



Technische  
Universität  
Braunschweig

Institut für Werkstoffe



# Wärmebehandlung

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

Wintersemester 17/18

# Inhaltsverzeichnis

<b>1 Titanwerkstoffe</b>	<b>4</b>
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
1.3 Intermetallische Verbindungen . . . . .	7
1.3.1 Alpha-Phasen . . . . .	7
1.3.2 Beta-Phasen . . . . .	8
1.4 Ti-6Al-4V . . . . .	8
1.4.1 Legierungselemente und Verwendung . . . . .	8
1.4.2 Mechanische Eigenschaften . . . . .	9
1.4.3 Bi-Modal . . . . .	9
<b>2 Methodik</b>	<b>10</b>
2.1 Intermetallische Verbindung . . . . .	10
2.1.1 Alpha-Phasen . . . . .	10
2.1.2 Beta-Phasen . . . . .	10
2.2 Rasterelektronenmikroskopie . . . . .	10
2.3 Wärmebehandlung . . . . .	12
2.3.1 Temperaturkontrolle . . . . .	12
2.3.2 Abkühlmedien . . . . .	12
2.4 Anpassung der Gefüge durch Wärmebehandlung . . . . .	12
2.4.1 Lamellar . . . . .	12
2.4.2 Martensit . . . . .	13
2.4.3 Bi-Modal . . . . .	13
2.4.4 Globular . . . . .	13
2.5 Auswertung der Proben . . . . .	14
2.5.1 Auszählverfahren . . . . .	14
2.5.2 Zugversuch . . . . .	14
<b>3 Wärmebehandlungen</b>	<b>15</b>
3.1 Festigkeitssteigerung durch Martensitbildung . . . . .	15
3.1.1 Abhängigkeit des Primär Alpha Anteils von der Glühtemperatur . . . . .	15
3.1.2 Abhängigkeit der Härte vom Primäralphaanteil . . . . .	16

3.1.3	Bewertung der Ergebnisse . . . . .	16
3.2	Festigkeitssteigerung durch Auslagern des Vollmatensits . . . . .	16
3.3	Festigkeitssteigerung durch Auslagern von Primäralpha und Martensit . . . . .	16
3.3.1	1. Wärmebehandlung . . . . .	17
3.3.2	Ergebnisse 1. Wärmebehandlung . . . . .	18
3.3.3	2. Wärmebehandlung . . . . .	19
3.3.4	Ergebnisse 2. Wärmebehandlung . . . . .	21
<b>4</b>	<b>Festigkeitssteigernde Mechanismen</b>	<b>25</b>
4.1	Alterung des Martensits . . . . .	25

# 1 Titanwerkstoffe

Dieses Kapitel behandelt die für Titan charakteristischen Eigenschaften. Es werden vorerst auf generelle Eigenschaften eingegangen und dann die von der Legierung Ti-6Al-4V. Gefügemerkmale, Intermetallische Verbindungen und die Eigenschaften der einzelnen Legierungselemente sind Teil dieses Kapitels.

## 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 ( $\beta$ -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. [4].

Das hexagonale Gitter wird als Alphaphase ( $\alpha$ -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  $\alpha$ -Titan liegt bei 1.586. Die perfekte hexagonale Zelle hat ein Verhältnis von 1.624 [8], wobei c und a die Längen innerhalb einer Zelle sind. Je nach Aufbau der Zelle sind diese Längen unterschiedlich groß.

Die Phasenumwandlung zwischen  $\beta$ - und  $\alpha$ -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  $\sigma$  und die dadurch resultierende Dehnung  $\epsilon$ . 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

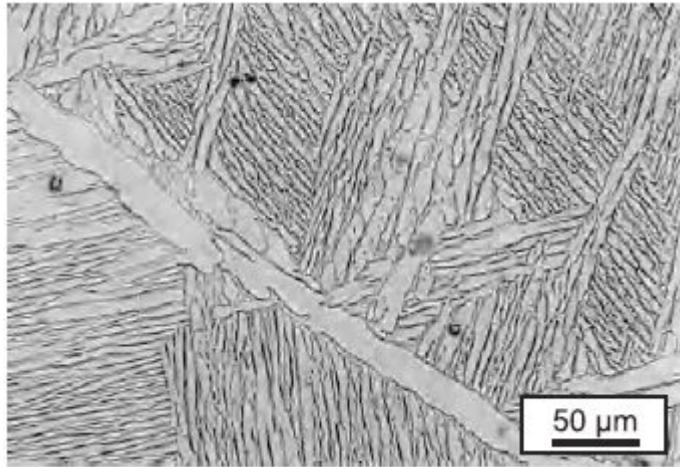


Abbildung 1.1: Volllamellares Gefüge [5]

kann man von einem isotropen Werkstoffverhalten ausgehen.

### 1.1.2 Beta-Titan Phase

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

Eine große Menge an  $\beta$ -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  $\beta$ -Phase auch in größeren Mengen vorliegen. Dies wird im Kapitel betastabilisierende Legierungselementenäher 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  $\beta$ -Gebiet. Während des Abkühlens bilden sich in den Korngrenzen der  $\beta$ -Phase  $\alpha$ -Bereiche, die in das  $\beta$ -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. Lamellare Gefüge werden auch als Widmannstättengefüge bezeichnet [4].

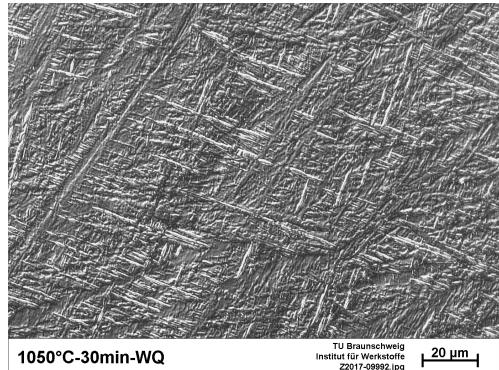


Abbildung 1.2: Vollmartensitisches Gefüge

### 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 [4]. 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 [4].

Liegt eine bestimmte Konzentration an Beta stabilisierender Elementen vor, verzerrt diese metastabil geslößten Elemente das Kristallgitter und es kommt zu einer eher orthorhombischen Gitter. Die ehemalige hexagonale Struktur des Martensits wird auch als  $\alpha'$  bezeichnet. Das orthorhombische Gitter als  $\alpha''$  [4].

