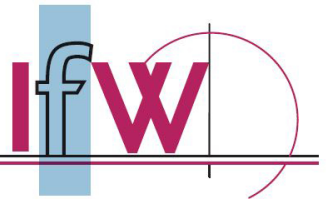




**Technische
Universität
Braunschweig**

Institut für Werkstoffe



Projektarbeit WS 2019/2020

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

Ziad Ben Hadj Salem

Matrikelnummer 4880262

Thiago Coelho Jordao

Matrikelnummer 4898717

Patrick Hartmann

Matrikelnummer 4880903

Viktor Rein

Matrikelnummer 4808590

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

Betreuer: Carsten Siemers
Fabian Haase

Veröffentlichung: Datum

Inhaltsverzeichnis

Nomenklatur	ii
1 Einleitung	2
2 Metallurgie	3
2.1 Metallurgie von Titan und Titanlegierungen	3
2.2 Klassifizierung von Titan und Titanlegierungen	3
2.3 Herstellung von Titanlegierungen	5
2.4 Mikrostrukturen in Titanlegierungen	5
2.5 Mechanische Eigenschaften von Titanlegierungen	6
2.6 Verwendung von Titan und Titanlegierungen	8
2.7 Ti-6242	8
2.7.1 Zusammensetzung	8
3 Experimentelle Methoden	15
3.1 Metallografische Präparation	15
3.1.1 Ofenbehandlung	15
3.1.2 Trennen	15
3.1.3 Einbetten	15
3.1.4 Schleifen/Polieren	15
3.1.5 Ätzen	16
3.2 Untersuchung der Mikrostruktur	16
3.2.1 Lichtmikroskop:	16
3.2.2 Rasterelektronenmikroskopie (REM)	17
3.3 Mechanische Prüfverfahren	18
3.3.1 Härteprüfung	18
3.3.2 Zugversuch	18
4 Durchführung	20
4.1 α_p -Studie (VR)	20
4.2 Martensit-Bildung	21
4.3 Martensit-Zerfall (TJ)	22
5 Ergebnisse	23
5.1 α_p -Studie	23
5.2 Martensit-Bildung	23
5.3 Martensit-Zerfall	23
6 Diskussion der Ergebnisse	24
6.1 Martensitbildung	24
6.2 Martensitzerfall	24
7 Fazit und Ausblick	25

Nomenklatur

Griechische Bezeichnungen

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

Formelzeichen

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

V_{opt}	Fluggeschwindigkeit beim besten Gleiten
W	Widerstand
W_{min}	minimaler Widerstand

Kapitel 1

Einleitung

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

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

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

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

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

Tabelle 1.1: Initialen der beteiligten Personen

Kapitel 2

Metallurgie

2.1 Metallurgie von Titan und Titanlegierungen

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

2.2 Klassifizierung von Titan und Titanlegierungen

Da reines Titan wie alle anderen Metalle keine hohe Festigkeit besitzt, werden Legierungen hergestellt, um die mechanischen Eigenschaften gezielt zu verändern. Die in der Industrie erhältlichen Titanlegierungen werden daher in verschiedene Klassen eingeteilt. Den α -, $\alpha + \beta$ - sowie den β -Legierungen. Die $\alpha + \beta$ -Legierungen werden zusätzlich in near- α - und near- β -Legierungen aufgeteilt. Die Klassifikation hängt vom Typ und der Menge der Legierungselemente ab. Des weiteren gibt es technisch reines Titan (CP-Titanium), das zunächst nur im amerikanischen Normungssystem ASTM (American Standard for Testing of Materials) in vier Klassen, den sogenannten CP-Grades 1,2,3 und 4 eingeteilt wurde. Dieses Bezeichnungssystem wurde später übersetzt und in deutsche und europäische Normen übernommen. Die für Titanwerkstoffe typischen Legierungselemente werden in vier Kategorien eingeteilt, die sich in ihrer Wirkungsweise unterscheiden. Als alpha-Stabilisatoren werden Legierungselemente wie Aluminium (Al), Sauerstoff (O) und Stickstoff (N) bezeichnet, die zu einer Einschnürung des β -Phasengebietes führen und die β -Transus-Temperatur erhöhen. Des weiteren gibt es die β -Stabilisatoren, die das β -Phasengebiet erweitern und die β -Transus-Temperatur verringern. Man unterscheidet bei den β -Stabilisatoren

