



Technische  
Universität  
Braunschweig

Institut für Werkstoffe



# Wärmebehandlung

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

Wintersemester 17/18

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Titanwerkstoffe</b>	<b>3</b>
1.1	Gefügemerkmale . . . . .	3
1.1.1	Alpha-Titan Phase . . . . .	3
1.1.2	Beta-Titan Phase . . . . .	4
1.1.3	Gefüge . . . . .	4
<b>2</b>	<b>Methodik</b>	<b>7</b>
2.1	Wärmebehandlung . . . . .	7
2.1.1	Anpassung der Gefüge durch Wärmebehandlung . . . . .	7
2.2	Auswertung der Proben . . . . .	9
2.2.1	Zugversuch . . . . .	9
<b>3</b>	<b>Wärmebehandlungen</b>	<b>10</b>
3.1	Festigkeitssteigerung durch Martensitbildung . . . . .	10
3.2	Festigkeitssteigerung durch Auslagern des Vollmartensits . . . . .	10
3.3	Festigkeitssteigerung durch Auslagern von Primäralpha und Martensit . . . . .	10
3.3.1	1. Wärmebehandlung . . . . .	10
3.3.2	Ergebnisse 1. Wärmebehandlung . . . . .	11

# 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 ( $\beta$ -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. [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 der Alphaphase ist annähernd dichtest gepackt. Das Verhältnis in der Zelle ist etwas kleiner, als dass in der am dichtesten gepackten Zelle, c:a von  $\alpha$ -Titan liegt bei 1.586. Die perfekte hexagonale Zelle hat ein Verhältnis von 1.624 [6], 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 Martensitstarttemperatur bezeichnet. Sie ist wie die Betatransustemperatur 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.

Jedoch 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.

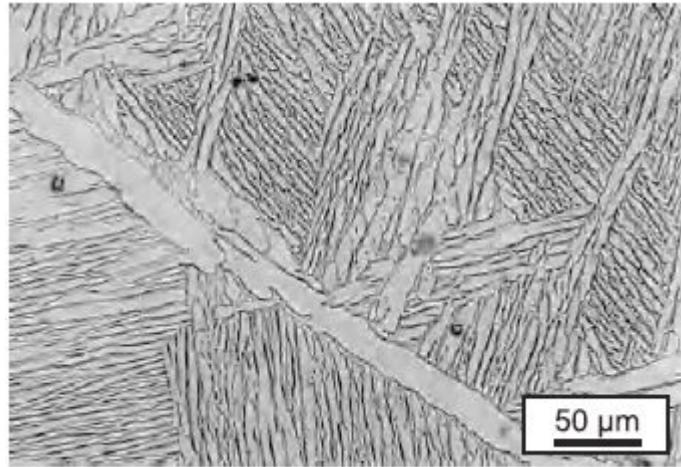


Abbildung 1.1: Volllamellares Gefüge [5]

### 1.1.2 Beta-Titan Phase

Eine  $\beta$ -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, eingefroren ist.

Durch Zusatz bestimmter Legierungselemente kann die  $\beta$ -Phase auch in größeren Mengen vorliegen. Dies wird im Kapitel "betastabilisierende Legierungselemente" näher erläutert.

### 1.1.3 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 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.

#### 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].

#### Martensit

Der Martensit ist eine spezielle Form unter den Gefügen, da dieser der einzige ist in denen die Phasen metastabil vorliegen. Er resultiert aus einer schnellen Abkühlung bei Temperaturen hö-

