



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	6
1.2.4 Bi-Modal	6
2 Methodik	9
2.1 Intermetallische Verbindung	9
2.1.1 α -Phasen	9
2.1.2 β -Phasen	9
2.2 Rasterelektronenmikroskopie	9
2.3 Wärmebehandlung	11
2.3.1 Temperaturkontrolle	11
2.3.2 Abkühlmedien	11
2.4 Anpassung der Gefüge durch Wärmebehandlung	11
2.4.1 Lamellar	11
2.4.2 Martensit	12
2.4.3 Bi-Modal	12
2.4.4 Globular	13
2.5 Auswertung der Proben	13
2.5.1 Auszählverfahren	13
2.5.2 Zugversuch	14
3 Wärmebehandlungen	15
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	18
3.3.2 Ergebnisse 1. Wärmebehandlung	18
3.3.3 2. Wärmebehandlung	19

3.3.4 Ergebnisse 2. Wärmebehandlung	21
---	----

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. [4].

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 [7], 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.

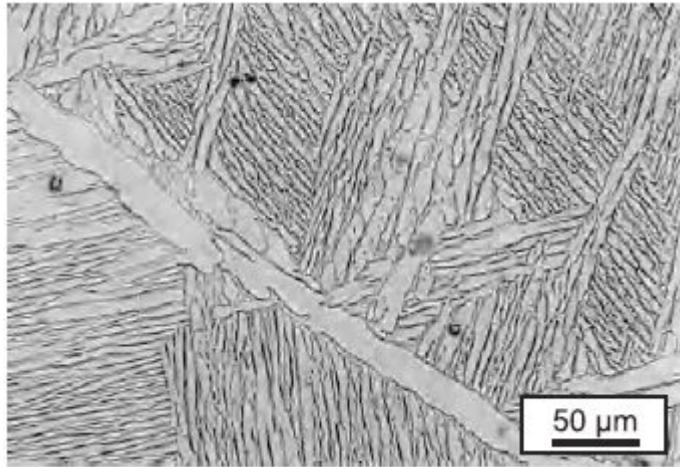


Abbildung 1.1: Volllamellares Gefüge [5]

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. Lamellare Gefüge werden auch als Widmannstättengefüge bezeichnet [4].

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 Martensitstart Temperatur liegen. Bei dieser wird eine zu große Anreicherung vermieden, da die Betaphase bei steigender Größe eine verringerte Konzentration an Beta stabilisierenden Legierungselementen besitzt. Die Martensitstart Temperatur sinkt je größer die Beta stabilisierenden Elemente in der Phase sind. Sie wäre für hohe Konzentrationen unterhalb der Raumtemperatur wodurch sich kein Martensit bilden kann.

Neben der Glühtemperatur ist auch die Abkühlgeschwindigkeit entscheidend. Diffusionsvorgänge, die bei einer Abkühlung statt finden, finden bei einer martensitischen Umwandlung nicht statt. 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 Martensitgefüge wie in Abbildung 1.2 resultiert aus dem Umwandlungsvorgang. Wie bei lamellaren Strukturen entstehen ausgehend von den ehemaligen Korngrenzen des Betakorns die Nadeln, welche hierbei die Martensitnadeln sind. [4].

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 Versetzungsdichte 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 meist aus einer geglühten Probe. In Abbildung 1.4 ist ein solches Gefüge zu erkennen.