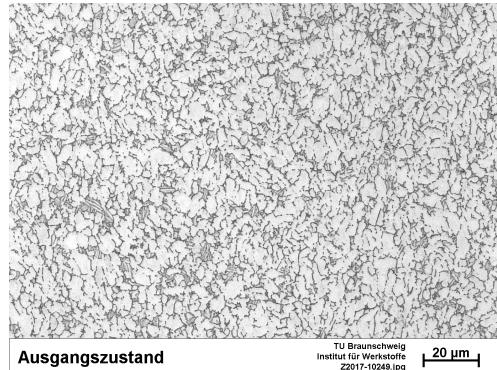


Abbildung 1.3: Globulares Gefüge

### 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.

## 1.3 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 verzerrt. 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  $\alpha$ Ti und Ti<sub>3</sub>Al bildet sich. Für die meisten Titanlegierungen gilt jedoch der Richtwert von 6 % Aluminium um Ti<sub>3</sub>Al ( $\alpha_2$ ) Teilchen auszuscheiden. Die Ti<sub>3</sub>Al Teilchen besitzen eine hexagonale Gitterstruktur wie das  $\alpha$ 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 ( $\gamma$ -TiAl) bilden. Diese Teilchen besitzen ein Tetragonales Kristallgitter. Werden Legierungen mit diesen beiden genannten Phasen erzeugt, entstehen sogenannte Titan-Aluminide [4].

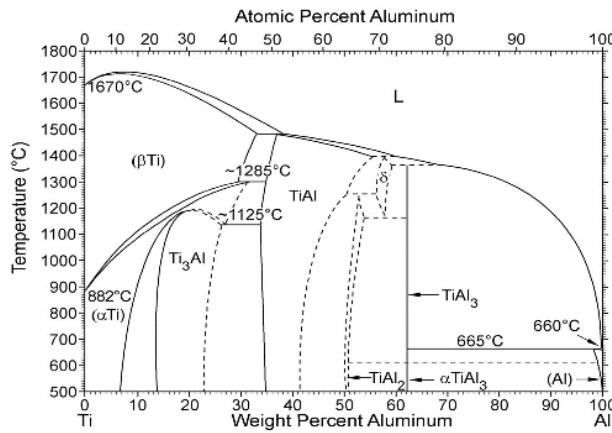


Abbildung 1.4: Titan Aluminium Phasendiagramm

### 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 Ti<sub>2</sub>Cr Phasen sollen in Titanlegierungen nicht entstehen [4].

## 1.4 Ti-6Al-4V

Im Mittelpunkt der in dieser Arbeit behandelten Aufgabenstellung steht der Werkstoff Titan mit den Legierungszusätzen von sechs Gewichtsprozent Aluminium und vier 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 [5]. 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 [4][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 [4][S. 400 f].

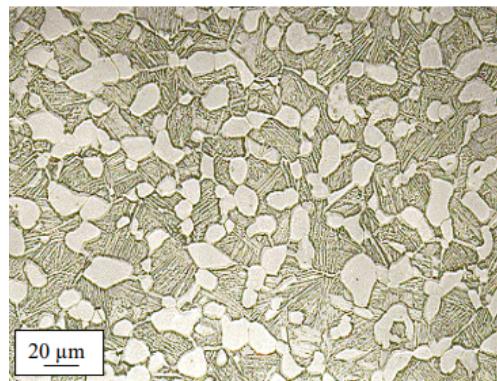


Abbildung 1.5: Bi-Modal-Gefüge [2]

### 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 [7], [10]. 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 [7]. 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 [9]. 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]

### 1.4.3 Bi-Modal

Bi-Modal-Gefüge (Duplex-Gefüge) sind durch globularer  $\alpha$ -Phase und Lamellen aus  $\alpha$ - und  $\beta$ -Phase gekennzeichnet. Es resultiert meist aus einer geglühten Probe. In Abbildung 1.5 ist ein solches Gefüge zu erkennen.

# 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 [4].

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 ..... zeigt, beginnt dieser Vorgang bereits bei ca. 5 % Aluminium. Das zwei Phasen Gebiet  $\alpha$ Ti und  $Ti_3Al$  bildet sich. Für die meisten Titanlegierungen gilt jedoch der Richtwert von 6 % Aluminium um  $Ti_3Al$  ( $\alpha$ 2) Teilchen auszuscheiden. Die  $Ti_3Al$  Teilchen besitzen eine hexagonale Gitterstruktur wie das  $\alpha$ 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  $TiAl$  ( $\gamma$ - $TiAl$ ) bilden. Diese Teilchen besitzen ein Tetragonales Kristallgitter. Werden Legierungen mit diesen beiden genannten Phasen erzeugt, entstehen sogenannte Titan-Aluminide [4, 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  $Ti_2Cr$  Phasen sollen in Titanlegierungen nicht entstehen [4].

## 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

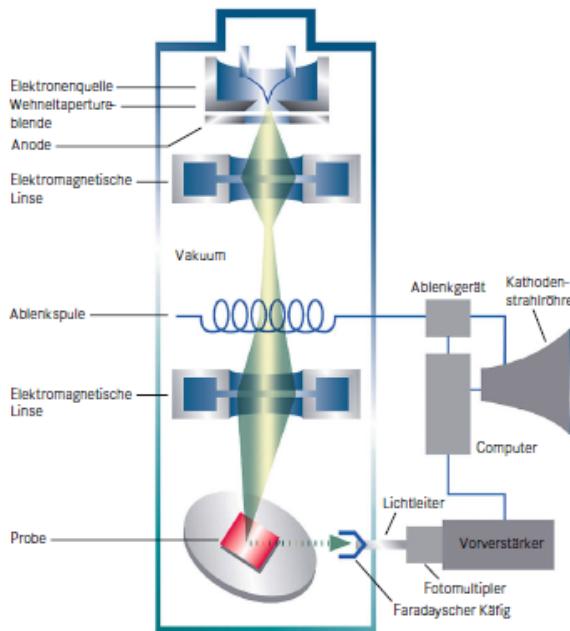


Abbildung 2.1: Aufbau eines Rasterelektronenmikroskops

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 2.1.

Die Elektronen gelangen auf die Probeoberfläche und es entstehen Wechselwirkungen zwischen den Strahlelektronen und den Atomen der Probeoberfläche. Die zwei wichtigsten Erscheinungen sind hierbei die RückstreuElektronen (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 „abstrahlen“ 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.

