



Technische
Universität
Braunschweig

Institut für Werkstoffe



Wärmebehandlung

J. Hansen, S. Vodde, J. Veer, T. Stein

Wintersemester 17/18

Inhaltsverzeichnis

1 Titanwerkstoffe	4
1.1 Gefügemerkmale	4
1.1.1 Alpha-Titan Phase	4
1.1.2 Beta-Titan Phase	5
1.2 Gefüge	5
1.2.1 Lamellar	5
1.2.2 Martensit	6
1.2.3 Globular	7
1.2.4 Bi-Modal	7
1.3 Intermetallische Verbindungen	7
1.3.1 Alpha-Phasen	8
1.3.2 Beta-Phasen	8
1.4 Ti-6Al-4V	8
1.4.1 Legierungselemente und Verwendung	9
1.4.2 Mechanische Eigenschaften	9
2 Methodik	10
2.1 Intermetallische Verbindung	10
2.1.1 Alpha-Phasen	10
2.1.2 Beta-Phasen	10
2.2 Rasterelektronenmikroskopie	10
2.3 Energiedisperive Röntgenspektroskopie	12
2.4 Wärmebehandlung	13
2.4.1 Temperaturkontrolle	13
2.4.2 Abkühlmedien	13
2.5 Anpassung der Gefüge durch Wärmebehandlung	14
2.5.1 Lamellar	14
2.5.2 Martensit	15
2.5.3 Bi-Modal	15
2.5.4 Globular	15
2.6 Auswertung der Proben	15
2.6.1 Auszählverfahren	15
2.6.2 Zugversuch	17
3 Wärmebehandlungen	18
3.1 Festigkeitssteigerung durch Martensitbildung	18
3.1.1 Abhängigkeit des Primär Alpha Anteils von der Glühtemperatur	18

3.1.2	Abhängigkeit der Härte vom Primeralphaanteil	19
3.1.3	Bewertung der Ergebnisse	19
3.2	Festigkeitssteigerung durch Auslagern des Vollmatensits	19
3.3	Festigkeitssteigerung durch Auslagern von Primeralpha und Martensit	19
3.3.1	1. Wärmebehandlung	20
3.3.2	Ergebnisse 1. Wärmebehandlung	21
3.3.3	2. Wärmebehandlung	23
3.3.4	Ergebnisse 2. Wärmebehandlung	23

1 Titanwerkstoffe

1.1 Gefügemerkmale

Wie andere Metalle liegt Titan in verschiedenen Gittermodifikationen beziehungsweise Phasenzuständen vor. Der Zustand ist von der Temperatur und den vorliegenden Legierungselementen abhängig. Bei reinem Titan liegt zwischen 1668°C und 882°C ein kubisch raumzentriertes Kristallgitter vor. Diese Phase wird als Betaphase (β -Phase) bezeichnet. Bei 882°C erfährt Titan eine Phasenumwandlung zu einem hexagonalen Gitter. Diese Phasenumwandlungstemperatur wird als Betatransus Temperatur bezeichnet und ist für jede Legierung unterschiedlich, denn die Legierungselemente haben Einfluss auf diese Temperatur. [5].

Das hexagonale Gitter wird als Alphaphase (α -Phase) bezeichnet. Wenn das Material langsam abgekühlt ist, liegt reines Titan bei Raumtemperatur nahezu vollständig als Alphaphase vor.

Dieses Gitter ist annähernd am dichtesten gepackt. Das Verhältnis in der Zelle ist etwas kleiner, als das in der ideal am dichtesten gepackten Zelle, c:a von α -Titan liegt bei 1.586. Die perfekte hexagonale Zelle hat ein Verhältnis von 1.624 [9], wobei c und a die Längen innerhalb einer Zelle sind. Je nach Aufbau der Zelle sind diese Längen unterschiedlich groß.

Die Phasenumwandlung zwischen β - und α -Phase kann auch martensitisch erfolgen. Dabei muss das Material aus einer ausreichend hohen Temperatur abgeschreckt werden. Diese Temperatur wird als Martensitstart Temperatur bezeichnet. Sie ist wie die Betatransus Temperatur von den Legierungselementen abhängig.

1.1.1 Alpha-Titan Phase

Die alpha-Titan Phase ist durch eine hexagonale Gitterstruktur gekennzeichnet. Dadurch entsteht ein anisotropes Werkstoffverhalten in einem Korn beziehungsweise Einkristall. Ein Einkristall ist über ein homogenes, einheitliches Kristallgitter definiert. In einem Belastungsfall dieses Einkristalls ist das Werkstoffverhalten abhängig von der Belastungsrichtung im Verhältnis zur Gitterrichtung. Eine Kenngröße, die das elastische Verhalten eines Werkstoffes definiert, ist das Elastizitätsmodul:

$$E = \sigma * \epsilon \quad (1.1)$$

Das Elastizitätsmodul ist das Verhältnis zwischen der anliegenden Spannung σ und die dadurch resultierende Dehnung ϵ . Es wird in Pascal angegeben. Das Elastizitätsmodul E reicht je nach Verhältnis von minimal 100 GPa bis maximal 145 GPa.

Allerdings wird Titan sehr selten als Einkristall hergestellt, sodass die unterschiedliche Kornorientierung dafür sorgt, dass die Anisotropie der einzelnen Körner sich gegenseitig aufhebt. Somit kann man von einem isotropen Werkstoffverhalten ausgehen.

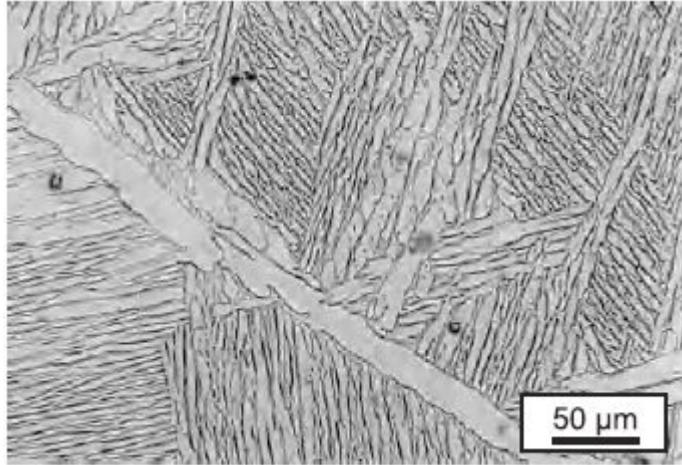


Abbildung 1.1: Volllamellares Gefüge [6]

1.1.2 Beta-Titan Phase

Eine β -Phase ist ein Gefüge mit einer kubisch raumzentrierten Gitteranordnung. Dadurch resultiert ein homogenes Werkstoffverhalten.

Eine große Menge an β -Phase existiert in der Regel bei Raumtemperatur nur unter bestimmten Bedingungen. Sie kann als metastabile Phase auftreten, was bedeutet, dass das Material nicht vollständig den Phasenübergang abschließen konnte und so in dem Zustand aus höheren Temperaturen verblieben ist.

Durch Zusatz bestimmter Legierungselemente kann die β -Phase auch in größeren Mengen vorliegen. Dies wird im Kapitel betastabilisierende Legierungselementen näher erläutert.

1.2 Gefüge

Ausgehend von grundlegend verschiedenen Gefügen können diese durch Wärmebehandlung hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften optimiert werden. Eine Kombination aus mehreren Gefügeausprägungen können die Vorteile der einzelnen kombinieren. Dazu werden mehrstufige Wärmebehandlungen eingesetzt. Die Proben, die in dieser Arbeit verwendet werden, können nicht mehr rekristallisiert werden, sodass die verbleibenden Wärmebehandlungen auf Parameter wie Korngröße kaum Einfluss nehmen können. Das Gefüge ist somit von dem Ausgangsgefüge abhängig.

1.2.1 Lamellar

Lamellare Gefüge sind unabhängig von dem Ausgangsgefüge einstellbar. Sie entstehen aus einer Abkühlung aus dem β -Gebiet. Während des Abkühlens bilden sich in den Korngrenzen der β -Phase α -Bereiche, die in das β -Korn hinein wachsen. Die Alphabereiche wachsen erst in eine Richtung bevor sie ihre Dicke erhöhen. Je nach Abkühlgeschwindigkeit entstehen so dünne oder dickere Nadeln. Die Abbildung 1.1 zeigt ein beispielhaftes Gefüge, indem voll lamellare Strukturen zu sehen sind [5].

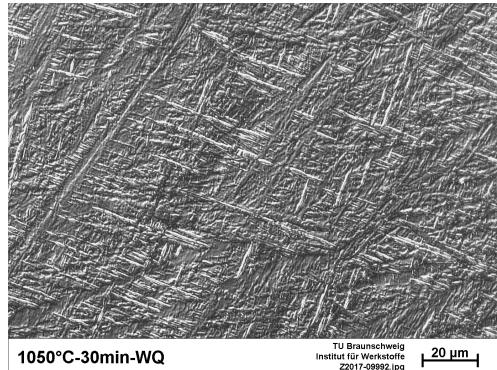


Abbildung 1.2: Vollmartensitisches Gefüge

1.2.2 Martensit

Der Martensit ist eine metastabile Phase die unter bestimmten Umständen entstehen kann. Aufgrund von Diffusionsvorgänge während eines Glühvorganges verändert sich der Anteil an Legierungselementen innerhalb einer Phase. Dem entsprechend reichert sich die Betaphase an Beta stabilisierenden Legierungselementen an. Ist diese Anreicherung zu groß kann eine martensitische Umwandlung der Betaphase nicht statt finden. Um diese Anreicherung zu regulieren kann die Temperatur verwendet werden. Für eine Martensitbildung muss die Temperatur oberhalb der so genannten Martensitstart Temperatur liegen. Bei dieser wird eine zu große Anreicherung vermieden, da die Betaphase bei steigendem Volumenanteil eine geringere Konzentration an Beta stabilisierenden Legierungselementen besitzt. Die Martensitstart Temperatur sinkt, je höher die Konzentration an Beta stabilisierenden Elementen in der Phase ist, sodass sie unterhalb der Raumtemperatur liegen kann. Dann ist ein Erzeugen des martensitischen Gefüges nicht mehr möglich.