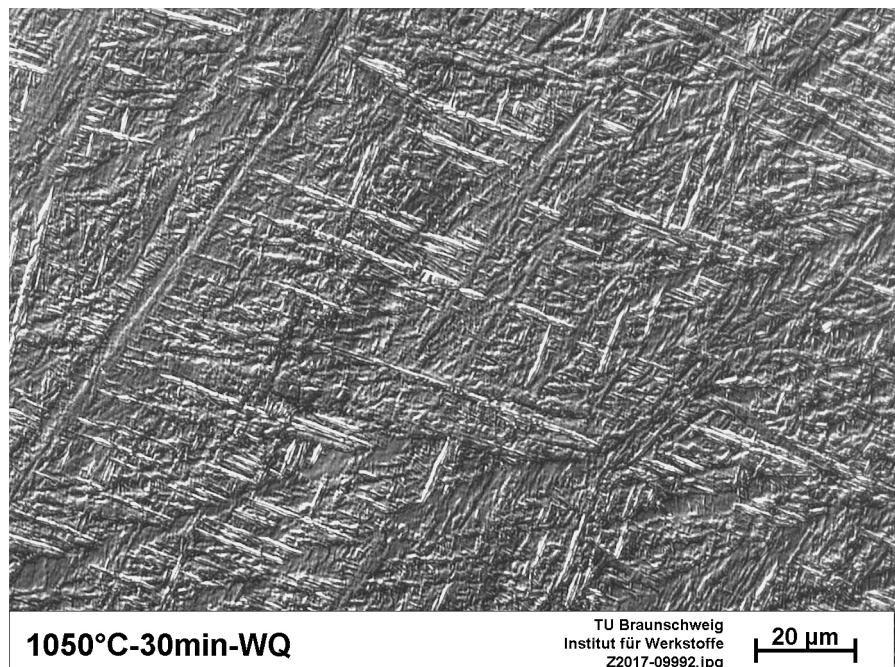


Abbildung 1.2: Vollmartensitisches Gefüge

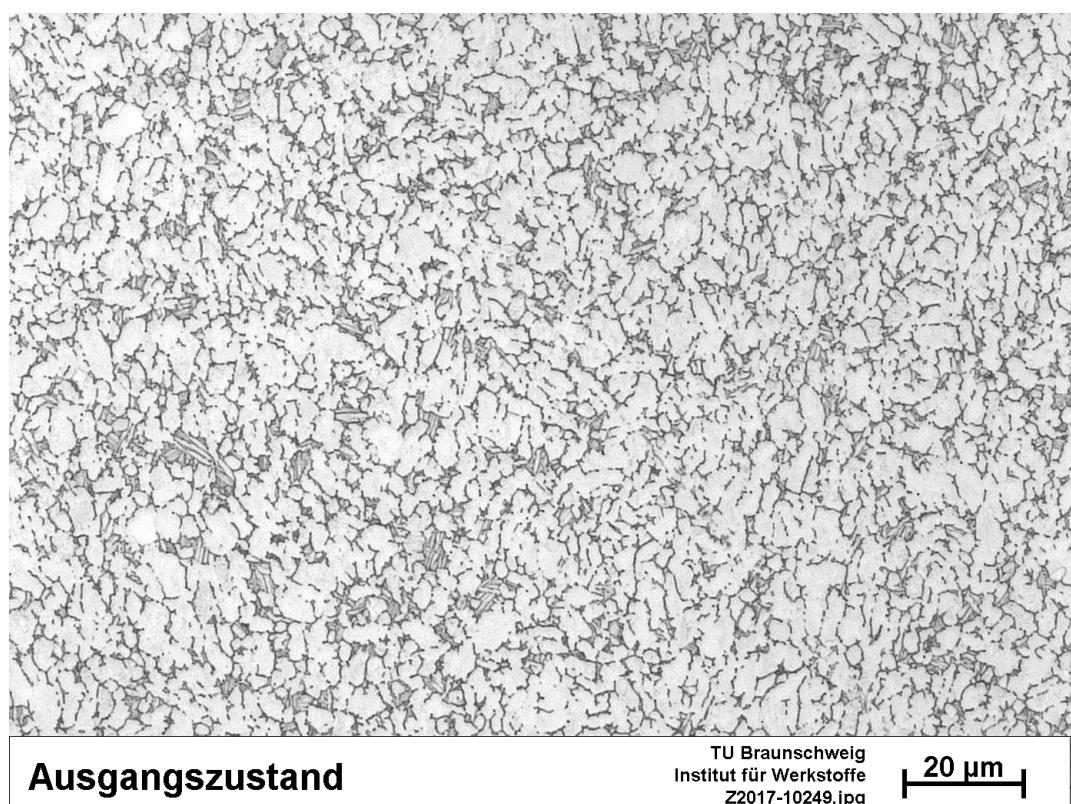


Abbildung 1.3: Globulares Gefüge

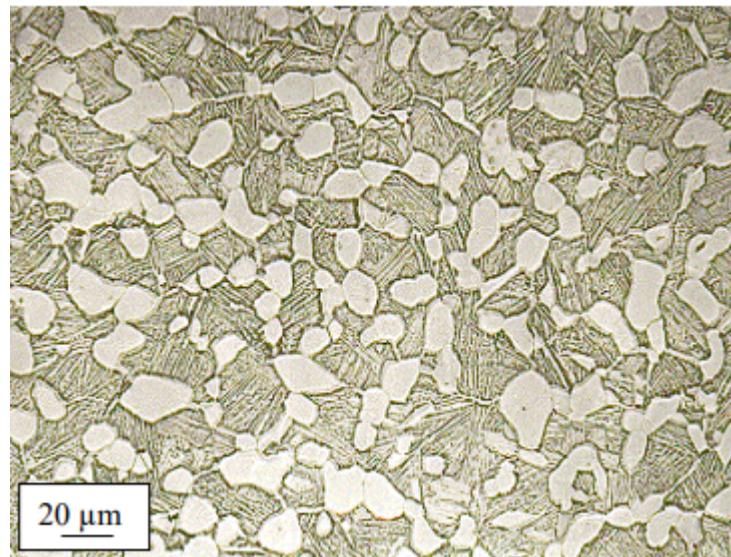


Abbildung 1.4: Bi-Modal-Gefüge [2]

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 α - und β - Stabilisatoren. Diese Phasen lassen sich wie die Stabilisatoren in α - und β - Phasen aufteilen.

2.1.1 α -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 [4, vgl.].

2.1.2 β -Phasen

Intermetallische β -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 [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

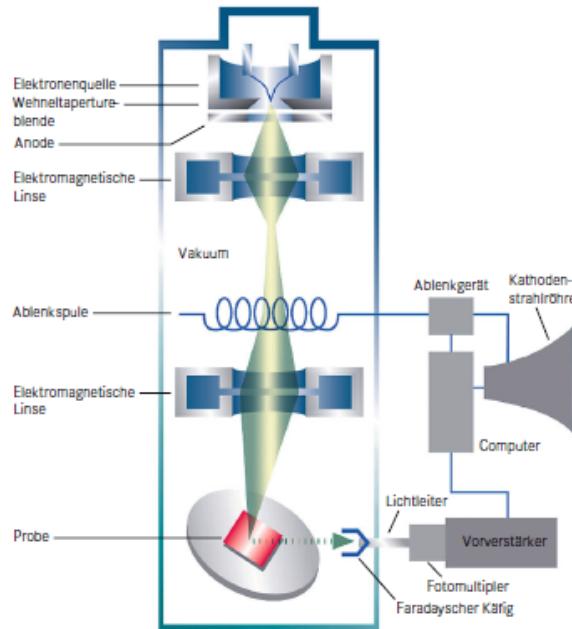


