



**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

<b>Nomenklatur</b>	<b>ii</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>2</b>
<b>2 Metallurgie</b>	<b>3</b>
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 . . . . .	9
2.1.5 Verwendung von Titan und Titanlegierungen . . . . .	12
2.2 Ti-6242 . . . . .	13
2.2.1 Zusammensetzung . . . . .	13
2.2.2 Kristallstruktur . . . . .	14
2.2.3 Physikalische und mechanische Eigenschaften . . . . .	15

# Nomenklatur

## Griechische Bezeichnungen

$\alpha$	Anstellwinkel
$\gamma$	Bahnneigungswinkel
$\eta$	Trimmwinkel
$\epsilon_{min}$	minimale reziproke Gleitzahl
$\Lambda$	Flügelstreckung
$\kappa$	Isentropenkoeffizient
$\rho$	Luftdichte

## Formelzeichen

$A$	Auftrieb
$C_A$	Auftriebsbeiwert
$C_A^*$	Auftriebsbeiwert bei $\epsilon_{min}$
$C_{A\alpha}$	Auftriebsanstieg
$C_W$	Widerstandsbeiwert
$C_{W0}$	Nullwiderstandsbeiwert
$C_W^*$	Widerstandsbeiwert bei $\epsilon_{min}$
$G$	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  $\alpha$ - und  $\beta$ -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  $538^\circ\text{C}$  im Vergleich zu  $350^\circ\text{C}$  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  $\beta$ -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  $\alpha$ -Phase bei Raumtemperatur, die ein hexagonales Gitter annähernd dichtester Kugelpackung (hex) aufweist. Zum anderen in der  $\beta$ -Phase, die über einer Temperatur von  $882^{\circ}\text{C}$  eine kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur (krz) besitzt (Bild 2.1). Bei einer Temperatur von  $882 \pm 2^{\circ}\text{C}$  tritt eine Phasenumwandlung von  $\alpha$  zu  $\beta$  auf. Die Temperatur, bei der diese Umwandlung stattfindet, ist eine wichtige Kenngröße im Bereich der Titanwerkstoffe und wird  $\beta$ -Transus-Temperatur ( $T_{\beta}$ ) genannt. Die Umwandlung  $\beta$  zu  $\alpha$  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].

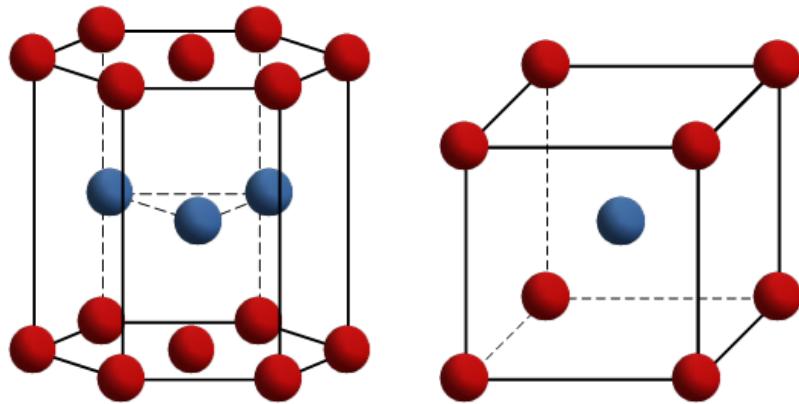


Abb. 2.1: Kristallgitterstruktur der  $\alpha$ -Phase (hex) und  $\beta$ -Phase (krz)

#### 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  $\alpha$ -,  $\alpha + \beta$ - sowie

den  $\beta$ -Legierungen. Die  $\alpha + \beta$ -Legierungen werden zusätzlich in near- $\alpha$ - und near- $\beta$ -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  $\beta$ -Phasengebietes führen und die  $\beta$ -Transus-Temperatur erhöhen. Des Weiteren gibt es die  $\beta$ -Stabilisatoren, die das  $\beta$ -Phasengebiet erweitern und die  $\beta$ -Transus-Temperatur verringern. Man unterscheidet bei den  $\beta$ -Stabilisatoren zwischen  $\beta$ -isomorphen und  $\beta$ -eutektoiden Stabilisatoren. Zu den  $\beta$ -isomorph wirkenden Stabilisatoren gehören die Elemente Molybdän (Mo), Vanadium (V), Niob (Nb) und Tantal (Ta). Diese erweitern das  $\beta$ -Phasengebiet bis zur Raumtemperatur. Zu den  $\beta$ -eutektoiden-Stabilisatoren gehören Elemente wie Eisen (Fe), Chrom (Cr), Kupfer (Cu), Mangan (Mn) und Silizium (Si). Bei diesen Stabilisatoren kommt es unterhalb einer elementabhangigen 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  $\alpha$ -stabilisierende Wirkung haben.

1.png 1.png

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

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

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

<b>Material</b>	<b>Composition (wt.%)</b>		<b>Alloy type</b>	<b>Year</b>	<b>Service temperature (°C)</b>
	<b>Nominal elements</b>	<b>Impurities (max.)</b>			
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 $\alpha$	1961	400
IMI 679	2.25Al,11Sn,5Zr, 1Mo,0.25Si	0.125H,0.2Fe, 0.2O	near $\alpha$	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 $\alpha$	1967	450
IMI 685	6Al,5Zr,0.5Mo, 0.25Si	0.03N,0.08C, 0.01H,0.05Fe, 0.2O	near $\alpha$	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 $\alpha$	1974	540
IMI 829	5.5Al,3.5Sn,3Zr, 0.25Mo,1Nb, 0.3Si	0.03N,0.006H, 0.15O	near $\alpha$	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 $\alpha$	1984	600
Ti-1100	6Al,2.7Sn,4.0Zr, 0.4Mo,0.45Si	0.03N,0.04C, 0.02Fe,0.09O	near $\alpha$	1986	600

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

2.png 2.png

**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].

**$\alpha$ - und near- $\alpha$ -Legierungen** Wenn  $\alpha$ -Stabilisatoren dem reinen Titan hinzulegiert werden, führt dies zu einer stabilen  $\alpha$ -Phase bei Raumtemperatur. Daher werden sie als  $\alpha$ -Legierungen bezeichnet. Wird ein kleiner Anteil an  $\beta$ -Stabilisatoren ( 1–2 Gew.%) hinzugefügt, führt dies zu einer near- $\alpha$ -Legierung mit einem kleinen Anteil an  $\beta$ -Phase (<5%) bei Raumtemperatur. Ein typisches Beispiel einer  $\alpha$ -Legierung ist Ti-5Al-2.5Sn. Zu den Vertretern von near- $\alpha$ -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].