## 2.3 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.

### 2.3.1 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.

### 2.3.2 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 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.

## 2.4 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.

### 2.4.1 Lamellar

Rein lamellare Strukturen folgen aus einer Abkühlung aus dem Beta-Gebiet. In dem Phasendiagramm aus Abbildung 2.2 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

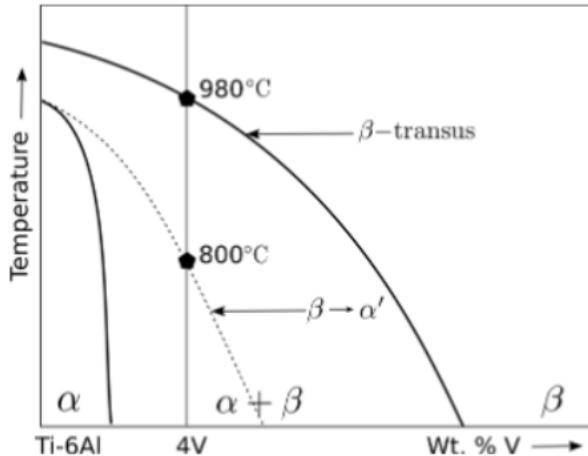


Abbildung 2.2: schematisches Phasendiagramm Ti-6Al-4V [1]

Material in einem Zweiphasengebiet. So können unterschiedliche Alphagehälter eingestellt werden, sodass eine Kombination aus Alpha-Phase und Alpha+Beta-Phase entsteht. Das so eingestellte Alpha-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.

#### 2.4.2 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 Phasanteil.

#### 2.4.3 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 2.2 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 [4].

#### 2.4.4 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 das sich eine Bi-Modal Gefüge einstellt [4].

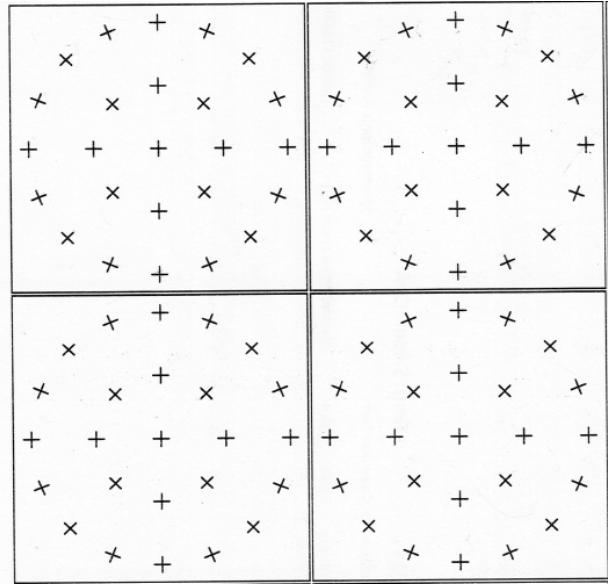


Abbildung 2.3: Raster für das Auszählverfahren

## 2.5 Auswertung der Proben

### 2.5.1 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 2.3 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 aller gezählten Kreuze geteilt. Das Ergebnis ist der Phasenanteil. Dieses Verfahren wird an fünf unterschiedlichen Bildbereichen durchgeführt und der Mittelwert gebildet.

### 2.5.2 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

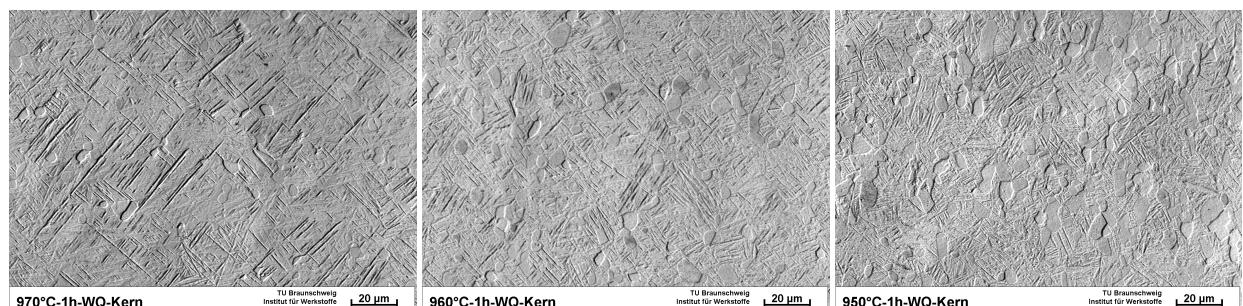
## 3.1 Festigkeitssteigerung durch Martensitbildung

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. [6]. 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 2.2). 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  $950^{\circ}\text{C}$ ,  $960^{\circ}\text{C}$  und  $970^{\circ}\text{C}$  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  $970^{\circ}\text{C}$  ist der Alpha Anteil mit 6 % sehr gering und mittels Lichtmikroskop nur noch schwer zu erkennen. Die 20 % Alpha bei einer Glühtemperatur von  $950^{\circ}\text{C}$



(a) Gefüge bei einer Glühtemperatur von  $970^{\circ}\text{C}$  (b) Gefüge bei einer Glühtemperatur von  $960^{\circ}\text{C}$  (c) Gefüge bei einer Glühtemperatur von  $950^{\circ}\text{C}$

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 Schließfläche 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  $\alpha$ -Case 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 [3] ergeben sich so größere Festigkeiten und bessere mechanische Eigenschaften. Es konkur-

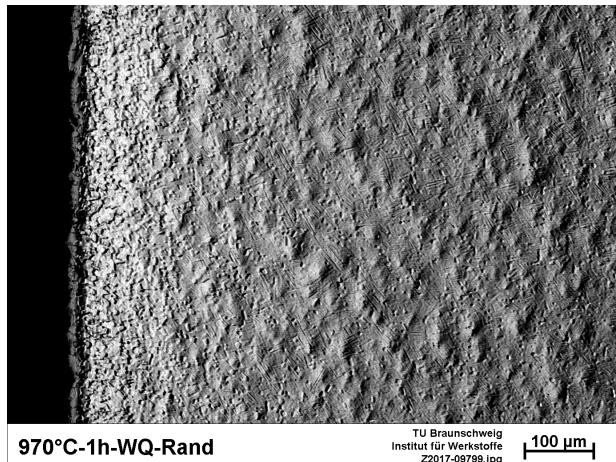


Abbildung 3.2: Alphacase

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 [3] und [10] 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 einen vollständigen Abschluss der Diffusionsvorgänge wird wie in der Wärmebehandlung aus Kapitel 3.1 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 Temperaturen 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 Primäral-

