



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

Prüfer: Priv. -Doz. Dr. M. Bäker

Inhaltsverzeichnis

Nomenklatur	1
1 Einleitung (VR)	2
2 Metallurgie	3
2.1 Metallurgie von Titan und Titanlegierungen (PH)	3
2.1.1 Klassifizierung von Titan und Titanlegierungen	3
2.1.2 Mikrostrukturen in Titanlegierungen	5
2.1.3 Eigenschaften von Titanlegierungen	7
2.1.4 Verwendung von Titan und Titanlegierungen	8
2.2 Ti-6242 (ZB)	9
2.2.1 Zusammensetzung	9
2.2.2 Gefügestruktur	9
2.2.3 Mechanische Eigenschaften	10
2.2.4 Verwendung	11
3 Experimentelle Methoden	13
3.1 Metallografische Präparation (VR)	13
3.2 Untersuchung der Mikrostruktur (TJ)	15
3.3 Mechanische Prüfverfahren (VR)	16
4 α_p-Studie	18
4.1 As-received-Proben (VR)	18
4.2 Durchführung (VR)	18
4.3 Ergebnisse (PH)	18
4.4 Diskussion der Ergebnisse (VR)	20
5 Martensitbildung	22
5.1 Durchführung (ZB)	22
5.2 Ergebnisse (PH)	23
5.3 Diskussion der Ergebnisse (ZB)	28
6 Martensitzerfall	29
6.1 Durchführung (TJ)	29
6.2 Ergebnisse (PH)	29
6.3 Diskussion der Ergebnisse (TJ)	30
7 Strategie 2	32
8 Zugversuche	35
8.1 Durchführung (ZB)	35
8.2 Ergebnisse (VR)	35
8.3 Diskussion der Ergebnisse (ZB)	36
9 Fazit und Ausblick	37
Literatur	40

Nomenklatur

Formelzeichen

R_m	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	Dehngrenze mit 0,2% plastischer Verformung
A	Bruchdehnung
S_0	Anfangsquerschnittsfläche
l_0	Anfangslänge
E	Elastizitätsmodul
A_g	Gleichmaßdehnung
HV	Vickershärte
Δl	Längenänderung

Griechische Bezeichnungen

ϵ	Dehnung
σ	Spannung

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 (VR)

Titan nimmt durch seine herausragenden Eigenschaften eine immer stärkere Rolle im Bereich der Luft- und Raumfahrttechnik ein. Dazu zählen die hohe spezifische Festigkeit, Korrosions-, Kriech- und Temperaturbeständigkeit sowie die Dauerfestigkeit [1]. Diese sind abhängig von der Mikrostruktur des Werkstoffs, die maßgeblich durch die Legierungszusammensetzung und thermomechanische Behandlung bestimmt wird. Dadurch ist eine Vielzahl an Anwendungen in verschiedenen Bereichen des Flugzeugbaus, wie der Flugzeugzelle, dem Fahrwerk und den Triebwerken möglich [4]. 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 bekannteste und am besten erforschte Legierung ist dabei Ti-6Al-4V (Ti-64), die bereits seit den 1950er Jahren erforscht wird und die seitdem eine dominierende Rolle auf dem Markt eingenommen hat. Ti-64 wird insbesondere in dynamisch belasteten Bauteilen wie Fangeschäufen in Flugtriebwerken und Verbindungselementen wie Nieten und Bolzen verwendet. Für eine verbesserte Wärmebeständigkeit bei ähnlichen Schmiede- und Verformungseigenschaften wurde Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (Ti-6242) entwickelt. Die mögliche Einsatztemperatur dieses Werkstoffs liegt bei bis zu 550°C im Vergleich zu 350°C für Ti-64 und erlaubt somit den Einsatz in temperaturempfindlichen Bereichen wie Verdichterschaufeln und Strukturbauarten des Nachbrenners [1].

Ziel dieser Projektarbeit ist die Zugfestigkeit der Legierung Ti-6242 durch eine Wärmebehandlung zu maximieren, während eine Bruchdehnung von mindestens 10% beibehalten wird. Um diese Zielvorgaben zu erreichen, wird eine Wärmebehandlung für Ti-64, die eine Steigerung der Zugfestigkeit von bis zu 25% verspricht, betrachtet und für die Legierung Ti-6242 übertragen und angepasst [12]. Dazu wird zuerst eine α_p -Studie durchgeführt, in der der Zusammenhang zwischen dem α_p -Volumenanteil und der Härte untersucht wird. Anschließend wird die Martensitbildung und der Martensitzerfall betrachtet.

Die Kennwerte, die für den Vergleich mit vollmartensitischen Gefügen, konventionellen Wärmebehandlungen und zur Kontrolle der Zielparameter nötig sind, werden mithilfe 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. Es gibt die α -Phase, die ein hexagonales Gitter annähernd dichtester Kugelpackung (hex) aufweist. Außerdem gibt es die β -Phase, die eine kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur (krz) besitzt (Abbildung 2.1). Bei einer Temperatur von $882 \pm 2^\circ C$ tritt eine Phasenumwandlung von α zu β auf. Die Temperatur, bei der diese Umwandlung stattfindet, ist eine wichtige Kenngröße im Bereich der Titanwerkstoffe und wird β -Transus-Temperatur (T_β) genannt. Die Umwandlung β zu α kann durch einen diffusionskontrollierten Keimbildungs- und Wachstumsprozess oder durch einen diffusionslosen Umklappvorgang (martensitisch) erfolgen, wenn eine ausreichend schnelle Abkühlgeschwindigkeit (über 500 K/s) erzielt wird [2, 1].

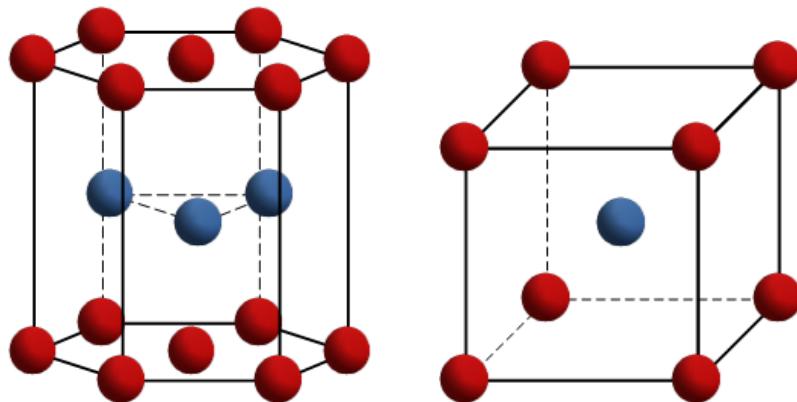


Abb. 2.1: Kristallgitterstruktur der α -Phase (hex) und β -Phase (krz)

2.1.1 Klassifizierung von Titan und Titanlegierungen

Da reines Titan wie alle anderen Metalle keine hohe Festigkeit besitzt, werden Legierungen hergestellt, um die mechanischen Eigenschaften gezielt zu verändern. Die in der Industrie erhältlichen Titanlegierungen werden daher in verschiedene Klassen eingeteilt. Es gibt technisch reines Titan (CP-Titanium), α -, $\alpha + \beta$ -, metastabile β - sowie die β -Legierungen. Des Weiteren gibt es die

near- α - und near- β -Legierungen. Für die Klassifikation ist der Anteil an β -Phase im Gefüge bei Raumtemperatur entscheidend. Die für Titanwerkstoffe typischen Legierungselemente werden in vier Kategorien eingeteilt, die sich in ihrer Wirkungsweise unterscheiden. Als α -Stabilisatoren werden Legierungselemente wie Aluminium (Al), Sauerstoff (O) und Stickstoff (N) bezeichnet, die zu einer Einschnürung des β -Phasengebietes führen und die β -Transus-Temperatur erhöhen. Des Weiteren gibt es die β -Stabilisatoren, die das β -Phasengebiet erweitern und die β -Transus-Temperatur verringern. Man unterscheidet bei den β -Stabilisatoren zwischen β -isomorphen und β -eutektoiden Stabilisatoren. Zu den β -isomorph wirkenden Stabilisatoren gehören die Elemente Molybdän (Mo), Vanadium (V), Niob (Nb) und Tantal (Ta). Diese erweitern das β -Phasengebiet bis zur Raumtemperatur. Zu den β -eutektoiden-Stabilisatoren gehören Elemente wie Eisen (Fe), Chrom (Cr), Kupfer (Cu), Mangan (Mn) und Silizium (Si). Bei diesen Stabilisatoren kommt es unterhalb einer elementabhängigen Grenztemperatur zu einer eutektoiden Reaktion, die zu einer Ausscheidung einer zusätzlichen Phase führt. Die Elemente Zinn (Sn) und Zirkon (Zr) werden häufig als neutral bezeichnet, da diese nur eine sehr geringe α -stabilisierende Wirkung haben. Einen Überblick über den Einfluss der Legierungselemente auf α - und β -Phase gibt die Abbildung 2.2.

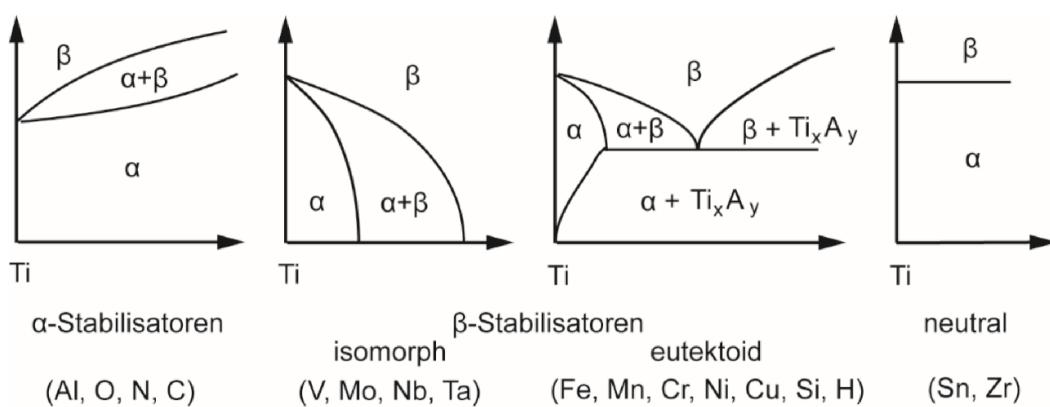


Abb. 2.2: Einfluss der Legierungselemente auf α - und β -Phase (schematisch) [1]

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 [1]. Dabei diffundieren die α -stabilisierenden Elemente in die α -Phase und die β -stabilisierenden Elemente in die β -Phase, sodass die lokale chemische Zusammensetzung der jeweiligen Phasen von der globalen chemischen Zusammensetzung einer Legierung abweichen kann.

CP-Titanium Technisch reines Titan (*commercially pure*, CP) enthält nur Sauerstoff und Eisen als zusätzliche Legierungselemente, jedoch sind Begleitelemente/Verunreinigungen in bestimmten Mengen zugelassen und auch nicht zu vermeiden. In welche Klasse technisch reines Titan eingeordnet wird, hängt von der chemischen Zusammensetzung ab. Es gibt 4 Klassen, die sogenannten CP-Grades [2].

α - und near- α -Legierungen Werden α -Stabilisatoren dem reinen Titan hinzulegiert, führt dies zu den sogenannten α -Legierungen. Wird ein kleiner Anteil an β -Stabilisatoren (1–2 Gew.%)

hinzugefügt, führt dies zu einer near- α -Legierung mit einem kleinen Anteil an β -Phase (<5%) bei Raumtemperatur. Ein typisches Beispiel einer α -Legierung ist Ti-5Al-2.5Sn. Zu den Vertretern von near- α -Legierungen gehören Ti-8Al-1Mo-1V und Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo. Der Aluminiumgehalt in diesen Legierungen wird typischerweise unter 9% gehalten, da es sonst zu Ti_3Al -Ausscheidungen und dadurch zu Versprödungen kommen kann [2, 1, 3, 4].

$\alpha+\beta$ -Legierungen Diese Legierungen bilden die erste Untergruppe der zweiphasigen Titanlegierungen. Bei Raumtemperatur besitzen sie zwischen 5% und 35% β -Phase im Gefüge. Sie können dabei vollständig oder teilweise martensitsch (α' - oder α'' -Phase) umwandeln. Die bekanntesten $\alpha+\beta$ -Legierungen sind Ti-6Al-4V und Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo [2, 1, 3, 4].

Die metastabilen β -, near- β - und $\alpha+\beta$ -Legierungen werden an dieser Stelle nicht näher erläutert, da sie für diese Arbeit nicht relevant sind.

2.1.2 Mikrostrukturen in Titanlegierungen

Im Bereich der Titanlegierungen gibt es drei Basis-Mikrostrukturen, die eingestellt werden können. Es gibt lamellare, globulare und Bi-modal/Duplex-Gefüge [2, 1, 3, 4].

Mikrostrukturen, die man während des Gießens erhält, sind sehr grob und besitzen eine geringe Festigkeit. Daher werden diese Mikrostrukturen mithilfe von thermo-mechanischen Prozessschritten gezielt modifiziert. Dazu gehören die Verfeinerung der Mikrostruktur durch Rekristallisation oder die Formation neuer Mikrostrukturen durch Kornwachstum [2, 1, 3, 4].

Typische thermo-mechanische Prozessschritte für near- α - und $\alpha+\beta$ -Legierungen beinhalten die Homogenisierung (solution heat treatment), Deformation, Rekristallisation, das Altern (ageing) und Spannungsarmglühen (stress relief annealing). Die β -Transus-Temperatur spielt dabei eine entscheidende Rolle, welche Gefüge sich bei den Legierungen einstellen [2, 1, 3].

Eine kurze Beschreibung dieser Mikrostrukturen ist im folgenden aufgeführt.