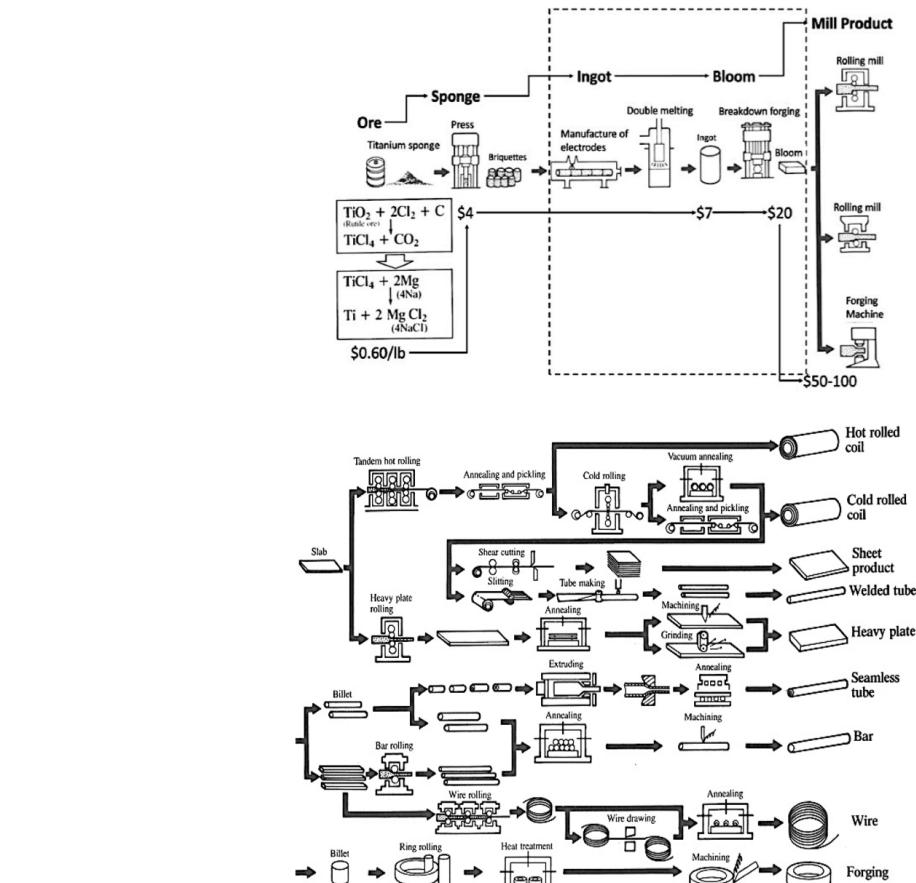
**$\alpha+\beta$ -Legierungen** Diese Legierungen bilden die erste Untergruppe der zweiphasigen Titanlegierungen. Bei Raumtemperatur besitzen sie zwischen 5% und 95%  $\beta$ -Phase im Gefüge. Sie können dabei vollständig oder teilweise martensitsch ( $\alpha'$ - oder  $\alpha''$ -Phase) umwandeln. Die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

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

**Near- $\beta$ - und  $\beta$ -Legierungen** Diese Legierungen enthalten ca. 10–15 %  $\beta$ -Stabilisatoren neben einem kleinen Anteil an  $\alpha$ -Stabilisatoren. Sie haben dadurch einen größeren Anteil an  $\beta$ -phase bei Raumtemperatur und werden deshalb near- $\beta$ -Legierungen genannt. Im Gegensatz dazu, haben die  $\beta$ -Legierungen einen sehr hohen Volumenanteil an  $\beta$ -Phase. Ein Beispiel für near- $\beta$ -Legierungen ist Ti–5Al–2Sn–2Zr–4Cr–4Mo. Zu den Vertretern der  $\beta$ -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.



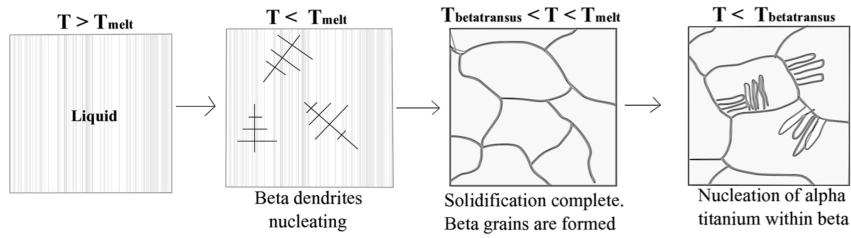
2.png 2.png

**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  $\beta$ -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 ( $1668^{\circ}\text{C}$ ),  $\beta$ -Phase in Form von Dendriten ausscheidet und zu kompletten  $\beta$ -Körnern heranwächst. Bei weiterer Abkühlung bis unter  $\beta$ -Transus ( $882^{\circ}\text{C}$  für reines Titan), transformiert sich  $\beta$  zu  $\alpha$ . Die  $\alpha$ -Phase wächst an den Korngrenzen und in Form von Lamellen ( $\alpha$ -Lamellen) in das vorherige  $\beta$ -Korn hinein. Wenn mehrere dieser  $\alpha$ -Lamellen in dieselbe Richtung wachsen, formen sich sogenannte  $\alpha$ -Kolonien. Diese Kolonien sind zufällig im vorherigen  $\beta$ -Korn verteilt und resultieren im sogenannten Widmannstättengefüge. Die Größe dieser mikrostrukturellen Formation ist abhängig von der Abkühlrate. Schnelles Abkühlen von unterhalb der  $\beta$ -Transus-Temperatur resultiert in feinen  $\alpha$ -Lamellen und kleinen  $\alpha$ -Kolonien. Langsames Abkühlen führt zu breiteren Lamellen und größeren Kolonien [1, 2, 3, 4].

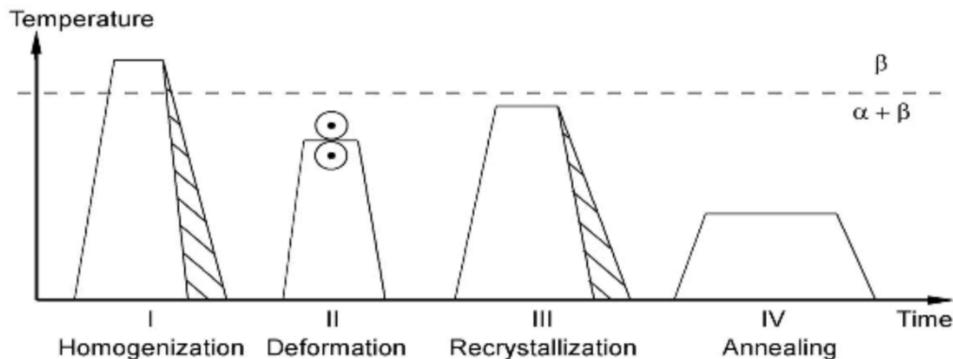


6.png 6.png

**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- $\alpha$ - und  $\alpha + \beta$ -Legierungen beinhalten die Homogenisierung (solution heat treatment), Deformation, Rekristallisation, das Altern (ageing) und Spannungsaarmglühen (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.

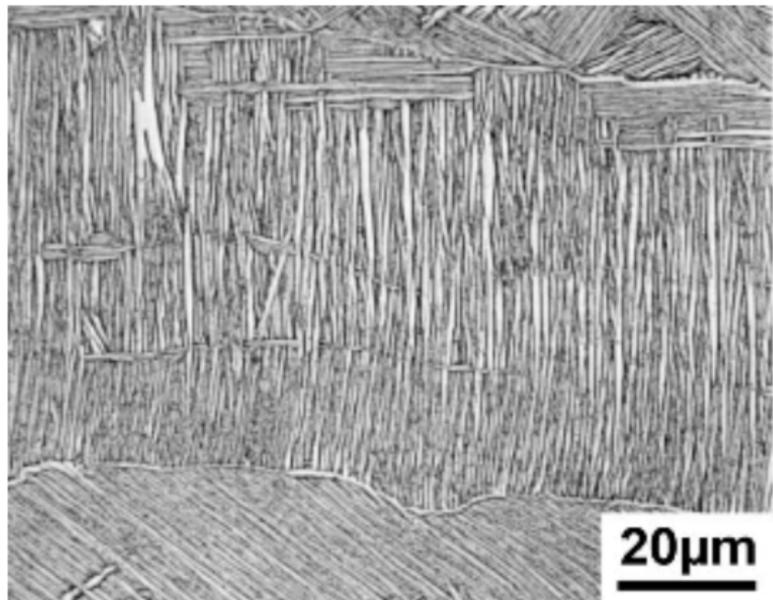
7.png 7.png



**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  $\beta$ -Transsus-Temperatur, nach plastischer Deformation im  $\beta$ - und  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet, um große  $\beta$ -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  $\alpha$ -Lamellen, dickeren Korngrenzen und größeren  $\alpha$ -Kolonien.