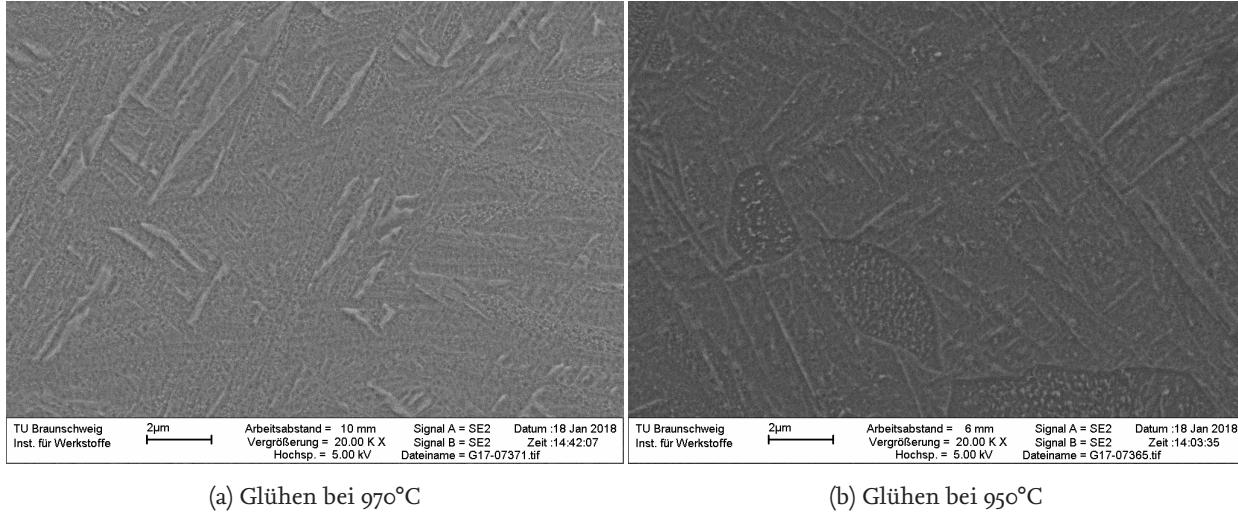


Abbildung 3.3: REM Bilder abschrecken von 950°C und 970°C

phaanteile gleichzeitig mit der Auswirkung der Haltedauer beobachtet werden und Rückschlüsse auf die entstehenden Eigenschaften getroffen werden.

### 3.3.2 Ergebnisse 1. Wärmebehandlung

#### 970°C Auslagerung

Auf den Gefügebildern mit dem Lichtbildmikroskop aus Abbildung 3.7 sind kaum Unterschiede zu dem Ausgangsgefüge aus Abbildung 3.6(a) sehen. Die Primäralpha Phase ist unabhängig von der Auslagerungszeit in ihrer Ausdehnung konstant geblieben. Der Martensit hat sich unter dem Lichtmikroskop nicht verändert. 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.

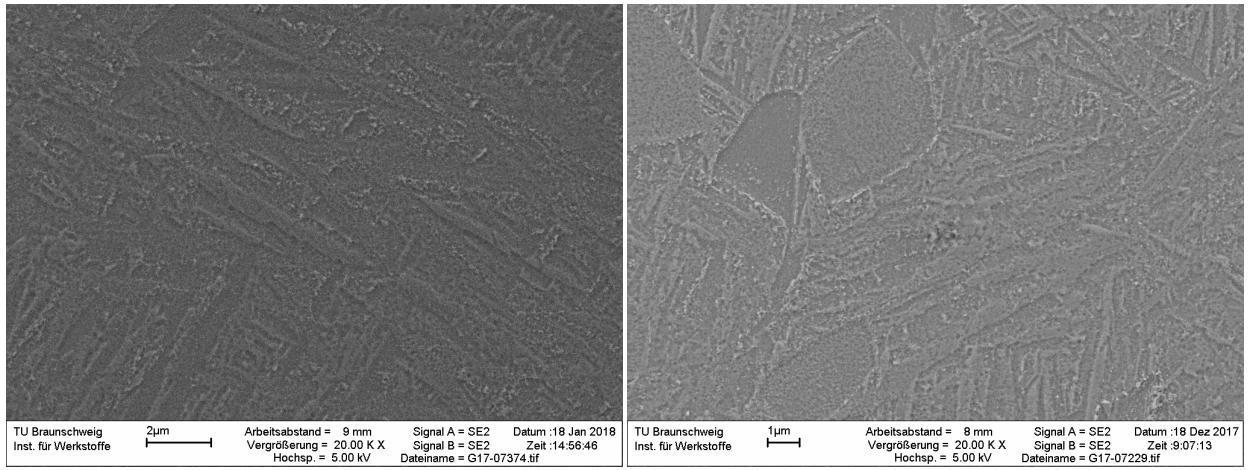
Die REM Aufnahme aus Abbildung 3.3(a) zeigt das Gefüge von einem Abschrecken von 970°C. Wird diese Aufnahme mit denen nach dem Altern aus Abbildung 3.4 verglichen fallen Unterschiede auf. Der gealterte Martensit hat eine ungleichmäßige, "körnigere" Struktur als der nicht ausgelagerte. Diese Struktur ist bei der Probe mit längerer Haltezeit noch größer.

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. Ein Vergleich mit den Härtewerten der nicht ausgelagerten Probe aus Tabelle 3.3 zeigt keine Härtesteigerung.

#### 950°C Auslagerung

Wie auch schon die Proben bei 970°C sind unter dem Lichtmikroskop keine Unterschiede zwischen den ausgelagerten Proben und der unbehandelten Probe zu erkennen. Für eine genauere Analyse muss also ein REM herangezogen werden.

