

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 Ti-6242	3
3 Experimentelle Methoden	10
3.1 Metallografische Präparation	10
3.1.1 Ofenbehandlung	10
3.1.2 Trennen	10
3.1.3 Einbetten	10
3.1.4 Schleifen/Polieren	10
3.1.5 Ätzen	11
3.2 Mechanische Prüfverfahren	11
3.2.1 Härteprüfung	11
3.2.2 Zugversuch	12
4 Durchführung	13
4.1 α_p -Studie (VR)	13
4.2 Martensit-Bildung	14
4.3 Martensit-Bildung	14
4.4 Martensit-Zerfall	15
4.5 Martensit-Zerfall	15
5 Ergebnisse	17
6 Diskussion der Ergebnisse	18
6.1 Martensitbildung	18
6.2 Martensitzerfall	18
7 Fazit und Ausblick	19

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 $882 \text{ }^\circ\text{C}$ eine kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur (krz) besitzt (Bild 1). Bei einer Temperatur von $882 \text{ }^\circ\text{C} \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$ 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 Ti-6242

Zusammensetzung

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 Alphaanteil 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.

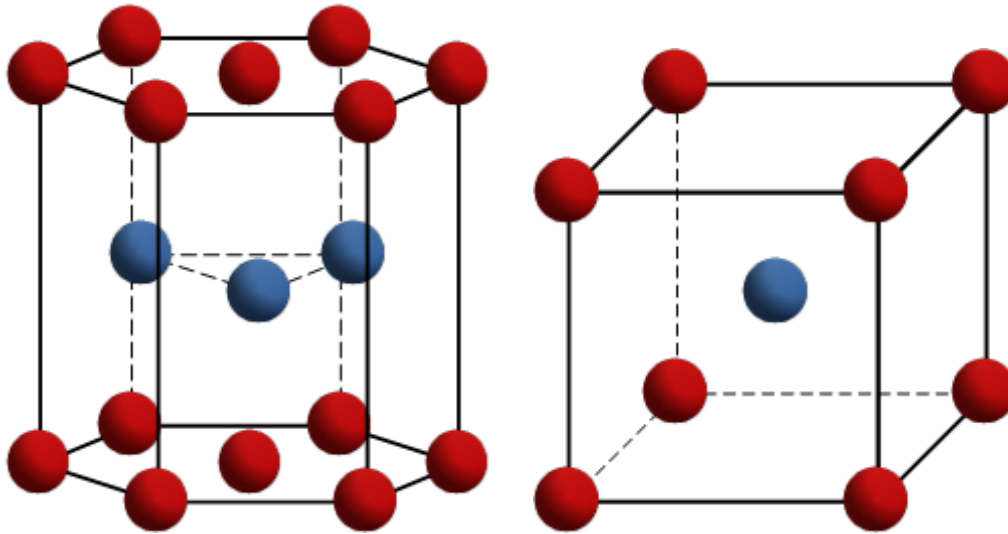


Abb. 2.1: Kristallgitterstruktur der α -Phase (hex) und β -Phase

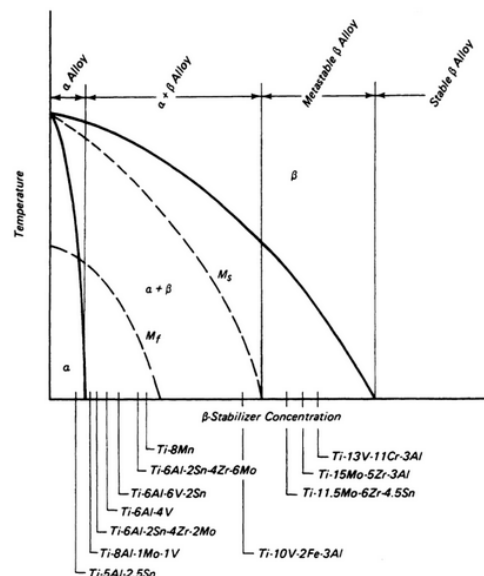


Abb. 2.2: Phasendiagramm [Titanium Technical guide]

Elements	Min %Gwt.	Max %Gwt.
Aluminium	5,5	6,5
Tin	1.80	2.20
Zirkonium	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 zugelegt, 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 mécaniques de l'alliage de titane Ti6242. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2016. Français. NNT: 2016ESMA0027 . tel-01486574 [Titanium and Titanium Alloys : Fundamentals and apps] Williams J. C., Belov A. F., eds.: Titanium and Titanium Alloys, Plenum Press, New York, USA, (1982)