3.png 3.png

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

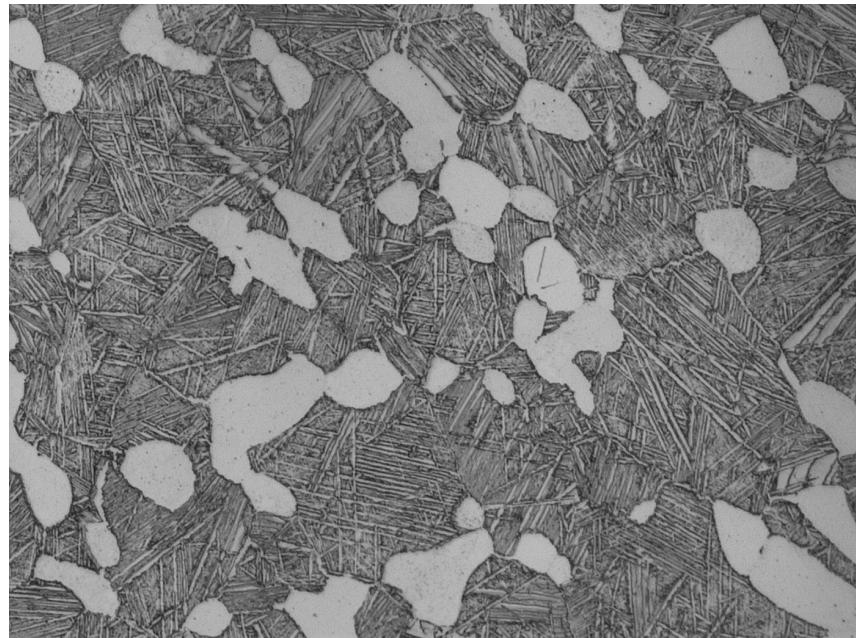
- bimodale Mikrostruktur: entsteht nach umfangreicher Deformation im  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet und einer Wärmebehandlung unterhalb der  $\beta$ -Transus-Temperatur. Dies resultiert in globularem Primär- $\alpha$  ( $\alpha_p$ ), transformierten  $\beta$  und  $\alpha$  entlang der Korngrenzen der vorherigen  $\beta$ -Körner. Das transformierte  $\beta$  besteht aus einer Widmannstättenstruktur, mit feinen  $\alpha$ -Lamellen, die in  $\alpha$ -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  $\alpha$  hängt hauptsächlich von der Temperatur beim Glühen und der Temperatur bei der Deformation ab [2].
- globulare Mikrostruktur: wird erreicht durch eine mechanische Bearbeitung und Lösungsglühen im Zweiphasengebiet. Durch den Rekristallisationsprozesses zerbricht das lamellare  $\alpha$  in globulares. Verlängertes Glühen vergröbert die globulare Mikrostruktur [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.

**$\alpha$ -Legierungen** CP-Titanium ist das am weitesten genutzte unter den  $\alpha$ -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- $\alpha$ -Legierungen** zeichnen sich durch eine hohe Kriech- und Oxidationsbeständigkeit aus. Ti-6242 ist die am häufigsten kommerziell eingesetzte Legierung für Temperaturen bis zu 450°C.



4.jpg 4.jpg

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

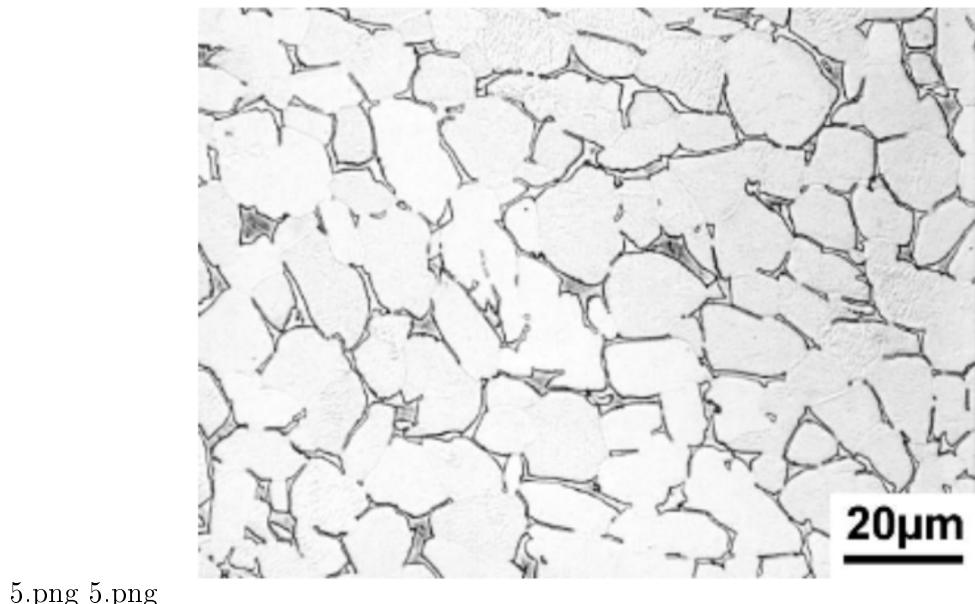
Sie wurde als Ergänzung zu der bekannten Ti-64 Legierung entwickelt und erhöhte dadurch das Temperaturlimit. In den meisten Near- $\alpha$ -Legierungen befindet sich Silikon (siehe Tabelle 2.3) als Legierungselement, um die Temperaturbeständigkeit zu verbessern [1, 2].

**$\alpha + \beta$ -Legierungen** besitzen eine höhere Festigkeit, Härte und Korrosionsbeständigkeit. Dagegen ist die Duktilität und die Kriechbeständigkeit bei hohen Temperaturen schlechter als bei near- $\alpha$ -Legierungen. Diese Legierungen haben eine hohe Festigkeit bei Raumtemperatur, sowie gute Heißumformeigenschaften. Typischerweise besitzen diese Legierungen 10 – 15 %  $\beta$ -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- $\beta$ - and  $\beta$ -Legierungen** besitzen eine sehr gute Härtbarkeit und Formbarkeit über ein weites Band an Temperaturen. Sie haben eine hohe Festigkeit und Härte.  $\beta$ -Legierungen zeigen eine erhöhte Härte, Bruchzähigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Im Gegensatz zu den anderen Legierungen, haben sie eine höhere Dichte und eine geringere Duktilität.  $\beta$ -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



5.png 5.png

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

[1, 2, 3, 4].

Wie im vorherigen Kapitel erwähnt, werden die Mikrostrukturen eingeteilt in lamellar, globular und bi-modal. Diese bestehen hauptsächlich aus  $\alpha$ - und  $\beta$ -Phase, welche in verschiedenen physischen Formen auftreten. Die wichtigsten Eigenschaften der Mikrostrukturen werden durch die Faktoren Primär  $\alpha$ ,  $\alpha$ -Kolonien, der Korngrenzen sowie dem transformierten  $\beta$  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  $\alpha$ -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  $\alpha$  Kolonien erhöhen dagegen den Widerstand gegen Ermüdungsrißausbreitung und die Bruchzähigkeit [1, 2, 4]. Die Größe der  $\alpha$ -Kolonien wird durch die Größe des ursprünglichen  $\beta$ -Korns limitiert. Daher führen größere  $\beta$ -Körner auch zu einer besseren Kriechbeständigkeit.