Die Bilder des REM aus Abbildung 3.3.2 zeigen das resultierende Gefüge nach den jeweiligen Haltezeiten. Es sind ähnliche Ergebnisse wie bei der Alterung der Glühtemperatur von 970°C zu erkennen. Der Martensit hat seine charakteristische Struktur verloren. Die nach dem Abschrecken



(a) Zwei Stunden Alterung

(b) acht Stunden Alterung

Abbildung 3.4: Gefüge der gealterten Proben Glühen bei 970°C

970°C 1h WQ		950°C 1h WQ	
Abstand in mm	Härte in HV10	Abstand in mm	Härte in HV10
0.02	342	-0.01	337
2.92	362	3.17	347
5.80	363	6.32	349
8.69	363	9.48	348
11.58	355	12.62	336
Mittelwert	357	Mittelwert	343
Max	363	Max	349
Min.	342	Min.	336
Std.-abw.	8.95	Std.-abw.	6.68

Tabelle 3.3: Härtegrade ohne Auslagerung

entstandenen Nadeln sind nur noch in kleinen Mengen zu sehen. Ein Großteil ist in vielen Stellen unterbrochen und größer geworden. Es ist schwierig ein Unterschied des Gefüges aufgrund der Haltezeit zu erkennen. Die Struktur ist mit der Zeit noch größer geworden und die Anzahl der Unterbrechungen ist größer geworden.

Bei den Proben die mit 950°C geglüht und zwei beziehungsweise acht Stunden bei 520°C ausgelagert wurden, zeigt sich ein anderes Ergebnis der Härteprüfung als 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. Die verwendeten Haltezeiten weisen keinen Unterschied hinsichtlich der Härte auf. Sie liegen für beide Seiten bei circa 360 HV 10.

### 3.3.3 2. Wärmebehandlung

Aus den Ergebnissen der ersten Wärmebehandlung lässt sich schließen, dass eine längere Haltezeit, innerhalb einer Auslagerung ausgehend von einer Glühtemperatur von 970°C, keine Festigkeitsstei-

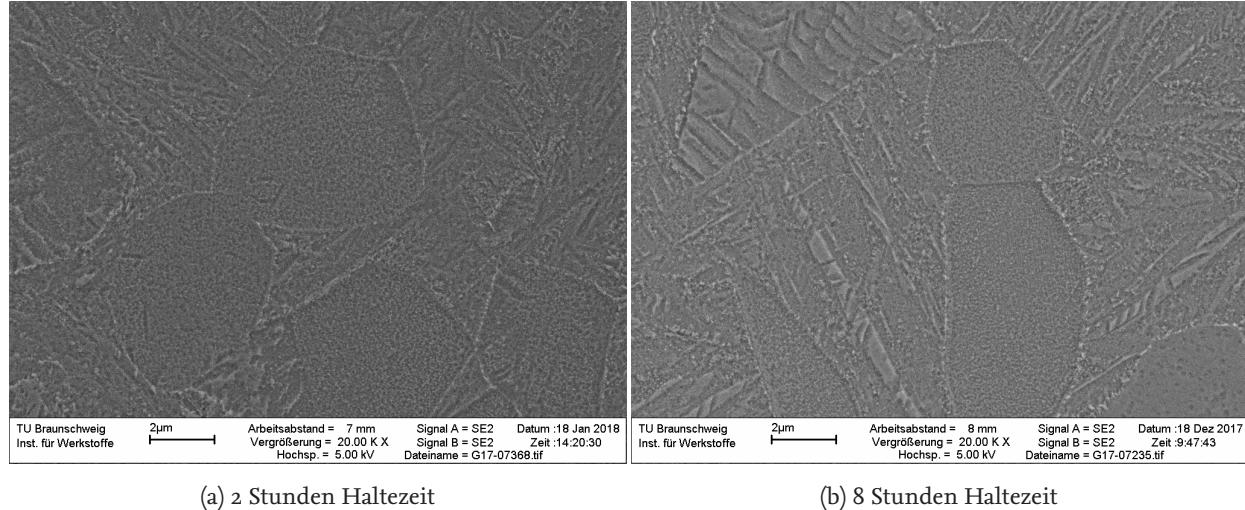


Abbildung 3.5: Auslagerung der Glühtemperatur 950°C bei 2 und 8 Stunden

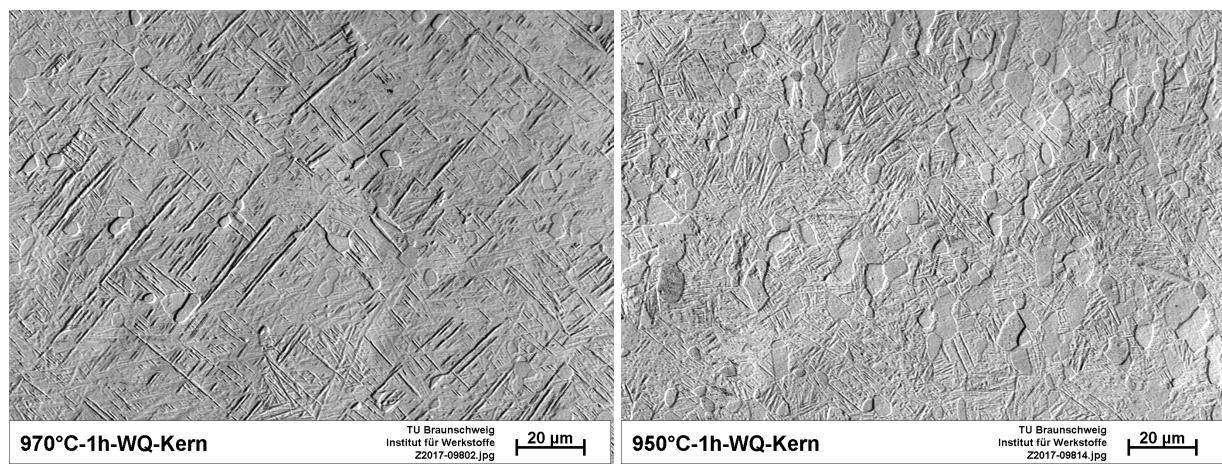


Abbildung 3.6: Gefüge ohne Auslagern

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

gerung hervorruft. Die Alterung der geringeren Glühtemperatur zeigt bereits eine Härtesteigerung von circa 3%. Eine Zunahme der Härte bei längerer Haltezeit ist somit für die Proben mit einer Glühtemperatur von 970°C unwahrscheinlich.