Neben der Glühtemperatur ist auch die Abkühlgeschwindigkeit entscheidend. Diffusionsvorgänge, die bei einer langsamen Abkühlung statt finden, finden bei einer martensitischen Umwandlung nicht statt, da Abkühlgeschwindigkeiten von über 500 K/s durch eine Wasserabschreckung vorherrschen. Aufgrund der unterschiedlichen Gitterstrukturen der Alpha- und Betaphase kommt es so zu einem scherartigem, diffusionslosem Umklappvorgang von einem kubisch raumzentrierten Gitter zu einem hexagonalen Gitter. Anders als bei Stahl kommt es nur zu einer minimalen Gitterverzerrung, da es keine zwangsgelösten Elemente in der Phase gibt, die eine Gitterverzerrung verursachen würden. Die entstehende Verzerrung resultiert ausschließlich durch die Umwandlung der Gitter. Das hexagonale Gitter besitzt eine andere Raumausdehnung als das kubisch raumzentrierte Gitter. Durch den Umklappvorgang wandelt sich das Gitter unter dem selben Volumen. Dadurch resultiert eine geringe Verzerrung des Gitters [5]. Das charakteristische Martensitgefuge wie in Abbildung 1.2 resultiert aus dem Umwandlungsvorgang. Wie bei lamellaren Strukturen entstehen ausgehend von den ehemaligen Korngrenzen des Betakorns Nadeln, die in das Korn hinein wachsen. Im Gegensatz zu lamellaren Gefügen sind die Nadeln im Martensit wesentlich feiner [5].

Liegt eine bestimmte Konzentration an Beta stabilisierender Elemente vor (8-12%) [1], verzerrt diese metastabil geslößten Elemente das Kristallgitter und es kommt zu einer eher orthorhombrischen Gitter. Die ehemalige hexagonale Struktur des Martensits wird auch als α' bezeichnet. Das orthorhombrische Gitter als α'' [5].

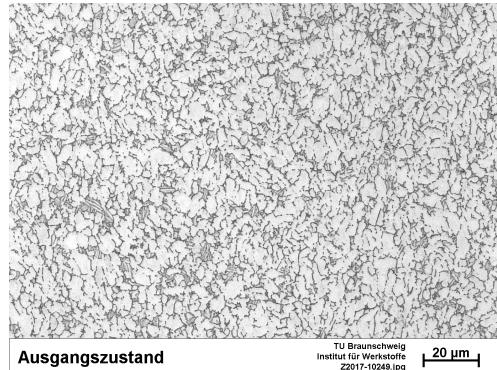


Abbildung 1.3: Globulares Gefüge

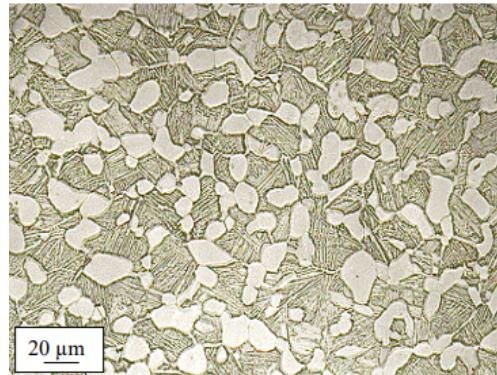


Abbildung 1.4: Bi-Modal-Gefüge [3]

1.2.3 Globular

Globulare Phase besteht aus runden Alpha-Bereichen. Dieses Gefüge resultiert aus einer Rekristallisation. Die Größe der einzelnen Körner ist von der Versetzungsichte innerhalb des Gefüges vor der Rekristallisation abhängig. Nach einer Rekristallisation ist nur noch eine Zunahme der Korngröße realisierbar. Ausgehend aus diesem Gefüge lassen sich alle anderen Gefüge einstellen. In Abbildung 1.3 erkennt man ein solches Gefüge.

1.2.4 Bi-Modal

Bi-Modal-Gefüge (Duplex-Gefüge) sind durch globularer α -Phase und Lamellen aus α - und β -Phase gekennzeichnet. Es resultiert aus einer Glühung im zwei-Phasen-Gebiet. In Abbildung 1.4 ist ein solches Gefüge zu erkennen.

1.3 Intermetallische Verbindungen

Titanlegierungen können, wie alle anderen Metalllegierungen, intermetallische Verbindungen bzw. Phasen bilden. Der Gittertyp der Phase passt meist nicht zu den Gittertypen der einzelnen Komponenten [vgl. Domke (1986)]. Abhängig vom Gittertyp der Grundmatrix und der Verbindung, können kohärente, teilkohärente oder inkohärente Verbindungen entstehen. Die Grenzflächenenergie der kohärenten Teilchen ist gering. Sie verzerren das Kristallgitter nur etwas. Wachsen diese zu inkohärenten Teilchen heran, steigt die Grenzflächenenergie und das Kristallgitter wird stärker ver-

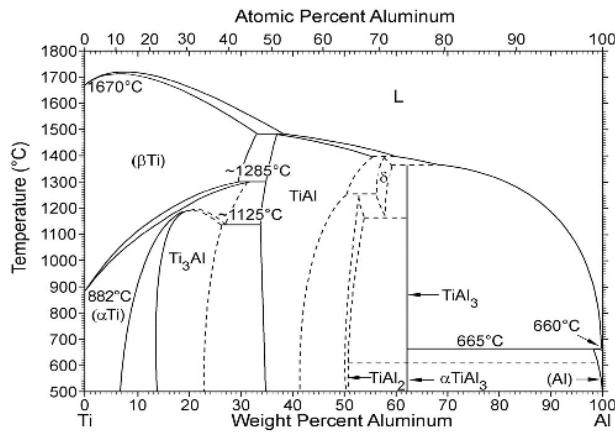


Abbildung 1.5: Titan Aluminium Phasendiagramm

zerrt. Bestimmte Titanlegierungen nutzen diese intermetallischen Phasen, um die mechanischen Eigenschaften auch bei höheren Temperaturen zu verbessern [vgl. G.Lütjering, J.C. Williams 2007]. Reines Titan kann keine intermetallischen Phasen bilden. Ausschlaggebend hierfür sind die Legierungselemente, die Alpha und Beta Stabilisatoren. Diese Phasen lassen sich wie die Stabilisatoren in Alpha und Beta Phasen aufteilen.

1.3.1 Alpha-Phasen

Mit steigendem Aluminium Äquivalent können sich intermetallische Titan-Aluminium-Phasen bilden, die bei Raumtemperatur beständig sind. Wie das Diagramm zeigt, beginnt dieser Vorgang bereits bei ca. 5 % Aluminium. Das zwei Phasen Gebiet α Ti und Ti₃Al bildet sich. Für die meisten Titanlegierungen gilt jedoch der Richtwert von 6 % Aluminium um Ti₃Al (α_2) Teilchen auszuscheiden. Die Ti₃Al Teilchen besitzen eine hexagonale Gitterstruktur wie das α Ti. Die Teilchen können die gleichen Gitterplätze besetzen und verzerren das Kristallgitter nur wenig. Sie sind kohärent. Werden noch größere Anteile Aluminium zum Titan legiert, kann sich TiAl (γ -TiAl) bilden. Diese Teilchen besitzen ein Tetragonales Kristallgitter. Werden Legierungen mit diesen beiden genannten Phasen erzeugt, entstehen sogenannte Titan-Aluminide [5].

1.3.2 Beta-Phasen

Intermetallische Beta-Phasen sind in Titanlegierungen unerwünscht, da sie die mechanischen Eigenschaften verschlechtern. Die isomorphen Stabilisatoren, wie Molybdän, Vanadium oder Niob, bilden in gewöhnlichen Legierungen keine intermetallischen Phasen. Ihre Legierungsanteile sind zu gering. Die eutektoiden Stabilisatoren, wie Chrom oder Eisen hingegen, bilden diese. TiFe und Ti₂Cr Phasen sollen in Titanlegierungen nicht entstehen [5].

1.4 Ti-6Al-4V

Im Mittelpunkt der in dieser Arbeit behandelten Aufgabenstellung steht der Werkstoff Titan mit den Legierungszusätzen von 6 Gewichtsprozent Aluminium und 4 Gewichtsprozent Vanadium. Anders ausgedrückt: Titan-6Al-4V. Im Folgenden soll demnach ein wenig näher auf die Eigenschaften dieser Legierung eingegangen werden.