3.png 3.png

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

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

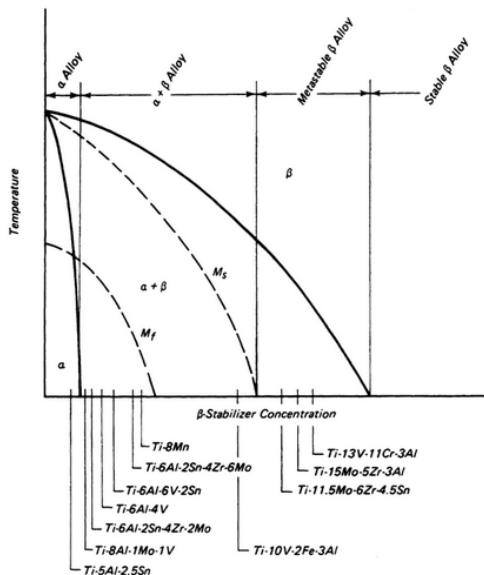
### 2.1.5 Verwendung von Titan und Titanlegierungen

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 [11]. 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 [12]. 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

### 2.2.1 Zusammensetzung

Ti-6242 ist eine  $\alpha + \beta$ -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 Ti-6242 bei Raumtemperatur einen hohen  $\alpha$ -Anteil und wird auch deshalb oft als eine near- $\alpha$ -Legierung bezeichnet. Die genauen Anteile der Legierungselemente kann Tabelle 2.1 entnommen werden.



**Abb. 2.11:** Phasendiagramm [Titanium Technical guide]

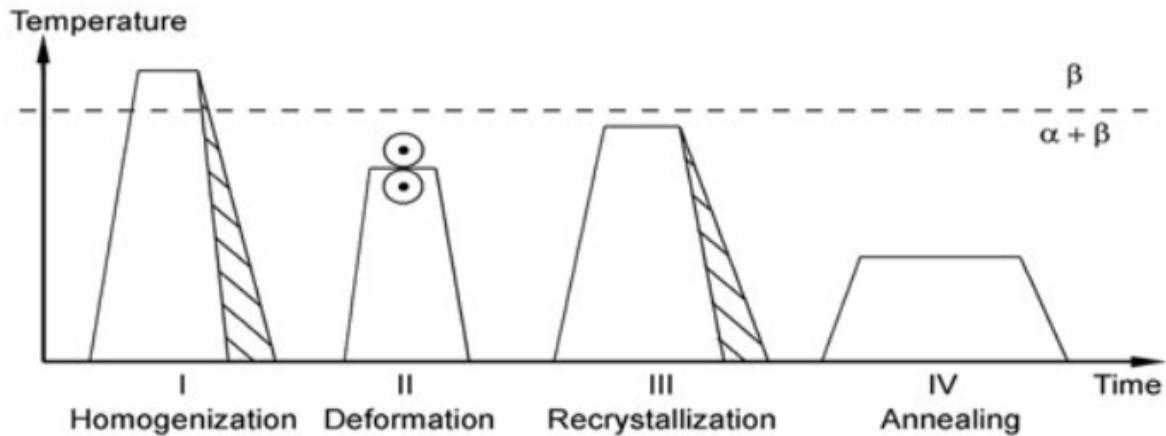
Elements	Min %Gwt.	Max %Gwt.
Aluminium	5,5	6,5
Tin	1.80	2.20
Zirconium	3.60	4.40
Molybdenum	1.80	2.20
Silicon	0.06	0.13
Iron	-	0.25
Oxygen	-	0.15
Carbon	-	0.05
Nitrogen	-	0.03
Hydrogen	-	0.0125
Titanium	Remainder	

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

Die Ti-6242S ist eine Optimierung von Ti-6242, die erst 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]

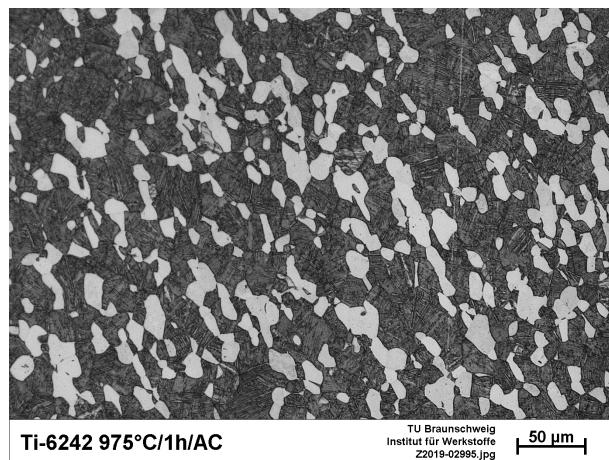
### 2.2.2 Kristallstruktur

Ti-6242 wird klassischerweise in der bimodalen oder Duplex-Struktur eingesetzt, die nach einer typischen Wärmebehandlung (Abb. 2.12) erreicht werden kann.



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

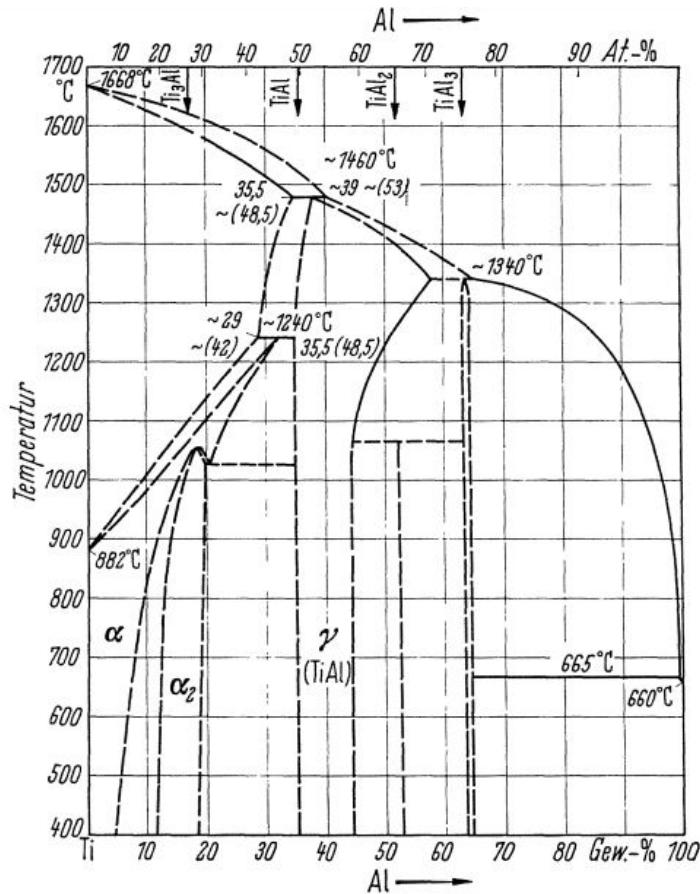
Nach dem Deformationsvorgang wandelt sich bei der Erwärmung von Raumtemperatur auf eine Temperatur  $T_1$  unter  $T_\beta$  ein Anteil der  $\alpha$ -Phase in  $\beta$  um. Nach einer Haltezeit von  $1 - 2\text{h}$  werden die Werkstücke wieder auf Raumtemperatur luftgekühlt. Dabei wandelt sich das  $\beta$  unter Einfluss der Diffusion in  $\beta$ - und  $\alpha$ -Lamellen um.