- lamellare Mikrostruktur: Das Glühen und Abschrecken oberhalb der β -Transus-Temperatur (Abbildung 2.6) führt zu einer vollständigen martensitischen Umwandlung. Das entstandene Gefüge liegt dann metastabil in der α' -Phase vor. Ein Beispiel für diese lamellare Mikrostruktur zeigt Abbildung 2.3. Bei einer langsamen Abkühlung von oberhalb der β -Transus-Temperatur stellt sich ein sogenanntes Widmannstättengefüge ein. So bilden sich beim Unterschreiten der β -Transus-Temperatur an bevorzugten Stellen α -Keime, die in die β -Körner hineinwachsen. Aufgrund von Orientierungsbeziehungen zwischen α - und β -Phase wachsen die α -Körner in eine Vorzugsrichtung. Dadurch entsteht ein lamellares Gefüge, dass aus α -Lamellen besteht und von schmalen Bereichen von β -Phase umschlossen ist.
- globulare Mikrostruktur: Bei einer abschließenden Wärmebehandlung im Zweiphasengebiet mit tiefen Temperaturen (Abbildung 2.6) ist der Anteil an Primär- α im Gefüge höher. Diese globularen α -Körner werden dann nur von einem schmalen Rand von β -Phase umschlossen [1]. Abbildung 2.4 zeigt ein Beispiel eines globularen Gefüges.
- bi-modale Mikrostruktur: Das bi-modale oder Duplex-Gefüge entsteht, wenn knapp unterhalb der β -Transus-Temperatur (Abbildung 2.6) geglättet und anschließend an der Luft

abgekühlt wird. Beim Glühen in diesem Temperaturbereich besteht das Gefüge aus globularen α - und β -Körnern. Beim Abkühlen wandeln die α -Körper nicht mehr um, da sie sich bereits in der α -Phase befinden, die bei tiefen Temperaturen beständig ist. Diese werden daher als Primär- α oder α_p bezeichnet. Aus der β -Phase scheidet sich beim Abkühlen α -Phase in Form von Lamellen aus. Man spricht dann von transformiertem β . Bereiche, in denen Lamellen dicht beieinander liegen mit gleicher Orientierungsrichtung nennt man α -Lamellenpakete [1]. Abbildung 2.5 zeigt ein bi-modales Gefüge von Ti-6242.

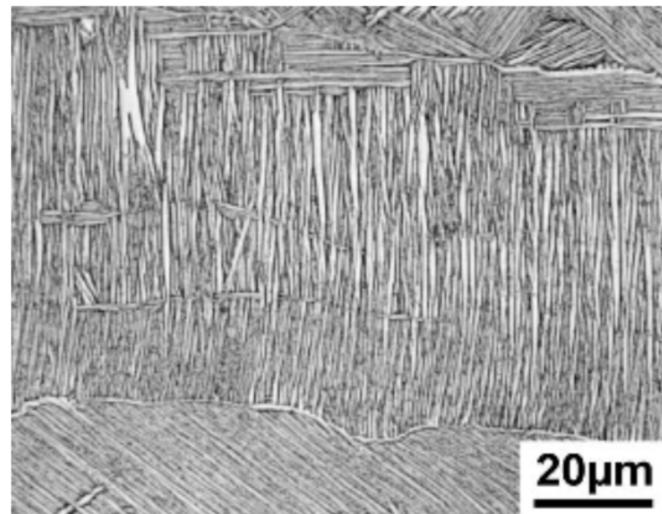


Abb. 2.3: lamellare Mikrostruktur von Ti-6242, Abkühlrate ca 100°C/min [1]

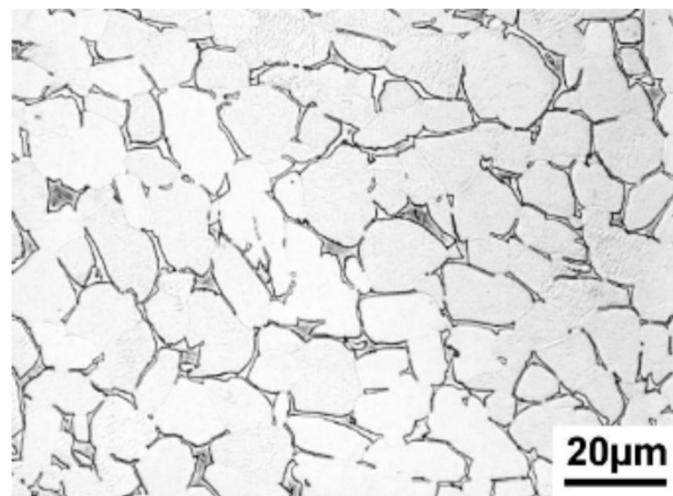


Abb. 2.4: globulare Mikrostruktur von Ti-6242 [1]

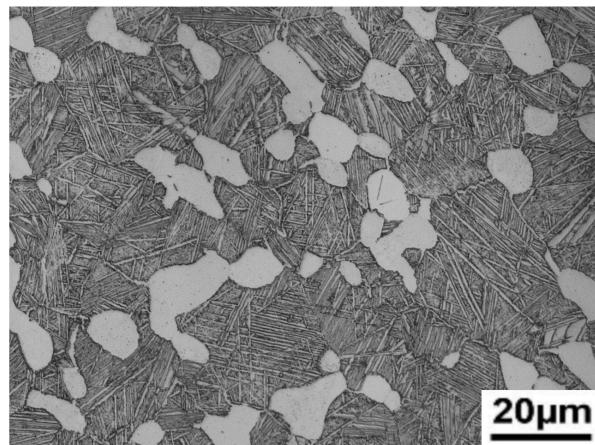


Abb. 2.5: bi-modale von Mikrostruktur Ti-6242

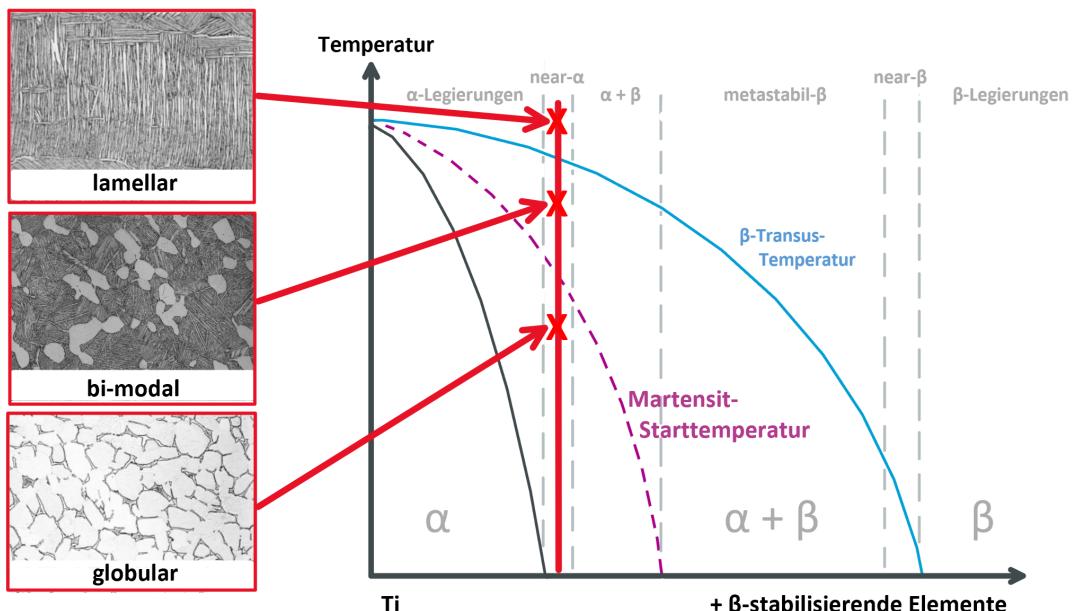


Abb. 2.6: Quasi-binäres Phasendiagramm Titan mit steigendem Anteil an β -stabilisierenden Legierungselementen und die typischen Mikrostrukturen von $\alpha + \beta$ -Legierungen

2.1.3 Eigenschaften von Titanlegierungen

Dieser Abschnitt gibt einen Überblick über die typischen Eigenschaften der verschiedenen Klassen von Titanlegierungen.

α -Legierungen 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 zeigen. CP-Titanium ist die am weitesten genutzte unter den α -Legierungen [2, 1, 4].

Near- α -Legierungen zeichnen sich durch eine hohe Kriech- und Oxidationsbeständigkeit aus. Ti-6242 ist die am häufigsten kommerziell eingesetzte Legierung für Temperaturen bis zu 550°C .

Sie wurde als Ergänzung zu der bekannten Ti-64 Legierung entwickelt und erhöhte dadurch das Temperaturlimit. In den meisten near- α -Legierungen befindet sich Silizium als Legierungselement, um die Temperaturbeständigkeit zu verbessern [2, 1].

$\alpha + \beta$ -Legierungen besitzen eine höhere Festigkeit und Härte. Dagegen ist die Duktilität und die Kriechbeständigkeit schlechter als bei near- α -Legierungen. Diese Legierungen haben eine hohe Festigkeit bei Raumtemperatur sowie gute Warmumformeigenschaften. Typischerweise besitzen diese Legierungen 10 – 15 % β -Phase bei Raumtemperatur. Ti-64 ist die meistverwendete $\alpha + \beta$ -Legierung und besitzt eine gute Kombination aus Festigkeit und Ermüdungseigenschaften bis zu 350°C [3, 4].

Die beschriebenen Eigenschaften der verschiedenen Legierungen sind jedoch abhängig von den zugesetzten Legierungselementen sowie dem gewählten Herstellungsprozess. Die Legierungselemente entscheiden größtenteils über die mechanischen und chemischen Eigenschaften wie Korrosion und Oxidation [2, 1, 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 [2, 1, 3, 4].

Wie im vorherigen Kapitel erwähnt, wird zwischen drei Basis-Mikrostrukturen unterschieden. Neben α - und β -Phase kann Titan in weiteren Phasen auftreten, wie dem thermisch induzierten Martensit, der als α' -Phase bezeichnet wird. Die wichtigsten Eigenschaften der Mikrostrukturen werden durch die Größe der α -Lamellenpakete und die Breite der α -Lamellen beeinflusst [2, 1, 3]. Die Größe der α -Lamellenpakete, die durch verschiedene Abkühlraten beeinflusst wird, ist der wichtigste mikrostrukturelle Faktor. Es hat sich gezeigt, dass eine Verringerung der Lamellenpaketgröße, zu einer Verringerung der effektiven Gleitlänge führt. Dadurch wird die Dehngrenze erhöht und die Rissanfälligkeit verringert. Größere α -Lamellenpakete erhöhen dagegen den Widerstand gegen Ermüdungsrißausbreitung und die Bruchzähigkeit. Die Größe der α -Lamellenpakete wird durch die Größe des ursprünglichen β -Korns limitiert [2, 1, 4].

2.1.4 Verwendung von Titan und Titanlegierungen

Titanlegierungen werden hauptsächlich in der Luft- und Raumfahrt verwendet, da sie eine gute Kombination aus einem niedrigen Gewicht, hoher Festigkeit, Korrosionsbeständigkeit und einer hohen Temperaturstabilität bieten [2, 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 [1]. In Triebwerken werden sie 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 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. CP-Titanium findet Anwendung in Bereichen, wo die Anforderungen an mechanische Eigenschaften gering sind, aber eine

hohe Korrosionsbeständigkeit gefordert ist. Beispiele dafür sind Wärmetauscher, Rohrleitungen oder Meerwasserentsalzungsanlagen [7]. Des Weiteren finden CP-Titanium und Titanlegierungen aufgrund der Biokompatibilität von Titan sowie einer guten Dauerfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit Anwendung in der Medizintechnik. 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 [2].

2.2 Ti-6242 (ZB)

2.2.1 Zusammensetzung

Ti-6242 ist eine Titanlegierung, die im Jahr 1967 von TIMET eingeführt wurde [18]. Wie im Phasendiagramm in Abbildung 2.7 zu erkennen ist, hat die Legierung Ti-6242 bei Raumtemperatur einen hohen α -Anteil und wird deshalb als near- α -Legierung bezeichnet. Die genauen Anteile der Legierungselemente kann der Tabelle 2.1 entnommen werden.

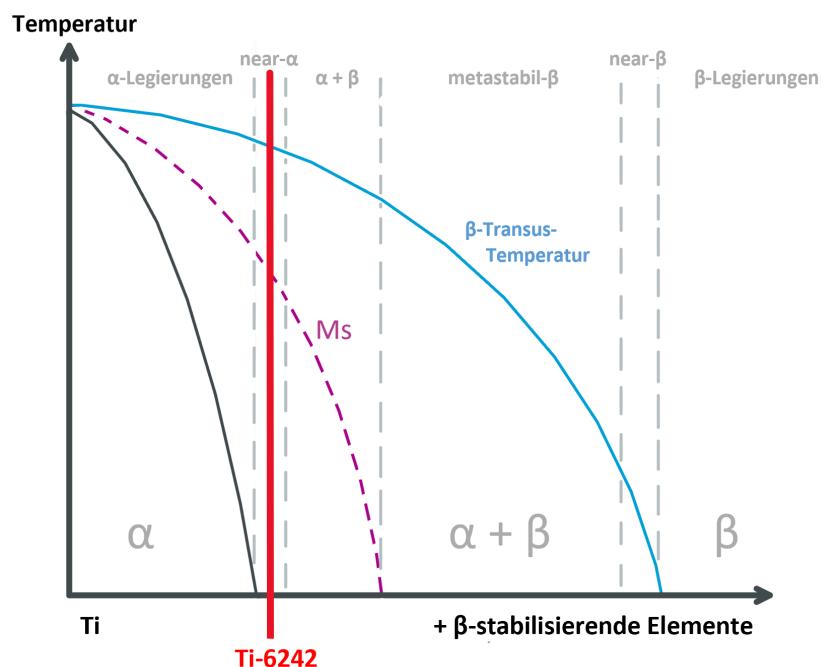


Abb. 2.7: Binäres Phasendiagramm Titan und β -stabilisierende Elemente [4]

Die Ti-6242S ist eine Optimierung von Ti-6242, die in den 1970er Jahren entwickelt wurde. Zusätzliches Silizium wird in kleinen Mengen zulegiert, um die Resistenz gegen Kriechen vor allem bei hohen Temperaturen durch die Bildung von Siliziden (Ti_5Si_3) zu erhöhen [2].

2.2.2 Gefügestruktur

Ti-6242 wird klassischerweise in der bi-modalen oder Duplex-Struktur (Abb. 2.5) eingesetzt, die nach einer typischen Wärmebehandlung erreicht werden kann.