Abbildung 2.1: Aufbau eines Rasterelektronenmikroskops

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 Probenoberfläche. 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 „abastern“ 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 Material

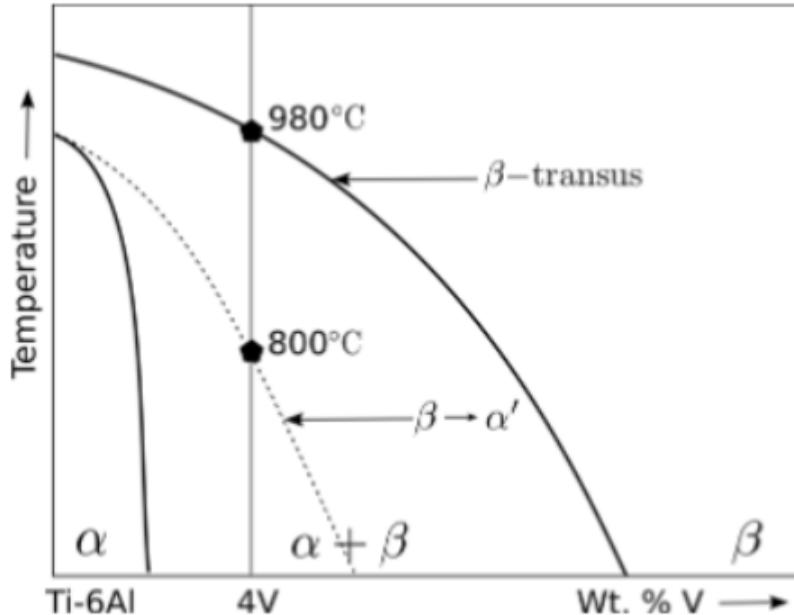


Abbildung 2.2: schematisches Phasendiagramm Ti-6Al-4V [1]

in einem Zweiphasengebiet. So können unterschiedliche Alphagehälter eingestellt werden, sodass eine Kombination aus α -Phase und $\alpha + \beta$ -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.

2.4.2 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 Phasenanteil.

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].