Da die Haltezeiten keinen Unterschied hinsichtlich der Härtesteigerung aufweisen, wird eine verlängerte Haltezeit angewendet. Es kann sein, dass der Zerfall des Martensits noch weiter fortschreitet, da während den verwendeten Haltezeiten die Diffusionsvorgänge nicht abgeschlossen werden konnten. Um dies zu prüfen und festzustellen, ob eine noch längere Haltezeit eine größere Härte steigernde Wirkung hervorruft, werden die Haltezeiten auf 16 und 24 Stunden angepasst. So lässt sich zeigen, ob der Zerfall des Martensits noch positiv hinsichtlich der Festigkeit statt finden kann.

### 3.3.4 Ergebnisse 2. Wärmebehandlung

Aus den Gefügebildern mit dem Lichtmikroskop aus Abbildung 3.9 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 Beta Phase unter dieser Auflösung nicht erkennbar. Dazu muss wie zuvor ein REM herangezogen

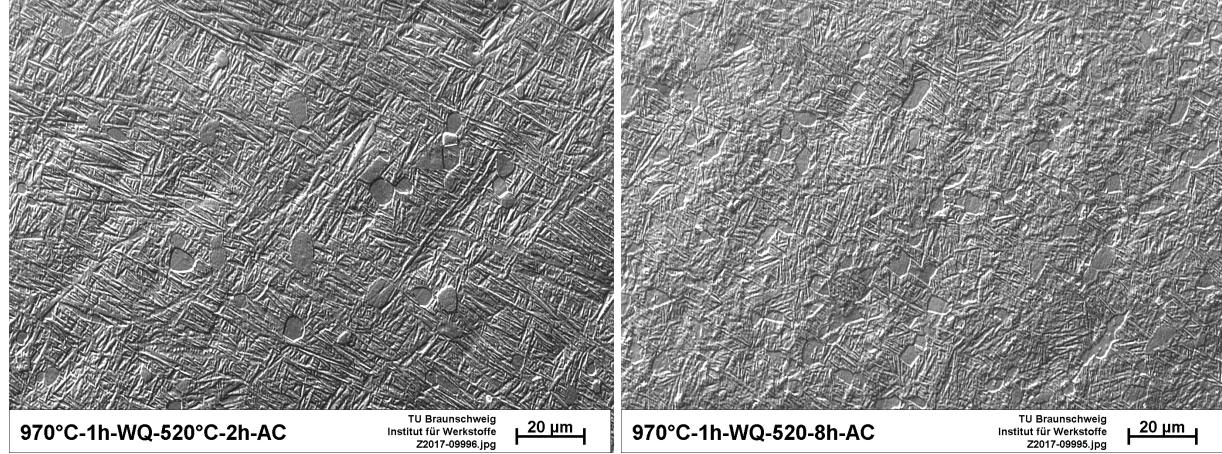


Abbildung 3.7: Gefüge mit einer Glühtemperatur von 970°C und unterschiedlichen Alterungszeiten

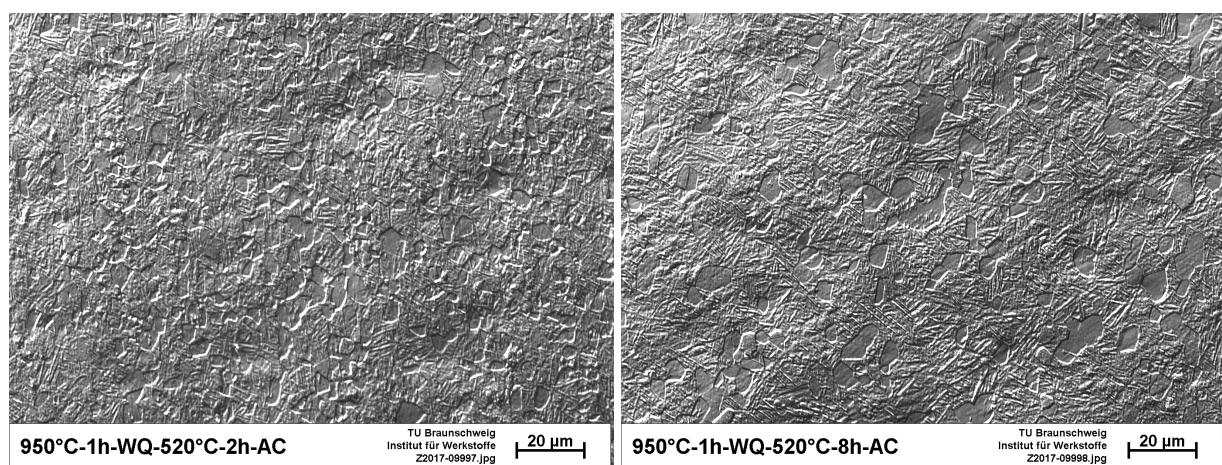


Abbildung 3.8: Gefüge mit einer Glühtemperatur von 950°C und unterschiedlichen Alterungszeiten

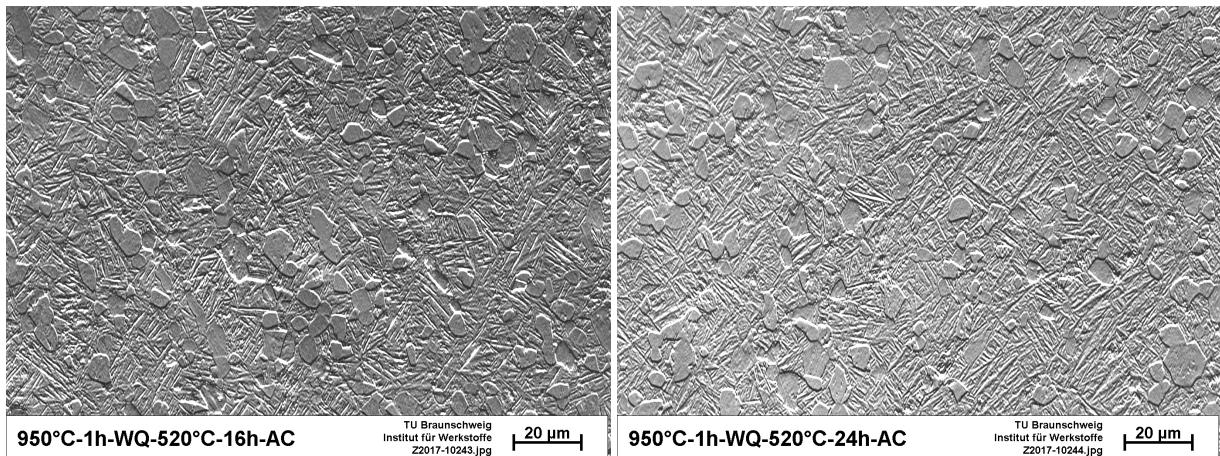


Abbildung 3.9: Gefüge bei 950°C bei 16h und 24h Auslagerung

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: Härtegrade für eine Haltezeiten von 16 und 24 Stunden

werden.