Nach dem Deformationsvorgang wandelt sich bei der Erwärmung von Raumtemperatur auf eine

Elemente	Min %Gwt.	Max %Gwt.
Aluminium	5.5	6.5
Zinn	1.80	2.20
Zirkon	3.60	4.40
Molybdän	1.80	2.20
Silizium	0.06	0.13
Eisen	-	0.25
Sauerstoff	-	0.15
Kohlenstoff	-	0.05
Stickstoff	-	0.03
Wasserstoff	-	0.0125

Tabelle 2.1: Legierungselemente von Ti-6242 [4]

Temperatur unter T_β ein Anteil der α -Phase in β um. Nach einer Haltezeit von 1–2 h werden die Werkstücke wieder auf Raumtemperatur luftgekühlt. Dabei bilden sich diffusionskontrolliert α -Lamellen in den β -Körnern.

Als letzte Wärmebehandlung wird häufig Ti-6242 oder Ti-6242S für 8 h bei 595°C angelassen. Dieser Schritt sorgt dafür, dass sich α_2 (Ti_3Al) in der α -Phase ausscheidet und diese dadurch verfestigt. Der Temperaturbereich hängt dabei von der Solvus-Temperatur von α_2 in α ab, die sich durch den Aluminiumgehalt bestimmen lässt [1]. Für besonders gutes Kriechverhalten bei hohen Temperaturen, wird auch die Solvus-Temperatur von Silizium berücksichtigt. Silizide (Ti_5Si_3) können sich aufgrund ihrer komplexen Kristallstruktur dann in den Korngrenzen ausscheiden und Kornbewegungen verhindern.

2.2.3 Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften von Titanlegierungen, wie bereits im Kapitel 2.1 erklärt wurde, hängen auch stark von den verschiedenen Wärmebehandlungen ab, die die Gefügestruktur des Werkstoffes und so auch sein thermo-mechanisches Verhalten verändern. Als eine near- α -Legierung besteht Ti-6242 zum größten Teil aus α -Phase (>95%)(Abb. 2.7). Da die Diffusionsrate der β -Phase höher ist als die der α -Phase, weist Ti-6242 eine bessere Stabilität bei höheren Temperaturen auf [10]. Die Kennwerte von Ti-6242 sind in Tabelle 2.2 aufgeführt.

T_β [°C]	Härte [HV]	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
995	340	114	990	1010	13

Tabelle 2.2: Mechanische Kennwerte von Ti-6242 [2]

Die β -Transus-Temperatur von Ti-6242 liegt bei 995 ± 15 °C. Die Toleranz ist durch die Anteilsschwankungen der verschiedenen Legierungselemente bedingt. Wie bereits im ersten Kapitel beschrieben wurde, stabilisieren Al, O , N und C die α -Phase und erhöhen im Gegensatz zu Mo die β -Transus-Temperatur.

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

2.2.4 Verwendung

Die Kombination der Festigkeit des $\alpha + \beta$ -Gefüges mit der relativ hohen Kriechbeständigkeit der α -Strukturen macht Ti-6242 zu einer Hochtemperaturlegierung. Wegen dieser Eigenschaften wird Ti-6242 hauptsächlich in der Luftfahrt eingesetzt, vor allem bei rotierenden Teilen im Triebwerk, wo hohe Kriech- und Ermüdungsbeständigkeit neben einer hohen metallurgischen Stabilität bei hohen Temperaturen erforderlich sind. Diese Bauteile können bei Temperaturen bis zu 550°C eingesetzt werden [2]. 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 (Abbildungen 2.8,2.9,2.10).



Abb. 2.8: Verdichter für GE CF6 Triebwerk, letzte zwei Stufen Ti-6242 [10]



Abb. 2.9: Impeller eines kleinen Triebwerks verwendet in regionalen Jets mit dem Durchmesser 35 cm, aus Ti-6242 [10]

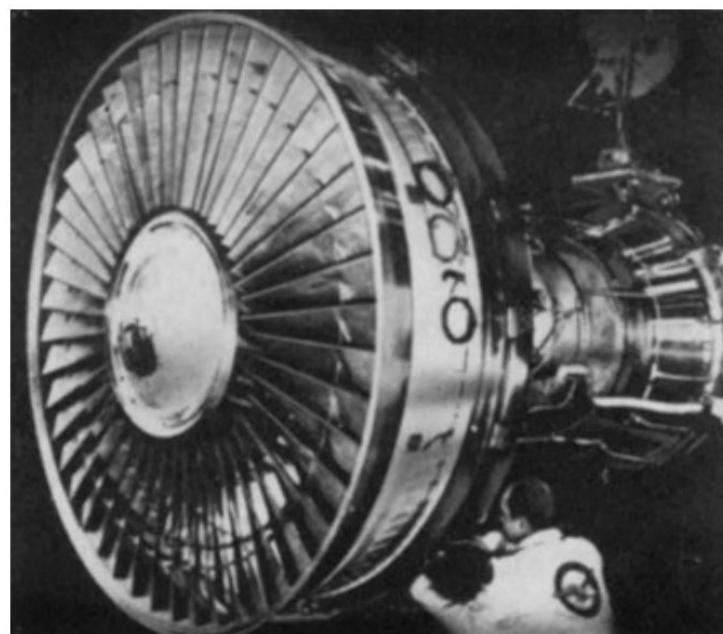


Abb. 2.10: Bläser und Verdichter des JT9D-Triebwerkes, das zu 28 % des Fluggewichtes aus Titan und Titanlegierungen besteht. Bläser aus Ti-Al6-V4. Verdichter mit zunehmender Temperatur aus TiAl6V4, Ti6242 [9]

Kapitel 3

Experimentelle Methoden

3.1 Metallografische Präparation (VR)

Trennen

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

Einbetten

Die getrennten Proben werden in Warmeinbettpressen (Buehler Simplimet Mounting Press 1000 und 4000) für bessere Handhabung und Stützung der Randzonen eingebettet. Beim Warmeinbetten wird mit Hilfe von Druck und Temperatur die Probe in ein Kunststoffgranulat eingeschlossen. Vorteile des 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 mit den gerätespezifischen Parametern aus Tab. 3.1. Die fertig eingebetteten Proben werden entgratet und auf der Seite der Probenoberfläche mit einer Fase versehen.

Schleifen/Polieren

Die Trennfläche der Proben wird in Vorbereitung auf die Ätzung der Oberfläche geschliffen und poliert. Ziel ist eine Oberfläche, die frei von Riefen und Fremdpartikeln ist. Als Schleif-/ Poliergerät wurde ein ATM Saphir 550 benutzt. Im ersten Schritt werden die Proben mit steigender Körnung im Gegenlauf geschliffen und dabei wassergekühlt (siehe Tab. 3.2). Der Probenhalter

	Bühler Simplimet 1000	Bühler Simplimet 4000
Temperatur [° C]	200	180
Druck [bar]	200	200
Haltezeit [min]	5	7

Tabelle 3.1: Einbettparameter für Bühler Simplimet 1000 und 4000

Körnung (FEPA P)	180	240	320	400	600	800	1200	2500
Zeit [min]	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 3.2: Schleifstufen

und Schleifteller haben beide eine Umdrehungszahl von 150 min^{-1} , die während des gesamten Schleif- und Polierprozesses gleich bleibt.

Zwischen jeder Körnung werden die Proben drei Minuten in einer Seifenlauge ultraschallgereinigt, 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 3.3: Polierstufen

Die Proben werden nach jedem Schritt (siehe Tab. 3.3) vier Minuten in einem Ethanolbad ultraschallgereinigt. Nach beiden Polierschritten wird die Wabenscheibe mit Spülmittel gesäubert und die Schritte 1 und 2 wiederholt. Es wird solange poliert bis die Probenoberfläche frei von Riefen und Fremdpartikeln ist. Im letzten Schritt wird die Probenoberfläche nach der Ultraschallreinigung mit Spülmittel und anschließend mit Ethanol gereinigt und getrocknet.

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. Das Ätzen erzeugt einen Kontrast zwischen den verschiedenen Mikrostrukturen des Gefüges durch die unterschiedlichen Korrosionsraten der einzelnen Bestandteile [1]. Stärker korrodierte Gefügebereiche sind dunkler bei lichtmikroskopischer Betrachtung. Die Proben werden in einem Ätzmedium nach Kroll (siehe Tab. 3.4) 7s, martensitische Proben 10s lang geätzt.

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

Tabelle 3.4: Ätzlösung nach Kroll

3.2 Untersuchung der Mikrostruktur (TJ)

Lichtmikroskopie

Nach der Probenpräparation werden die Proben unter dem Lichtmikroskop untersucht. Für die Untersuchung wurde das Zeiss AX10 Lichtmikroskop verwendet. Es werden Bilder mit 200-facher bis 1000-facher Vergrößerung aufgenommen, welche mit ihrem Datennamen und Auflösung beschriftet werden. Anschließend werden verschiedene Stellen untersucht, um die Mikrostrukturen der Proben besser erfassen zu können.

Die einzelnen Phasenanteile können mit Hilfe der verschiedenen Graustufen differenziert und analytisch ausgewertet werden. Dazu können Filter eingesetzt werden, um bestimmte Mikrostrukturen besser hervorzuheben. Es werden *Differential Interference Contrast in circularly polarized lights* (C-DIC) benutzt. Sie sorgen für eine sehr hohe Kontrastdifferenz. Bei mehrphasigen Proben werden sie häufig verwendet, da durch eine Polarisation des Lichtes die Gefüge, insbesondere die Korngrößen- und Phasenanteilbestimmung, optisch besser auswertbar sind.

Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Das Rasterelektronenmikroskop wird benutzt, um eine dreidimensionale Darstellung der Oberfläche zu erzeugen. Das REM Hitachi Tabletop Microscope TM3000 steht mit zwei Freiheitsgraden Verfügung (X-, Y-Richtung). Das Mikroskop ermöglicht höhere Auflösungen gegenüber dem Lichtmikroskop und bietet die Möglichkeit Oberflächen, Materialien sowie die chemische Zusammensetzung zu analysieren.

Die Proben werden in einer Vakuumkammer untersucht. Im REM werden Elektronen zwischen einer Anode und einer Kathode durch eine angelegte Spannung beschleunigt. Mit Hilfe von magnetischen Linsen werden die ausgestrahlten Elektronen auf die Probenoberfläche fokussiert. Die Elektronen, die von der Probenoberfläche zurückkommen, werden detektiert und zu einem Bild verarbeitet. Um dieses Bild zu erzeugen, werden ausgeschlagene sekundäre Elektronen (SE) detektiert. Diese SE Informationen werden aus der Oberfläche entnommen und in ein Abbild umgewandelt. Es lässt sich damit eine dreidimensionale Darstellung der Probenoberfläche erzeugen, je nach Topographie der untersuchten Fläche.

Unter anderen kann das REM mehrere Informationen über die Probe verarbeiten. Eine Visualisierung des Massenverhältnisses der Elemente wird mit dem RückstreuElektronen-Detektor (*Backscatter Electrons*, BSE) bestimmt. Unterschiedliche Phasen erzeugen aufgrund ihrer chemischen Zusammensetzung unterschiedlich starke Kontraste. Die Helligkeit der Bilder wird durch die Anzahl der Elektronen bestimmt.

Die chemische Zusammensetzung der Legierung kann mithilfe der Energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX) erfasst wird. Aus den inneren Schalen der Atome werden Elektronen ausgestoßen, wodurch Energie freigesetzt wird. Diese Energie wird bei einer EDX-Analyse mit Hilfe eines Siliziumkristalls, der mit flüssigem Stickstoff gekühlt wird, gemessen. Das entstehende Spektrum zeigt dann die Zusammensetzung der Legierung. Es werden an unterschiedlichen Stellen der Probe Flächenanalysen erstellt, um möglichst genaue Daten zu erhalten.

Field emission REM

Für eine bessere Auflösung bei hoher Vergrößerung steht der Smart SEM LEO 1550 zur Verfügung. Die Probenaufnahme der Prozesskammer besitzt 5 Freiheitsgrade (X-, Y-, Z-Richtung, Neigung, Rotation) und mit dem Programm Gemini betrieben. Die Bilder sind entweder mit SE-Detektoren (SE2) erzeugt, oder mit dem Inlens Detektor (hohe Auflösung). Das FE REM hat einen ähnlichen Aufbau und funktioniert wie das zuvor erklärte REM.

Es werden Bilder an verschiedenen Stellen der Probe aufgenommen. Im Mittelbereich und am Rand werden diese mit 2000- bis 20000-facher Vergrößerung untersucht. Polierartefakte können bei der Analyse mit Gefügebestandteilen verwechselt werden.

α_p -Volumenanteil Analyse

Die Bilder vom Lichtmikroskop werden mit Hilfe des Bildbearbeitungsprogramms GIMP analysiert. Zunächst werden die Phasen auf den Bildern durch gezielte Kontrasteinstellung voneinander abgehoben. Im Histogramm können dann die durch die unterschiedlichen Graustufen repräsentierten Gefügebestandteile abgelesen werden. Durch die Analyse von acht verschiedenen Stellen wird ein Mittelwert des α_p -Volumenanteils mit einer Genauigkeit von 3% ausgewertet.

3.3 Mechanische Prüfverfahren (VR)

Härteprüfung

Die Härte der Proben wurde mit einer Vickers-Prüfung nach DIN Norm 50133 ermittelt. Dabei 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 N) statischem Druck 15 s lang in die Probe gedrückt. Über die gesamte Probenlänge verteilt werden fünf Eindrücke erzeugt. Ein Abstand von mindestens dreimal der Eindruckdiagonalen d muss dabei vom Rand und zwischen den Eindrücken eingehalten werden. Die Eindrücke positioniert der Bediener anhand einer lichtmikroskopischen Aufnahme mit geringer Vergrößerung in der Software. Mit vergrößerten Aufnahmen der ausgewählten Positionen lässt sich der Fokus auf die Bildebene festlegen. Die Prüfmaschine fertigt die Eindrücke automatisch an und fotografiert diese. Die Software ermittelt die Längen der Diagonalen d_1 und d_2 . Dabei kann eine manuelle Überprüfung des von der Software gewählten Messbereichs vorgenommen werden. Die Vickershärte wird durch

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

mit der Eindruckskraft F in Newton und $d = \frac{d_1+d_2}{2}$ berechnet. Es kann eine Genauigkeit bis auf 3% erzielt werden. Die Härte eines Werkstoffs lässt in den meisten Fällen einen direkten Rückschluss auf die Festigkeit zu. Damit kann ohne einen aufwendigeren Zugversuch eine Umwertung der Härte in die Zugfestigkeit anhand empirischer Werte vorgenommen werden.