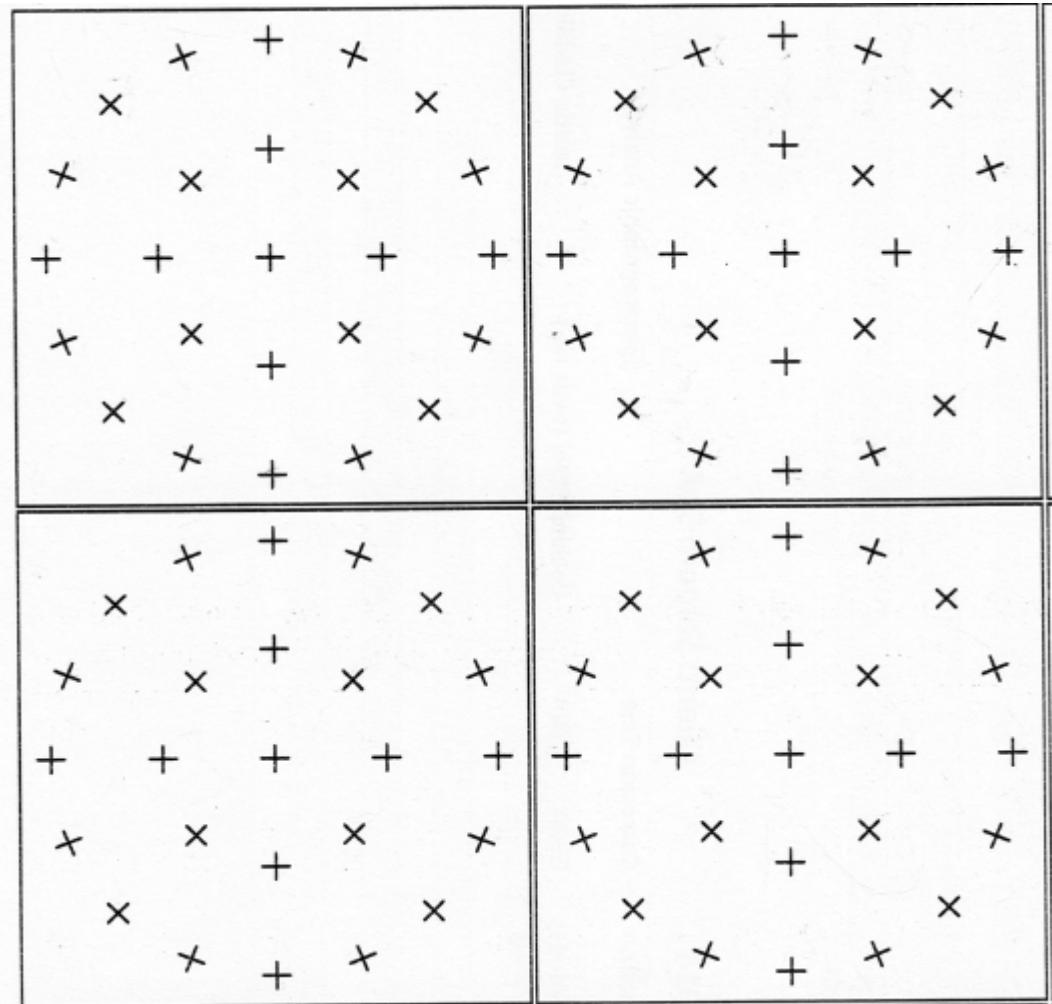


Abbildung 2.3: Raster für das Auszählverfahren

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].

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°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

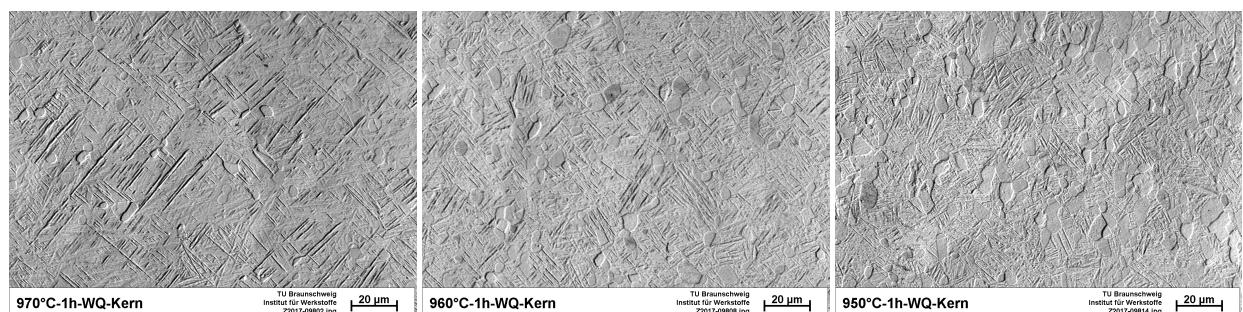


Abbildung 3.1: Gefüge unterschiedlicher Glühtemperaturen

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 HV 10	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 10 HV 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 α -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 Martensit in sekundär Alpha und Beta zerfallen zu lassen. Nach [3] ergeben sich so größere Festigkeiten und bessere mechanische Eigenschaften.