**Abb. 2.13:** Duplexgefüge bei Ti-6242

Als letzte Wärmebehandlung wird klassischerweise Ti-6242 oder Ti-6242S für  $8\text{h}$  bei  $595^\circ\text{C}$  angelassen. Dieser Schritt sorgt dafür, dass sich  $\alpha_2$  ( $\text{Ti}_3\text{Al}$ ) in der  $\alpha$ -Phase ausscheidet und diese dadurch verhärtet. Der Temperaturbereich hängt dabei von der Solvus-Temperatur von  $\alpha_2$  in  $\alpha$ , die ca.  $650^\circ\text{C}$  beträgt.[2] Für besonders gutes Kriechverhalten bei hohen Temperaturen, wird auch die Solvus-Temperatur von Si berücksichtigt, die knapp unter  $600^\circ\text{C}$  liegt. Silizide ( $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ ) können sich aufgrund ihrer komplexen Kristallstruktur dann in den Korngrenzen ausscheiden und Kornbewegungen verhindern. Als letzte Wärmebehandlung wird klassischerweise Ti6242 oder Ti6242S für  $8\text{ h}$  bei  $595^\circ\text{C}$  angelassen. Dieser Schritt sorgt dafür, dass sich  $\alpha_2$  ( $\text{Ti}_3\text{Al}$ ) in der  $\alpha$ -

Phase ausscheidet und die dadurch weiter verstärkt. Der Temperaturbereich hängt dabei von der Solvus-Temperatur von  $\alpha_2$  in  $\alpha$ , die ca. 650°C beträgt.[2] 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 . [13]

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 die physikalischen Kennwerte von Ti-6242 zusammen.

Physikalische Eigenschaften	
Dichte	4,54 g/cm <sup>3</sup>
Wärmeleitfähigkeit	7 W/mK
Spezifische Wärmekapazität	0.460 J/gK
Schmelzpunkt	1700° C
$T_\beta$	995° C ± 15° C

**Tabelle 2.2:** Physikalische Kennwerte von Ti6242 [14] [15] [16]

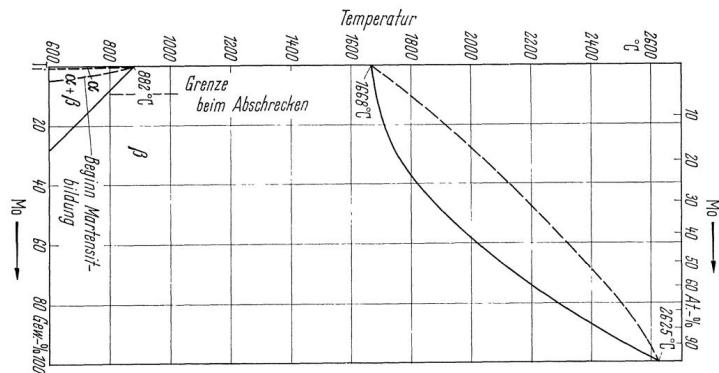
Die mechanischen Eigenschaften von Titanlegierungen, wie bereits im ersten Kapitel erklärt

wurde, hängen auch stark von den verschiedenen Wärmebehandlungen ab, die die Gefügestruktur des Werkstoffes verändern und so auch sein thermomechanisches Verhalten. Als eine Near- $\alpha$ -Legierung, besteht Ti6242 zum größten Teil aus  $\alpha$ -Phase (90–95%)(Siehe Phasendiagramm in Abbildung 2.14). Da die Diffusionsrate der  $\beta$ -Phase höher ist als die der  $\alpha$ -Phase weist Ti-6242 eine bessere Stabilität bei höheren Temperaturen auf. [17]

$T_\beta$	Härte [HV]	E-Modul [Gpa]	YS [Mpa]	TS [Mpa]	El %
995	340	114	990	1010	13

**Tabelle 2.3:** Physikalische Kennwerte von Ti6242S [1]

Die  $\beta$ -Transus-Temperatur  $T_\beta$  von Ti-6242 liegt bei  $995^\circ\text{C} \pm 15^\circ\text{C}$ . Die Toleranz ist durch die Anteilsschwankungen der verschiedenen Legierungselemente bedingt. Wie bereits im ersten Kapitel beschrieben wurde, stabilisieren Al, O, N und C die  $\alpha$ -Phase und erhöhen im Gegensatz zu Mo  $T_\beta$ . Aufgrund des niedrigen Mo-Gehalts von Ti-6242 liegt ihre  $\beta$ -Transus-Temperatur oberhalb der des reinen Titans, die bei  $882 \pm 2^\circ\text{C}$  liegt. Die  $\alpha$ - $\beta$ -Transformationstemperatur  $T_\beta$  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  $\alpha$ -Phase und erhöhen im Gegensatz zu Mo  $T_\beta$ . Aufgrund des niedrigen Mo-Gehalts von Ti6242 liegt ihre Betat-trans-Temperatur oberhalb der von Reinem Titan, die bei  $882 \pm 2^\circ\text{C}$  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]

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 mit berücksichtigt werden.

### 2.2.4 Verwendung

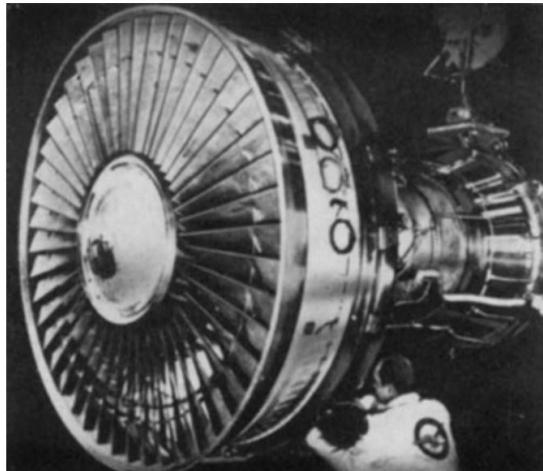
Die Kombination von der Festigkeit der  $(\alpha+\beta)$ -Gefüge mit der relativ hohen Kriechbeständigkeit der  $\alpha$ -Strukturen macht von Ti-6242 eine Hochtemperaturlegierung.

Wegen dieser Eigenschaften werden 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 bis zu Temperaturen von  $500\text{--}550^\circ\text{C}$  eingesetzt werden. [Titanium and itanium alloys : fundamentals and apps] 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.

spool.pdf spool.pdf spool.png spool.png spool.jpg spool.jpg spool.mps spool.mps spool.jpeg spool.jpeg spool.jb  
 (a) Compressor spoolfor GE C



(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 TiAl6V4. Verdichter mit zunehmender Temperatur aus TiAl6V4, TiAl811folVI und TiAl6Zr4Sn2Mo2

**Abb. 2.16:** Beispiele von Einsatzbereiche von Ti-6242 [17] [13]

# Kapitel 3

## Experimentelle Methoden

### 3.1 Metallografische Präparation

#### 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 1000/4000) für besseres Handhabung 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 Spaltdichte hat. Das Warmeinbetten erfolgte bei 180 deg 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 (??).