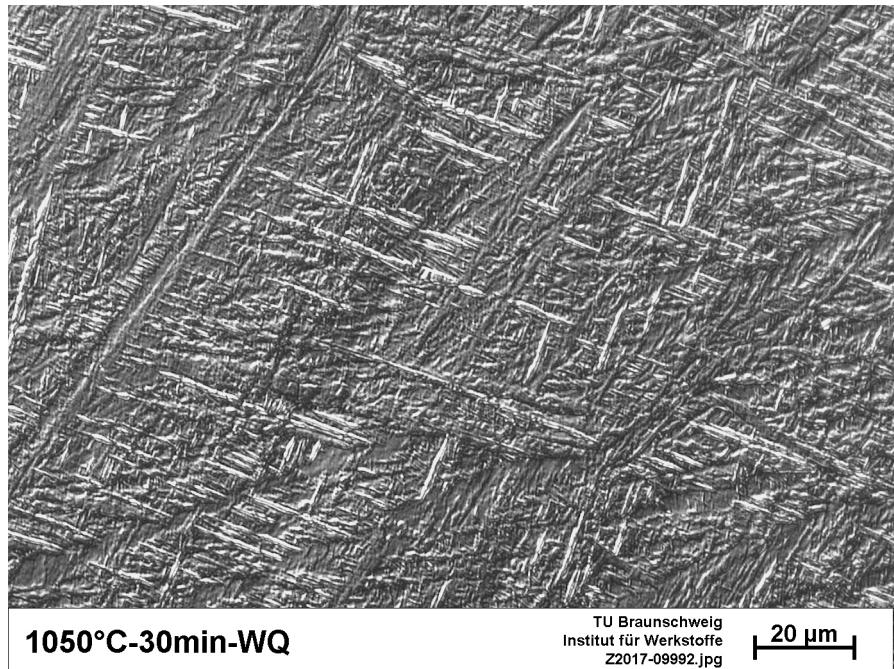


Abbildung 1.2: Vollmartensitisches Gefüge

her als die Martensitstarttemperatur. Bei diesen Temperaturen ist das Volumenverhältnis zwischen  $\alpha$  und  $\beta$  in dem diese stabil vorliegen ein anderes, als das bei niedrigen Temperaturen. Bei einer langsamen Abkühlung würde sich die Betaphase in Alphaphase umwandeln. Aufgrund der schnellen Abkühlgeschwindigkeit von über  $1000^{\circ}\text{C}/\text{min}$  können diese Diffusionsvorgänge nicht abgeschlossen werden. Somit kommt es zu einem diffusionslosen Phaseübergang [4]. Aufgrund der unterschiedlichen Gitterstruktur von Alpha und Beta, kommt es zu dem charakteristischen Martensitgefüge wie in Abbildung 1.2 zu sehen ist.

### Globular

Globulare Phase besteht aus großen, runden  $\alpha$ -Bereichen. Dieses Gefüge ist charakteristisch für eine Probe, welche noch keine Wärmebehandlung erfahren hat. Es lassen sich hieraus viele andere Gefüge einstellen. In Abbildung 1.3 erkennt man ein solches Gefüge.

### Bi-Modal

Bi-Modal-Gefüge(Duplex-Gefüge) sind durch globularer  $\alpha$ -Phase und Lamellen aus  $\alpha$ - und  $\beta$ -Phase gekennzeichnet. Das Gefüge kombiniert rein globulare Alphaphase mit lamellaren Anteilen. In Abbildung 1.4 ist ein solches Gefüge zu erkennen.