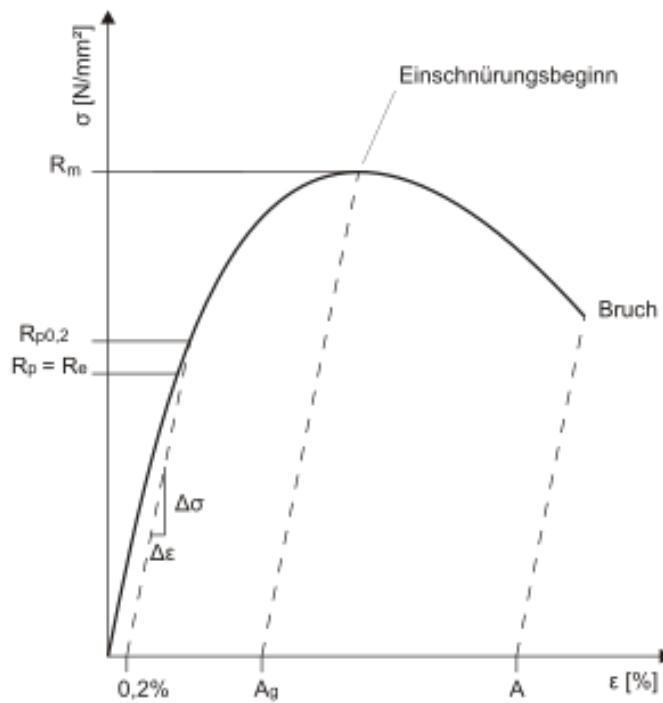


Abb. 3.1: Spannungs-Dehnungs-Diagramm

Zugversuch

Zur Bestimmung wichtiger Werkstoffkennwerte wie der Bruchdehnung, Zugfestigkeit, Dehngrenze und des Elastizitätsmoduls werden Zugversuche durchgeführt. Der Zugversuch ist ein genormtes Standardverfahren (DIN EN ISO 6892-1 Teil B), das zu den quasistatischen, zerstörenden Prüfverfahren gehört. Nach DIN 50125-B5x25 in Größe und Form genormte Proben werden dabei mit einer Spannungsgeschwindigkeit von 10 MPa s^{-1} bis zum Bruch gedehnt. Gleichzeitig wird die Längenänderung Δl und die Kraft F an der Probe gemessen. Mit der Anfangslänge l_0 und dem Anfangsquerschnitt S_0 lassen sich Nennspannung σ und die Dehnung ϵ berechnen.

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

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

Die Nennspannung und Dehnung werden in einem Spannungs-Dehnungs-Diagramm (Abb. 3.1) gegeneinander aufgetragen. Das Elastizitätsmodul wird von der Messsoftware an der Stelle größter Steigung mit Hilfe einer Tangente berechnet.

Kapitel 4

α_p -Studie

4.1 As-received-Proben (VR)

Die Proben sind zylindrische Stangenabschnitte mit einem Durchmesser von 19 mm und einer Höhe von 8 mm. Der Zustand der Proben ist rekristallisationsgeglüht. Eine metallografische Untersuchung des Gefüges zeigt eine globulare Mikrostruktur mit einem α_p -Volumenanteil von 62%.

4.2 Durchführung (VR)

Zur Maximierung der Zugfestigkeit der Legierung Ti-6242 wurde zuerst der Einfluss des α_p -Phasenanteils auf die Härte untersucht. Laut Lütjering [1] konnte bei der Legierung IMI 834 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 unterhalb der β -Transus-Temperatur geeglüht und anschließend luftgekühlt (AC: air cooled) (Tab. 4.1). Zu erwarten sind abnehmende α_p -Volumenanteile mit steigender Temperatur. Zusätzlich wurde eine Probe bei 1015°C 30min lang geeglüht und wassergekühlt, um ein vollmartensitisches Gefüge einzustellen. Die fünf Proben wurden inklusive einer AR-Probe metallografisch präpariert und ausgewertet.

Probenbezeichnung	Temperatur [°C]	Zeit [h]	Abkühlmethode
BM990	990	1	AC
BM983	983	1	AC
BM975	975	1	AC
BM960	960	1	AC
M1015	1015	0.5	WQ

Tabelle 4.1: Wärmebehandlungen der α_p -Studie

4.3 Ergebnisse (PH)

Im Rahmen der α_p -Studie wurden zunächst vier Proben bei verschiedenen Temperaturen unterhalb der β -Transus-Temperatur (995°C für Ti-6242) wärmebehandelt. Ziel war die Einstellung

einer bimodalen Mikrostruktur, sowie die Bestimmung des α_p -Volumenanteils. Die Auswertung dieser Proben unter dem Lichtmikroskop ist in Abbildung 4.1 aufgeführt.

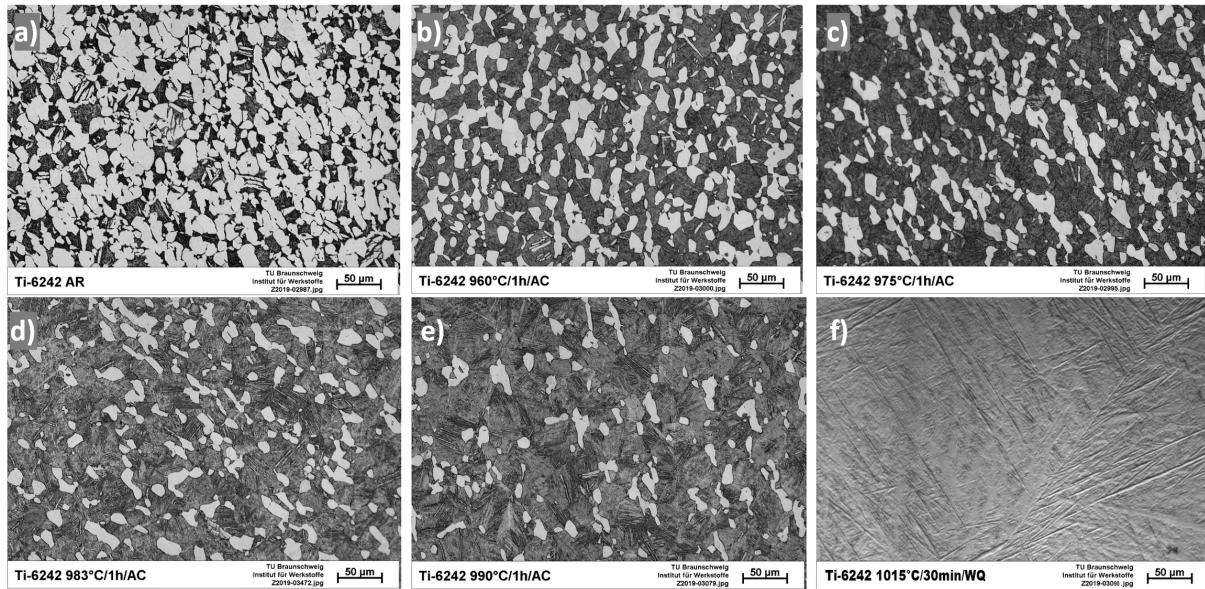


Abb. 4.1: Mikrostrukturen der verwendeten Ti-6242 Legierung vor und nach der ersten Wärmebehandlung bei verschiedenen Temperaturen, a) Mikrostruktur vor Wärmebehandlung (AR), b) 960°C/1h/AC, c) 975°C/1h/AC, d) 983°C/1h/AC, e) 990°C/1h/AC, f) 1015°C/30min/WQ vollmartensitisches Gefüge

Ein Überblick über die in der bi-modalen Mikrostruktur auftretenden Gefügebestandteile zeigt die Abbildung 4.2.

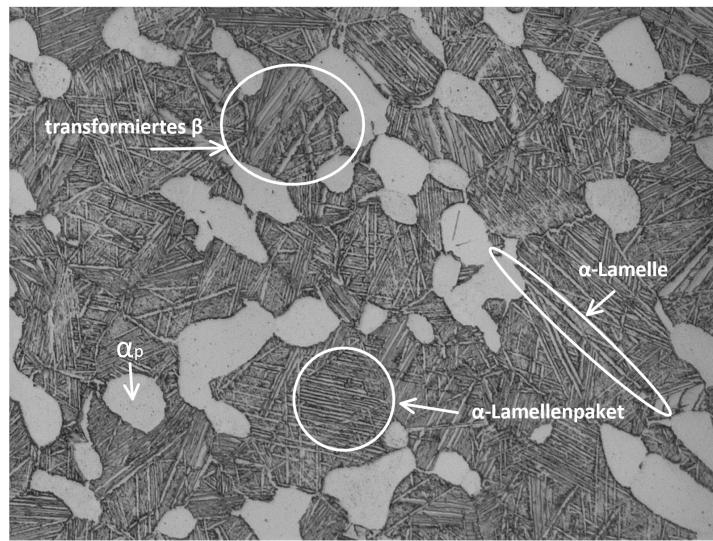


Abb. 4.2: Gefügebestandteile in bi-modaler Mikrostruktur

Die Ergebnisse der Bestimmung des α_p -Volumenanteils mittels Bildbearbeitungsprogramm sind in Tabelle 4.2 aufgeführt. Laut Lütjering und Williams liegt der optimale α_p -Volumenanteil zur Steigerung der Zugfestigkeitswerte zwischen 10 und 20 % [1].

Die Auswertung hat ergeben, dass der angestrebte α_p -Volumenanteil mit der Wärmebehandlung

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

Tabelle 4.2: α_p -Volumenanteile der ersten Wärmebehandlungen mit einer Genauigkeit von 3%

bei 983°C für 1 h mit anschließender Luftkühlung erreicht wurde. Die vollmartensitische Probe hat wie erwartet keinen sichtbaren α_p -Anteil aufgewiesen.

Des Weiteren wurde an der ersten Probenreihe eine Härteprüfung durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 4.3 aufgeführt.

Probe	Härte in HV
AR	331
960°C/1h/AC	345
975°C/1h/AC	344
983°C/1h/AC	344
990°C/1h/AC	350
1015°C/30min/WQ	403

Tabelle 4.3: Härtewerte der ersten Probenreihe in HV

Nach der ersten Wärmebehandlung war bei den Proben mit bi-modaler Mikrostruktur eine geringe Härtesteigerung gegenüber der AR-Probe festzustellen. Die Probe mit vollmartensitischem Gefüge hat dagegen eine signifikante Härtesteigerung gezeigt. Dies kann durch die feinere Struktur des Martensits und dadurch erhöhte Grenzflächendichte begründet werden. Sie wurde aber im Rahmen der gewählten Strategien nicht weiter verfolgt, da bi-modale Gefüge im Hinblick auf die zu erreichende Bruchdehnung (mind. 10%) eine bessere Basis darstellen.

4.4 Diskussion der Ergebnisse (VR)

Es ist zu sehen, dass sich mit steigender Temperatur beim Glühen der Proben ein immer kleiner werdender α_p -Anteil einstellt. Eine Temperatur näher an T_β bedeutet einen größeren Anteil an β -Phase im Gleichgewichtszustand, die bei Abkühlung teilweise in lamellares α transformiert. Die Glühzeit hat dabei keinen Einfluss auf die Beschaffenheit der Mikrostruktur. Sie muss nur lang genug sein für die Bildung von isolierten, globularen α_p -Körnern [11]. Die Härtewerte zeigen zwar eine Erhöhung der Härte gegenüber den AR-Proben, aber keine signifikant großen Unterschiede untereinander. Die Lamellenpakete sind durch ihre feine Mikrostruktur härter gegenüber dem größeren α_p -Körnern, sodass ein Härteanstieg mit sinkendem α_p -Volumenanteil zu erwarten wäre. Da aber die α_p -Körner eine Wachstumsbehinderung für die transformierte β -Phase darstellen und somit die Lamellenpaketbreite begrenzen, bedeutet ein geringerer Anteil eine größere Weglänge zwischen einzelnen Körnern. Somit kommt es zu weniger Grenzflächen zwischen α_p -Körnern und transformiertem β und einer Festigkeitsabnahme. Diese zwei gegenläufigen Effekte erklären die

annähernd gleichen Härtewerte für alle vier Temperaturen der Wärmebehandlung.

Kapitel 5

Martensitbildung

5.1 Durchführung (ZB)

In diesem Schritt soll das bimodale Gefüge durch Bildung von feinen Martensit-Nadeln verfeinert und dadurch verstetigt werden. Um das zu erreichen, werden Ti-64-Proben laut Morita [12] nach einem Duplex-Glühen 3 Minuten bei 930°C geeglüht und dann Wasserabgeschrekt. Bei der Erwärmung sollen die β -Lamellen im transformierten β wachsen, indem sich ein Anteil der α -Lamellen in β umwandelt (Siehe Abbildung 5.1).

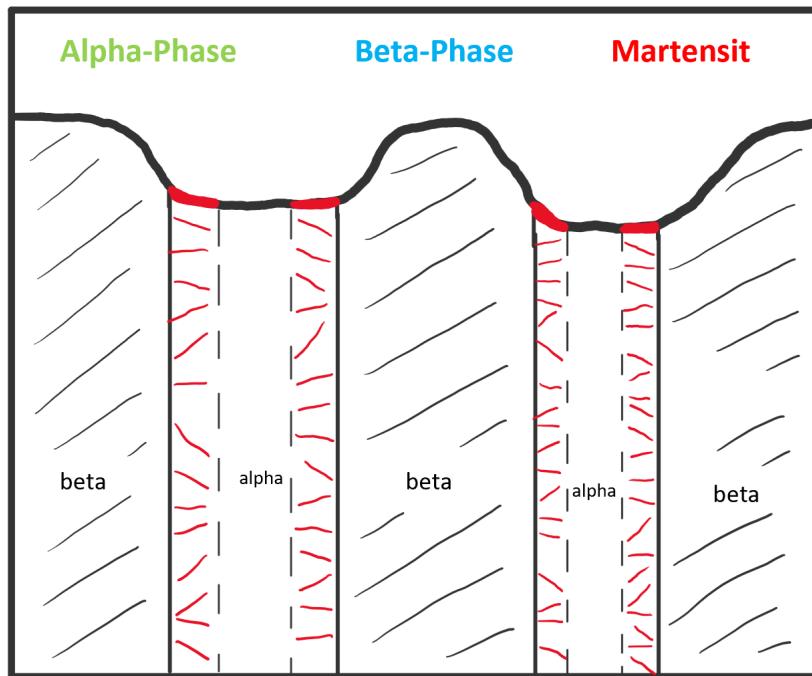


Abb. 5.1: Wachstum der β -Lamellen bei Erhöhung der Temperatur eines Duplex-Gefüges

Aufgrund der kurzen Anlasszeit kann der β -Stabilisator Vanadium in Ti-64 nicht in den neu gebildeten β -Gebieten diffundieren. Deshalb wandeln sich diese instabilen β -Gebiete beim Abschrecken diffusionslos in Martensit um.