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 eins und zwei 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* 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 werden Bilder aufgenommen mit 200-facher bis 1000-facher Vergrößerung. Anhand der Bilder kann die Mikrostruktur der Probe erfasst werden. Die einzelnen Phasenanteile können anhand der verschiedenen Graustufen differenziert und analytisch ausgewertet werden. Dazu gehört die Korngrößenbestimmung und Phasenanteilbestimmung.

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 Vergrößerungen, damit man die Phasen gut erkennen kann. Jede Wärmebehandlung bringt eine andere Struktur hervor. 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:  $\alpha$ -Phase,  $\beta$  -Phase und Transformierte-  $\beta$  -Phase. Die Phasen sind wegen der Filter bei unterschiedlicher Helligkeit erkennbar.  $\alpha$  sind hell und  $\alpha + \beta$  sind dunkel. Um den Kontrast zu verbessern, werden C-DIC Filtern benutzt.

### 3.2.2 Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Das Rasterelektronenmikroskop wird auch benutzt um eine Oberfläche zu analysieren (Gemini). Das Mikroskop schafft höhere Auflösungen in eine kurze Zeit darzustellen. 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 unterschiedliche Farben erzeugt, welche zum Beispiel das Massenverhältnis von Molybdän und Aluminium wiedergeben. Siehe Abbildung 14.

Es werden an unterschiedliche 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 $\alpha_p$ -Volumenanteil Analyse

Die Bilder die vom Lichtmikroskop erstellt wurden, werden mit Hilfe eines Programmes analysiert. Gemessen wird wie viel  $\alpha_p$  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

### 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  $136^\circ$  zwischen den Seitenflächen und wird mit  $10\text{kg}$  ( $98,1\text{N}$ ) statischem Druck  $15\text{s}$  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.

### 3.3.2 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 werden die Längenänderung  $\Delta L$  und die Kraft  $F$  an der Probe gemessen. Mit der Anfangslänge  $L_0$  und dem Anfangsquerschnitt  $S_0$  lassen sich Nennspannung  $\sigma$  und die Dehnung  $\epsilon$  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 $\alpha_p$ -Studie (VR)

Zur Maximierung der Zugfestigkeit der Legierung Ti-6242 wurde zuerst der Einfluss des  $\alpha_p$ -Phasenanteils auf die Härte untersucht. Laut ?? konnte bei der Legierung IMI834 eine maximale Zugfestigkeit bei einem  $\alpha_p$ -Anteil von 10–20% festgestellt werden.

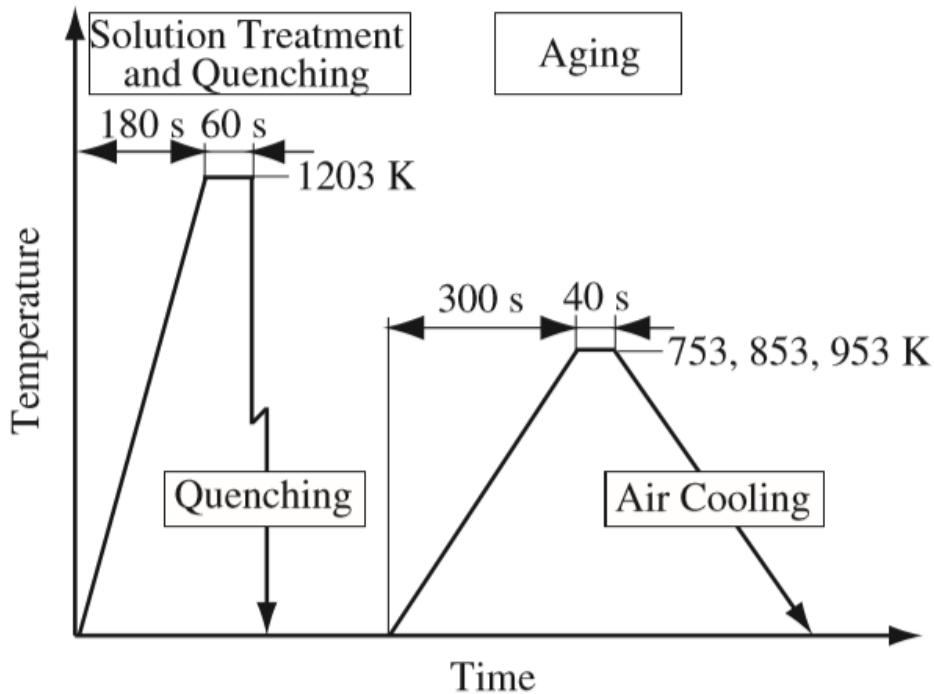
Um eine größtmögliche Härtesteigerung gegenüber der as-received-Probe (AR) zu erzielen, wurden vier Proben bei unterschiedlichen Temperaturen 1h unterhalb der  $\beta$ -Transus-Temperatur geglüht und anschließend luftgekühlt (AC: air cooled) (??). Dabei stellt sich ein bimodales Gefüge ein. Dieser Schritt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

### 4.2 Martensit-Bildung

Um Martensit zu bilden wird Ti-64 nach der ersten Wärmebehandlung laut Abbildung ?? für 1min bei  $930^\circ C$  erwärmt und dann auf Raumtemperatur wassergekühlt. Unter dem Einfluss 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  $\beta$ -Stabilisatoren, in diesem Fall Vanadium, bereichert und dadurch stabilisiert werden. Durch das schnelle Abschrecken auf Raumtemperatur wandelt sich das neue " $\beta$  diffusionslos und lokal in Martensit um.

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

**Tabelle 4.1:** Wärmebehandlung der  $\alpha_p$ -Studie



**Abb. 4.1:** Vorgehensweise nach dem Duplex-Anneal bei STDA für Ti-64 (Strengthening of Ti-6Al-4V Alloy by Short-Time Duplex Heat Treatment)

Da die  $\beta_t$  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 schnellen Anlasszeiten erklärt [Titan und Titan legierungen, Zwicker]. Deswegen wurden in diesem Schritt die Ti-6242-Proben nach dem Duplex-Glühen für 8 und 16 min jeweils bei 930 °Cd 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  $\beta_t$  nach 0,5-1 h abgeschreckt wird. Wie bei der oben beschriebenen Wärmebehandlung stellt sich bei  $T_1$  ein zweiphasiges Gefüge mit  $\alpha_p$  und  $\beta$  ein. Die  $\beta$ -Phase wandelt sich dann beim Abschrecken martensitisch um und wird  $\alpha'$  genannt. (Strengthening of Ti-6Al-4V Alloy by Short-Time Duplex Heat Treatment) Zum Vergleich zu der studierten Wärmebehandlung werden AR-Proben bei 983 °C 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  $\beta$ .

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

### 4.4 Martensit-Zerfall (TJ)

Weiterhin ist gewünscht die Härte der Legierung zu steigern. Ein Martensit Zerfall wurde den erwünschten Effekt noch steigern. Dieses passiert in der transformierten  $\beta$  Phase.

Es kommt zu einer Dekomposition des Martensit, der in  $\alpha$  +  $\beta$  transformiert. 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. Hierfür wird für die Wärmebehandlung weniger Zeit benötigt.