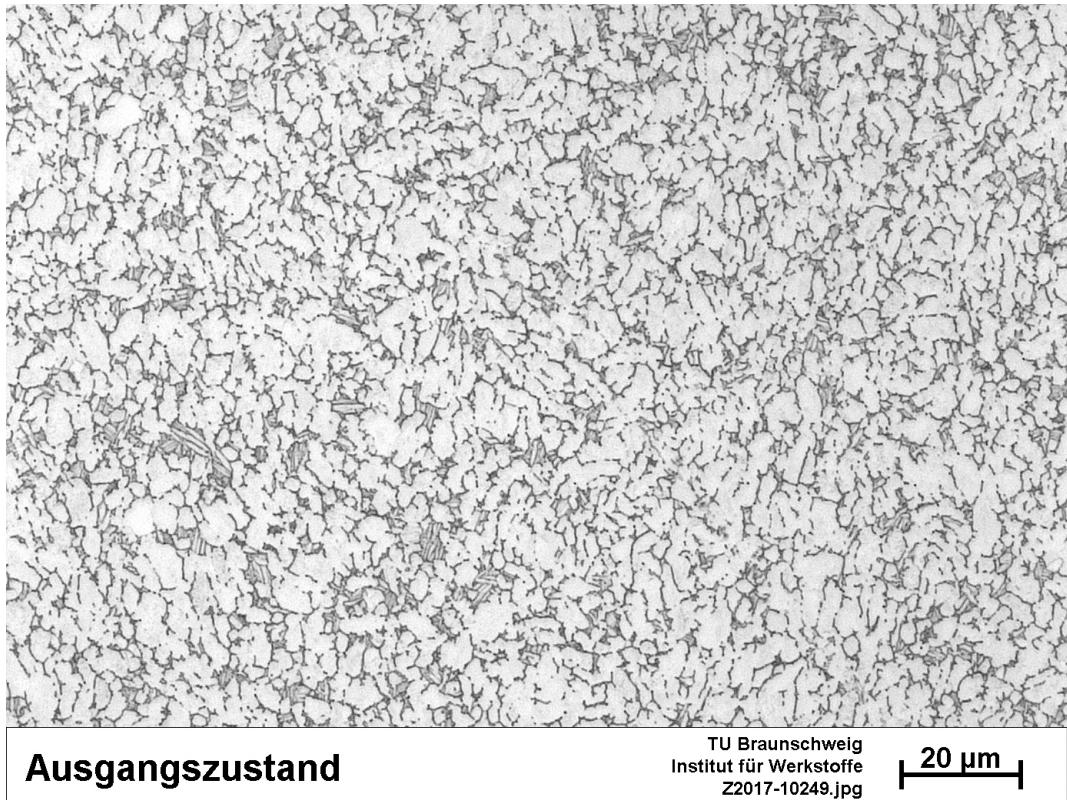


Abbildung 1.3: Globulares Gefüge

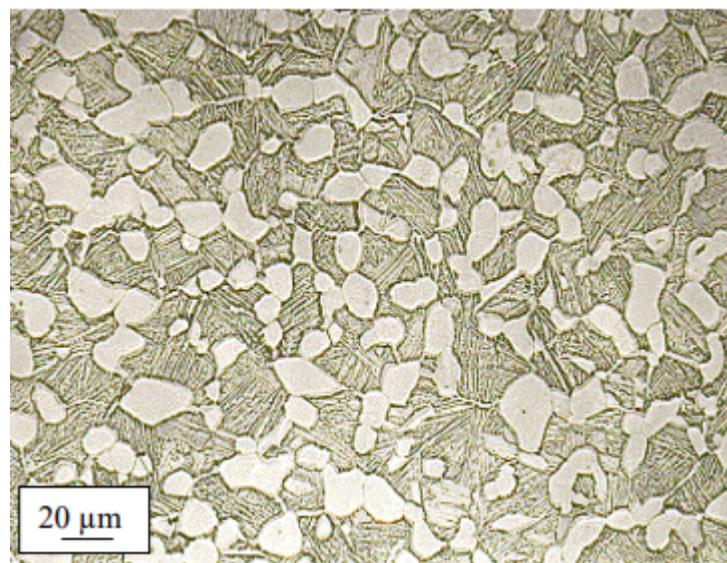


Abbildung 1.4: Bi-Modal-Gefüge [2]

# 2 Methodik

## 2.1 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, wobei die speziellen, mehrstufigen Behandlungen im dritten Kapitel behandelt werden.

**Temperaturkontrolle** Für die Temperaturkontrolle innerhalb der Wärmebehandlung kommt ein Ofen zum Einsatz. Dieser kann bis Temperaturen deutlich oberhalb der Betatransustemperatur 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  $50^{\circ}\text{C}$  -  $100^{\circ}\text{C}$  oberhalb der Betatransustemperatur vor. Der Ofen ist außerdem für die Aufheizgeschwindigkeit verantwortlich, da diese auch einen wichtigen Einfluss haben kann.

**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 Raumtempertur 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. Die hohe Abkühlgeschwindigkeit von gewöhnlich mehr als  $1000\text{K/min}$  verhindert das element partitioning. So können sich neben dem Martensit, Alpha-Beta-Verhältnisse einstellen, die bei langsamen Abkühlungen nicht möglich sind.

### 2.1.1 Anpassung der Gefüge durch Wärmebehandlung

Das Anpassen der Gefüge ist das Ziel der Wärmebehandlungen. So werden Werkstoffeigenschaften gezielt für den jeweiligen Anwendungsfall optimiert, denn bestimmte Gefüge, mit bestimmten Mechanischen Eigenschaften, folgen aus bestimmten Wärmebehandlungen. Diese Einstellung durch Wärmehandlungen hat bestimmte Grenzen. Korngröße und die daraus folgenden Eigenschaften sind nicht mehr reduzierbar. Eine Behandlung die Kornwachstum beinhaltet sollte somit mit bedacht Gewählt werden,da gewöhnlich die Festigkeit durch Kornwachstum abnimmt.