Die T_β von Ti-6242 ist aufgrund des niedrigen Mo-Gehalts höher als die von Ti-64. Das bedeutet, dass die Umwandlungsvorgänge $\alpha \rightarrow \beta$ von Ti-6242 langsamer sind als die von Ti-64 bei der selben Temperatur. Deshalb wurden in diesem Schritt Ti-6242-Proben bei 930°C und 950°C geälgüht. Außerdem sind die im Rahmen dieses Projekts verwendeten Proben dicker als die in der Ausgangsstudie [12] genommenen Ti-64-Proben und wurden daher für 8 und 16 min angelassen.

5.2 Ergebnisse (PH)

Die Proben mit bi-modalen Mikrostrukturen aus der ersten Wärmebehandlung (α_p -Studie) wurden bei 930°C im Ofen für 8 Minuten geälgüht und anschließend wassergekühlt. Die Auswertung unter dem Lichtmikroskop ist in Abbildung 5.2 zusammengefasst.

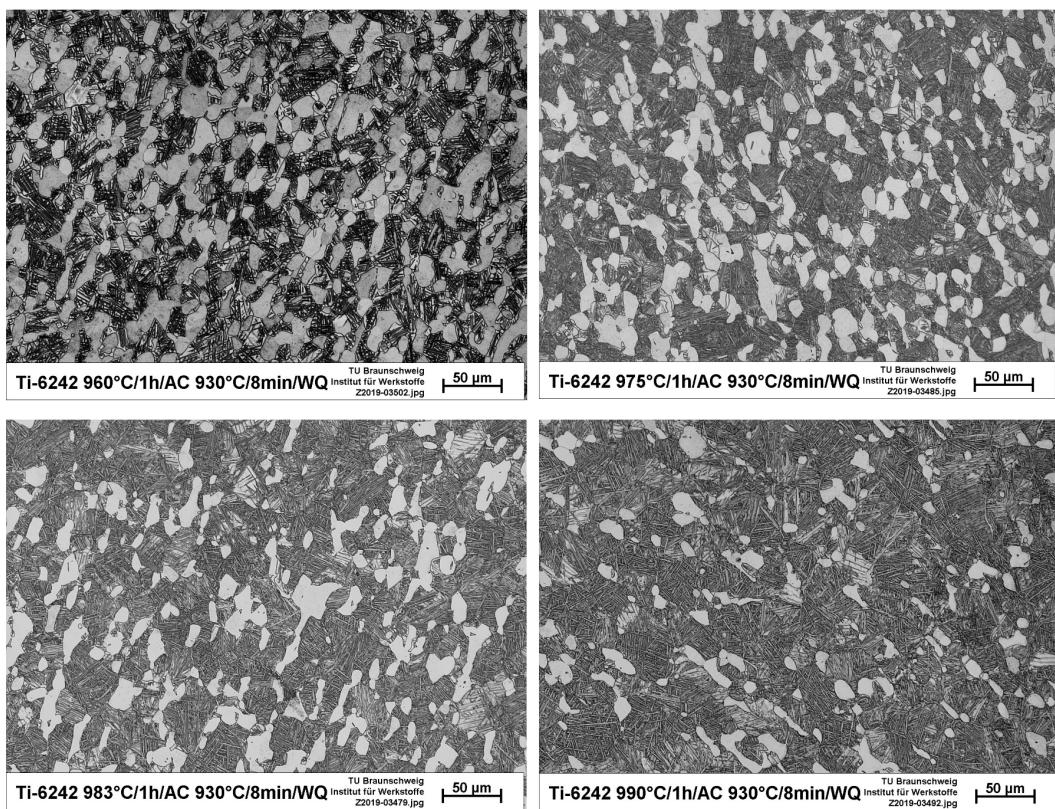


Abb. 5.2: Mikrostrukturen von Ti-6242 nach dem zweiten Prozessschritt

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

Der Martensit in der β -Phase bildet sich nadelförmig aus. Diese Martensitnadeln entstehen häufig in einem orthogonalem Winkel zueinander. In Abbildung 5.3 sind Beispiele für martensitische Strukturen innerhalb der β -Phase hervorgehoben.

In den Abbildungen 5.4 – 5.7 ist zu erkennen, dass lediglich die Proben der Temperaturenreihe mit 960°C und 990°C ansatzweise martensitische Strukturen im Randbereich aufweisen. In den

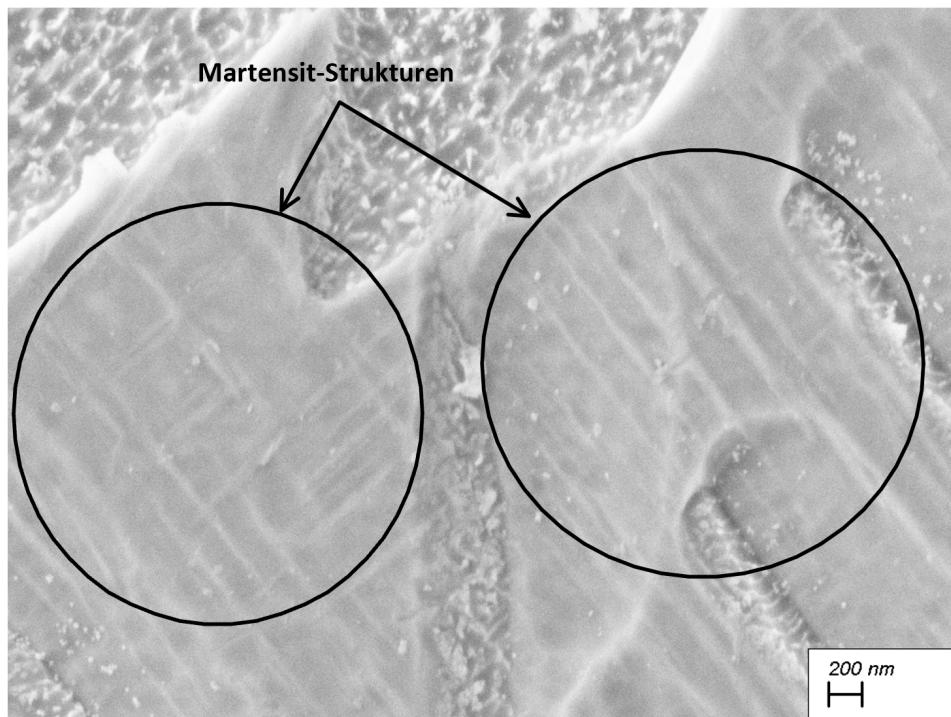


Abb. 5.3: Martensit-Strukturen in der β -Phase

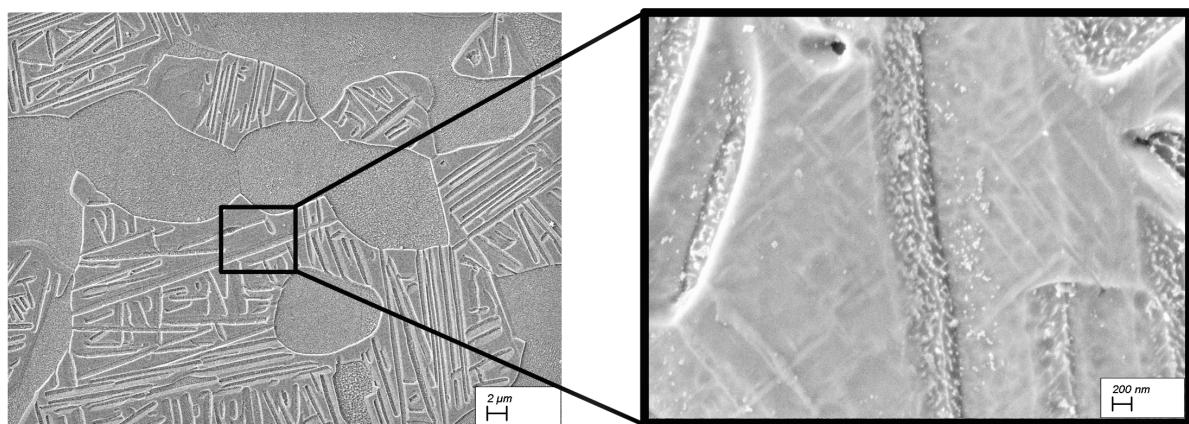


Abb. 5.4: 960°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ, REM, Randbereich

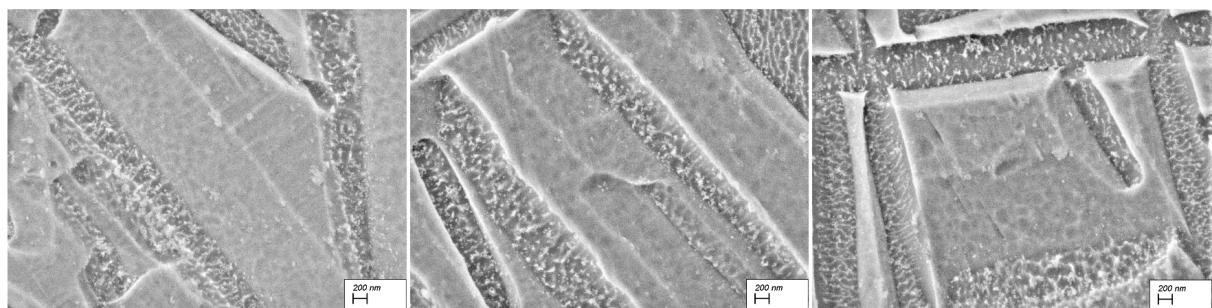


Abb. 5.5: 975°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ, REM, Randbereich

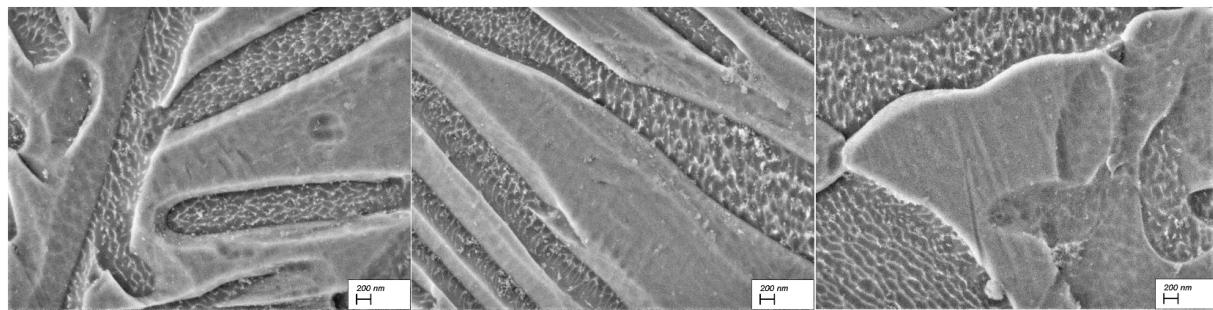


Abb. 5.6: 983°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ, REM , Randbereich

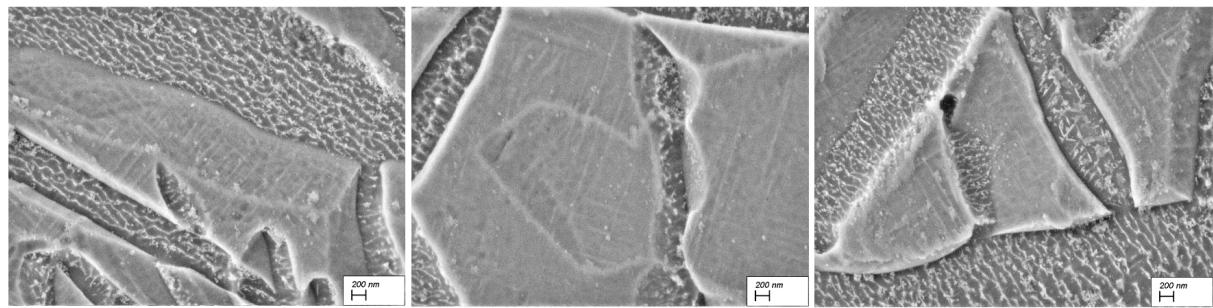


Abb. 5.7: 990°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ, REM , Randbereich

Proben der Temperaturen 975°C und 983°C sind nur vereinzelt Martensitnadeln zu erkennen. Da diese Temperaturen zwischen 960°C und 990°C liegen, ist davon auszugehen, dass auch diese Proben stellenweise ausgeprägte Martensitstrukturen aufweisen, jedoch bei der Auswertung unter dem REM nicht gefunden wurden. Die Ergebnisse der folgenden Härteprüfung lässt ebenfalls auf diese Vermutung schließen. Die Qualität der Probenpräparation kann ebenfalls einen Einfluss auf die Sichtbarkeit der Strukturen haben.

Die Härteprüfung dieser Probenreihe ist in Tabelle 5.1 zusammengefasst, zeigt jedoch bei keiner Probe eine sichtbare Härtesteigerung gegenüber den Werten nach der ersten Wärmebehandlung aus Tabelle 4.3.