1.4.1 Legierungselemente und Verwendung

Titan 6 Aluminium 4 Vanadium oder kurz Ti-64 ist die am häufigsten verwendete Titanlegierung weltweit. Sie wurde bereits in den 1950er Jahren entwickelt und zählt zu den am besten erforschten Titanlegierungen. [Titan und Titanlegierungen, Peters, 2002] Wegen ihrer großen Bedeutung in der Luftfahrt, werden Titanlegierungen häufig auch in anderen Bereichen der Technik nach den in der Luftfahrt geltenden Normen bestellt. Ein Blick auf die AMS 4911 (aerospace material specification) offenbart hier die Vorgaben für die chemische Zusammensetzung der Legierung. Neben den bereits im Namen Ti-64 festgelegten 6% Aluminium und 4% Vanadium sind bis zu 0,25% Eisen und 0,2% Sauerstoff als Legierungselemente zugelassen. Durch seine Legierungselemente Aluminium als Stabilisator der Alpha-Phase und Vanadium als Beta-stabilisierendes Element, lässt sich Ti-64 zu den Alpha+Beta Legierungen zählen. Die Hauptverwendung der Legierung liegt wie oben bereits erwähnt in der Luftfahrt. Hier kommt sie zum Beispiel als Material für Schaufeln im Fan und Niederdruckverdichter vor [5][S.250 ff]. Weiter findet man Anwendungen in der Medizintechnik. Hier werden gerade Implantate von denen eine etwas höhere Festigkeit verlangt wird nicht mehr aus commercially pure (CP) Titan sondern aus Ti-64 hergestellt. Da ist insbesondere bei Hüftimplantaten oder Schrauben der Fall [5][S. 400 f.]

1.4.2 Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften von Ti-64 hängen wie bei anderen Legierungen des Basiswerkstoffes Titans auch von der abschließenden Wärmebehandlung ab. In Abhängigkeit der durchgeföhrten Wärmebehandlung schwanken die Angaben in der Literatur. Die Beta-Transus-Temperatur bildet einen zentralen Bezugspunkt für die Einstellung eines Gefüges und liegt für Ti-64 zwischen 985°C und 1000°C. Sie wird meist mit 995°C angegeben [8], [11]. Durch seine Legierungselemente ist Ti-64 in der Lage bei Raumtemperatur sowohl in Alpha- als auch Beta-Phase aufzutreten. Ein mögliches Gefüge stellt hierbei das Bi-modal- oder Duplexgefüge da. In Kombination mit einem bis über 200 Stunden andauerndem Auslagern lässt sich hier zusätzlich eine Ausscheidung von Titan₃-Aluminium herbeiführen. Dieses Gefüge verbessert gerade die, aufgrund der geringen Wärmeleitfähigkeit, schlechten Impact-Eigenschaften von Ti-64 [8]. Ein weiteres mögliches Gefüge stellt das lamellare Gefüge dar. Als lamellare Gefüge versteht man Widmannstätten- oder martensitische-Gefüge. Die Festigkeit hängt hier maßgeblich von der Größe paralleler lamellarer Bereiche und der Alpha-Lamellenbreite ab. Eine geringe Alpha-Lamellenbreite von 3 Mikrometern verspricht hierbei für Ti-64 eine optimale Festigkeit [10]. Einstellen lassen sich lamellare Gefüge durch ein langsames Abkühlen (Widmannstätten) oder Abschrecken (martensitisch) von oberhalb der Beta-Transus-Temperatur. Die Aufgabenstellung dieser Arbeit sieht vor die Zugfestigkeit von Ti-64 in Hinblick auf eine Verwendung als Triebwerksmaterial zu optimieren. Möglichst hohe Festigkeiten lassen sich dabei mit beiden oben aufgezeigten Gefügen erreichen. Einen Überblick gibt Tabelle [Tabellennummer]

2 Methodik

2.1 Intermetallische Verbindung

Titanlegierungen können, wie alle anderen Metalllegierungen, intermetallische Verbindungen bzw. Phasen bilden. Der Gittertyp der Phase passt meist nicht zu den Gittertypen der einzelnen Komponenten [vgl. Domke (1986)]. Abhängig vom Gittertyp der Grundmatrix und der Verbindung, können kohärente, teilkohärente oder inkohärente Verbindungen entstehen. Die Grenzflächenenergie der kohärenten Teilchen ist gering. Sie verzerren das Kristallgitter nur etwas. Wachsen diese zu inkohärenten Teilchen heran, steigt die Grenzflächenenergie und das Kristallgitter wird stärker verzerrt.

Bestimmte Titanlegierungen nutzen diese intermetallischen Phasen, um die mechanischen Eigenschaften auch bei höheren Temperaturen zu Verbessern [5].

Reines Titan kann keine intermetallischen Phasen bilden. Ausschlaggebend hierfür sind die Legierungselemente, die Alpha- und Beta-Stabilisatoren. Diese Phasen lassen sich wie die Stabilisatoren in Alpha- und Beta-Phasen aufteilen.

2.1.1 Alpha-Phasen

Mit steigendem Aluminium Äquivalent können sich intermetallische Titan-Aluminium-Phasen bilden, die bei Raumtemperatur beständig sind. Wie das Diagramm aus Abbildung 2.1 zeigt, beginnt dieser Vorgang bereits bei ca. 5% Aluminium. Das zwei Phasen Gebiet α Ti und Ti₃Al bildet sich. Für die meisten Titanlegierungen gilt jedoch der Richtwert von 6% Aluminium um Ti₃Al (α 2) Teilchen auszuscheiden. Die Ti₃Al Teilchen besitzen eine hexagonale Gitterstruktur wie das α Ti. Die Teilchen können die gleichen Gitterplätze besetzen und verzerren das Kristallgitter nur wenig. Sie sind kohärent. Werden noch größere Anteile Aluminium zum Titan legiert, kann sich TiAl (γ -TiAl) bilden. Diese Teilchen besitzen ein Tetragonales Kristallgitter. Werden Legierungen mit diesen beiden genannten Phasen erzeugt, entstehen sogenannte Titan-Aluminide [5, vgl.].

2.1.2 Beta-Phasen

Intermetallische Beta-Phasen sind in Titanlegierungen unerwünscht, da sie die mechanischen Eigenschaften verschlechtern. Die isomorphen Stabilisatoren, wie Molybdän, Vanadium oder Niob, bilden in gewöhnlichen Legierungen keine intermetallischen Phasen. Ihre Legierungsanteile sind zu gering. Die eutektoiden Stabilisatoren, wie Chrom oder Eisen hingegen, bilden diese. TiFe und Ti₂Cr Phasen sollen in Titanlegierungen nicht entstehen [5].

2.2 Rasterelektronenmikroskopie

Das Rasterelektronenmikroskop (REM) bietet eine bessere Auflösung und eine größere Vergrößerung, als das Auflichtmikroskop. Es können Vergrößerungen von bis 100000 x erreicht werden. Die Auflösung liegt bei wenigen Nanometer. Durch eingebaute Detektoren am REM können bestimmte analytische Methoden zusätzlich durchgeführt werden. Dies ist hilfreich für Auswertung

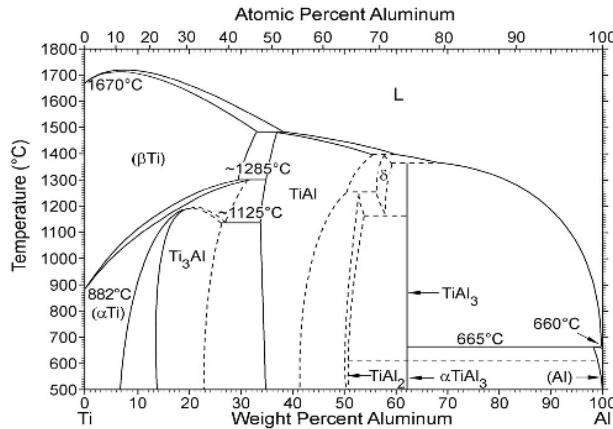


Abbildung 2.1: Titan Aluminium Phasendiagramm

der Proben. Eine Wolframdraht oder ein Lanthanhexaborideinkristall (LaB_6) dient als Elektronenquelle. Die Elektronen werden emittiert und mittels Beschleunigungsspannung in Richtung Anode abgelenkt. Je nach Auflösung kann die Spannung zwischen 200V und 50kV liegen. Elektromagnetische Linsen bündeln die Elektronen in einem Strahl und lenken ihn auf die Probe. Mit einer Anblenkspule kann der Strahl über die Probe geführt werden (Abbildung 2.2).

Die Elektronen gelangen auf die Probeoberfläche und es entstehen Wechselwirkungen zwischen den Strahlelektronen und den Atomen der Probenoberfläche. Die zwei wichtigsten Erscheinungen sind hierbei die Rückstreuerelektronen (RE) und die Sekundärelektronen (SE). Die Strahlelektronen werden durch die Atomkerne in der Probe abgelenkt und verlieren an Energie. Diese Energie wird in Form der Röntgenbremsstrahlung frei. Die dabei teilweise zurückgeworfenen Elektronen werden als RE bezeichnet. Der Streuprozess zwischen den Strahlelektronen und den Elektronen in den Atomschalen, führt zu SE. Die hierbei entstehende Röntgenstrahlung, ist die charakteristische Röntgenstrahlung. Die Elektronen in den Atomschalen werden von den Strahlelektronen herausgeworfen. Die Schale ist ionisiert. Diese freien Plätze werden durch andere Elektronen besetzt. Die dabei freiwerdende Energie wird in Form von Röntgenstrahlung emittiert. Verlassen RE die Probe können zusätzlich SE entstehen. Die SE und RE dienen nun der Bilderzeugung. Die Elektronen werden mit jeweils unterschiedlichen Detektoren erfasst. Die Spannung, die aus dem Detektorimpuls erzeugt wird, gelangt zur Kathodenstrahlröhre. Werden viele Elektronen erfasst, steigt die Spannung und der Bildpunkt erscheint hell. Die einzelnen Bildpunkte werden nun durch das „abrastern“ der Oberfläche erzeugt. Heutzutage erfolgt die Bildherstellung digital. [vgl. Romeis Mikroskopische Technik (2015)]. Gute Bildergebnisse können nur durch eine sorgfältige Probepräparation entstehen. Die Oberflächen müssen sauber sein. Die Proben sollten vor der Analyse im Ultraschallbad gereinigt werden. Zudem muss die gesamte Probe elektrisch leiten. Eingebettete Proben können nicht verwendet werden. Der Kunststoff nimmt die Elektronen auf und würde den Elektronenstrahl ablenken. Als alternative kann eine leitende Gold oder Silberschicht aufgebracht werden.