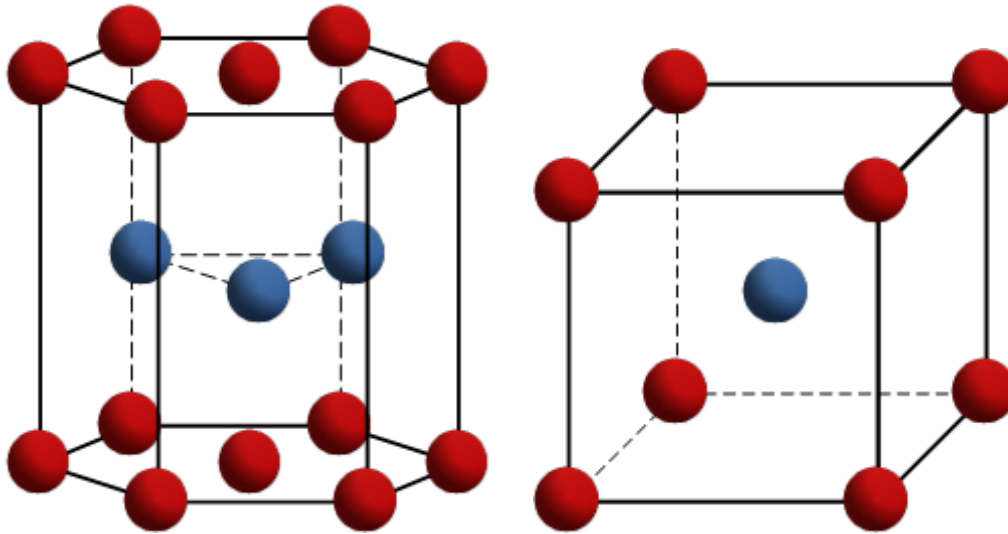


Abb. 2.1: Kristallgitterstruktur der α -Phase (hex) und β -Phase

zwischen β -isomorphen und β -eutektoiden Stabilisatoren. Zu den β -isomorph wirkenden Stabilisatoren gehören die Elemente Molybdän (Mo), Vanadium (V), Niob (Nb) und Tantal (Ta). Diese erweitern das β -Phasengebiet bis hin zur Raumtemperatur. Zu den β -eutektoiden-Stabilisatoren gehören Elemente wie Eisen (Fe), Chrom (Cr), Kupfer (Cu), Mangan (Mn) und Silizium (Si). Bei diesen Stabilisatoren kommt es unterhalb einer elementabhängigen Grenztemperatur zu einer eutektoiden Reaktion, die zu einer Ausscheidung einer zusätzlichen Phase führt. Diese Verbindung liegt entweder elementar oder intermetallisch vor. Die Elemente Zinn (Sn) und Zirkon (Zr) werden häufig als neutral bezeichnet, da diese nur eine sehr geringe α -stabilisierende Wirkung haben. 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.

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

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

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

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

2.3 Herstellung von Titanlegierungen

Titan kommt in der Natur nicht als reines Metall vor, sondern wird aus Titanerzen gewonnen. Die wirtschaftlich bedeutenden Erze sind Rutil (TiO_2) und Ilmenit (FeTiO_3 – ein Gemisch aus Eisenoxiden und Titan). Der Kroll-Prozess (bzw. der Hunter-Prozess) [1]. Beim Kroll-Prozess wird zunächst in einem Verhüttungsprozess das Titan aus dem Erz gewonnen. In diesem Prozess wird das Titan zu einem Block, dem Ingots, umgeschmolzen. 90%, die für die weitere Titan Gewinnung verwendet wird. Das in der Schlacke vorhandene Titanoxid wird unter der Lichtbogen-Umschmelzprozess (Vacuum-Arc-Remelting, kurz VAR), zu einem Block, dem Ingots, umgeschmolzen.

2.4 Mikrostrukturen in Titanlegierungen

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

Die Abbildung 6 zeigt schematisch die Entstehung der Mikrostruktur von reinem Titan während des Gießprozesses. Es ist zu sehen, dass bei Abkühlung an der Luft unterhalb der Schmelztemperatur (1668°C), sich β -phase in Form von Dendriten ausscheiden und zu kompletten β -Körnern wachsen. Bei weiterer Abkühlung bis unter β -Transus (882°C für reines Titan), transformiert sich β Phase zu α , indem sich α Phase an den Korngrenzen absetzt und in Form von Lamellen (α Lamellen) in das vorherige β Korn hineinwächst. Wenn mehrere dieser α Lamellen in dieselbe Richtung wachsen, formen Sie sogenannte α Kolonien. Diese Kolonien sind zufällig im vorherigen β Korn verteilt und resultieren im sogenannten Widmanstätten Gefüge. Die Größe dieser mikrostrukturellen Formationen sind abhängig von der Abkühlrate. Schnelles Abkühlen unterhalb β -Transus resultiert in feinen α Lamellen und kleinen α Kolonien. Langsames Abkühlen führt zu breiteren Lamellen und größeren Kolonien [1,2,3,4].

Mikrostrukturen, die man während des Gießens erhält, sind sehr grob und besitzen eine geringe Festigkeit. Daher werden diese Mikrostrukturen modifiziert mithilfe von Methoden wie thermomechanischer Verarbeitung, Wärmebehandlungen, die zu einer Verfeinerung der Mikrostruktur

durch Rekristallisation führen oder durch Kornwachstum und Formation neuer Mikrostrukturen [1,2,3,4]. Typische thermo-mechanische Prozessschritte für Near α (Ti-6242) und $\alpha+\beta$ Legierungen (Ti-64) beinhalten die Homogenisierung (solution heat treatment), Deformation, Rekristallisation, das Altern (ageing) und Spannungsarmglühen (stress relief annealing) [1,2,3]. Ein Beispiel für den Ablauf dieser Prozessschritte ist in Abbildung 7 dargestellt. Diese Prozessschritte führen zu lamellaren, bimodalen und equiaxed Mikrostrukturen. 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. bimodale Mikrostruktur, entsteht nach umfangreicher Deformation im $\alpha+\beta$ Phasengebiet und einer Wärmebehandlung unterhalb der β -Transus-Temperatur. Dies resultiert in globularem Primär α (α -P), transformierten β und α entlang der Korngrenzen der vorherigen β Körner. Das transformierte β besteht aus einer Widmannstätten Struktur, mit feinen α -Lamellen, die in α Kolonien angeordnet sind. Die Größe dieser mikrostrukturellen Bestandteile hängen von der Glüh-temperatur, 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]. Equiaxed Mikrostruktur, wird erreicht durch eine umfangreiche mechanische Bearbeitung im $\alpha+\beta$ Phasengebiet, sowie Lösungsglühen bei Temperaturen im Zweiphasengebiet, wo lamellares α in equiaxed α zerbricht, aufgrund des Rekristallisationsprozesses. Verlängertes Glühen vergrößert die equiaxed Mikrostruktur [2].