Probe	Härte in HV
960°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ	350
975°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ	345
983°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ	349
990°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ	352

Tabelle 5.1: Ergebnisse der Härteprüfung der zweiten Probenreihe

Die Ergebnisse dieser Probenreihe entsprach nicht den Erwartungen, da es nur stellenweise zur Martensitbildung im Randbereich kam. Daher wurde dieser zweite Schritt der Wärmebehandlung genauer verfolgt. Ab diesem Punkt wurde im ersten Behandlungsschritt nur noch mit der Temperatur gearbeitet, die in der α_p -Studie als Kandidat für den besten α_p -Volumenanteil, in Hinblick auf die Zugfestigkeitswerte, ermittelt wurde (983°C).

Um den vorherigen Schritt genauer zu analysieren und optimieren zu können, wurden 3 neue Proben wärmebehandelt. Es wurde daher im zweiten Schritt die Haltezeit der vorherigen Probe

verdoppelt. Zusätzlich wurden 2 Proben bei den zwei verschiedenen Haltezeiten (8 und 16 min) mit einer Temperatur geglüht, die um 20°C auf 950°C angehoben wurde. Dadurch sollten die Einflussfaktoren Temperatur und Haltezeit auf diesen Behandlungsschritt näher untersucht werden, um herauszufinden, warum es nur stellenweise zur Martensitbildung kam. Die Auswertung unter dem Lichtmikroskop ist in Abbildung 5.8 zusammengefasst.

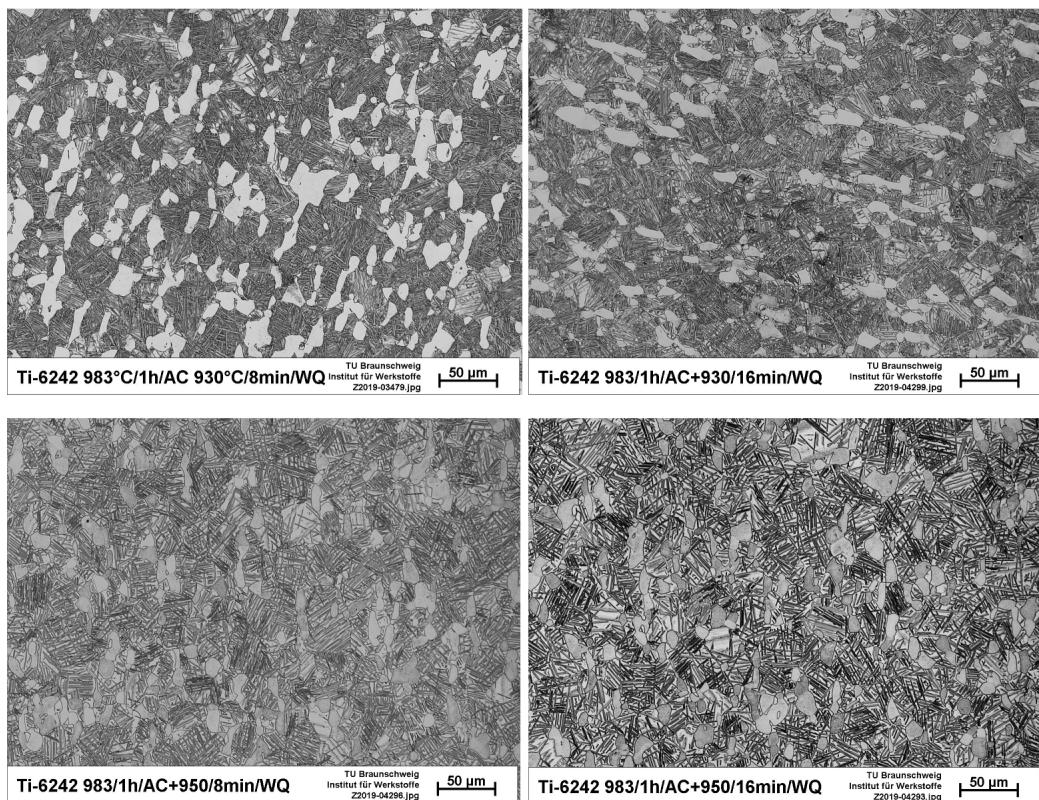


Abb. 5.8: Mikrostrukturen nach der Anpassung der Temperatur und Haltezeit im zweiten Wärmebehandlungsschritt

Die Proben, die im zweiten Schritt bei 930°C geglüht wurden, weisen in ihrer Mikrostruktur keine offensichtlichen Unterschiede zur vorherigen Probenreihe (Abbildung 5.2) auf. Die Proben, die im zweiten Schritt bei 950°C geglüht wurden, weisen eine Veränderung in der β -Phase auf. So scheint der β -Phasenanteil zwischen den α -Lamellen gewachsen zu sein. Eine Gegenüberstellung der Proben bei 950°C und 930°C unter dem Lichtmikroskop ist in Abbildung 5.9 zu sehen.

Die Härteprüfung der zweiten Probenreihe mit angepassten Temperaturen und Haltezeiten ergab ebenfalls einen Unterschied zur vorherigen. Die Ergebnisse sind in Tabelle 5.2 aufgeführt.

Probe	Härte in HV
983°C/1h/AC + 930°C/8min/WQ	349
983°C/1h/AC + 930°C/16min/WQ	358
983°C/1h/AC + 950°C/8min/WQ	377
983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ	376

Tabelle 5.2: Ergebnisse der Härteprüfung mit angepassten Temperaturen und Haltezeiten

Die Härtegrade der Proben, die bei 950°C geglüht wurden, weisen eine sichtbare Härtesteigerung

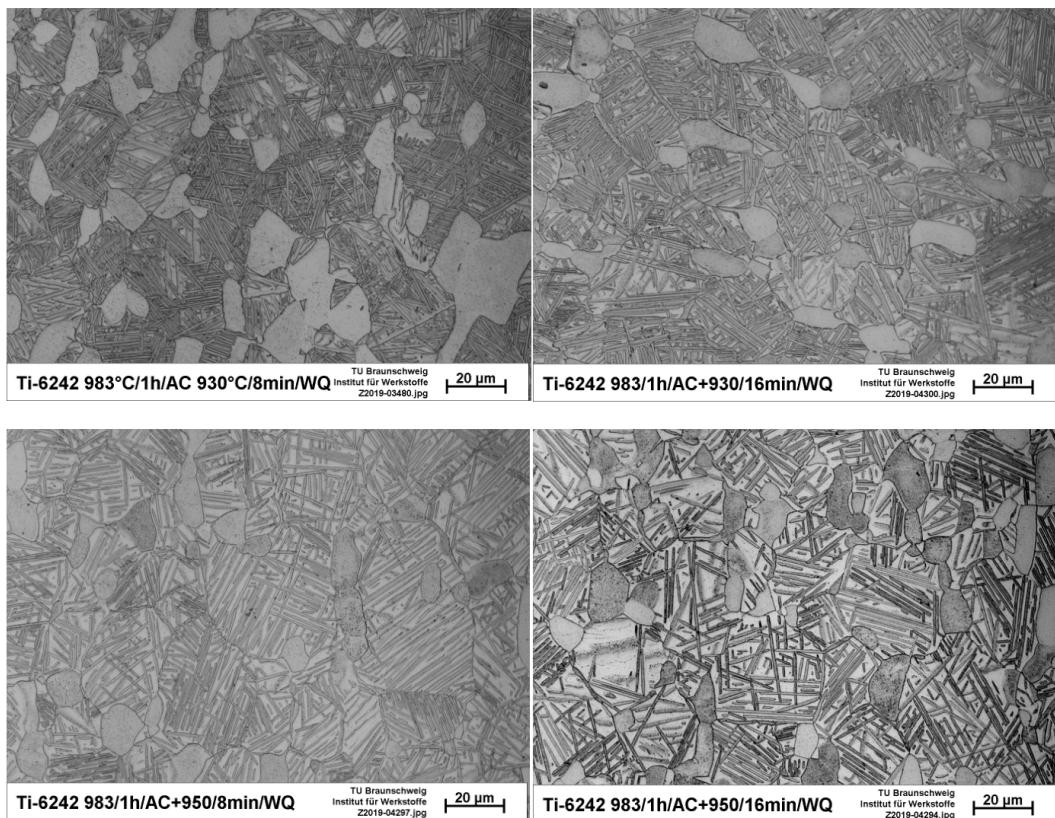


Abb. 5.9: Veränderung der β -Phase im zweiten Wärmebehandlungsschritt bei 950°C und 930°C

gegenüber den Proben, die bei 930°C gegläut wurden, auf. Der Wert der Probe, die bei 930°C und 16 min gegläut wurde, gegenüber der Probe mit gleicher Temperatur und halber Haltezeit, ist im Rahmen der Genauigkeit nahezu gleich. So zeigt sich, dass in dieser Probenreihe die Haltezeit keinen sichtbaren Einfluss hat. Die nähere Analyse der Mikrostruktur dieser Probenreihe unter dem REM ist in den Abbildungen 5.10 – 5.12 aufgeführt.

Die Analyse hat gezeigt, dass auch bei der Probe, die bei 930°C für 16 Minuten gegläut wurde, ebenfalls nur im Randbereich an vereinzelten Stellen in der β -Phase leichte martensitische Strukturen erkennbar waren. Bei den Proben, die bei einer Temperatur von 950°C gegläut wurden, sind über der ganzen Probenfläche ausgeprägte martensitische Strukturen zu erkennen. In den Proben mit tieferer Temperatur haben sich lediglich vereinzelt martensitische Strukturen in

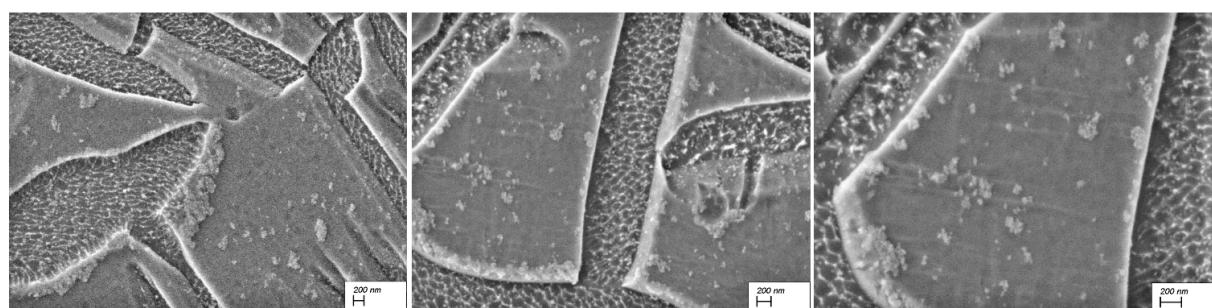


Abb. 5.10: 983°C/1h/AC + 930°C/16min/WQ, REM

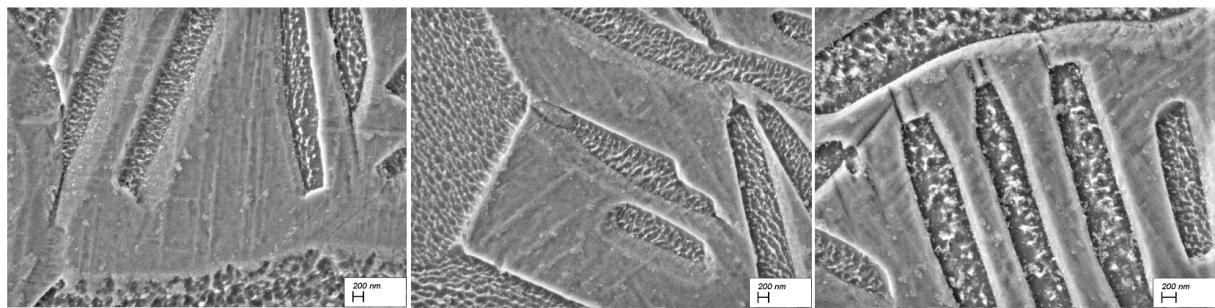


Abb. 5.11: 983°C/1h/AC + 950°C/8min/WQ, REM

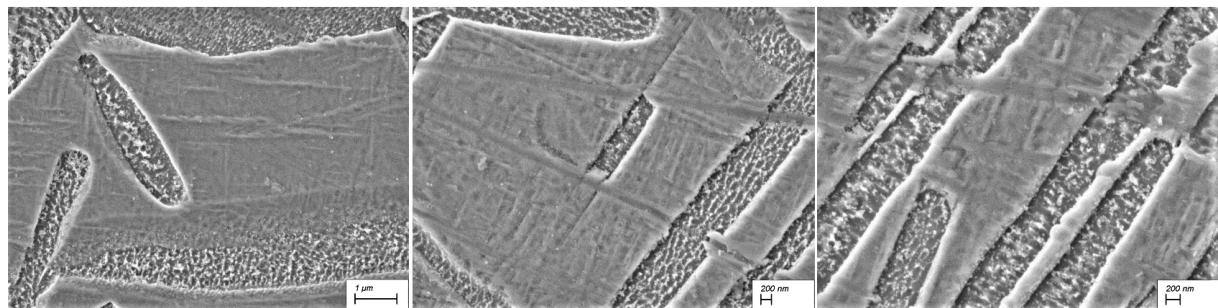


Abb. 5.12: 983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ, REM

Bereichen großflächiger β -Phase im Randbereich gebildet. Bei den Proben, die bei höherer Temperatur geglüht wurden, haben sich auch in den dünneren Flächen der β -Phase, die zwischen den α -Lamellen liegen, ausgeprägte Martensitstrukturen gebildet.

5.3 Diskussion der Ergebnisse (ZB)

Bei den bei 930°C geglühten Proben sind Martensitische Strukturen nur am Rand und lokal festzustellen. Das zeigt, dass die 8 minütige Anlasszeit nicht ausreichend für die Durchwärmung der Proben war. Außerdem ist die Martensitsitsche Umwandlung bei der Temperatur nur an vereinzelten Stellen zu finden. Deshalb ist die härte dieser Probenreihe nach dem zweiten Schritt nicht gestiegen (Tabellen 4.3, 5.1). Auch bei der Erwärmung für 16 min war kein signifikanter Härteanstieg feststellbar. Das erklärt, dass die Umwandlungskinetik von α zu β bei 930°C zu niedrig ist, um β -Lamellen innerhalb von 8–16 min ausreichend wachsen zu lassen. Diese begrenzte Transformation α zu β bzw. Bildung von instabilen β -Gebieten führte beim Abschrecken zu vereinzelten martensitischen Strukturen.