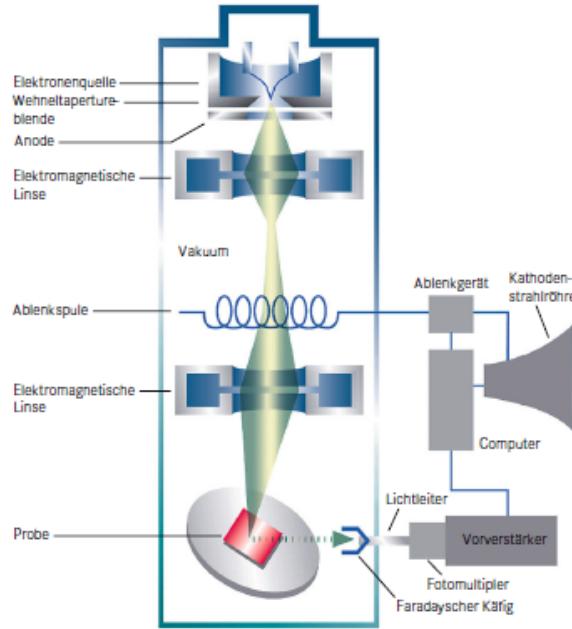


Abbildung 2.2: Aufbau eines Rasterelektronenmikroskops

2.3 Energiedisperive Röntgenspektroskopie

Die Energiedisperive Röntgenspektroskopie (EDX) wird vor allem in der Werkstoff- und Materialtechnik eingesetzt. Die EDX ermöglicht die Elementverteilung in der Oberfläche von unterschiedlichen Materialien darzustellen. Die Elementverteilung in bestimmten Gefügebereichen kann so visualisiert werden (element partitioning). Wird ein Elektronenstrahl auf eine Probenoberfläche beschleunigt (siehe Abschnitt Rasterelektronenmikroskopie), entsteht die charakteristische Röntgenstrahlung. Je nach Element besitzt diese Strahlung eine bestimmte Energie.

$$E_n = \frac{1}{n^2} * \frac{m_0}{8} * \left(\frac{Z * e^2}{\epsilon_0 * h} \right)^2 \quad (2.1)$$

(E_n : Energie, n : ganze Zahl, m_0 : Elektronenmasse, Z : Ordnungszahl, e : Elementarladung, ϵ_0 Influenzkonstante, h : Plancksches Wirkungsquantum)

Die Formel (2.1) zeigt, dass die Energie von der Ordnungszahl des Elements abhängig ist. Diese Energie wird in eine charakteristische Wellenlänge umgewandelt.

$$\lambda_{min} = \frac{h * c}{E_0} \quad (2.2)$$

(c : Lichtgeschwindigkeit, λ : Wellenlänge)

Nach der Formel (2.2) ist das Verhältnis zwischen der Energie und Wellenlänge antiproportional.

Die charakteristischen Röntgenstrahlen werden auf einen Halbleiterkristall gelenkt. Dieser wandelt die Energie der Strahlung in eine Spannung um. Diese Spannung wird aufgezeichnet und im Röntgenspektrum als Peak dargestellt. Je höher der Elementanteil, desto höher ist die Intensität des Peaks. Die Summe aller Ausschläge ergibt 100%. Die Intensität aller Peaks ist abhängig von

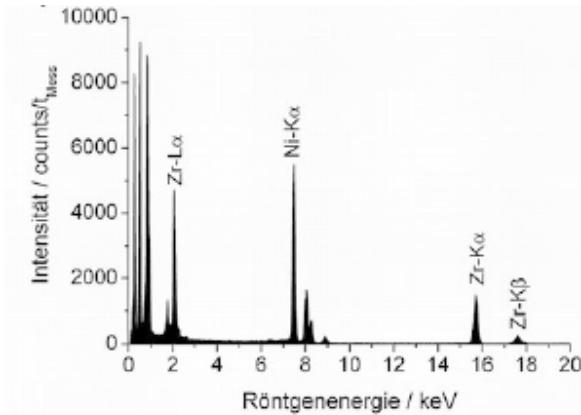


Abbildung 2.3: Röntgenspektrum

der Zeit, die der Elektronenstrahl auf die Probenoberfläche trifft. Jedes Element besitzt mehrere Elektronenschalen, die angeregt werden können. Werden diese Schalen ionisiert, emittieren sie Röntgenstrahlung mit unterschiedlicher Wellenlänge. Je nach Element können so mehrere Peaks mit einer spezifischen Röntgenenergie im Spektrum entstehen (siehe Abbildung 2.3). Je nach angeregter Schale (L oder K) entstehen Peaks für das Zirconium. Die Ausschläge im Bereich niedriger Wellenlänge sind auf die Bremsstrahlung der einzelnen Elemente zurückzuführen. Zudem kann es vorkommen, dass sich einzelne Peaks von unterschiedlichen Elementen überlagern. Dies erschwert die Zuordnung der einzelnen Ausschläge. [vgl. Jürgen Thomas, Thomas Gemming (2013) Analytische Transmissionselektronenmikroskopie].

2.4 Wärmebehandlung

Die Wärmebehandlung nach der Rekristallisation ist die letzte Methode, um das Gefüge des Titans einzustellen. Hierbei kommt es auf Parameter wie Temperatur, Haltezeit und Abkühlmethode an. Um die bereits erwähnten Gefüge zu realisieren, ist eine spezifische Abfolge von einer beziehungsweise mehreren Stufen einer Wärmebehandlung nötig. Die grundlegenden Behandlungen werden in diesem Kapitel behandelt, die speziellen, mehrstufigen, soweit relevant, im dritten.

2.4.1 Temperaturkontrolle

Für die Temperaturkontrolle innerhalb der Wärmebehandlung kommt ein Ofen zum Einsatz. Dieser kann bis zu Temperaturen deutlich oberhalb der Betatransus Temperatur aufheizen und diese mit einer Genauigkeit von drei Kelvin halten. So kann der Temperaturbereich, der für die Wärmebehandlungen wichtig ist, eingestellt werden. Dieser liegt zwischen Raumtemperatur und 50°C - 100°C oberhalb der Betatransus Temperatur. Der Ofen ist außerdem für die insoweit bedeutende Aufheizgeschwindigkeit verantwortlich.

2.4.2 Abkühlmedien

Durch Abkühlmedien werden bestimmte Abkühlgeschwindigkeiten realisiert. Für langsamere Abkühlungen als in der Luft wird der Ofen genutzt. Hier kann die Temperatur beliebig langsam reduziert werden. Ein weiterer Vorteil des Ofens ist, dass die Probe auf eine bestimmte Temperatur herunter gekühlt werden kann. Dies ist für mehrstufige Wärmebehandlungen wichtig, bei denen

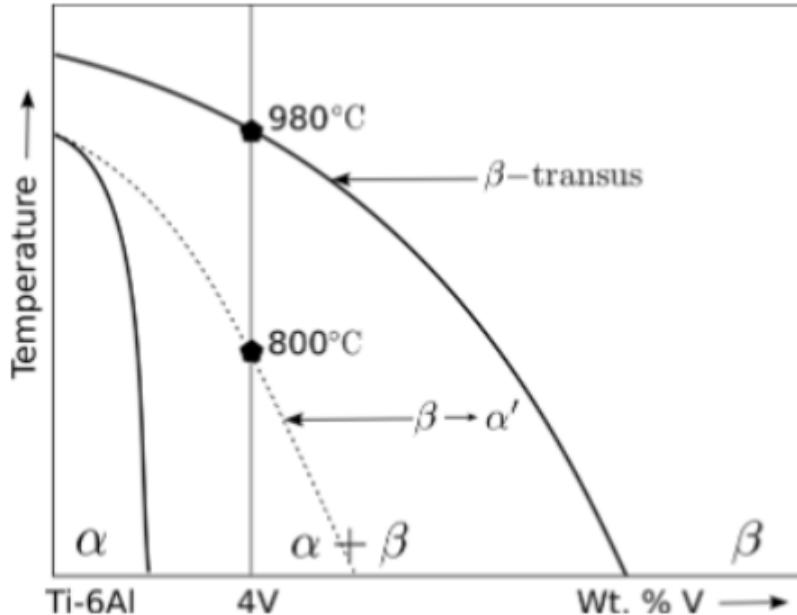


Abbildung 2.4: schematisches Phasendiagramm Ti-6Al-4V [2]

eine Abkühlung auf Raumtemperatur zwischen den Schritten vermieden werden soll.

Da der Ofen nicht überaus schnell abkühlen kann, wird zur schnelleren Abkühlung Luft mit Raumtemperatur verwendet. Durch den höheren Temperaturgradienten im Verhältnis zum Ofen wird so die Abkühlung beschleunigt.

Um noch schnellere Abkühlungen zu realisieren wird Wasser oder Öl verwendet. So werden zum Beispiel Abkühlgeschwindigkeiten für eine Martensitbildung ermöglicht.