Die Probe 983 °C /1h/AC + 950 °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. Hatsuoka, T. Iizuka und K. Kawasaki orientiert. Die erste Temperatur wurde für die ersten Proben: 580 °C übernommen. Die zweite Temperatur ist um 30K gestiegen (610 °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 geglättet. 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 $\alpha_p$ -Studie (PH)

Im Rahmen der  $\alpha_p$ -Studie wurden zunächst 3 Proben bei verschiedenen Temperaturen unterhalb der  $\beta$ -Transus Temperatur ( $995^\circ\text{C}$  für Ti-6242) wärmebehandelt. Ziel war die Einstellung einer bimodalen Mikrostruktur, sowie die Bestimmung des  $\alpha_p$ -Volumenanteils. Es wurden 3 Temperaturen ( $990^\circ\text{C}$ ,  $975^\circ\text{C}$  und  $960^\circ\text{C}$ ) 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  $1015^\circ\text{C}$  für 30 Minuten geglüht 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 ?? aufgeführt.

8.pdf 8.png 8.jpg 8.mps 8.mps 8.jpeg 8.jpeg 8.jbig2 8.jbig2 8.jb2 8.jb2 8.PDF 8.PDF 8.PNG 8.PNG 8.JPG 8.JPG 8.JPEG 8.JPEG 8.JBIG2 8.JBIG2 8.JB2 8.JB2 8.eps 8.eps

**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 Gefügebestandteile zeigt die Abbildung ??.

20.pdf 20.pdf 20.png 20.png 20.jpg 20.jpg 20.mps 20.mps 20.jpeg 20.jpeg 20.jbig2 20.jbig2 20.jb2 20.jb2 20.PDF 20.PDF 20.PNG 20.PNG 20.JPG 20.JPG 20.JPG 20.JPG 20.JPEG 20.JPEG 20.JBIG2 20.JBIG2 20.JB2 20.JB2 20.eps 20.eps

**Abb. 5.2:** Gefügebestandteile in bimodaler Mikrostruktur

Die Ergebnisse der Bestimmung des  $\alpha_p$ -Volumenanteils mittels Bildbearbeitungsprogramm sind in Tabelle ?? aufgeführt. Laut Lütjering und Williams liegt der optimale  $\alpha_p$ -Volumenanteil zur Steigerung der Zugfestigkeitswerte zwischen 10 und 20 % [2]. Da die bis dahin erstellten Proben mit ihren  $\alpha_p$ -Volumenanteilen außerhalb dieses Bereiches lagen, wurde eine weitere Probe bei

983°C für eine Stunde gegläut und anschließend luftgekühlt. Die resultierende Mikrostruktur ist ebenfalls in Abbildung ?? aufgeführt.

	Primär- $\alpha$ 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- $\alpha$  Volumenanteile der ersten Wärmebehandlungen mit einer durchschnittlichen Abweichung von 3%

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

Desweiteren wurde an der ersten Probenreihe eine Härteprüfung durchgeführt. Die Ergebnisse sind zusammen mit der Standardabweichung in Tabelle ?? 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- $\alpha$  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 ?? zusammengefasst.

9.pdf 9.pdf 9.png 9.png 9.jpg 9.jpg 9.mps 9.mps 9.jpeg 9.jpeg 9.jbig2 9.jbig2 9.jb2 9.jb2 9.PDF  
9.PDF 9.PNG 9.PNG 9.JPG 9.JPG 9.JPEG 9.JPEG 9.JBIG2 9.JBIG2 9.JB2 9.JB2 9.eps 9.eps

**Abb. 5.3:** 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 ?? – ?? aufgeführt.

10.pdf 10.pdf 10.png 10.png 10.jpg 10.jpg 10.mps 10.mps 10.jpeg 10.jpeg 10.jbig2 10.jbig2  
10.jb2 10.jb2 10.PDF 10.PNG 10.PNG 10.JPG 10.JPG 10.JPEG 10.JPEG 10.JBIG2  
10.JBIG2 10.JB2 10.JB2 10.eps 10.eps

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

11.pdf 11.pdf 11.png 11.png 11.jpg 11.jpg 11.mps 11.mps 11.jpeg 11.jpeg 11.jbig2 11.jbig2  
11.jb2 11.jb2 11.PDF 11.PNG 11.PNG 11.JPG 11.JPG 11.JPEG 11.JPEG 11.JBIG2  
11.JBIG2 11.JB2 11.JB2 11.eps 11.eps

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

12.pdf 12.pdf 12.png 12.jpg 12.mps 12.jpeg 12.jpeg 12.jbig2 12.jbig2  
 12.jb2 12.jb2 12.PDF 12.PDF 12.PNG 12.PNG 12.JPG 12.JPG 12.JPEG 12.JPEG 12.JBIG2  
 12.JBIG2 12.JB2 12.JB2 12.eps 12.eps

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

13.pdf 13.pdf 13.png 13.jpg 13.jpg 13.mps 13.jpeg 13.jpeg 13.jbig2 13.jbig2  
 13.jb2 13.jb2 13.PDF 13.PDF 13.PNG 13.PNG 13.JPG 13.JPG 13.JPEG 13.JPEG 13.JBIG2  
 13.JBIG2 13.JB2 13.JB2 13.eps 13.eps

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

21.pdf 21.pdf 21.png 21.png 21.jpg 21.jpg 21.mps 21.mps 21.jpeg 21.jpeg 21.jbig2 21.jbig2  
 21.jb2 21.jb2 21.PDF 21.PDF 21.PNG 21.PNG 21.JPG 21.JPG 21.JPEG 21.JPEG 21.JBIG2  
 21.JBIG2 21.JB2 21.JB2 21.eps 21.eps

**Abb. 5.8:** Martensit-Strukturen in der  $\beta$ -Phase

Das Martensit in der  $\beta$ -Phase bildet sich nadelförmig aus. Diese Martensitnadeln entstehen häufig in einem orthogonalem Winkel zueinander. In Abbildung ?? sind martensitische Strukturen innerhalb der  $\beta$ -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 aufwiesen. Die Proben der Temperaturen mit 975°C und 983°C zeigten keine Anzeichen von Martensitbildung.

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

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  $\alpha_p$ -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 gegliht, die um 20°C auf 950°C angehoben wurde. Die Auswertung unter dem Lichtmikroskop ist in Abbildung ?? zusammengefasst.

Die Proben, die im zweiten Schritt bei 930°C gegliht wurden, weisen in ihrer Mikrostruktur keine offensichtlichen Unterschiede zur vorherigen Probenreihe auf. Die Proben, die im zweiten Schritt bei 950°C gegliht wurden weisen eine Veränderung in der transformierten  $\beta$ -Phase auf. So scheint der  $\beta$ -Phasenanteil im transformierten  $\beta$  zwischen den  $\alpha$ -Lamellen gewachsen zu sein. Eine Gegenüberstellung unter dem Lichtmikroskop ist in Abbildung ?? zu sehen.

Die Härteprüfung der zweiten Probenreihe mit angepassten Temperaturen und Haltezeiten ergab ebenfalls einen Unterschied zur vorherigen Probenreihe. Die Ergebnisse sind in Tabelle ??

	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

14.pdf 14.pdf 14.png 14.png 14.jpg 14.jpg 14.mps 14.mps 14.jpeg 14.jpeg 14.jbig2 14.jbig2  
 14.jb2 14.jb2 14.PDF 14.PDF 14.PNG 14.PNG 14.JPG 14.JPG 14.JPEG 14.JPEG 14.JBIG2  
 14.JBIG2 14.JB2 14.JB2 14.eps 14.eps

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

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 Härtewerte der Proben, die bei 950°C gegliüht wurden, weisen eine sichtbare Härtesteigerung gegenüber den Proben, die bei 930°C gegliüht wurden, auf. Die Härtesteigerung der Probe, die bei 930°C und 16 min gegliüht 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 REM ist in den Abbildungen ?? – ?? aufgeführt.