Bei den Proben, die bei 950°C für 8 und 16 min geglüht wurden, sind über der ganzen Probenfläche martensitische Strukturen festzustellen. Durch diese Verfeinerung der Gefügestruktur ist die Härte von ca. 340 HV auf 370 HV gestiegen.

Kapitel 6

Martensitzerfall

6.1 Durchführung (TJ)

Für die weitere Wärmebehandlung soll in einem dritten Schritt das vorher gebildete Martensit partiell zum Zerfall gebracht werden. Ein Anteil der α' -Nadeln wandelt sich in α - und β -Phase um. Damit soll sich eine weitere Verfeinerung der Struktur ergeben, die zu einer Festigkeitssteigerung führt.

Dazu wurde die Probe aus Abbildung 5.12 ($983^{\circ}\text{C}/1\text{h}/\text{AC} + 950^{\circ}\text{C}/16\text{min}/\text{WQ}$), 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 Temperatur von 580°C wurde aus der Ausgangsstudie übernommen. Aufgrund der Erfahrungen des zweiten Wärmebehandlungsschritts (Martensitbildung) wurde zusätzlich eine höhere Temperatur (610°C) gewählt. Es wurden längere Haltezeiten im Vergleich zur Ausgangsstudie gewählt, da die verwendeten Probendicke größer.

6.2 Ergebnisse (PH)

Im dritten Schritt war der Zerfall des Martensits, dass vorher gebildet wurde, geplant. Dazu wurde die Probe aus Abbildung 5.12 ($983^{\circ}\text{C}/1\text{h}/\text{AC} + 950^{\circ}\text{C}/16\text{min}/\text{WQ}$), die die ausgeprägtesten Martensitstrukturen aufwies, für die weiteren Schritte ausgewählt. Dafür wurden vier Proben für den dritten Wärmebehandlungsschritt festgelegt. Zwei Proben wurden bei 580°C und unterschiedlichen Haltezeiten (8 und 16 min) wärmebehandelt. Die zwei verbliebenen wurden den gleichen Haltezeiten ausgesetzt, nur bei höher Temperatur (610°C).

Die Analyse unter dem Lichtmikroskop ergab keine sichtbare Veränderung der Mikrostruktur zur dritten Probenreihe. Die Ergebnisse der weiteren Auswertung unter dem REM sind in den Abbildungen 6.1 – 6.4 zusammengefasst.

In den Abbildungen 6.1 – 6.4 ist zu sehen, dass die Martensitstrukturen in der β -Phase zum größten Teil zerfallen sind. Es sind nur an vereinzelten Stellen der Proben noch ansatzweise

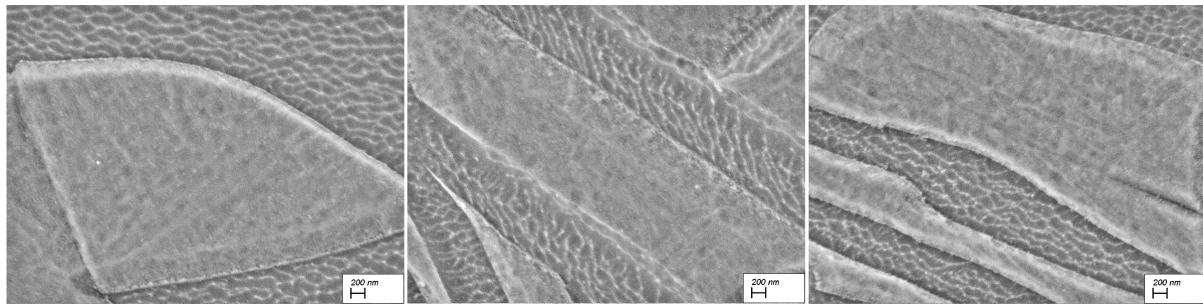


Abb. 6.1: 983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ + 580°C/8min/AC, REM

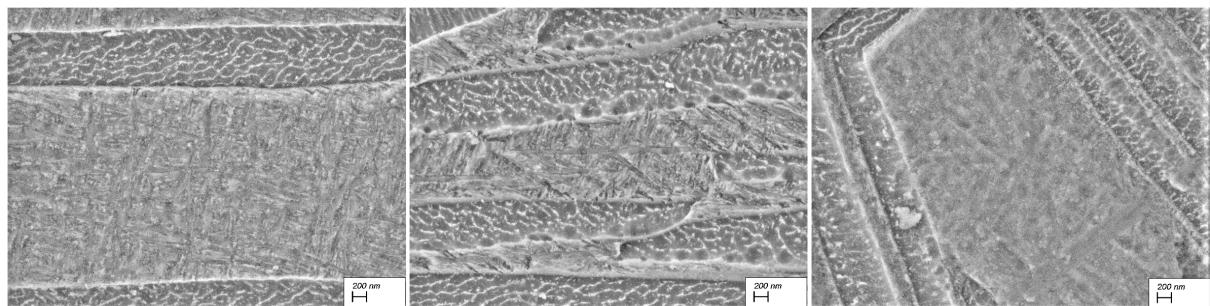


Abb. 6.2: 983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ + 580°C/16min/AC, REM

Rückstände dieser Strukturen zu erkennen.

Die Härteprüfung zeigte im Gegensatz zur dritten Probenreihe eine sichtbare Härtesteigerung. Die Ergebnisse sind in Tabelle 6.1 zusammengefasst.

Probe	Härte in HV
983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ + 580°C/8min/AC	393
983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ + 580°C/16min/AC	392
983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ + 610°C/8min/AC	399
983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ + 610°C/16min/AC	392

Tabelle 6.1: Ergebnisse der Härteprüfung nach dem Martensitzerfall

6.3 Diskussion der Ergebnisse (TJ)

Man sieht eine offensichtliche Erhöhung der Härte vom zweiten auf den dritten Schritt. Die beste Versuchsprobe aus der 2. Wärmebehandlung ist bei 950°C /16 min/WQ mit 376 HV10 gemessen worden. Am dritten Schritt ist eine Härte von 393 bis 399 HV10 gemessen. Man beobachtet eine Erhöhung von 17 bis 23 HV10. Damit ist eine signifikante Steigerung der Härte in der Legierung stattgefunden. Eine Änderung der Gefüge ist im FE REM beobachtet. In dem transformierten β Bereich sind keine Martensit-Strukturen in lokalen Stellen vorhanden und auch keine $\alpha+\beta$ Strukturen zu erkennen. Diese Veränderung der Gefügestruktur vom vorherigen Schritt führte zu einer Härtesteigerung. Wahrscheinlich ist dies auf den partiellen martensitischen Zerfall zurückzuführen.

Es ist eine Verfeinerung der Struktur festzustellen. Nach der dritten Schritt sind mehr Phasengrenzen erwartet, die zu einer feinere Gefüge führte und dabei die Härte gestiegen. Es sind sehr

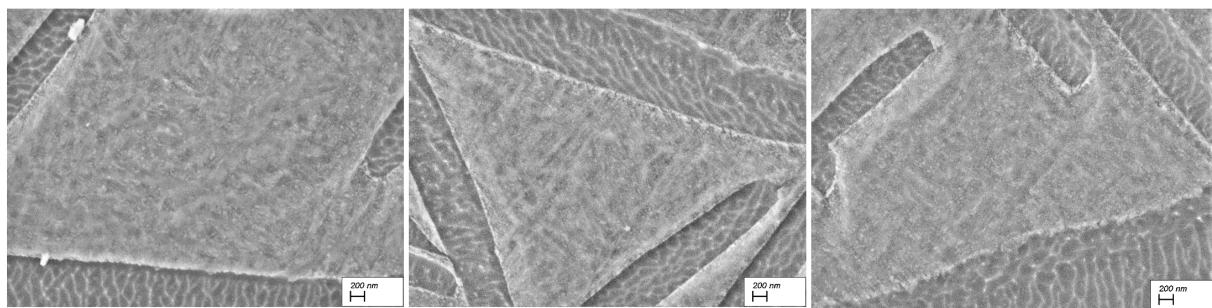


Abb. 6.3: 983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ + 610°C/8min/AC, REM

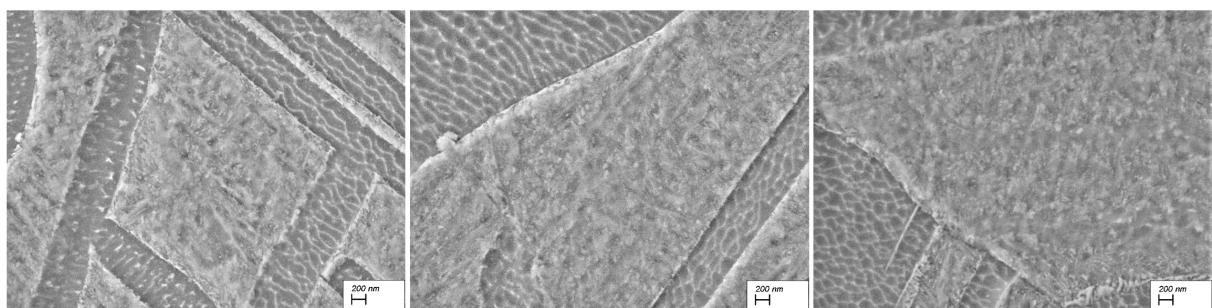


Abb. 6.4: 983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ + 610°C/16min/AC, REM

hohe Werte von 999HV10 zu Stande gekommen. Es hat sich gezeigt, dass bei alle Proben, die bei 580°C und 610°C gegläüht wurden, Ähnlichen Werten haben. Allen Proben haben wahrscheinlich den Martensit zerfallen erreicht.

Kapitel 7

Strategie 2

(ZB)

Eine bekannte Wärmebehandlung von $\alpha+\beta$ -Titanlegierungen ist die *Solution treatment and quenching + Aging* (Siehe Abbildung 7.1)). Im Gegensatz zu Strategie 1, wird hier ein Duplex-Anneal zum Einstellen eines bimodalen Gefüges nicht gebraucht.(Diagramm WB Bild) Werkstücke werden im ersten Schritt bei einer Temperatur unterhalb T_β für 1–2 h geglüht und danach wassergekühlt. Vor Dem Abschrecken, stellt sich ein zweiphasiges Gefüge ein (α und β) (Verweis auf Gefügebild). Der große Beta-Anteil des Gefüges kann aber durch 2% Molybdän auch nach einer vollständigen Diffusion nicht stabilisiert werden und wandelt beim Abschrecken martensitisch um. Dieses Gefüge wird dann $\alpha_p-\alpha'$ genannt. Dafür werden Ti-6242 Proben bei 983°C für 60 min geglüht und dann wasserabgeschreckt. , da sich bei der Temperatur ein Gefüge mit ca. 84% β ein Um das Gefüge noch weiter zu verfeinern, wird der zweite Wärmebehandlungsschritt das Anlassen durchgeführt. Hier sollen die Proben nochmal erwärmt und dann luftgekühlt werden. bei der erhöhten Temperatur soll sich der Martensit in $\beta + \alpha$ (Körner) umwandeln. Um beide Strategien noch besser vergleichen zu können werden in diesem Schritt die Proben bei 610°C für 30 min angelassen und danach luftgekühlt.

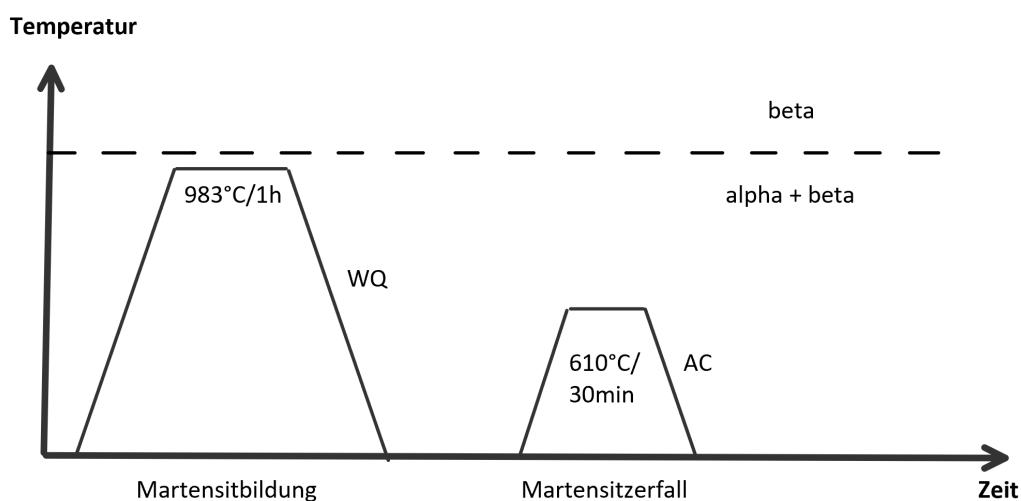


Abb. 7.1: Wärmebehandlungsdiagramm von dem Solution Treatment and Quenching + aging

(PH)

Zum Vergleich wurde parallel eine α_p - α' -Wärmebehandlung durchgeführt. Im Gegensatz zur der STDA-Wärmebehandlung, besitzt diese nur zwei Behandlungsschritte. Dazu wurde wieder die aus der α_p -Studie hervorgegangene Temperatur von 983°C ausgewählt, eine Probe für 1 Stunde geäglüht und anschließend wassergekühlt. Die dadurch entstandene Mikrostruktur wurde unter dem Lichtmikroskop ausgewertet und ist in Abbildung 7.2 aufgeführt.