2.5 Mechanische Eigenschaften von Titanlegierungen

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

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

Near α Alloys - zeichnen sich durch eine hohe Kriech- und Oxidationsbeständigkeit aus. Ti-6242 ist die am häufigsten kommerziell eingesetzte Legierung für Temperaturen bis zu 450 °C. *SiewurdealsErgnzungzuderbekanntenTi-64LegierungentwickeltunderhhtedadurchdasTemperaturlimi* Alloys befindet sich Silikon (siehe Tab.2) als Legierungselement, um die Temperaturbeständigkeit zu verbessern [1,2].

$\alpha + \beta$ Alloys - besitzen eine höhere Festigkeit, Härte und Korrosionsbeständigkeit. Dagegen ist die Duktilität und die Kriechbeständigkeit bei hohen Temperaturen nicht so gut, wie bei den

near α Alloys. Diese Legierungen haben eine hohe Festigkeit bei Raum- und Mittleren Temperaturen, sowie gute Heißumformeigenschaften. Typischerweise besitzen diese Legierungen 10 - 15 % an β Phase bei Raumtemperatur. Bei über 20 % werden sie schwer schweißbar. Ti-64 ist die meistverwendete $\alpha + \beta$ Legierung und besitzt eine gute Kombination aus Festigkeit und Ermüdungseigenschaften bis zu 300 °C[3,4].

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

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

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

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

2.6 Verwendung von Titan und Titanlegierungen

Titanlegierungen werden hauptsächlich in der Luftfahrt- und Raumfahrt verwendet, da sie eine gute Kombination aus einem niedrigem Gewicht, hoher Festigkeit, Korrosionsbeständigkeit und einer hohen Temperaturstabilität bieten [1,5,6]. Die Haupteinsatzgebiete in der Luftfahrt für Titanlegierungen sind Strukturteile der Luftfahrzeugzelle, Fahrwerksteile sowie Komponenten von Flugtriebwerken. Etwa 7 - 36 % des strukturellen Gewichts des Rumpfes und der Triebwerke bestehen aus Titanlegierungen [2]. In Triebwerken werden Titanlegierungen für Triebwerksschaufeln eingesetzt. Für die meisten Komponenten wird die Standardlegierung Ti-6Al-4V verwendet. Für Komponenten, die eine höhere Temperaturbeständigkeit erfordern, werden Legierungen wie Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo und IMI 834 verwendet. Die hohen Material- und Herstellungskosten verhindern einen breiten Einsatz von Titanwerkstoffen in der Automobilindustrie. Sie werden aber vereinzelt für Motorkomponenten oder Fahrwerksteile, wie beispielsweise Federn benutzt. Technisch reines Titan (CP-Titanium) findet Anwendung in Bereichen, wo die Anforderungen an mechanische Eigenschaften gering, aber eine hohe Korrosionsbeständigkeit gefordert ist. Beispiel dafür sind Wärmetauscher, Rohrleitungen oder Meerwasserentsalzungsanlagen [7]. Desweiteren finden CP-Titanium und Titanlegierungen Anwendung in der Medizintechnik, aufgrund der Biokompatibilität von Titan, sowie einer guten Dauerfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Sie werden zur Herstellung von Implantaten sowie medizinischen Geräten benutzt [8]. Ein weiteres Einsatzgebiet sind moderne Schutzwesten, die neben den Aramidfasern auch Titangewebe enthalten, um das Eindringen von Hieb- und Stichwaffen zu verhindern [1]. [1] C. Leyens, M. Peters, Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications, VCH Verlagsgesellschaft MbH, 2003. [2] G. Lutjering, J.C. Williams, Titanium, Springer Verlag, 2007. [3] R. Boyer, G. Welsch, E. Collings, Materials Property Handbook: Titanium Alloys, ASM international, Ohio, USA, 1994. [4] M.J. Donachie, Titanium: A Technical Guide, Second ed., ASM International, Ohio, USA, 2010. [5] R.R. Boyer, An overview on the use of titanium in the aerospace industry, Materials Science and Engineering A 213 (1996) 103–114. [6] M. Peters, J. Kumpfert, C. Ward, C. Leyens, Titanium alloys for aerospace applications, Advanced Engineering Materials 5 (2003) 419–427. [7] A.D. Khawajia, I.K. Kutubkhanaha, J.M. Wieb, Advances in seawater desalination technologies, Desalination 221 (2008), pp. 47 – 69. [8] M. Geetha, A.K. Singh, R. Asokamani, A.K. Gogia, Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants – A review, Progress in Materials Science 54 (2009), pp. 397 – 425. [9] D. Eylon, S. Fujishiro, F.H. Froes, Titanium alloys for high temperature applications – a review, High temperature materials and processes 6(1–2) (1984) 81–91. [10] P.A. Blenkinsop, Developments in high temperature alloys, In: Titanium Science and Technology, 1984, pp. 2323–2338. [11] A.K. Gogia, High-temperature titanium alloys, Defence Science Journal 55(2) (2005) 149–173.

2.7 Ti-6242

2.7.1 Zusammensetzung

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

deshalb oft als eine Near- α -Titanlegierung bezeichnet.