Kristallstruktur

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

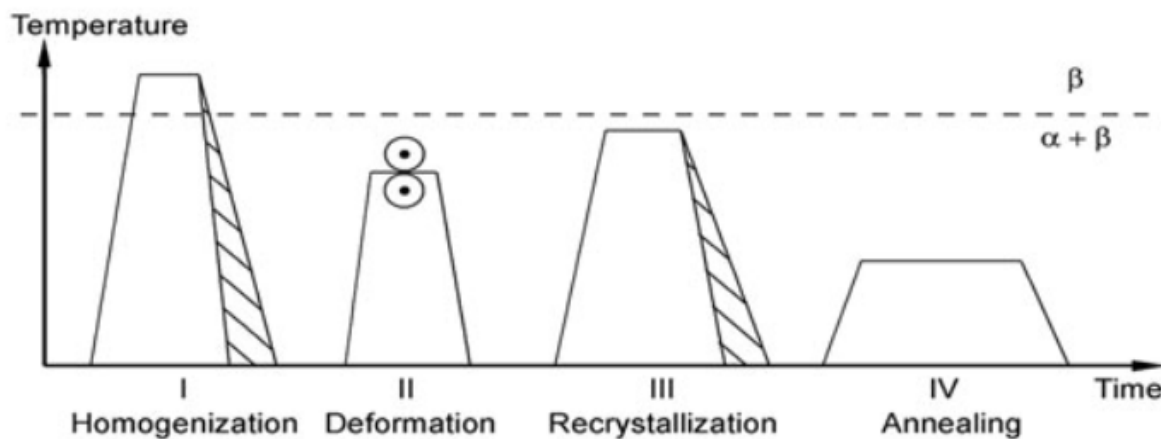


Abb. 2.3: Schematic processing route for bi-modal microstructures $\alpha + \beta$ -titanium alloys)

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

Abb. 2.5: 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/m.K
Spezifische Wärmekapazität	0.460 J/g.K
Schmelzpunkt	1700C
T_{β}	995C \pm 15C

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 995C \pm 15C . Die Abweichung hängt von den Anteilen der verschiedenen Legierungselementen ab. Wie bereits im ersten Kapitel beschrieben wurde, stabilisieren Al, O , N und C die α Phase und erhöhen im Gegensatz zu Mo T_{β} . Aufgrund des niedrigen Mo-Gehalts von Ti6242 liegt ihre Betat-trans-Temperatur oberhalb der von Reinem Titan, die bei 882 \pm 2C 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 954C/AC + 8h/600C/AC) [Titanium : Technical guide]

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 eine hohe metallurgische Stabilität bei hohen Temperaturen erforderlich sind. Ti6242-Bauteile können in Temperaturen bis zu 500-550C eingesetzt werden. [Titanium and itanium alloys : fundamentals and apps] Ti6242 wird z.B. in der Herstellung von Hochdruckverdichterschaukeln, 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.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) Impeller used in a small engine for regional jets, diameter 35 cm. The alloy is Ti-6242 with a bimodal microstructure

Abb. 2.7: Beispiele von Einsatzbereichen von Ti-6242 (Aerospace Materials and Material Technologies)

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 Mechanische Prüfverfahren

3.2.1 Härteprüfung

Die Härte der Proben wurde mit einer Vickers-Prüfung ermittelt. Bei der Vickers-Prüfung wird die Eindringhärte des Materials gegenüber eines Eindringkörpers in Form einer gleichseitigen Diamantpyramide gemessen. Die Diamantpyramide hat einen Öffnungswinkel von 136° zwischen den Seitenflächen und wird mit 10kg (98,1N) statischem Druck 15s lang in die Probe gedrückt. Die Längen der Diagonalen d_1 und d_2 des dabei entstehenden Eindrucks werden mittels einer optischen Messeinheit vermessen. Daraus lässt sich aus

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

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

3.2.2 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.