2.5 Anpassung der Gefüge durch Wärmebehandlung

Das Anpassen der Gefüge ist das Ziel jeder Wärmebehandlungen. So werden Werkstoffeigenschaften gezielt für den jeweiligen Anwendungsfall optimiert, denn bestimmte Gefüge, mit bestimmten Mechanischen Eigenschaften, folgen aus bestimmten Wärmebehandlungen. Diese Einstellung hat bestimmte Grenzen. Korngrößenreduzierung ist nicht möglich, sodass eine Behandlung mit Kornwachstum nicht Rückgängig gemacht werden kann. Eine derartige Behandlung sollte somit mit bedacht gewählt werden, da gewöhnlich die Festigkeit durch Kornwachstum abnimmt.

2.5.1 Lamellar

Rein lamellare Strukturen folgen aus einer Abkühlung aus dem Beta-Gebiet. In dem Phasendiagramm aus Abbildung 2.4 ist erkennbar, dass oberhalb der Betatransus-Linie das Material in einem Einphasenfeld liegt und somit bei einer moderaten Abkühlung vollständig in lamellare Phase umwandelt. Wird die Glühtemperatur unterhalb der Betatransus Temperatur gewählt, ist das Material in einem Zweiphasengebiet. So können unterschiedliche Alphagehälter eingestellt werden, sodass eine Kombination aus α-Phase und α + β-Phase entsteht. Das so eingestellte α-Gefüge wird auch als Primäralpha bezeichnet.

Je nach Feinheit der Platten hat das Gefüge positive oder negative Eigenschaften bezüglich der

Festigkeit. Fein lamellare Platten sorgen für eine Zunahme der Festigkeit und grobe Platten für eine Abnahme. Dies ist durch die unterschiedliche Grenzflächendichte zu erklären, denn die hohe Anzahl an Körnern behindert den Versetzungsfortschritt. Bei großen lamellaren Platten ist es für die Versetzung deutlich einfacher durch das Bauteil fortzuschreiten.

2.5.2 Martensit

Martensit entsteht mit Glühtemperaturen höher als die Martensitstart Temperatur, folgend von einer Wasserabschreckung. Wie bei lamellaren Gefügen kann auch eine Kombination aus Primärem Alpha und Martensit erfolgen, indem die Glühtemperatur im 2-Phasengebiet gewählt wird. Wie hoch die Temperatur gewählt wird entscheidet über den Primäralpha Phasenanteil. Außerdem kann so eingestellt werden, welche Art des Martensits entsteht. Wird nah an der Martensitstart Temperatur geglättet, liegt eine hohe Konzentration an Beta stabilisierenden Elementen in der Betaphase vor. Ein Abschrecken führt so zu einem α'' Gefüge. Die Temperaturen liegen zwischen 750°C-900°C. Wird darüber geglättet liegt nach dem Abschrecken ein α' Gefüge vor [1].

2.5.3 Bi-Modal

Diese Strukturen bestehen aus einer Kombination von primär Alpha und lamellaren Strukturen in den ehemaligen Betakörnern. Dies lässt sich durch eine Wärmebehandlung einstellen, in der die Glühungstemperatur unterhalb der Betatransus Temperatur liegt. Die Temperatur entscheidet über die Ausprägung der primären Alphakörper. Aus dem Phasendiagramm aus Abbildung 2.4 erklärt sich, dass je höher die Glühungstemperatur ist desto geringer ist der primäralpha-Gehalt in dem resultierenden Gefüge. Die Abkühlgeschwindigkeit entscheidet über die Breite der während des Abkühlvorgangs entstehenden Lamellen [5].

2.5.4 Globular

Wie in Kapitel eins bereits erwähnt lässt sich ein globulares Gefüge nur durch eine Rekristallisierung ermöglichen. Es ist hierbei wichtig, dass das Material langsam abgekühlt wird sodass sich die Alphakörper bilden können ohne dass sich eine Bi-Modal Gefüge einstellt [5].

2.6 Auswertung der Proben

2.6.1 Auszählverfahren

Das Auszählverfahren ist ein manuelles Hilfsmittel um die Phasenanteile von Gefügen zu ermitteln. Metalllegierungen, wie auch Titan, können unterschiedliche Gefüge mit mehreren Phasen ausbilden. Deren Anteile können mit diesem Verfahren bestimmt werden.

Das zu analysierende Gefüge wird mit einem Mikroskop abgebildet. Fünf zufällig ausgewählte Bildbereiche werden ausgedruckt und mit einem gleichmäßigen Raster versehen. Die Abbildung 2.5 zeigt ein beispielhaftes Raster.

Für eine gleichmäßige Verteilung der Phasen reichen die äußeren Ringe der Felder. Liegen die Anteile allerdings bei wenigen Prozent müssen alle Kreuze berücksichtigt werden. Anschließend erfolgt das Auszählen. Die Kreuze die auf der Phase liegen, die bestimmt werden soll, werden mit 1 gezählt. Liegen die Kreuze an einer Phasengrenze, werden sie mit 0,5 gezählt. Berühren die Kreuze die Phase nicht werden sie mit 0 gezählt. Alle Werte werden aufsummiert und durch die Anzahl

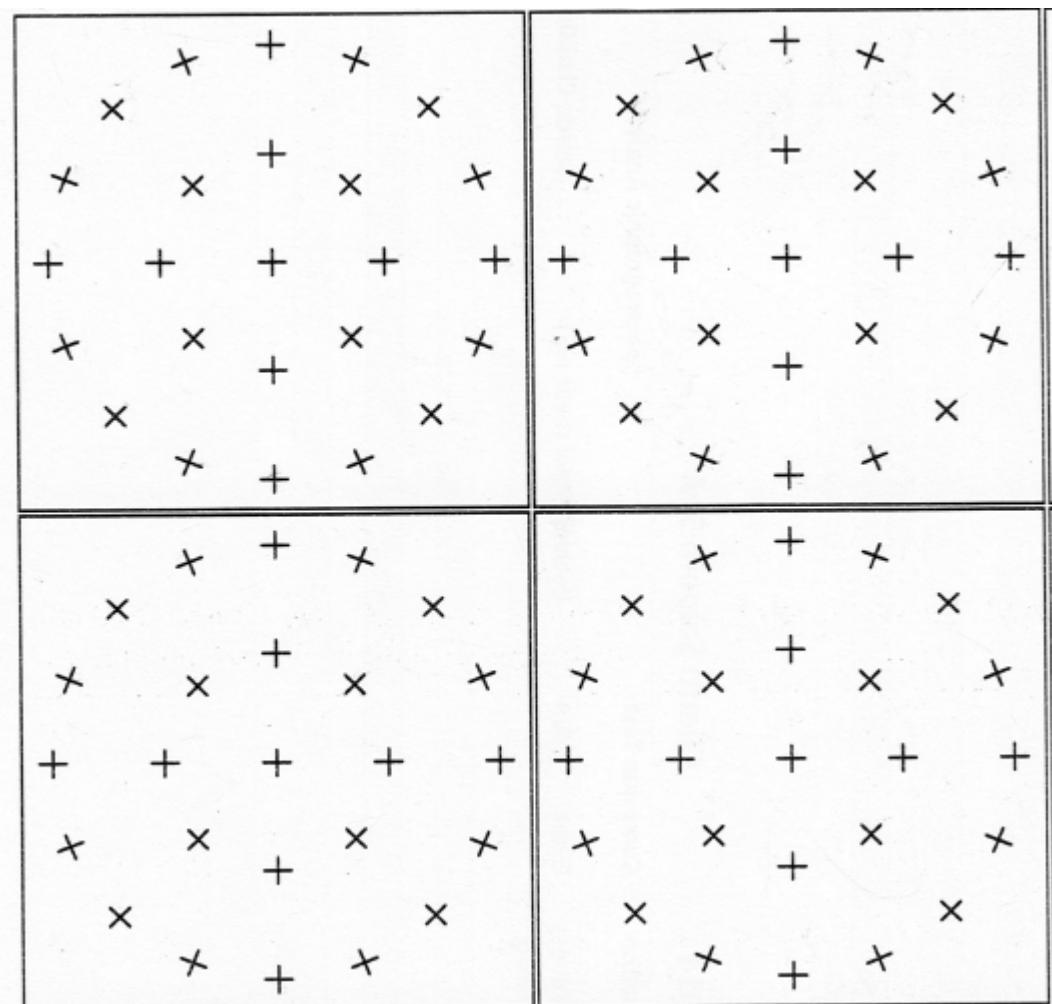


Abbildung 2.5: Raster für das Auszählverfahren

aller gezählten Kreuze geteilt. Das Ergebnis ist der Phasenanteil. Dieses Verfahren wird an fünf unterschiedlichen Bildbereichen durchgeführt und der Mittelwert gebildet.

2.6.2 Zugversuch

Bei einem Zugversuch werden Proben bis zum Bruch gedehnt und dabei Werkstoffkennwerte bestimmt. Die Kennwerte sind unter anderem Elastizitätsmodul, Elastizitätsgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung. Unter diesen Kennwerten ist für die Anforderung der Arbeit die Zugfestigkeit interessant, da diese über eine Wärmebehandlung optimiert werden soll. Sie ist die größte plastische Dehnung bevor sich das Bauteil einschnürt. Mit dem Zugversuch wird die Abschätzung der Zugfestigkeit über die Härte vermieden und es kann abgeschätzt werden, ob die Formel der Abschätzung realitätsnah war.