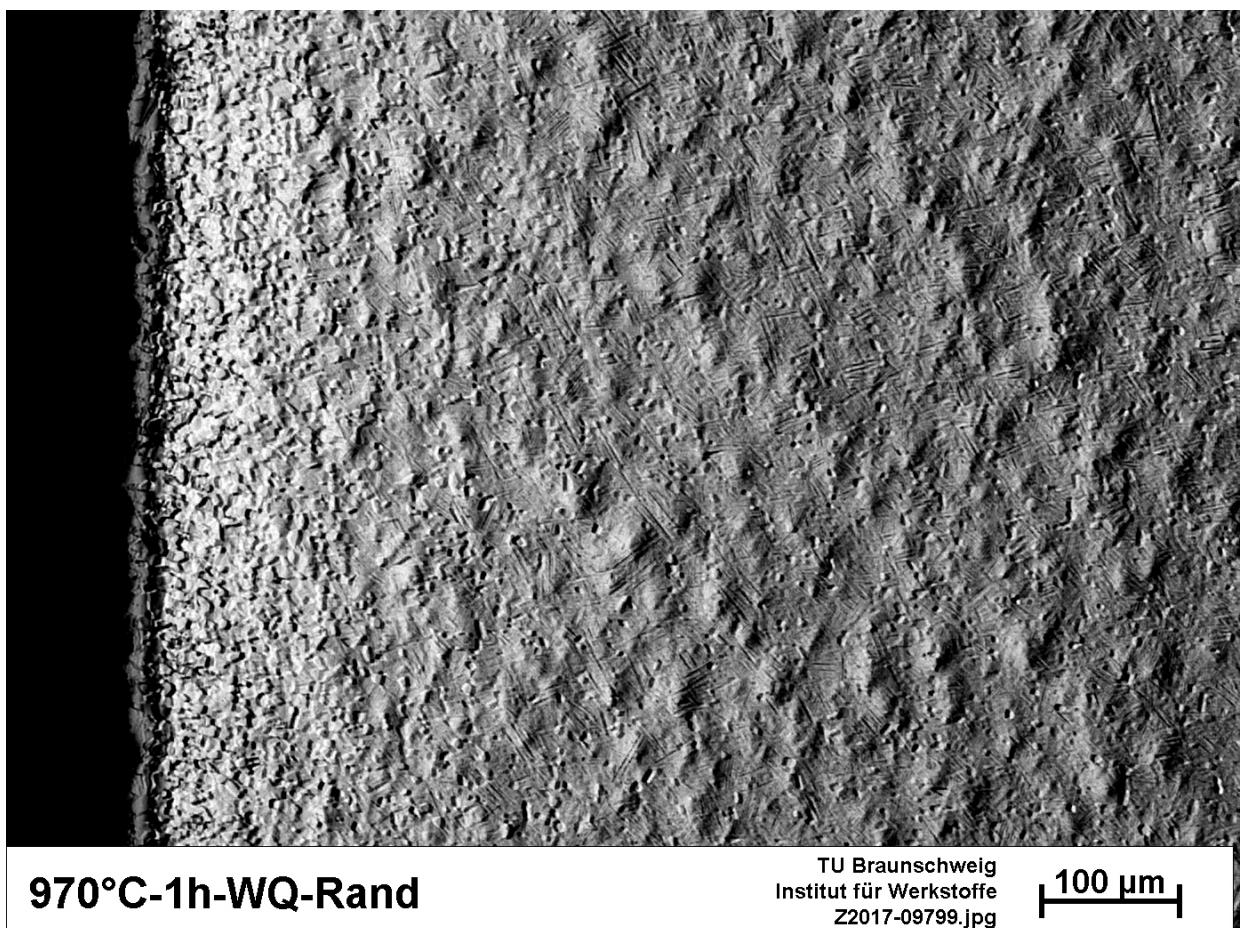


Abbildung 3.2: Alphacase

3.3.1 1. Wärmebehandlung

Wärmebehandlungen wie in [3] und [8] 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 Gehältern entsteht. Um neben dem Primäralpha ein Martensit zu erzeugen wird in Wasser abgeschreckt. Für eine volle 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 könnte eine Ausscheidung bei einem niedrigeren Primäralpha Anteil eine geringere Festigkeit aufweisen als bei 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, wurde eine Temperatur festgelegt und über die Haltezeit variiert. So werden in einem ersten Schritt die Auswirkungen des Primäralphaanteils analysiert. Es wurden wasserabgescheckte Proben bei einer Glühungstemperatur 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 auf die entstehenden Eigenschaften getroffen werden.