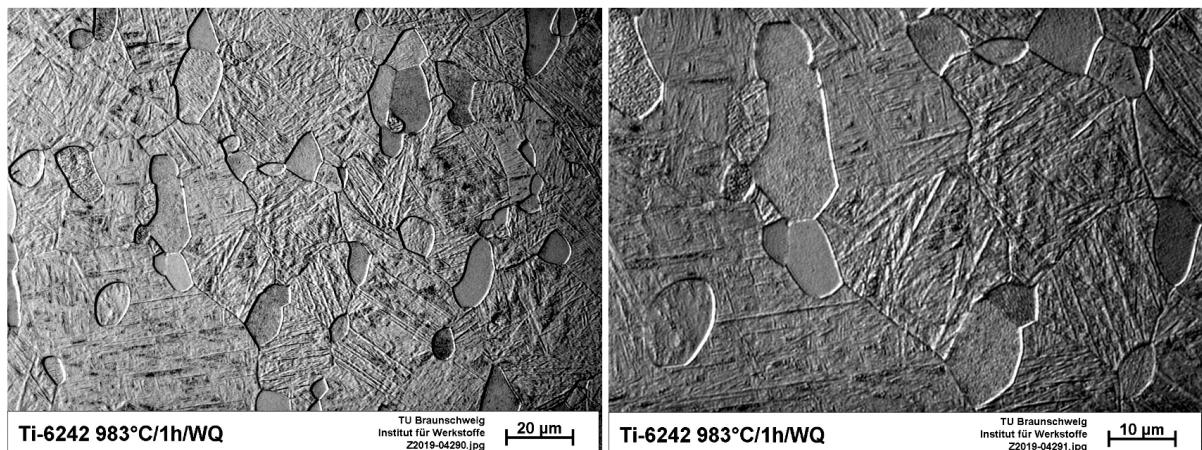


Abb. 7.2: α_p - α' -Gefüge unter dem Lichtmikroskop bei verschiedenen Vergrößerungen

Der Unterschied in diesem ersten Schritt der Wärmebehandlung, im Vergleich zum ersten Schritt der STDA, liegt in der Wasserabkühlung. Das dadurch entstandene Gefüge besteht aus Primär- α -Phase (α_p) und Martensit (α'), das als α_p/α' -Gefüge bezeichnet wird.

Die anschließende Härteprüfung ergab eine mittlere Vickershärte von 405 HV.

Im zweiten Schritt sollte wieder ein Martensitzerfall durchgeführt werden. Dazu wurden zwei Proben erneut bei 610°C wärmebehandelt. Es wurden zwei Haltezeiten 16 und 30 min ausgewählt, mit anschließender Luftabkühlung. Die Auswertung unter dem REM ist in den Abbildungen 7.3 und 7.4 zusammengefasst.

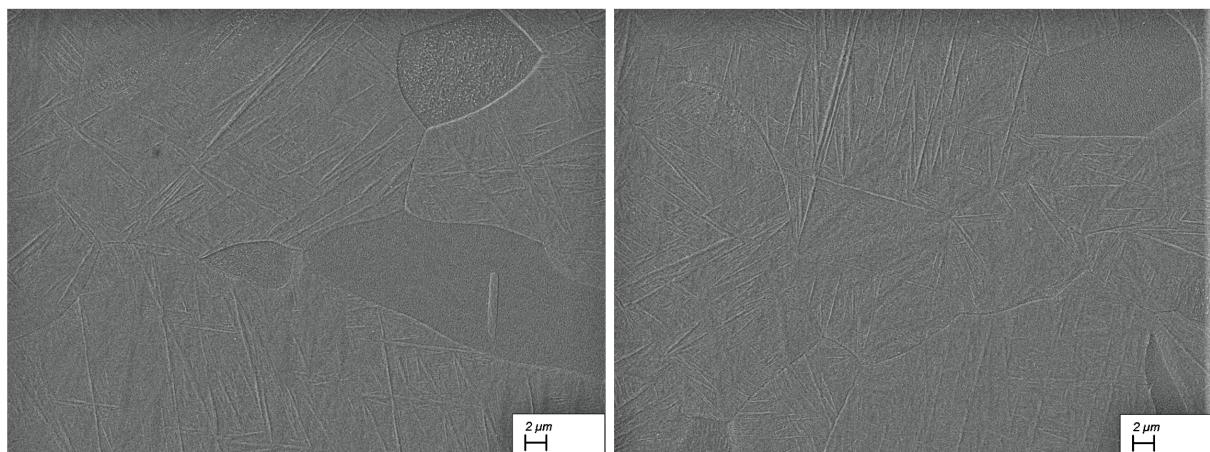


Abb. 7.3: 983°C/1h/WQ + 610°C/16min/AC, REM

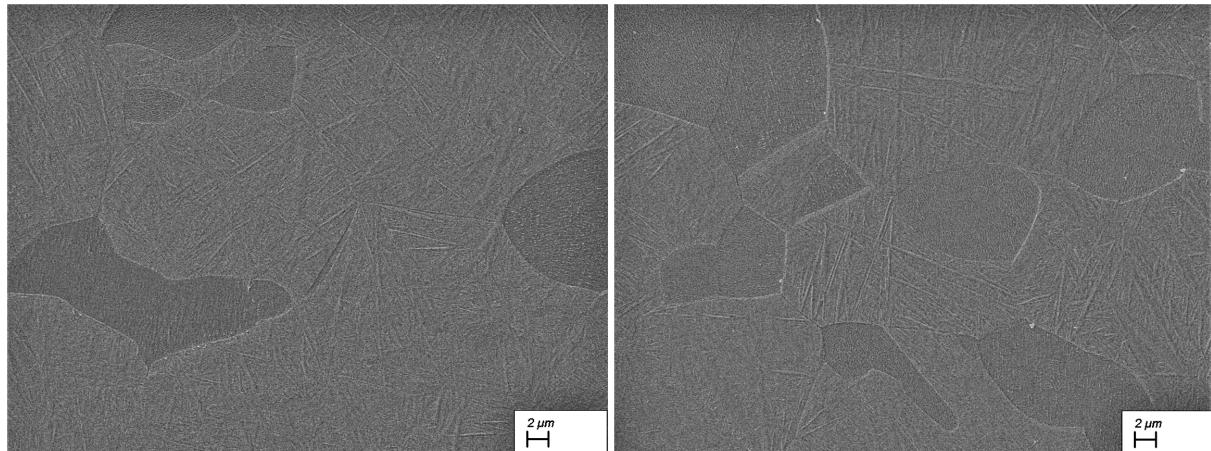


Abb. 7.4: 983°C/1h/WQ + 610°C/30min/AC, REM

In den Abbildungen 7.3 und 7.4 ist zu erkennen, dass keine Veränderung in dem Gefüge im Vergleich zum vorherigen Schritt feststellbar ist. Es kann davon ausgegangen werden, dass der geplante Martensitzerfall nicht stattgefunden hat.

Die Ergebnisse der Härteprüfung nach diesem zweiten Schritt sind in Tabelle 7.1 aufgeführt.

Probe	Härte in HV
983°C/1h/WQ + 610°C/16min/AC	405
983°C/1h/WQ + 610°C/30min/AC	400

Tabelle 7.1: Ergebnisse der Härteprüfung nach der zweiten Wärmebehandlung, $\alpha_p - \alpha'$ Gefüge

Es ist zu erkennen, dass auch die Härte unverändert im Vergleich zum vorherigen Schritt blieb.
(ZB)

Glühen und Abschrecken Nach dem Abschrecken hat sich die komplette β -Phase wie erwartet martensitisch umgewandelt. Die Bildung von den Martensit-Nadeln verfeinert das Gefüge. Das hat dazu geführt, dass sich die härte dieser Proben von 333 auf 405 HV10 gestigten ist. Duktilität ?

Anlassen Nach dem Anlassen hat sich festgestellt, dass Martensit nicht zerfallen konnte. Das ist wahrscheinlich darauf zurückzuführen, dass die haltezeit , 30 min, nicht ausreichend für die Umwandlung der Martensitnadeln in $\beta + \alpha$ war bzw. war diese Transformation bei 610°C so langsam, dass sie innerhalb von 30 min nicht stattfinden konnte. Deshalb waren keine Änderungen im Gefüge im Vergleich zu dem ersten Schritt festzustellen. Härte ?

Kapitel 8

Zugversuche

8.1 Durchführung (ZB)

Um die Einflüsse der Wärmebehandlungen genauer betrachten zu können, wurden weitere wichtige mechanische Kennwerte wie die Duktilität, Zugfestigkeit und Bruchdehnung von 8 Proben durch einen Zugversuch ermittelt.

Um auch den Einfluss von dem Martensitzerfall in der Strategie 1 auf die Duktilität genauer diskutieren zu können, wird auch Probe 4, siehe Tabelle 8.1 betrachtet.

Probe	Wärmebehandlung
1	AR1
2	AR2
3	983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ + 610°C/16min/AC
4	983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ + 610°C/16min/AC
5	983°C/1h/WQ + 610°C/30min/AC
6	983°C/1h/WQ + 610°C/30min/AC
7	983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ
8	983°C/1h/AC + 950°C/16min/WQ

Tabelle 8.1: Übersicht der gewählten Proben für den Zugversuch

8.2 Ergebnisse (VR)

Probe	d_0 [mm]	S_0 [mm^2]	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]
1	5,06	20,11	128	956	1019	4,8	17,9
2	5,04	19,95	122	946	1013	5,1	15,7
3	5,11	20,51	122	1015	1085	2,1	3,0
4	5,16	20,91	117	1007	1090	1,7	1,9
5	5,04	19,95	120	952	1033	1,9	2,5
6	5,02	19,79	124	968	1023	1,0	2,0
7	5,17	20,99	113	925	1042	1,9	2,1
8	5,12	20,59	118	952	1063	1,3	1,4

Tabelle 8.2: Messwerte der Zugversuche bei 23,3° C Raumtemperatur

8.3 Diskussion der Ergebnisse (ZB)

AR-Proben haben ein globulares Gefüge mit α und β -Phasen (Siehe Abbildung ??). Diese grobe Gefügestruktur mit 48% stabilem β führt zu Erhöhung der Duktilität und Abnahme der Festigkeit. Das erklärt die höheren Dehnungen von Probe 1 und 2 im Vergleich zu den anderen Proben.

Strategie 1 Nach dem 2. Schritt (Kapitel 5) hat sich Martensit in der Transformierten β -Phase des bimodalen Gefüges gebildet. Die feinere Gefügestruktur durch die dünnen Martensitnadeln und die feinen α -Lamellen haben nur zu einer leichten Festigkeitssteigerung bei Probe 5 und 6 geführt. Des weiteren hat die Duktilität stark abgenommen. Nach dem 3. Schritt (Kapitel ??) ist die Zugfestigkeit der Proben 3 und 4 durch die weitere Verfeinerung des Gefüges weiter gestiegen. Im Vergleich zu Proben 5 und 6, hat die Duktilität bei Proben 3 leicht zugenommen. Das ist darauf zurückzuführen, dass sich α und β Phasen durch den partiellen Martensitzerfall gebildet haben.

Strategie 2 Proben 7 und 8 zeigen gegenüber den anderen Proben eine relativ hohe Zugfestigkeit. Dies ist durch die feinen Martensitplatten, die ca. 80% der Probenoberfläche repräsentieren, zu erklären. Mit einer längeren Anlasszeit bzw. einer höheren Temperatur im 2. Schritt ist eine höhere Duktilität durch die Einstellung eines größeren Gefüges zu erwarten.

Kapitel 9

Fazit und Ausblick

– work in progress –

Literaturverzeichnis

- [1] Gerd Lütjering and James C. Williams. *Titanium: With 51 tables.* Engineering materials and processes. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2. ed. edition, 2007.
- [2] C. Leyens and M. Peters. *Titanium and titanium alloys: Fundamentals and applications.* Wiley-VCH, Weinheim, 1. ed., 2. reprint edition, 2005.
- [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] R.R. Boyer. An overview on the use of titanium in the aerospace industry. *Materials Science and Engineering*, (A 213):103–114, 1996.
- [6] M. Peters, J. Kumpfert, C. Ward, C. Leyens. Titanium alloys for aerospace applications. *Advanced Engineering Materials*, (5):419–427, 2003.
- [7] A.D. Khawajia, I.K. Kutubkhana, and J.M. Wieb. Advances in seawater desalination technologies. *Desalination*, (221):47–69, 2008.
- [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):397–425, 2009.
- [9] U. Zwicker. *Titan und Titanlegierungen.* Springer, Berlin, Heidelberg, 2014.
- [10] N. Eswara Prasad and R. J. H. Wanhill, editors. *Aerospace materials and material technologies.* Indian Institute of Metals series. Springer, Singapore, 2017.
- [11] G. Lütjering, J. C. Williams, A. Gysler. *Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Alloys.*
- [12] Tatsuro Morita, Kei Hatsuoka, Takashi Iizuka, and Kazuhiro Kawasaki. Strengthening of ti-6al-4v alloy by short-time duplex heat treatment. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 46(7):1681–1686, 2005.
- [13] A.K. Gogia. High-temperature titanium alloys. *Defence Science Journal*, (55(2)):149–173, 2005.
- [14] 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.

- [15] David Benjamin and Craig W. Kirkpatrick. Metals handbook: Stainless steels, tool materials and special-purpose metals. *Metals handbook*, 3, 1980.
- [16] 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.
- [17] John M. Holt, Harold Mindlin, and C. Y. Ho. *Structural alloys handbook*. 1997.
- [18] Immanuel Freiherr von Thungen. *Effet dwell: relation microstructure-microtexture-propriétés mécaniques de l'alliage de titane Ti6242*. Autre. Dissertation.
- [19] 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.
- [20] M.J. Bermingham et al. Microstructure of cast titanium alloys. *Materials Forum*, (31):84–89, 2007.
- [21] P.A. Blenkinsop. Developments in high temperature alloys. In: *Titanium Science and Technology*, pages 2323–2338, 1984.
- [22] S.L. SEMIATIN, J. E THOMAS, Jr., and P. DADRAS. Processing-microstructure relationships for ti-6al-2sn-4zr-2mo-0.1si. *METALLURGICAL TRANSACTIONS A*, 1983(14A):2363–2374.
- [23] Z. Tarzimoghadam, S. Sandlöbes, K. G. Pradeep, and D. Raabe. Microstructure design and mechanical properties in a near- α ti-4mo alloy. *Acta Materialia*, 97:291–304, 2015.
- [24] TIMET. Timetal 6-2-4-2, 2000.
- [25] TIMET. Timetal 6-4, 6-4 eli & 6-4-.1r u, 2000.
- [26] C. H. Wang, H. Jiang, and G. H. Cao. Effects of step-quenching on the α'' martensitic transformation, α precipitation, and mechanical properties of multiphase ti-10mo alloy. *Journal of Materials Science*, 53(16):11765–11778, 2018.
- [27] Yavar Mansouri. A comparison of single and duplex annealing treatment effects on microstructure and tensile properties of ti-6242 alloy.