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

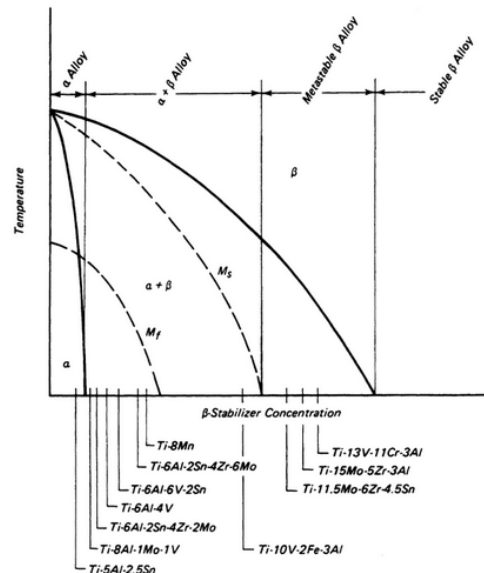


Abb. 2.2: Phasendiagramm [Titanium Technical guide]

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

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

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

Verzeichnis : [Immanuel Freiherr von Thungen] - Immanuel Freiherr von Thungen. Effet d'well: relation microstructure-microtexture-propriétés mécaniquesdel'alliagedetitanTi6242. Autre. ISAE-ENSMAEcoleNationaleSupérieuredeMécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2016. Français. NNT: 2016ESMA0027 . tel-01486574 [Titanium and Titanium Alloys : Fundamentals and apps] Williams J. C., Belov A. F., eds.: Titanium and Titanium Alloys, Plenum Press, New York, USA, (1982)

Kristallstruktur

Ti6242 wird klassischerweise in der bimodalen oder Duplex-Struktur eingesetzt die nach einer typischen Wärmebehandlung , erklärt in Abbildung 2.3 , erreicht werden kann.

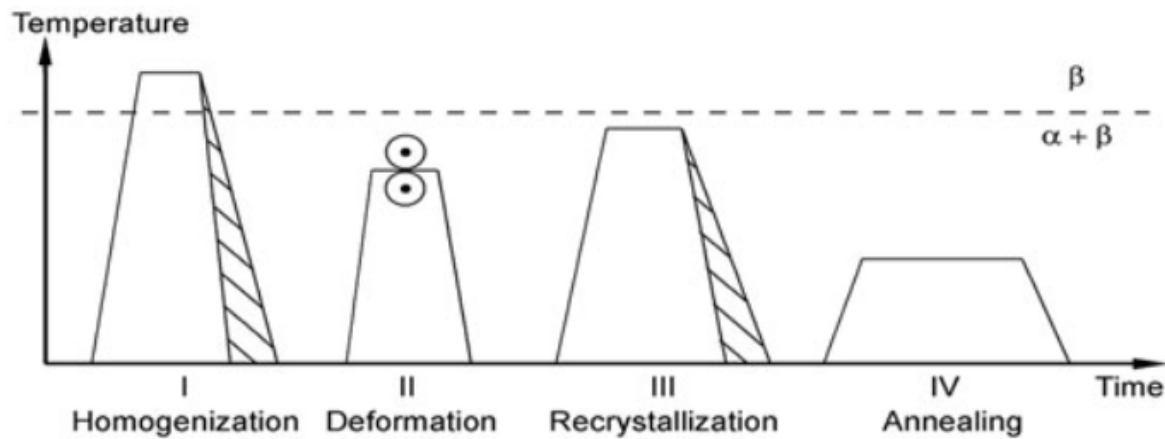


Abb. 2.3: Schematic processing route for bi-modal microstructures $\alpha+\beta$ -titanium alloys)

Nach dem Deformationsvorgang wandelt sich bei der Erwärmung von Raumtemperatur auf $T_1 < T_\beta$ ein Anteil von der α -Phase in β um. Nach 1-2h werden die Werkstücke wieder auf Raumtemperatur luftgekühlt. Dabei wandelt sich das β unter Einfluss der Diffusion in $\beta + \alpha$ -Lamellen um.