3.3.2 Ergebnisse 1. Wärmebehandlung

970°C Auslagerung

Auf den Gefügebildern aus Abbildung 3.4 kann man unterscheiden 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.

Durch eine Härteprüfung lässt sich die Auswirkung der Alterung analysieren. Dabei wird das oben beschriebene Verfahren angewendet. Für die Behandlungsreihe mit 970°C ergeben sich die Ergebnisse aus Tabelle 3.4. Werden diese Werte mit den Härtewerten des rein abgeschreckten Material aus Tabelle 3.3 verglichen ist eine Erhöhung der Härte zu erkennen. Sie ist durch die Auslagerung um circa 10 HV 10 gestiegen. Für die längere Haltezeit ist der Härtewert 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 geäglüht und zwei beziehungsweise acht Stunden bei 520°C ausgelagert wurden, zeigt sich ein ähnliches Ergebnis der Härteprüfung wie bei den Proben auf der höheren Glühtemperatur. Wenn die Härtewerte nach der Alterung mit denen vorher verglichen werden, ist

970°C 1h WQ		950°C 1h WQ	
Abstand in mm	Härte in HV 10	Abstand in mm	Härte in HV 10
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

2h Auslagern		8h Auslagern	
Abstand in mm	Härte in HV 10	Abstand in mm	Härte in HV 10
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 Auslagn

eine Härtesteigerung erkennbar. Die Werte aus der Tabelle 3.5 sind im Schnitt 10 HV 10 höher als das Material vor der Behandlung. Genau wie bei den Härtegraden der höher geäglühten Proben ist die Haltezeit vorerst unerheblich hinsichtlich der Härte. Sie ist für beide Haltenzeiten konstant.

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.

Die Ergebnisse aus den Härteprüfungen lassen darauf schließen, dass eine Alterung zu einer höheren Härte führt. Daher wird in dem zweiten Schritt die Haltezeit verlängert, um zu Prüfen ob die Härte weiter zu nimmt. Da die Auslagerungstemperatur gering gewählt wurde, könnten die Diffusionsvorgänge in der bisherigen Haltezeit nicht optimal abgeschlossen werden. Die längere Haltezeit würde dazu führen, dass diese weiter fortschreiten könnten. Ob die Härte so gesteigert wird, oder die lange Diffusionszeit dazu führt, dass das Gefüge zu sehr entspannt, wird so erprobt. Nach [3] sind für eine Entspannung des Martensitsgefüge Zeiten von bis zu 50 Stunden realistisch. Diese Zeiten würden aber wahrscheinlich zu einer Abnahme an Härte führen. In folge dessen werden die Zeiten für diesen zweiten Schritt auf 16 und 24 Stunden bei der selben Temperatur festgelegt. So