Die Analyse hat gezeigt, dass auch bei der Probe, die bei 930°C für 16 Minuten gegliüht wurde, ebenfalls nur im Randbereich an vereinzelten Stellen in der  $\beta$ -Phase, leichte martensitische Strukturen erkennbar waren. Bei den Proben, die bei einer Temperatur von 950°C gegliüht 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  $\beta$ -Phase im Randbereich gebildet. Bei den Proben, die bei höherer Temperatur gegliüht wurden, haben sich auch in den dünneren Flächen der  $\beta$ -Phase, die zwischen den  $\alpha$ -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 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 vorherigen Probenreihe.

15.pdf 15.pdf 15.png 15.jpg 15.jpg 15.mps 15.mps 15.jpeg 15.jpeg 15.jbig2 15.jbig2  
 15.jb2 15.jb2 15.PDF 15.PDF 15.PNG 15.PNG 15.JPG 15.JPG 15.JPEG 15.JPEG 15.JBIG2  
 15.JBIG2 15.JB2 15.JB2 15.eps 15.eps

**Abb. 5.10:** Veränderung der transformierten  $\beta$ -Phase in zweiten Wärmebehandlungsschritt bei 950°C und 930°C

16.pdf 16.pdf 16.png 16.jpg 16.jpg 16.mps 16.mps 16.jpeg 16.jpeg 16.jbig2 16.jbig2  
 16.jb2 16.jb2 16.PDF 16.PDF 16.PNG 16.PNG 16.JPG 16.JPG 16.JPEG 16.JPEG 16.JBIG2  
 16.JBIG2 16.JB2 16.JB2 16.eps 16.eps

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

17.pdf 17.pdf 17.png 17.jpg 17.jpg 17.mps 17.mps 17.jpeg 17.jpeg 17.jbig2 17.jbig2  
 17.jb2 17.jb2 17.PDF 17.PDF 17.PNG 17.PNG 17.JPG 17.JPG 17.JPEG 17.JPEG 17.JBIG2  
 17.JBIG2 17.JB2 17.JB2 17.eps 17.eps

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

18.pdf 18.pdf 18.png 18.png 18.jpg 18.jpg 18.mps 18.mps 18.jpeg 18.jpeg 18.jbig2 18.jbig2  
 18.jb2 18.jb2 18.PDF 18.PDF 18.PNG 18.PNG 18.JPG 18.JPG 18.JPEG 18.JPEG 18.JBIG2  
 18.JBIG2 18.JB2 18.JB2 18.eps 18.eps

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

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

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

Zum Vergleich wurde parallel eine  $\alpha_p$  -  $\alpha'$  Wärmebehandlung durchgeführt. Im Gegensatz zur im Abschnitt 5.2. durchgeföhrten Wärmebehandlung, besitzt diese nur zwei Behandlungsschritte. Dazu wurde wieder die aus der  $\alpha_p$ -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 ?? aufgeführt.

Der Unterschied in diesem ersten Schritt der Wärmebehandlung zu der Behandlung aus Abschnitt 5.2., liegt in der Wasserkühlung. Das dadurch entstandene Gefüge besteht aus Primär- $\alpha$  und vollmartensitischer  $\beta$ -Phase ( $\alpha'$ ).

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

	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

19.pdf 19.pdf 19.png 19.png 19.jpg 19.jpg 19.mps 19.mps 19.jpeg 19.jpeg 19.jbig2 19.jbig2  
 19.jb2 19.jb2 19.PDF 19.PDF 19.PNG 19.PNG 19.JPG 19.JPG 19.jpeg 19.JPEG 19.JPEG 19.JBIG2  
 19.JBIG2 19.JB2 19.JB2 19.eps 19.eps

**Abb. 5.14:**  $\alpha_p - \alpha'$  Gefüge unter dem Lichtmikroskop bei verschiedenen Auflösungen

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

Die Ergebnisse der Härteprüfung nach diesem zweiten Schritt sind in Tabelle ?? 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,  $\alpha_p - \alpha'$  Gefüge

– work in progress –

## 5.4 Zugversuche (PH)

– work in progress –

# Kapitel 6

## Diskussion der Ergebnisse

### 6.1 Martensitbildung

Im Gegensatz zu der zweiten Probenreihe, war bei den ersten Proben, die bei  $930^{\circ}C$  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  $930^{\circ}C$  das  $\beta$  nicht schnell genug wachsen wie bei Ti64 oder neue  $\beta$ -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  $\beta$ -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  $\beta$ -Phase diffundieren konnte. Dadurch wurden nur beschränkte  $\beta$ -Gebiete stabilisiert.

Auch bei der Erwärmung für 16 min waren keine signifikante Schwankungen abzulesen. Das erklärt dass die Dauer des Anlassens bei  $930^{\circ}C$  nur einen geringen bis keinen Einfluss auf die Diffusion hat. Bei den anderen Proben hingegen ist die Härte von 344 HV auf 376 HV gestiegen. Das zeigt, dass  $930^{\circ}C$  zu niedrig für die Diffusionskinetik von  $\beta$  war. Das liegt wahrscheinlich daran, dass die Gleichgewichtstemperatur von Ti6242 höher ist als die von Ti64. D.h die Diffusionsenergie bei  $930^{\circ}C$  reicht nicht aus, um die  $\beta$ -Lamellen innerhalb von 8 oder 16 min schnell genug wachsen zu lassen. um martensit zu bilden bei ti6242.

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

## 6.2 Martensit-Zerfall

### 6.3 Martensit-Zerfall

Man sieht eine offensichtliche Erhöhung der Festigkeit vom Zweiten auf den dritten Schritt. Die beste Versuchsprobe aus der 2. Wärmebehandlung ist bei  $950\text{ }^\circ\text{C}$  /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  $\beta$  weicher als  $\alpha$  ist, und im Gefüge mehr  $\alpha$  zu finden war, wird vermutet, dass dies zur Festigkeitszunahme geführt hat.

Im Parallelversuch ist keine Erhöhung nachzuweisen gewesen. Beim Glühen der Probe bei  $983\text{ }^\circ\text{C}$  /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

tbd



# Literaturverzeichnis

- [1] M. Peters C. Leyens. *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] A.D. Khawaja, I.K. Kutubkhanaha, J.M. Wieb. Advances in seawater desalination technologies. *Desalination*, (221):47–69, 2008.
- [12] 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.
- [13] U. Zwicker. *Titan und Titanlegierungen*. Springer, Berlin, Heidelberg, 2014.
- [14] David Benjamin and Craig W. Kirkpatrick. Metals handbook: Stainless steels, tool materials and special-purpose metals. *Metals handbook*, 3, 1980.

- [15] Joseph R. Davis, editor. *Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials*, volume / prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee ; Vol. 2 of *ASM handbook*. ASM international, Materials Park, Ohio, 10. ed. edition, 1990.
- [16] John M. Holt, Harold Mindlin, and C. Y. Ho. *Structural alloys handbook*. 1997.
- [17] N. Eswara Prasad and R. J. H. Wanhill, editors. *Aerospace materials and material technologies*. Indian Institute of Metals series. Springer, Singapore, 2017.
- [18] Heat treating of titanium and titanium alloys.
- [19] G. Lütjering, J. C. Williams, A. Gysler. *Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Alloys*.
- [20] 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.
- [21] Raghuveer Gaddam. Microstructure and mechanical properties ti 6242 und ti 64: Influence of h, o and b.
- [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-a 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 a" martensitic transformation, a 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.