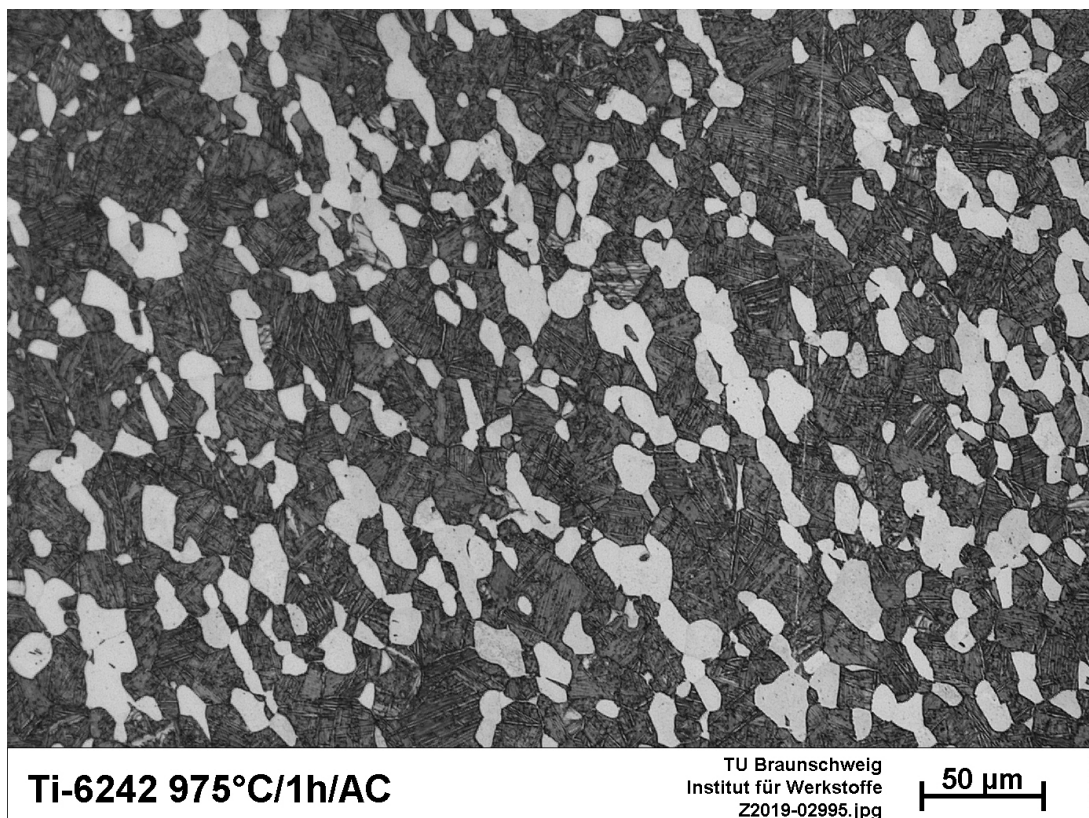


Abb. 2.4

Als letzte Wärmebehandlung wird klassischerweise Ti6242 oder Ti6242S für 8 h bei 595°C angelassen. Dieser Schmelzpunkt (T_{i_3Al}) in der α -Phase ausscheidet und die dadurch weiter verstärkt. Der Temperaturbereich hängt dabei von der Solvus-Temperatur von α_2 in α , die ca. 650°C beträgt. (Titaniumlötjering) FrbesondersguteK TemperaturvonSibercksichtigt, dieknappunter 600°C liegt. Silizide (Ti_5Si_3) können sich aufgrund ihrer komplexen Kristallstruktur dann in den Korngrenzen ausscheiden und Kornbewegungen verhindern.

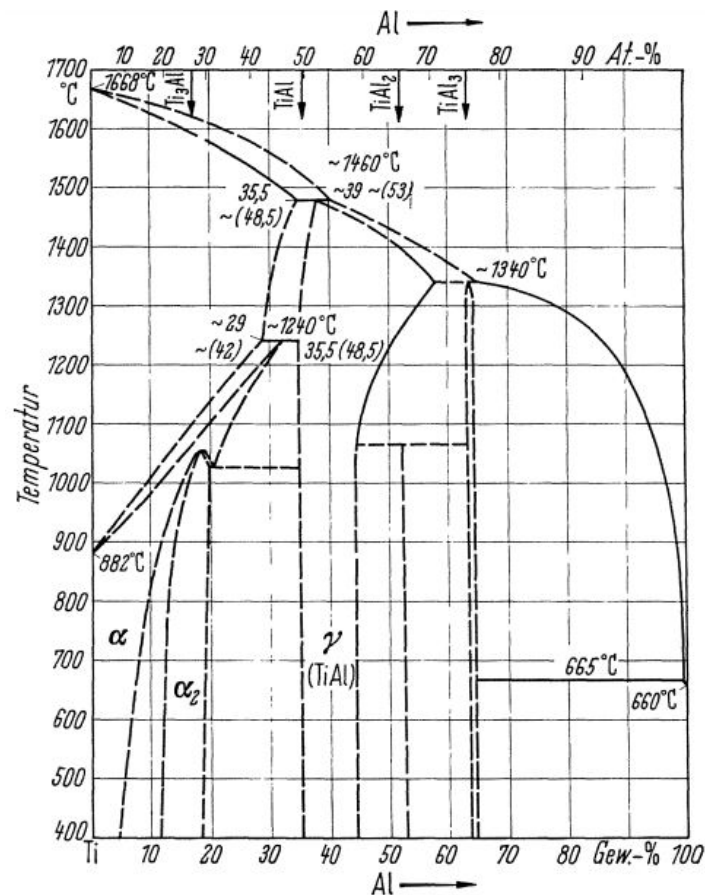


Abb. 2.5: Phasendiagramm von Ti-Al . [Titan Titanölegierungen, Ulrich Zwicker]

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

Physikalische und mechanische Eigenschaften

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

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

Tabelle 2.2: Physikalische Kennwerte von Ti6242 : ???

Die mechanischen Eigenschaften von Titanlegierungen, wie bereits im ersten Kapitel erklärt wurde, hängen auch stark von den verschiedenen Wärmebehandlungen ab, die die Gefügestruktur des Werkstoffes verändern und so auch sein thermomechanisches Verhalten. Als eine Near- α Titan Legierung, ist Ti6242 zum größten Teil α (90-95%)(Siehe Phasendiagramm in Abbildung 2.2). Da die Diffusionsrate bei β -Strukturen höher ist als bei α Strukturen weist Ti6242 eine bessere Stabilität bei höheren Temperaturen auf. (Aerospace Materials and Material Technologies)

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

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

Die α - β -Transformationstemperatur T_β von Ti-6242 liegt bei 995°C ± 15°C. Die Abweichung hängt von den Anteilen und erhöhen im Gegensatz zu Mo T_β . Aufgrund des niedrigen Mo-Gehalts von Ti6242 liegt ihre β -trans-Temperatur oberhalb der von Reinem Titan, die bei 882 ± 2°C liegt.

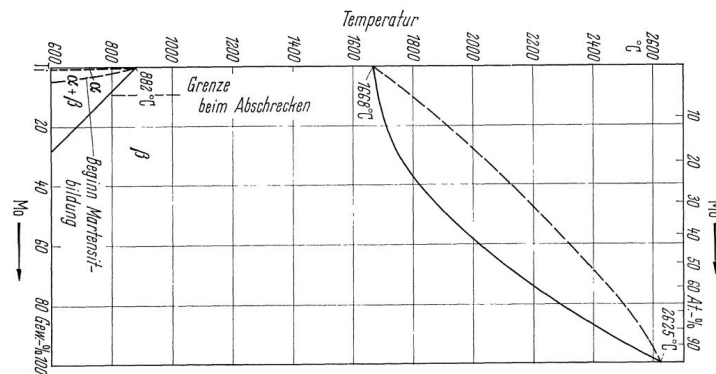


Abb. 2.6: Phasendiagramm Ti-Mo [Titan titanlegierungen Zwickers]

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°C/AC + 8h/600°C/AC)[Titanium : Technicalguide]

% Für den Einsatz in der Luftfahrt sind aber auch spezielle mechanische Eigenschaften wie zB

eine hohe Festigkeit und Duktilität, eine hohe Kriech- und Korrosionsbeständigkeit bei relativ hohen Temperaturen gesucht.

