokal, Martensit bilden. Das ist möglicherweise darauf zurückzuführen, dass die Rekristallisationstemperatur so niedrig war, dass Mo nicht ausreichend in die β -Phase diffundieren konnte. Dadurch wurden die β -Gebiete nur beschränkt stabilisiert.

Auch bei der Erwärmung für 16 min war keine signifikante Veränderung im Gefüge feststellbar. Das erklärt, dass die Dauer des Anlassens bei $930^{\circ}C$ nur einen geringen bis keinen Einfluss auf die Diffusion hat. Bei den Proben hingegen, die bei $950^{\circ}C$ geäglüht wurden, ist die Härte von 344 HV auf 376 HV gestiegen. Das zeigt, dass $930^{\circ}C$ zu niedrig für die Diffusionskinetik von β war. Das liegt wahrscheinlich daran, dass die Gleichgewichtstemperatur von Ti-6242 höher ist als die von Ti-64. D.h. die Diffusionsenergie bei $930^{\circ}C$ reicht nicht aus, um die β -Lamellen innerhalb von 8 oder 16 min signifikant wachsen zu lassen und Martensit zu bilden.

$\alpha_p - \alpha'$ Bei $983^{\circ}C$ liegt die Legierung in dem Zwei-Phasengebiet mit ca. 84 % β vor. Bei der Wasserabschreckung über M_s wandelt sich die ganze β -Phase martensitisch um. Das führte zu einem signifikanten Härteanstieg. Der Ätzvorgang im Rahmen der Probenpräparation kann ebenfalls einen Einfluss die optische Analyse der Probenoberfläche haben.

6.2 Martensit-Zerfall (TJ)

Man sieht eine offensichtliche Erhöhung der Festigkeit vom Zweiten auf den dritten Schritt. Die 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. Damit kann man sagen, dass eine signifikante Steigerung der Festigkeit in der Legierung stattgefunden hat. Mit hoher Wahrscheinlichkeit ist dies auf den martensitischen Zerfall zurückzuführen.

Da β weicher als α ist, und im Gefüge mehr α zu finden war, wird vermutet, dass dies zur Festigkeitszunahme geführt hat.

Im Parallelversuch ist keine Erhöhung nachzuweisen gewesen. Beim Glühen der Probe bei 983°C /1h/WQ ist eine Härte von 405 HV entstanden. Leider ist bei diesen Schritt die Festigkeit nicht gestiegen. Grund dafür könnte sein, dass die Zeit für das Anlassen zu gering war. Bei dieser Probe handelt es sich um eine globale Struktur. In ihr findet sich viel mehr Martensit als in der vorherigen Probe.

Kapitel 7

Fazit und Ausblick

– work in progress –

Literaturverzeichnis

- [1] C. Leyens and M. Peters. *Titanium and titanium alloys: Fundamentals and applications.* Wiley-VCH, Weinheim, 1. ed., 2. reprint edition, 2005.
- [2] Gerd Lütjering and James C. Williams. *Titanium: With 51 tables.* Engineering materials and processes. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2. ed. edition, 2007.
- [3] Rodney Boyer, Gerhard Welsch, and E. W. Collings. *Materials properties handbook.* ASM international, 2007.
- [4] M.J. Donachie. *Titanium: A Technical Guide, Second ed.* ASM international, 2010.
- [5] D. Eylon, S. Fujishiro, F.H. Froes. Titanium alloys for high temperature applications – a review. *High temperature materials and processes*, (6(1–2)):81–91., 1984.
- [6] P.A. Blenkinsop. Developments in high temperature alloys. In: *Titanium Science and Technology*, pages 2323–2338, 1984.
- [7] A.K. Gogia. High-temperature titanium alloys. *Defence Science Journal*, (55(2)):149–173, 2005.
- [8] M.J. Bermingham et al. Microstructure of cast titanium alloys. *Materials Forum*, (31):84–89, 2007.
- [9] M. Peters, J. Kumpfert, C. Ward, C. Leyens. Titanium alloys for aerospace applications. *Advanced Engineering Materials*, (5):419–427, 2003.
- [10] R.R. Boyer. An overview on the use of titanium in the aerospace industry. *Materials Science and Engineering*, (A 213):103–114, 1996.
- [11] 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):397–425, 2009.
- [12] Immanuel Freiherr von Thungen. *Effet dwell: relation microstructure-microtexture-propriétés mécaniques de l'alliage de titane Ti6242.* Autre. Dissertation.
- [13] U. Zwicker. *Titan und Titanlegierungen.* Springer, Berlin, Heidelberg, 2014.
- [14] Joseph R. Davis, editor. *Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials*, volume / prepared under the direction of the ASM International Handbook Com-

- mittee ; Vol. 2 of *ASM handbook*. ASM international, Materials Park, Ohio, 10. ed. edition, 1990.
- [15] John M. Holt, Harold Mindlin, and C. Y. Ho. *Structural alloys handbook*. 1997.
- [16] N. Eswara Prasad and R. J. H. Wanhill, editors. *Aerospace materials and material technologies*. Indian Institute of Metals series. Springer, Singapore, 2017.
- [17] Tatsuro Morita, Kei Hatsuoka, Takashi Iizuka, and Kazuhiro Kawasaki. Strengthening of ti-6al-4v alloy by short-time duplex heat treatment. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 46(7):1681–1686, 2005.
- [18] A.D. Khawaja, I.K. Kutubkhana, and J.M. Wieb. Advances in seawater desalination technologies. *Desalination*, (221):47–69, 2008.
- [19] David Benjamin and Craig W. Kirkpatrick. Metals handbook: Stainless steels, tool materials and special-purpose metals. *Metals handbook*, 3, 1980.
- [20] G. Lütjering, J. C. Williams, A. Gysler. *Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Alloys*.
- [21] C. D. Ingelbrecht. The effect of step-quenching on the tensile properties and microstructure of the titanium alloy ti-4al-4mo-2sn-0.5si (imi 550). *Journal of material science*, (20):3034–3040, 1985.
- [22] S.L. SEMIATIN, J. E THOMAS, Jr., and P. DADRAS. Processing-microstructure relationships for ti-6al-2sn-4zr-2mo-0.1si. *METALLURGICAL TRANSACTIONS A*, 1983(14A):2363–2374.
- [23] Z. Tarzimoghadam, S. Sandlöbes, K. G. Pradeep, and D. Raabe. Microstructure design and mechanical properties in a near- α ti-4mo alloy. *Acta Materialia*, 97:291–304, 2015.
- [24] TIMET. Timetal 6-2-4-2, 2000.
- [25] TIMET. Timetal 6-4, 6-4 eli & 6-4-.1r u, 2000.
- [26] C. H. Wang, H. Jiang, and G. H. Cao. Effects of step-quenching on the α'' martensitic transformation, α precipitation, and mechanical properties of multiphase ti-10mo alloy. *Journal of Materials Science*, 53(16):11765–11778, 2018.
- [27] Yavar Mansouri. A comparison of single and duplex annealing treatment effects on microstructure and tensile properties of ti-6242 alloy.