3 Wärmebehandlungen

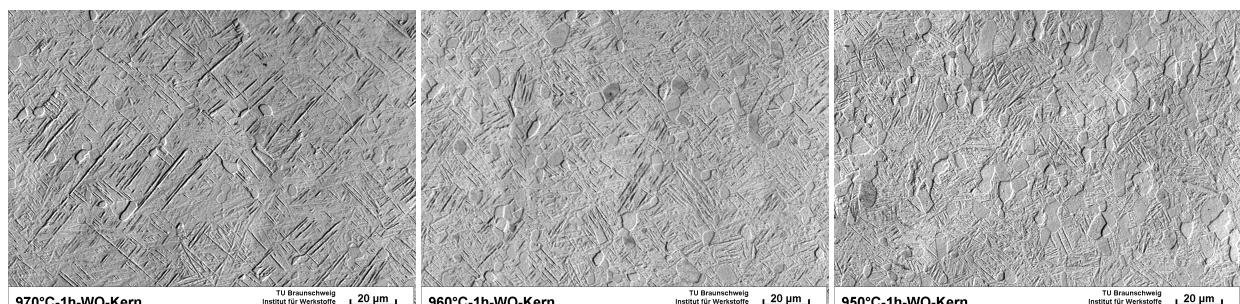
3.1 Festigkeitssteigerung durch Martensitbildung

Die Literaturrecherchen zeigen, dass sich die mechanischen Eigenschaften der Titanlegierung durch unterschiedliche Gefügestrukturen einstellen lassen. Die erste Methode um die Härte bzw. Zugfestigkeit zu steigern, ist die Einstellung des Primär Alpha Gehalts. Mit einem sinkenden Gehalt der Alpha Phase, steigt die Härte des Gefüges. [7]. Der Alpha Anteil lässt sich mit einer Wärmebehandlung variieren. Mit einer Wärmebehandlung im zwei Phasen Gebiet ($\alpha' + \beta$) sinkt der Anteil der Alpha Phase mit steigender Temperatur, bis die Beta Transustemperatur erreicht ist (siehe Abbildung 2.4). Um diesen Anteil beizubehalten muss die Temperatur eine bestimmte Zeit gehalten und anschließend schnell abgekühlt werden. Die Diffusionsvorgänge sollen so klein wie möglich gehalten werden. Neue Alpha Körner sollen nicht entstehen und die vorhandenen Körner sollen nicht auf Kosten der Beta Phase weiter wachsen. Oberhalb der Martensitstarttemperatur kann sich aus der Beta Phase je nach Abkühlmedium Martensit oder transformierte Beta Phase bilden.

3.1.1 Abhängigkeit des Primär Alpha Anteils von der Glühtemperatur

Drei Proben wurden bei jeweils bei 950°C, 960°C und 970°C für eine Stunde im Ofen geglüht und anschließend im Wasser abgeschreckt. Anschließend wurden die Proben präpariert. Die Abbildungen aus 3.1 zeigen die lichtmikroskopischen Aufnahmen. Primär Alpha Körner liegen in einer Martensit Matrix. Die Alpha Körner wurden durch das Abschrecken eingefroren, und die Beta Phase ist komplett in den Martensit umgeklappt. Die unterschiedlichen Primär Alpha Anteile sind klar zu erkennen.

Die genauen Phasenanteile wurden mittels Auszählverfahren (2.2.1) bestimmt. Die Ergebnisse zeigt Tabelle 3.1. Bei einer Temperatur von 970°C ist der Alpha Anteil mit 6 % sehr gering und mittels Lichtmikroskop nur noch schwer zu erkennen. Die 20 % Alpha bei einer Glühtemperatur von 950°C



(a) Gefüge bei einer Glühtemperatur von 970°C (b) Gefüge bei einer Glühtemperatur von 960°C (c) Gefüge bei einer Glühtemperatur von 950°C

Abbildung 3.1: Gefüge unterschiedlicher Glühtemperaturen

Wärmebehandlung	Mittelwert Primäralphaanteil %	Standardabweichung
950°C 1h WQ	20	1,57
960°C 1h WQ	13	1,68
970°C 1h WQ	6	1,82

Tabelle 3.1: Primäralphaanteil in Abhängigkeit der Glühtemperatur

Wärmebehandlung	Primär Alpha Anteil [%]	Mittelwert Härte in HV10	Standardabweichung
950°C 1h WQ	20	343	6,68
960°C 1h WQ	13	351	9,07
970°C 1h WQ	6	357	8,95

Tabelle 3.2: Härte in Abhängigkeit der Glühtemperatur

hingegen sind noch deutlich zu erfassen.

3.1.2 Abhängigkeit der Härte vom Primäralphaanteil

Die Härte der Proben wurde mittels der Vickers Härteprüfung bestimmt. Aus fünf Härtemessungen pro Probe wurde ein Mittelwert errechnet. Bei einer Prüfkraft von 10HV dringt der Prüfkörper in die Alpha Körner und den Martensit ein. Somit entsteht in gemitteltem Härtewert des Gefüges. Die Tabelle 3.2 zeigt eindeutig, dass die Härte mit sinkendem Primär Alpha Anteil steigt. Bei einem Anteil von 20 % liegt die Härte bei ca. 340 HV10. Sinkt der Anteil auf 6 %, steigt die Härte auf einen Wert von ca. 360 HV10.

3.1.3 Bewertung der Ergebnisse

Es besteht eine Proportionalität zwischen dem Primär Alpha Anteil und der Härte des Gefüges. Je geringer der Anteil Alpha Phase im Gefüge, desto höher ist die Härte. Der wachsende Anteil des Martensits bewirkt somit die Härtesteigerung. Mit diesem Ergebnis ist zu klären, ob ein vollmartensitisches Gefüge die Härte nochmals steigert. Dieses Gefüge wird im vollgängem behandelt. Zudem ist die hohe Standardabweichung der Härtewerte auffällig (siehe Anhang Härte Protokolle). Die Härteeindrücke wurden längs durch die Schleiffläche gelegt. Die Härteprotokolle zeigen, dass der erste und der fünfte Messwert oft nach unten ausreißt. Diese Eindrücke liegen nahe der Randzone. Ein Härteabfall in der Randzone könnte mit dem entstandenen α -Case (Abbildung 3.2) zusammen hängen.

3.2 Festigkeitssteigerung durch Auslagern des Vollmartensits

3.3 Festigkeitssteigerung durch Auslagern von Primäralpha und Martensit

In zahlreichen vergleichbaren Untersuchungen wurde bereits eine Festigkeitssteigerung durch Auslagerung von $\alpha + \alpha'$ -Gefügen festgestellt. Auf Basis dieser Untersuchungen und Ergebnissen aus vorherigen Behandlungen werden die Parameter für diese Wärmebehandlung gewählt. Ziel dieser Behandlung ist, den metastabilen Martensit in sekundäre Alpha- und Beta-Phase zerfallen zu lassen. Nach [4] ergeben sich so größere Festigkeiten und bessere mechanische Eigenschaften. Es konkur-

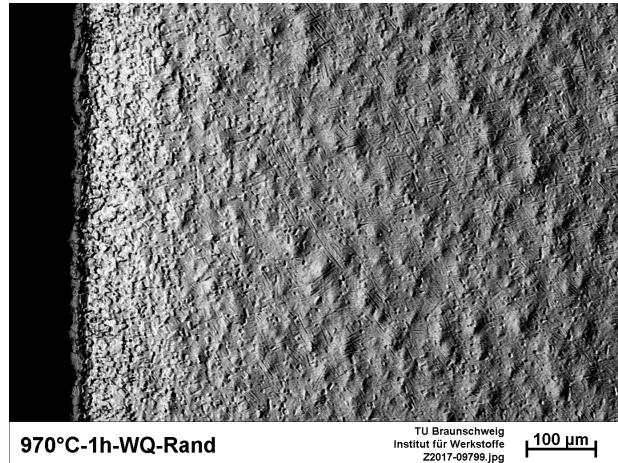


Abbildung 3.2: Alphacase

rieren jedoch zwei Mechanismen bei einer Alterung des Martensits. Zum einen werden die Nadeln innerhalb des Martensits breiter, sodass eine Abnahme der Härte aufgrund geringerer Grenzflächendichte folgt. Der andere Mechanismus ist der Zerfall des Martensits in feine Alpha, und Betakörner die sich innerhalb des Gefüges bilden. Diese feinen Körner sorgen für eine Festigkeitssteigerung. Es ist also das Ziel die Vergrößerung des Gefüges zu minimieren während der Zerfall maximiert werden soll.

3.3.1 1. Wärmebehandlung

Wärmebehandlungen wie in [4] und [11] geben Beispiele für Erfolgreiche Glüh- und Alterungsprozesse. Sie dienen als Hilfsmittel für die Parameterwahl bei dieser Wärmebehandlung. Bei den Beispielen werden Glühtemperaturen von 950°C bis 970°C verwendet, sodass ein zweiphasiges Gefüge mit unterschiedlichen Primäralpha Gehalten entsteht. Um neben dem Primäralpha ein Martensit zu erzeugen wird in Wasser abgeschreckt. Für eine homogene Ausprägung des Gefüges wird wie in den vorherigen Behandlungen eine Haltezeit von einer Stunde als Ausreichend eingestuft.