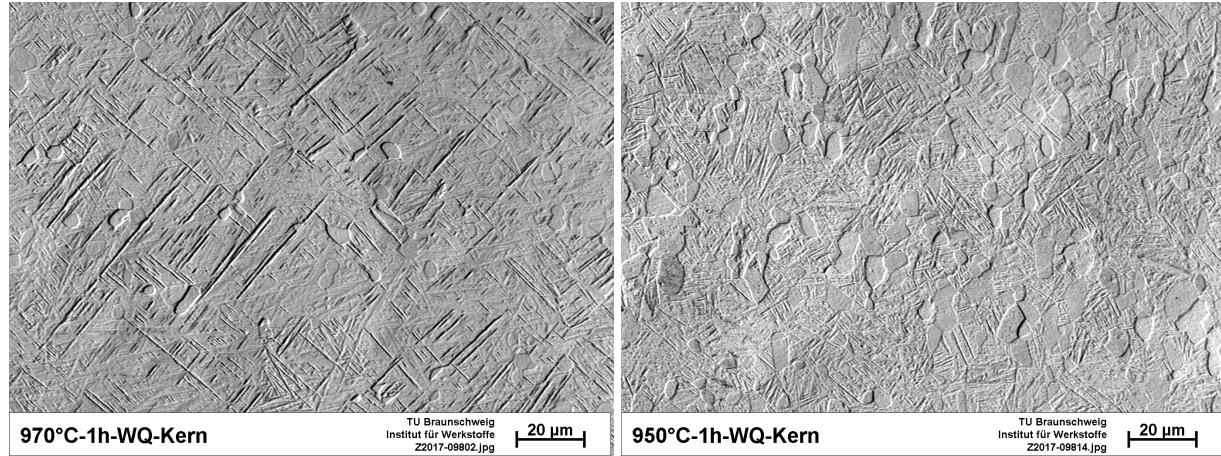


Abbildung 3.3: Gefüge ohne Auslagern

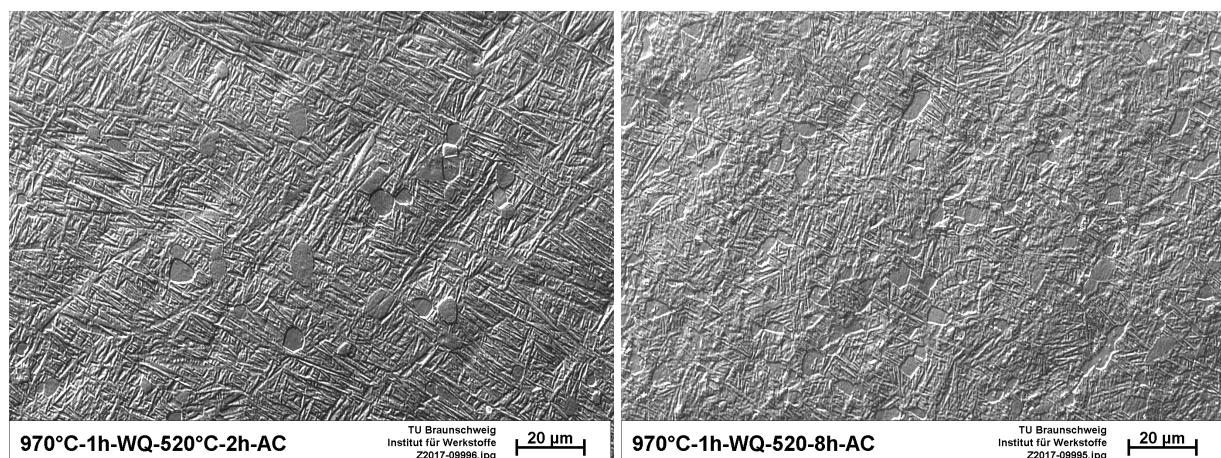
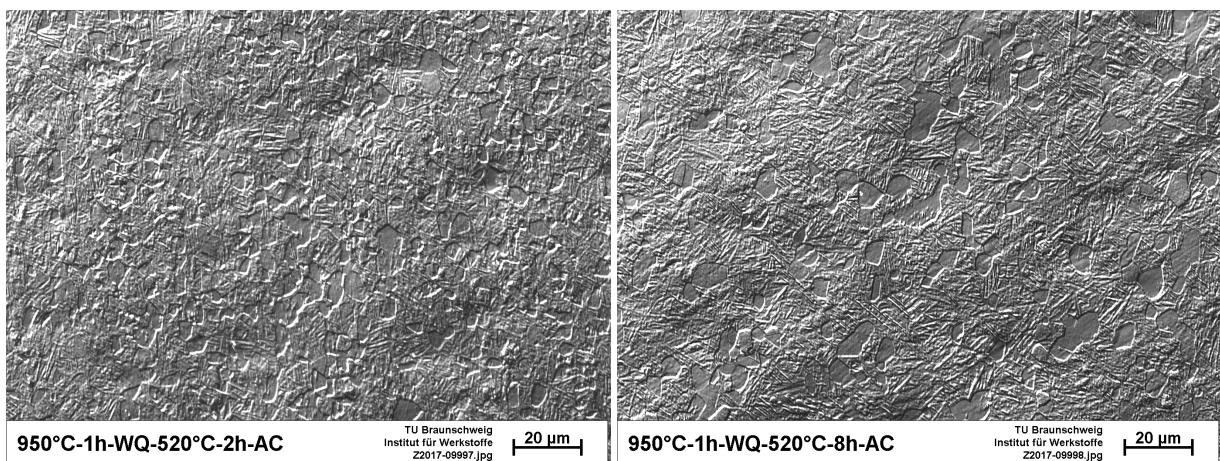