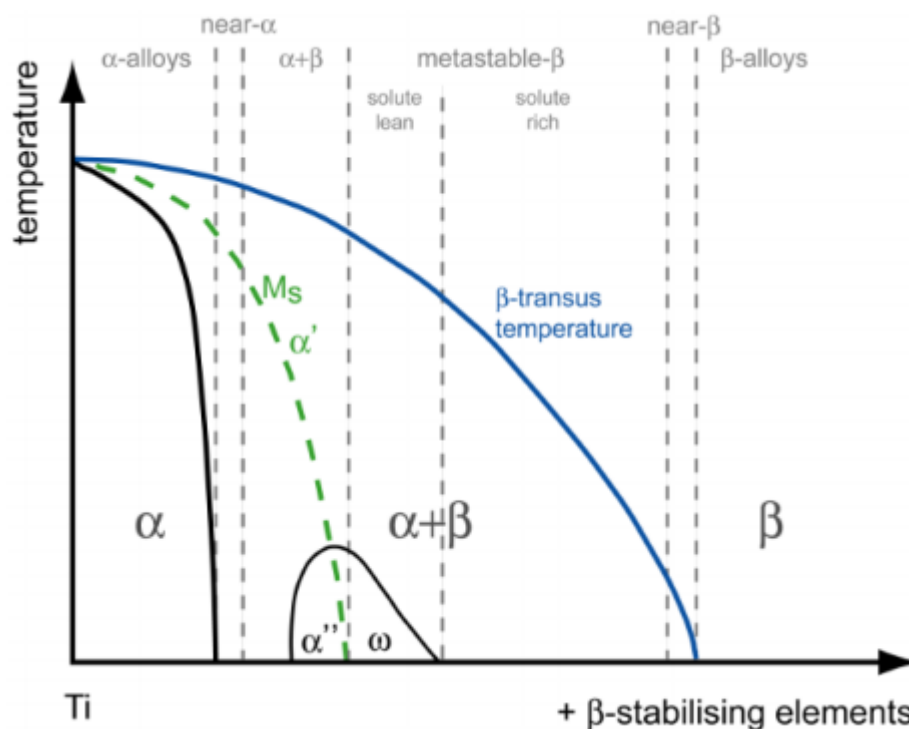


Abb. 4.1: Phasendiagramm für Titan mit β -stabilisierenden Elementen

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

«««< Updated upstream

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 930C 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. =====

4.3 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 930C erwärmt und dann auf Raumtemperatur wassergekühlt. Unter dem Einfluss von der Diffusion soll sich die erhaltene und metastabile β Phase aus der bimodalen Struktur weiter wachsen. Die kurze Erwärmungszeit soll dafür sorgen, dass die neu gebildeten β -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 in Martensit um. »»»> Stashed changes

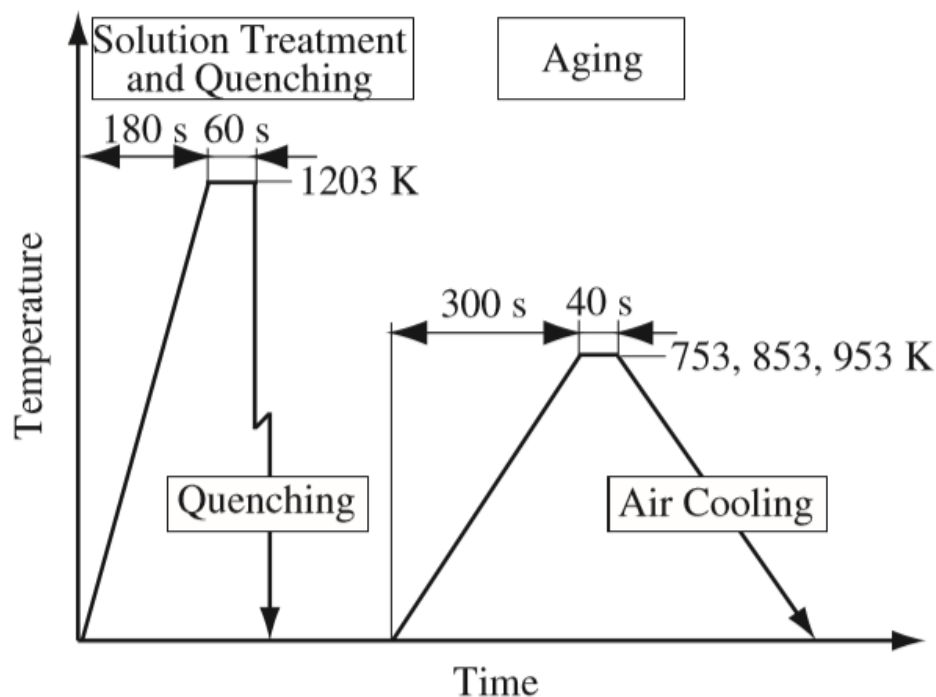


Abb. 4.2: Vorgehensweise nach dem Duplex-Anneal bei STDA für Ti-64 (Strengthening of Ti-6Al-4V Alloy by Short-Time Duplex Heat Treatment)

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 983°C für 1 h erwärmt und wassergekühlt.

«««< Updated upstream

4.4 Martensit-Zerfall

Ziad =====

4.5 Martensit-Zerfall

Für den Martensit Zerfall sind folgenden Werte in HV gemessen worden: 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. »»»> Stashed changes

Kapitel 5

Ergebnisse

tbd

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