Wie vorherige Wärmebehandlungen zeigen, wirkt sich ein geringer Primäralpha Anteil positiv auf die Härte beziehungsweise Festigkeit aus. Für den Zerfall des Martensits ist jedoch die Konzentration an Beta stabilisierender Elemente in der Martensitphase entscheidend. Diese liegt wie in den EDX Ergebnissen aus Kapitel 3.1 niedriger je kleiner der Primäralpha Anteil ist. Demnach könnten Proben mit einem niedrigeren Primäralpha Anteil durch eine Alterung geringere Festigkeiten aufweisen als Proben mit höheren Primäralpha Anteilen.

Für die Alterung, mit anschließender Luftkühlung, wurde in den Behandlungen aus den Quellen eine Temperatur von 490°C bis 595°C und eine Haltezeit von 1 bis 8 Stunden angegeben. Da diese Spanne sehr groß ist und eine aussagekräftige Beurteilung der Ergebnisse für den gesamten Bereich unverhältnismäßig aufwendig sein würde, wurden zwei Temperatur festgelegt und über die Haltezeit variiert. So werden in einem ersten Schritt die Auswirkungen des Primäralpha Anteils analysiert. Es wurden wasserabgescheckte Proben bei einer Glühtemperatur von 970°C und 950°C jeweils zwei und acht Stunden bei 520°C gealtert. Es werden also vier Proben verwendet die ein vergleichbares Ergebnis liefern sollen. So kann eine Auswirkung der unterschiedlichen Primäralphaanteile gleichzeitig mit der Auswirkung der Haltedauer beobachtet werden und Rückschlüsse

970°C 1h WQ		950°C 1h WQ	
Abstand in mm	Härte in HV10	Abstand in mm	Härte in HV10
0.03	345	-0.01	337
3.01	350	3.17	347
6.00	343	6.32	349
8.98	339	9.48	348
11.97	342	12.62	336
Mittelwert	344	Mittelwert	343
Max	350	Max	349
Min.	339	Min.	336
Std.-abw.	4.21	Std.-abw.	6.68

Tabelle 3.3: Härtegrade ohne Auslagerung

auf die entstehenden Eigenschaften getroffen werden.

3.3.2 Ergebnisse 1. Wärmebehandlung

970°C Auslagerung

Auf den Gefügebildern mit dem Lichtbildmikroskop aus Abbildung 3.4 sind kaum Unterschiede zu dem Ausgangsgefüge aus Abbildung 3.3(a) sehen. Die Primäralpha Phase ist unabhängig von der Auslagerungszeit in ihrer Ausdehnung konstant geblieben. Dies lässt sich dadurch begründen, dass eine Veränderung des Primäralpha Anteils nur bei hohen Temperaturen oder extrem langen Haltezeiten passieren kann. Da beides nicht vorliegt bleibt der Gehalt konstant. Falls die Martensit Phase sich in ihrer Struktur verändert hat, ist dies nur unter einem REM zu sehen. Ein Zerfall würde sich nur in kleinen Teilchen äußern die in dieser Vergrößerung nicht zu sehen sind.

Durch eine Härteprüfung lässt sich die Auswirkung der Alterung analysieren. Dabei wird das in Kapitel zwei beschriebene Verfahren angewendet. Für die Behandlungsreihe mit 970°C ergeben sich die Ergebnisse aus Tabelle 3.4. Werden diese Werte mit den Härtegraden des rein abgeschreckten Material aus Tabelle 3.3 verglichen ist eine Erhöhung der Härte zu erkennen. Sie ist durch die Auslagerung um circa 10 HV10 gestiegen. Für die längere Haltezeit ist der Härtegrad in Anbetracht der Genauigkeit konstant. Es kann also keine Aussage getroffen werden, ob eine längere Haltezeit mit einer Steigerung der Härte verbunden ist.

950°C Auslagerung

Bei den Proben die mit 950°C geglättet und zwei beziehungsweise acht Stunden bei 520°C ausgelagert wurden, zeigt sich ein ähnliches Ergebnis der Härteprüfung wie bei den Proben bei einer Glühtemperatur von 970°C. Wenn die Härtegrade nach der Alterung mit denen vorher verglichen werden, ist eine Härtesteigerung erkennbar. Die Werte aus der Tabelle 3.5 sind im Schnitt 10 HV10 höher als das Material vor der Behandlung. Genau wie bei den Härtegraden der höher geglätteten Proben ist die Haltezeit den Härtegraden nach zu urteilen unerheblich hinsichtlich der Festigkeit. Sie ist für beide Haltezeiten konstant.

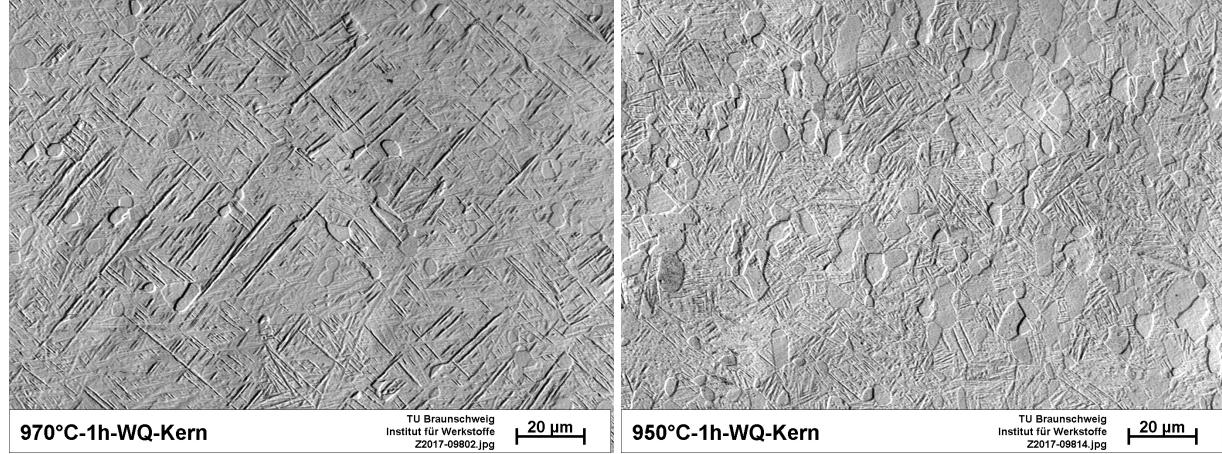


Abbildung 3.3: Gefüge ohne Auslagern

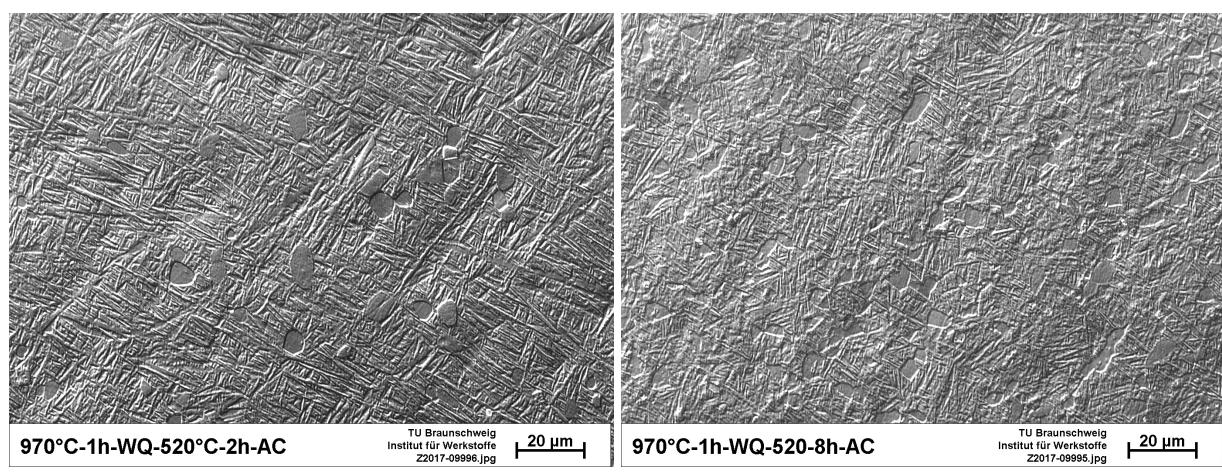


Abbildung 3.4: Gefüge mit einer Glühtemperatur von 970°C und unterschiedlichen Alterungszeiten

2h Auslagern		8h Auslagern	
Abstand in mm	Härte in HV10	Abstand in mm	Härte in HV10
0.03	357	0.07	353
3.16	358	2.91	352
6.29	360	5.79	352
9.43	354	8.67	355
12.56	359	11.54	357
Mittelwert	358	Mittelwert	354
Max	360	Max	357
Min	354	Min.	352
Std.-abw.	2.58	Std.-abw.	2.40

Tabelle 3.4: Härteprüfung 970°C Glühen und Auslagern

2h Auslagern		8h Auslagern	
Abstand in mm	Härte in HV10	Abstand in mm	Härte in HV10
0.01	352	0.02	357
2.98	356	3.22	355
5.94	356	6.42	358
8.90	355	9.62	357
11.86	358	12.82	354
Mittelwert	355	Mittelwert	356
Max	358	Max	358
Min.	352	Min.	354
Std.-abw.	2.43	Std.-abw.	1.83