Abbildung 3.4: Gefüge mit einer Glühtemperatur von 970°C und unterschiedlichen Alterungszeiten

2h Auslagern		8h Auslagern	
Abstand in mm	Härte in HV 10	Abstand in mm	Härte in HV 10
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



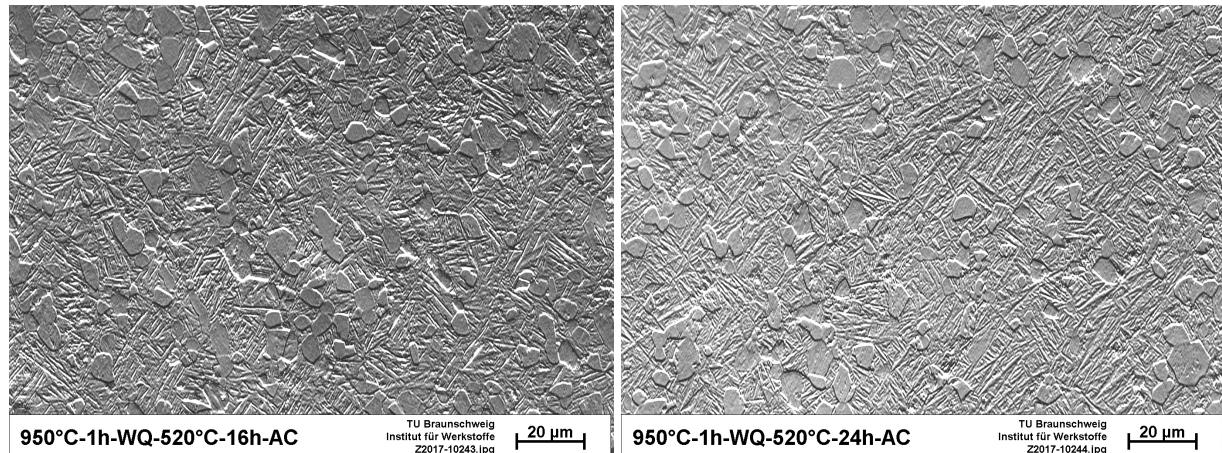
(a) Gefüge bei einer Glühungstemperatur von 950°C mit Auslagerung bei 520°C für 2h (b) Gefüge bei einer Glühungstemperatur von 950°C mit Auslagerung bei 520°C für 8h

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

können Langzeitalterungen in ihrer Effektivität eingeschätzt werden.

3.3.4 Ergebnisse 2. Wärmebehandlung

Mit den Gefügebildern aus Abbildung 3.6 wird eine deutlich sichtbarere Ausprägung des Martensitzerfalls festgestellt. Die Bereiche in denen Sekundäralpha und Beta entstanden ist, sind nun deutlicher zu erkennen. Bei der Alterung mit 16 Stunden Haltezeit zeigt sich ein Unterschied hinsichtlich der Dicke der entstandenen Nadeln zu der mit einer Haltezeit von 8 Stunden. Die längere Haltezeit sorgt für eine größere Ausprägung dieser Nadeln. Bei einer Haltezeit von 24 Stunden ist dieser Effekt noch deutlicher zu beobachten. Die Nadeln heben sich nun von einander ab und bilden lamellenartige Strukturen. Das Martensit kann nur noch schwierig zwischen den entstandenen Lamellen erkannt werden. Es spricht somit dafür, dass der Zerfall sehr weit fortgeschritten ist.



(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] 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] Carsten Siemers. *Titan und Titanlegierungen*. Institut für Werkstoffe, 2007.
- [8] 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	7
1.3	Globulares Gefüge	7
1.4	Bi-Modal-Gefüge	8
2.1	Aufbau eines Rasterelektronenmikroskops	10
2.2	Phasendiagramm	12
2.3	Raster für das Auszählverfahren	13
3.1	Gefüge unterschiedlicher Glühtemperaturen	15
3.2	Alphacase	17
3.3	Gefüge ohne Auslagern	20
3.4	Gefüge mit einer Glühtemperatur von 970°C und unterschiedlichen Alterungszeiten	20
3.5	Gefüge mit einer Glühtemperatur von 950°C und unterschiedlichen Alterungszeiten	21
3.6	Gefüge bei 950°C bei 16h und 24h Auslagerung	22

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	19
3.5	Härteprüfung 950°C Glühen und Auslagern	21