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

Verwendung

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

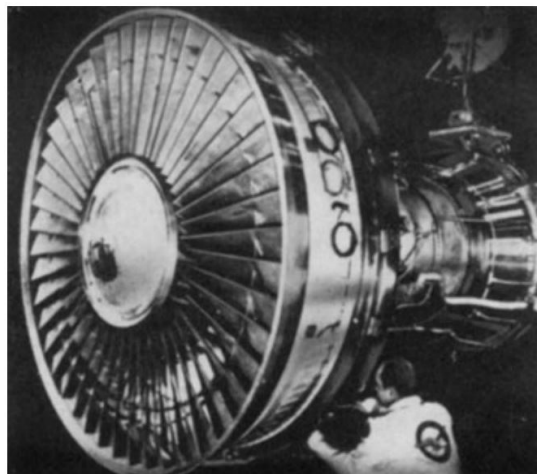
Wegen dieser Eigenschaften werden Ti6242/Ti6242S hauptsächlich in der Luftfahrt eingesetzt. Vor allem bei rotierenden Teilen im Triebwerk, wo hohe Kriechbeständigkeit, Ermüdungsresistenz neben einer hohen metallurgischen Stabilität bei hohen Temperaturen erforderlich sind. Ti6242-Bauteile können in Temperaturen bis zu $500-550^\circ\text{C}$ eingesetzt werden. [Titanium and titanium alloys : fundamentals and applications] Ti6242 wird z.B. in der Herstellung von Hochdruckverdichterschaufeln, Turbinenschaufeln

spool.pdf spool.pdf spool.png spool.png spool.jpg spool.jpg spool.mps spool.mps spool.jpeg spool.jpeg spool.jpg

(a) Compressor spool for 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

Kapitel 3

Experimentelle Methoden

3.1 Metallografische Präparation

3.1.1 Ofenbehandlung

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

3.1.2 Trennen

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

3.1.3 Einbetten

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

3.1.4 Schleifen/Polieren

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

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

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

Tabelle 3.1: Schleifstufen

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

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

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

Tabelle 3.2: Polierstufen

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

3.1.5 Ätzen

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

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

Tabelle 3.3: Ätzlösung nach Kroll

3.2 Untersuchung der Mikrostruktur

3.2.1 Lichtmikroskop:

Nach der Probenpräparation werden die Proben im Lichtmikroskop untersucht. Es wird das Zeiss AX10 mit folgenden Auflösungen 1,25x 2,5x 5x 10x 20x 50x 100x benutzt. Es werden Bilder aufgenommen mit Vergrößerung ab 5-Fach bis 100-Fach. Die ersten beiden Vergrößerungen sind nicht ausgewählt, denn man erkennt die Korngrenzen nicht gut. Die Bilder werden benutzt um die Zusammensetzung der Proben zu vergleichen. Es wurde bei den jeweiligen Proben

unterschiedliche Stelle fotografiert. Man erkennt die gleichsehende Korngrößen; sie haben ein gleichmäßiges Größenverhältnis. Mit einer bestimmten Auflösung erkennt man die unterschiedlichen Phasen, Alpha-Phase Beta-Phase und Transformierte-Beta-Phase. Die Phasen sind wegen der Filter bei unterschiedliche Helligkeit erkennbar. Helle Körne sind die Alpha-Phase und dunklere sind die Transformierte-Beta-Phase. Das liegt an die Lamellen das die T-B-Phase bei kleinere Auflösung dunkel sind.

3.2.2 Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Das Rasterelektronenmikroskop ist ein Ersatz für den Lichtmikroskop. (Übers Programme schreiben; sind ja zwei Programme) Mit besseren Auflösung unter anderen Fähigkeiten... Es werden topografische, chemische und Materialuntersuchungen durchgeführt. Es werden mit Hilfe von magnetische Linsen Bilder erstellt. Elektronen beschleunigen sich zwischen einer Kathode und eine Anode. Wehneltzylinder dienen dazu den Strahl durch die Strahljustierspulen zu fließen, nur bei hohe Geschwindigkeiten. Je mehr Elektronen detektiert werden, desto heller wird das erzeugte Bild. Filtern wie C-DIC (heißt das so?) können auch benutzt werden, um eine bessere Kontrast im Bildschirm zu sehen. Folgenden Aspekte treten auf: Mit dem Backscatter Elektrons BSE Detektor werden Schwarz-Weiß-Bilder erzeugt. Diese sind wegen die reflektierte Elektronen erkennbar, da jedes Atom einen bestimmten Strahl emittiert. Man sieht am Bildschirm die Massenverhältnisse der Probe. BSE Modus wird oft benutzt um die Phasen zu erkennen und unterscheiden. Das erzeugte Bild ist nur möglich bei Strahlung von Sekundärelektronen SE. Sie werden von einem Detektor empfangen und als Bildinformation transformiert (umgewandelt?). Eine wichtige Aspekte der REM Mikroskope ist der energiedispersiven Röntgenanalyse EDX, auch EDS auf Englisch genannt. Es kann untersucht werden welche Elemente vortreten. Es finden sich Röntgenquanten statt. Elektronenbewegung treten an der Schale eines Atoms. Diese führt zu eine Energiestoß, die man messen kann. Jedes Element hat eine bestimmte Bewegungsart und kann damit identifiziert werden. Es wird mit einem Siliziumkristall gemessen. Das Programm schlägt dann vor welches Element des Periodensystems sein kann, bei Erkennung der Wellenlänge. Linien-, Punkt- und Flächenanalyse der Probeoberfläche sind im Programm zur Verfügung, wobei es wird nur die Flächenanalyse gebraucht. Größere Vergrößerung erbringen gute Auflösungen, im Gegensatz zu kleinere. Die große Menge an Informationen die gezeigt werden muss bei kleinere Auflösungen, sind schwierig zu übertragen. Es gibt eine Proportionsverhalten zwischen den Bildschirm und das gescannte Bild. Diese ist unabhängig vom Auflösung. Wichtig ist wie viel Information auf dem Bild gezeigt werden muss. Bei einer kleinen Vergrößerung des Bildes sind weniger Information zu übertragen als bei einer größeren Vergrößerung. Es ist also möglich schnell den Ausschnitt einer Oberfläche näher heranholen.