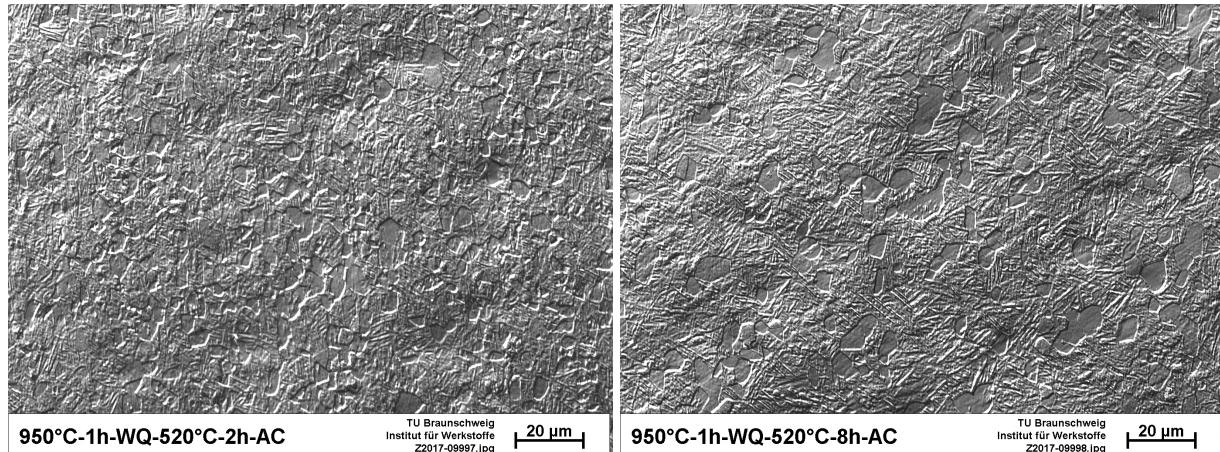
Tabelle 3.5: Härteprüfung 950°C Glühen und Auslagern

3.3.3 2. Wärmebehandlung

Die Ergebnisse des 1. Teils lassen vorerst keine Interpretation zu, ob eine niedrigere Glühtemperatur zu einer größeren Härtesteigerung beziehungsweise Festigkeitssteigerung führt. Es ist trotzdem ersichtlich das eine Härtesteigerung aufgrund der Alterung vorliegt. Aufgrund von der niedrigeren Konzentration an Beta stabilisierenden Elementen der Martensit Phase aus Glühtemperaturen von 970°C erscheint es nicht plausibel längere Haltezeiten für diese Behandlung zu probieren. Der verbleibende Martensit wird wahrscheinlich nur größer und ein weiterer Zerfall bleibt aus. Demnach wird nur der 950°C länger Ausgelagert um ein stärkeren Zerfall zu provozieren. Diese längere Auslagerung äußert sich in einer Haltezeit von 16 und 24 Stunden bei gleichbleibenden Glühparametern. So wird getestet, ob die Festigkeit noch einmal gesteigert werden kann.

3.3.4 Ergebnisse 2. Wärmebehandlung

Aus den Gefügebildern mit dem Lichtmikroskop aus Abbildung 3.6 ist kein wesentlicher Unterschied erkennbar. Im Verhältnis zu der Probe die nur zwei Stunden ausgelagert wurde, kann man eine leichte Verbreiterung der Nadeln erkennen. Jedoch ist eine mögliche Bildung von Alpha und



(a) Gefüge bei einer Glühungstemperatur von 950°C mit Auslagerung bei 520°C für 2h
 (b) Gefüge bei einer Glühungstemperatur von 950°C mit Auslagerung bei 520°C für 8h

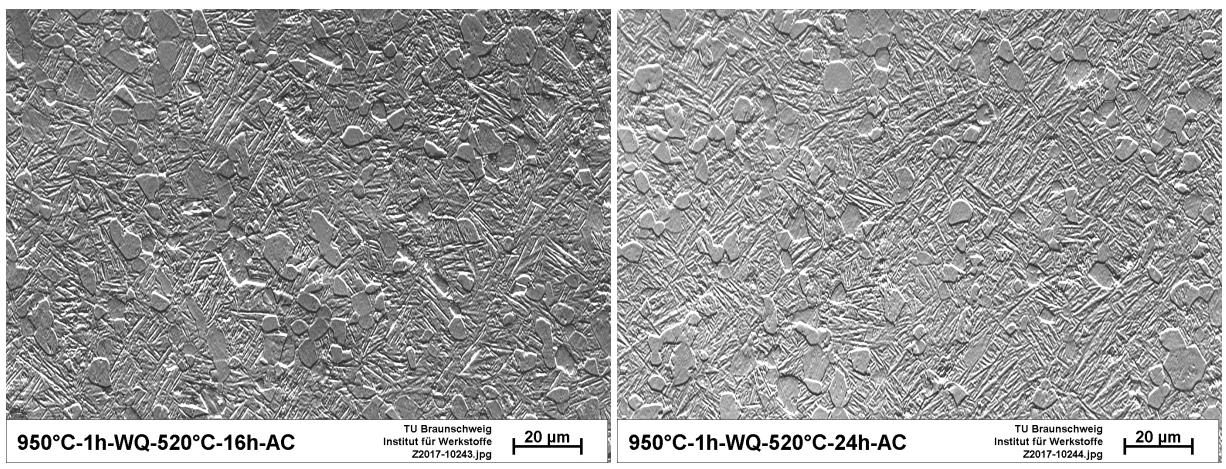
Abbildung 3.5: Gefüge mit einer Glühtemperatur von 950°C und unterschiedlichen Alterungszeiten

16h Auslagern		24h Auslagern	
Abstand in mm	Härte in HV10	Abstand in mm	Härte in HV10
0.02	359	0.02	362
3.16	358	3.29	363
6.31	362	6.55	363
9.46	357	9.81	364
12.60	360	13.07	363
Mittelwert	359	Mittelwert	363
Max	362	Max	364
Min.	357	Min.	362
Std.-abw.	1.79	Std.-abw.	0.803

Tabelle 3.6: Härtewerte für eine Haltezeiten von 16 und 24 Stunden

Beta Phase unter dieser Auflösung nicht erkennbar. Dazu muss wie zuvor ein REM herangezogen werden.

Die Härtewerte zeigen, dass aus einer längeren Haltezeit eine höhere Härte resultiert. Im Vergleich zu der Haltezeit von zwei Stunden zeigen die Ergebnisse aus Tabelle 3.6 für eine Haltezeit von 24 Stunden eine nochmalige Härtesteigerung von 10 HV10. Die Härte nimmt also für längere Haltezeiten stetig zu.



(a) Gefüge bei einer Glühungstemperatur von 950°C und 16 Stunden Alterung (b) Gefüge bei einer Glühungstemperatur von 950°C und 24 Stunden Alterung

Abbildung 3.6: Gefüge bei 950°C bei 16h und 24h Auslagerung

Literaturverzeichnis

- [1] *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*. AMS International, 1994.
- [2] Bijish Babu. Physically based model for plasticity and creep of ti-6al-4v. Technical report, Luleå University of TechnologyDepartment of Applied Physics and Mechanical Engineering Division of Material Mechanics, 2008.
- [3] Werkstoffdesign TU Cottbus. Titan und titanlegierungen. Technical report, TU Cottbus, 2012.
- [4] Roger Gilbert and C. Richard Shannon. Heat treating of titanium and titanium alloys. Technical report, Teledyne Allvac, 2004.
- [5] G. Lütjering and J.C. Williams. *Titanium*. Springer, 2007.
- [6] M. Peters and C. Leyens. *Titan und Titanlegierungen*. WILEY VCH Verlag GmbH, 2002.
- [7] R. Sahoo, B. B. Jha, and T. K. Sahoo. Effect of primary alpha phase variation on mechanical behaviour of ti-6al-4v. Technical report, 2015.
- [8] S.L. Semiatin, S.L. Knisley, P.N. Fagin, F.Zhang, and D.R. Barker. Microstructure evolution during alpha-beta heat treatment of ti-6al-4v. Technical report, 2003.
- [9] Carsten Siemers. *Titan und Titanlegierungen*. Institut für Werkstoffe, 2007.
- [10] J. Sieniawski, W. Ziaja, K. Kubiak, and M. Motyka. Microstructure and mechanical properties of high strength two-phase titanium alloys. Technical report, 2013.
- [11] B.D. Venkatesh, D.L. Chen, and S.D. Bhole. Effect of heat treatment on mechanical properties of ti-6al-4v eli alloy. Technical report, Department of Mechanical and Industrial Engineering, Ryerson University, 2008.

Abbildungsverzeichnis

1.1	lamellares Gefüge	5
1.2	Vollmartensitisches Gefüge	6
1.3	Globulares Gefüge	7
1.4	Bi-Modal-Gefüge	7
1.5	Titan Aluminium Phasendiagramm	8
2.1	Titan Aluminium Phasendiagramm	11
2.2	Aufbau eines Rasterelektronenmikroskops	12
2.3	Röntgenspektrum	13
2.4	Phasendiagramm	14
2.5	Raster für das Auszählverfahren	16
3.1	Gefüge unterschiedlicher Glühtemperaturen	18
3.2	Alphacase	20
3.3	Gefüge ohne Auslagern	22
3.4	Gefüge mit einer Glühtemperatur von 970°C und unterschiedlichen Alterungszeiten	22
3.5	Gefüge mit einer Glühtemperatur von 950°C und unterschiedlichen Alterungszeiten	24
3.6	Gefüge bei 950°C bei 16h und 24h Auslagerung	25

Tabellenverzeichnis

3.1	Primäralphaanteil in Abhängigkeit der Glühtemperatur	19
3.2	Härte in Abhängigkeit der Glühtemperatur	19
3.3	Härtewerte ohne Auslagerung	21
3.4	Härteprüfung 970°C Glühen und Auslagern	23
3.5	Härteprüfung 950°C Glühen und Auslagern	23
3.6	Härtewerte für eine Haltezeiten von 16 und 24 Stunden	24