Das Bild aus Abbildung 3.10 zeigt eine REM-Aufnahme von dem 24 Stunden lang gealterten Gefüge. Das Martensit ist fast nicht mehr zu erkennen. Die ehemaligen Nadeln sind an vielen Stellen unterbrochen und sind als solche nicht mehr zu erkennen. Um das Alpha-Korn hat sich ein ausgeprägter Rand gebildet. Die für kurze Haltezeit beschriebene Vergrößerung ist mit der Zeit noch einmal größer geworden.

Die Härtegrade 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.

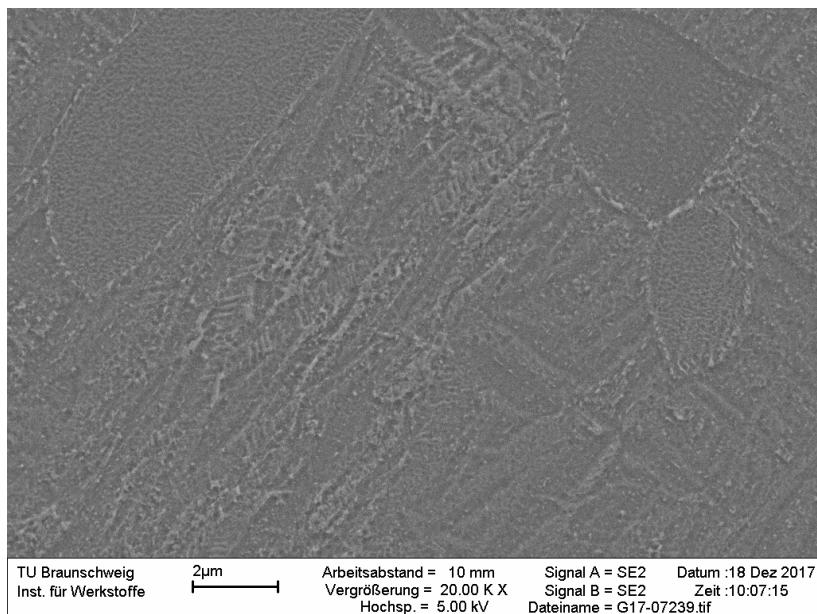


Abbildung 3.10: REM Aufnahme: 950°C und 24 Stunden Alterung

# 4 Festigkeitssteigernde Mechanismen

Dieses Kapitel beschäftigt sich mit der Frage welche Mechanismen bei der Festigkeitssteigerung zum tragen kommen. Die einzelnen Wärmebehandlungsschritte werden diskutiert und verglichen.

In jeder der Ansätze ging es um Festigkeitssteigerung durch eine erhöhte Grenzflächendichte. Die Versetzungen können bei einer großen Grenzflächendichte nur unter hohem Energieaufwand durch das Bauteil wandern. So entsteht eine hohe Festigkeit.

## 4.1 Alterung des Martensits

In der in Abschnitt 3.1 behandelten Wärmebehandlung ging es um einen Zerfall des Martensits. Dieser sollte in möglichst kleine Bereiche von Alpha- und Beta-Phase zerfallen. Nur so kann die Grenzflächendichte gegenüber dem Martensit erhöht werden. Der kritische Faktor war hierbei inwiefern der Martensit zerfällt während die Vergrößerung als festigkeitsverringernder Prozess parallel läuft. Ziel war es diese konkurrierenden Prozesse so zu steuern, dass ein maximaler Festigkeitsgewinn entsteht.

Ausgehend von den Ergebnissen der ersten Wärmebehandlung wurde festgestellt, dass ein niedriger Primäralpha-Anteil für eine Festigkeitssteigerung sorgt. Es würde also Sinn ergeben mit dem Gefüge mit dem geringsten Alpha-Anteil die Alterung durchzuführen. Wie bereits erwähnt entscheidet jedoch die Konzentration an Beta stabilisierenden Elementen in der Martensit-Phase über einen festigkeitsteigernden Zerfall. In dem Gefüge mit wenig Primäralpha ist die Konzentration an Beta stabilisierenden Elementen auf Grund des großen Volumenanteils der Beta-Phase geringer als in Gefügen mit viel Primär-Alpha. Dies lässt schließen, dass eine Auslagerung von Proben mit einer geringeren Glühtemperatur zu einer größeren Festigkeitssteigerung sorgt. Die Ergebnisse der Härteprüfungen zeigen genau den Fall. Proben mit einer Glühtemperatur von 970°C haben keine Festigkeitssteigerung erfahren, während die Proben mit einer Glühtemperatur von 950°C deutliche Festigkeitssteigerungen zeigen. So wird die am Anfang aufgestellte These bestätigt, dass für höhere Konzentrationen an Beta stabilisierenden Elementen eine Festigkeitssteigerung bei einer Alterung resultiert.

Werden die Gefügebilder betrachtet, lässt sich das Ergebnis erklären. Für die Glühtemperaturen sind unterschiedliche Gefüge entstanden. Bei der Auslagerung von einer Glühtemperatur von 970°C zeigt sich ein Zerfall des Martensits. Die ehemaligen Nadeln sind an vielen Stellen unterbrochen und es hat sich sekundäres Alpha und Beta gebildet. Dieser Effekt ist bei der Haltezeit von acht Stunden noch stärker ausgebildet. Es ist allerdings auch zu beobachten, dass noch einige Nadeln unverändert vorliegen. Dies spricht für eine zu niedrige Haltezeit, da die Nadeln bei steigender Haltezeit eher zerfallen als bei einer kürzeren. Bei längeren Haltezeiten ist aber auch der konkurrierende Prozess stärker ausgeprägt. Bereits nach acht Stunden ist eine starke Vergrößerung der

Platten zu erkennen. Eine noch längere Haltezeit würde zu einem noch größeren Wachstum dieser Platten führen, sodass sich die Grenzflächendichte verringert und so die Festigkeit abnimmt. Eine Festigkeitssteigerung durch den Zerfall des Verbleibenden Martensits ist also unwahrscheinlich, da die Vergrößerung als Nebenprozess vorliegt. So ist auch die nicht vorhandene Festigkeitssteigerung zu erkären. Der Zerfall des Martensits liegt zwar vor und führt zu einer größeren Grenzflächendichte. Aber gleichzeitig resultiert durch die Vergrößerung eine Abnahme der Grenzflächendichte. Es lässt sich also schließen, dass die beiden Prozesse aufgrund der konstanten Härtewerte in gleichen Maßen aufgetreten sind.