Das gesuchte Martensit Zerfall kommt nur im Transformierten-Beta-phase vor. Da wird den Martensit (a) Phase in Alpha- und Beta-Phase umformen. Dadurch, dass Martensit Bildung sich im Nanometer Skala findet, erfolgen mehrere kleine Lamellen. Der Martensit ist also lokal im Gefüge zu finden, bei extrem kleine Diffusionsvorgänge. Es werden also nicht lange Zeiten gebraucht für die Vorgänge. Die beste Versuchsprobe würde ausgewählt für den nächsten Vorgang. Die Probe 983/1h/AC + 950/16min/WC ist ausgewählt worden, wegen ihre sichtbare Martensit Bildung in der Transformierten-Beta-Phase und die vorherige Härtesteigerung. Dazu wurde eine

kleine Studie gemacht. Untersucht wird ob bei 580 und 610 ein Unterschied an der Härte ergibt. Wir haben die Temperaturen vom Short time Duplex aneal für Ti-64 als Vergleichsuntersuchung genommen. Erstmal ist dasselbe Temperatur genommen die am Paper vom T. Morita, K. Hatsuoka, T. Iizuka und K. Kawasaki gezeigt ist. Für die ersten Proben: 580 C. Und für die zweite Temperatur, sind 30K gestiegen (610 C). Untersucht wird, ob ein Unterschied bei einer höheren Temperatur gibt. Eine Erhöhung in der Temperatur hat dem Grund, dass die Legierung Ti-6242 eine Mollmenge von Molybdän von 2 Atome hat. In Vergleich zu Ti-64, dass eine Mollmenge von 4 V hat. Die Elemente sind vergleichbare beta-Stabilisatoren; nun hat Vanadium einen viel größeren Diffusionskoeffizienten als Molybdän. Um dieses auszugleichen, wird eine höhere Temperatur ausgewählt. Es besteht die Hoffnung eine Härtesteigerung zu erreichen. Für beide Schritte sind kurze Zeiten ausgewählt worden. Für die jeweiligen Temperaturen werden die Proben im Ofen für 8 Minuten bzw. 16 Minuten geglüht. 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 Minutengeschätzt. Für das Alpha + Primär-Alpha wird auch ein Martensit Zerfall durchgeführt. Bei diesen Gefügen sieht das Vorgehen ein wenig anders aus. Dadurch das es sich global Martensit gebildet hat, werden hier höhere Zeiten ausgewählt. Für eine Temperatur von 610 werden 16 Minuten und 30 Minuten geschätzt. Es ist erwartet, dass die Proben mehr Zeit für den Zerfall brauchen, da es mehr Martensit gibt. Anders als bei Short Time Aneal. Die Temperaturen und jeweilige Zeiten wurden ausgewählt mit dem Ausgangspunkt der Three-Step-Short-Time-Aneal der Ti-64. Bei Ti-64 ist eine Temperatur von 580 gewählt. Wir haben 30 dazu gepackt denn unsere Legierung hat eine andere Beta-stabilisator, nämlich Molybdän. Dieses Element, anders als das Vanadium, hat eine größere Atomgröße. Diffusionsrate vom V ist größer als Mo Metastabil eingefroren.

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° zwischen den Seitenflächen und wird mit 10 kg ($98,1\text{ N}$) statischem Druck 15 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 ΔL und die Kraft F an der Probe gemessen. Mit der Anfangslänge L_0 und dem Anfangsquerschnitt S_0 lassen sich Nennspannung σ und die Dehnung ϵ berechnen.

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

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

Kapitel 4

Durchführung

4.1 α_p -Studie (VR)

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

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

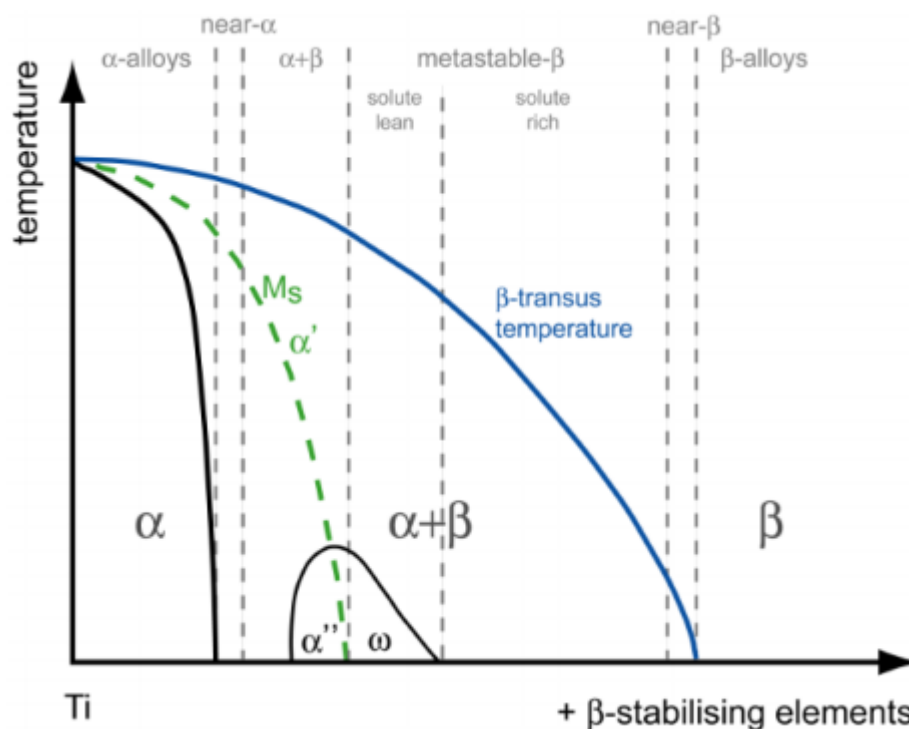


Abb. 4.1: Phasendiagramm für Titan mit β -stabilisierenden Elementen

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

Tabelle 4.1: Wärmebehandlung der α_p -Studie

4.2 Martensit-Bildung

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

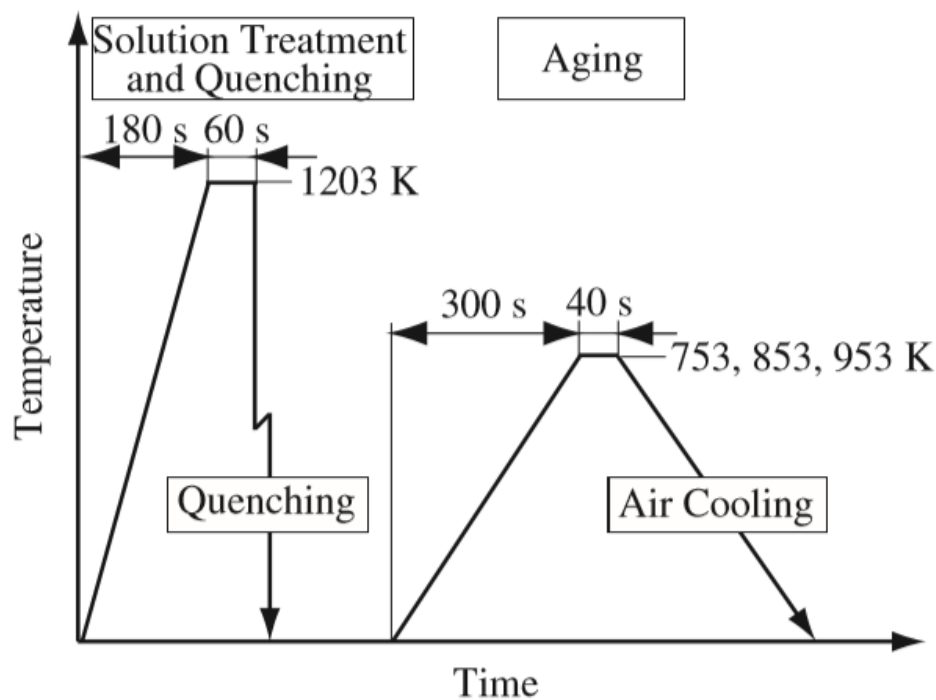


Abb. 4.2: Vorgehensweise nach dem Duplex-Anneal bei STDA für Ti-64 (Strengthening of Ti-6Al-4V Alloy by Short-Time Duplex Heat Treatment)

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

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

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

4.3 Martensit-Zerfall (TJ)

Kapitel 5

Ergebnisse

5.1 α_p -Studie

5.2 Martensit-Bildung

5.3 Martensit-Zerfall

Für den Martensit Zerfall sind folgenden Werte in HV gemessen worden Inhalt... 580 C / 8 min / WQ 393 HV Std. Abweichung von 2.02 580 C / 16 min / WQ 392 HV Std. Abweichung von 4.15 610 C / 8 min / WQ 399 HV Std. Abweichung von 2.32 610 C / 16 min / WQ 392 HV Std. Abweichung von 2.57 983C/1h/WQ+610C/16min/AC 405 HV Std. A. 6.22 983C/1h/WQ+610C/30min/AC 400 HV Std. A. 2.81

Man sieht eine offensichtliche Erhöhung der Festigkeit. Das beste Versuchsprobe aus der 2. Wärmebehandlung ist bei 950 C / 16 min / WQ mit 376 HV gemessen worden. Man beobachtet eine Erhöhung von 17 bis 23 HV vom zweiten auf dritten Schritt. Damit kann man zufriedenweise sagen es eine gute Erhöhung der Festigkeit bei Legierungsmaximierung findet. Nur daraus kann man mit große Wahrscheinlichkeit feststellen ((behaupten)) dass eine Martensitische Zerfall passiert ist. Für den Parallelversuch ist keine Erhöhung zu sehen. Beim Glühen der Probe bei 983 C / 1h / Wasser gekühlt ist eine Härte von 405 HV. Leider ist bei den diesen Schritt die Festigkeit nicht gestiegen. Grund dafür könnte ja sein, dass es nicht genug Zeit gelassen worden ist. Es handelt sich um eine globale Struktur, also es findet sich viel mehr Martensit als im Duplex Legierung.

Kapitel 6

Diskussion der Ergebnisse

6.1 Martensitbildung

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

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

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

6.2 Martensitzerfall

Kapitel 7

Fazit und Ausblick

tbd