Bei der Auslagerung von einer Glühtemperatur von 950°C zeigt sich ein anderes Ergebnis. Die Härteprüfungen zeigen, dass aufgrund der Auslagerung eine Härtesteigerung von circa 3% resultiert ist. Bei einer Analyse der Gefügebilder dieser Proben werden die Unterschiede gegenüber der Proben mit einer Glühtemperatur von 970°C sichtbar. Bei einem Vergleich der Gefügebilder bei gleicher Haltezeit fällt auf, dass die Nadeln bei der niedrigeren Glühtemperatur einen höheren Teilungsgrad besitzen. Außerdem sind die Nadeln nicht so grob geworden wie die der hohen Temperatur. Die Aufteilung der Nadeln in kleine Bereiche erklärt die Festigkeitssteigerung der ausgelagerten Proben. Die Grenzflächendichte wird dadurch stark erhöht und so ist eine Ausbreitung der Versetzungen nur mit einem großen Energieaufwand möglich.

Allerdings ist auch bei der niedrigeren Temperatur das Martensit-Gefüge noch deutlich zu erkennen. Bei einer Haltezeit von 24 Stunden ist der Martensit jedoch vollständig zerfallen. Die entstandene Beta-Phase ist in den Gefügebildern als helle Bereiche zu erkennen. Innerhalb der entstandenen Beta-Phase hat sich auch Alpha-Phase gebildet. Diese ist durch die dunklen Bereiche zu erkennen. Die Martensitnadeln haben sich also so geteilt, dass die entstandenen Phasen immer abwechselnd vorliegen. So entsteht ein Gefüge mit mehr Grenzflächen als das nicht ausgelagerte Gefüge. Dadurch resultiert die hohe Festigkeitszunahme.

Der Grund wieso der Martensit zerfallen ist liegt an der Instabilität der Phase. Je mehr Beta stabilisierende Elemente innerhalb des Martensits, desto eher zerfällt dieser nach Alpha- und Beta-Phase. Dadurch ist auch der Zerfall bei der niedrigeren Glühtemperatur stärker ausgeprägt als der bei den hohen Temperaturen. Der konkurrierende Prozess ist bei beiden Ausgangstemperaturen aufgetreten. Die Vergrößerung hatte jedoch weniger Einfluss auf die Probe mit einer Glühtemperatur von 950°C, da diese den höheren Teilungsgrad der Nadeln besitzt. Ein Wachstum dieser Bereiche würde zwar zu einer Festigkeitsabnahme führen, hat jedoch nicht so einen negativen Einfluss wie eine Verbreiterung der noch vorhandenen Martensitnadeln bei einer Alterung ausgehend von einer Glühtemperatur von 970°C.

Abschließend ist die Wärmebehandlung so gelaufen wie erwartet. Das Martensit unabhängig des Primäralpha Anteils zerfallen. Aufgrund der niedrigen Konzentration an Beta stabilisierenden Elementen des Martensits eines Glühvorgangs bei 970°C hat der Zerfall keine große festigkeitssteigernde Wirkung. Dies liegt an dem konkurrierenden Prozess der zu einer Festigkeitsabnahme führt. Die Probe mit einer Glühtemperatur von 950°C konnte hingegen eine deutliche Steigerung der Festigkeit aufweisen. Hier ist das Verhältnis der Bildung von sekundärem Alpha und Beta gegenüber der Vergrößerung so, dass die Bildung der stabilen Phasen überwiegt und so die Festigkeit gesteigert werden kann.

# Literaturverzeichnis

- [1] 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.
- [2] Werkstoffdesign TU Cottbus. Titan und titanlegierungen. Technical report, TU Cottbus, 2012.
- [3] Roger Gilbert and C. Richard Shannon. Heat treating of titanium and titanium alloys. Technical report, Teledyne Allvac, 2004.
- [4] G. Lütjering and J.C. Williams. *Titanium*. Springer, 2007.
- [5] M. Peters and C. Leyens. *Titan und Titanlegierungen*. WILEY VCH Verlag GmbH, 2002.
- [6] 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.
- [7] 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.
- [8] Carsten Siemers. *Titan und Titanlegierungen*. Institut für Werkstoffe, 2007.
- [9] J. Sieniawski, W. Ziaja, K. Kubiak, and M. Motyka. Microstructure and mechanical properties of high strength two-phase titanium alloys. Technical report, 2013.
- [10] 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	Titan Aluminium Phasendiagramm . . . . .	8
1.5	Bi-Modal-Gefüge . . . . .	9
2.1	Aufbau eines Rasterelektronenmikroskops . . . . .	11
2.2	Phasendiagramm . . . . .	13
2.3	Raster für das Auszählverfahren . . . . .	14
3.1	Gefüge unterschiedlicher Glühtemperaturen . . . . .	15
3.2	Alphacase . . . . .	17
3.3	REM Bilder abschrecken von 950°C und 970°C . . . . .	18
3.4	Gefüge der gealterten Proben Glühen bei 970°C . . . . .	19
3.5	Auslagerung der Glühtemperatur 950°C bei 2 und 8 Stunden . . . . .	20
3.6	Gefüge ohne Auslagern . . . . .	20
3.7	Gefüge mit einer Glühtemperatur von 970°C und unterschiedlichen Alterungszeiten . . . . .	22
3.8	Gefüge mit einer Glühtemperatur von 950°C und unterschiedlichen Alterungszeiten . . . . .	22
3.9	Gefüge bei 950°C bei 16h und 24h Auslagerung . . . . .	23
3.10	REM Aufnahme: 950°C und 24 Stunden Alterung . . . . .	24

# Tabellenverzeichnis

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