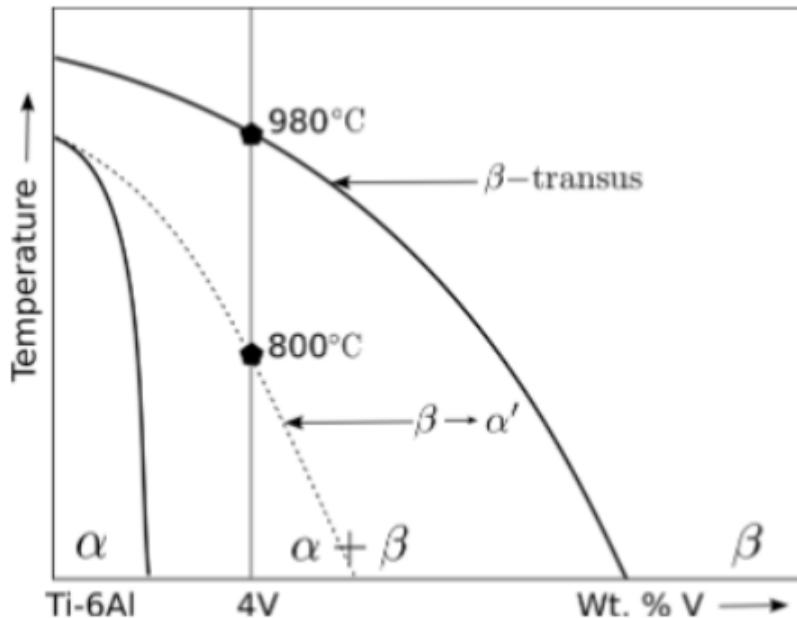


Abbildung 2.1: schematisches Phasendiagramm Ti-6Al-4V [1]

### Lamellar

Rein lamellare Strukturen folgen aus einer Abkühlung aus dem  $\beta$ -Gebiet. In dem Phasendiagramm aus Abbildung 1.5 ist erkennbar, dass oberhalb der Betatransuslinie das Material in einem Einphasenfeld liegt und somit bei einer moderaten Abkühlung vollständig in lamellare Phase umwandelt. Wird die Glühungstemperatur unterhalb der Betatransustemperatur gewählt, ist das 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.

### Martensit

Martensit entsteht mit Abkühlgeschwindigkeiten aus Temperaturen höher als die Martensitstarttemperatur. Wie bei lamellaren Gefügen kann auch eine Kombination aus Primärem Alpha und Martensit erfolgen, indem die Glühungstemperatur im 2-Phasengebiet gewählt wird. Wie hoch die Temperatur gewählt wird entscheidet über den Primäralphagehalt.

Die charakteristische Struktur des Martesits sorgt für ein sehr festes Werkstoffverhalten. Aufgrund der kaum zu erkennenden Grenzen zwischen den Phasen, ist die Grenzflächendichte sehr hoch. Somit steigt die Festigkeit.

### Bi-Modal

Diese Strukturen bestehen aus einer Kombination von primär Alpha und lamellaren Strukturen in den Betakörnern. Dies lässt sich durch eine Wärmebehandlung einstellen in der die Glühungstemperatur unterhalb der Betatransustemperatur liegt. Die Temperatur entscheidet über die Ausprägung der primären Alphakörper. Aus dem Phasendiagramm aus Abbildung 1.5 erklärt sich, dass je höher die Glühungstemperatur ist desto geringer ist der Alphagehalt in dem resultierenden Gefüge. Die Abkühlgeschwindigkeit entscheidet über die breite der wären des Abkühlvorgangs entstehenden Lamellen [4].

### Globular

Globulare Gefüge lassen sich auf mehrere Wege erzeugen. Zum Einen kann die Abkühlung von der Glühtemperatur so gering gewählt werden, dass die entstehenden Lamellen sehr groß werden. So entstehen Alphagehalten von 80 Volumenprozent und mehr. Zum Anderen kann die Glühungstemperatur sehr gering gewählt werden, sodass sich ein sehr hoher Alphaanteil einstellt. Dabei sollten beachtet werden, dass die Diffusionsgeschwindigkeit bei geringen Temperaturen sehr gering ist und so eine lange Haltezeit vorgesehen sein sollte.

## 2.2 Auswertung der Proben

### 2.2.1 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. Aus diesem Kennwert kann auch die Dauerfestigkeit näherungsweise bestimmt werden, da diese nahezu proportional zur Zugfestigkeit ist.

# 3 Wärmebehandlungen

## 3.1 Festigkeitssteigerung durch Martensitbildung

## 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  $\alpha + \alpha'$  festgestellt. Auf Basis dieser Untersuchungen und Ergebnissen aus vorherigen Behandlungen werden die Parameter für diese Wärmebehandlung gewählt.

### 3.3.1 1. Wärmebehandlung

[3] und [7] geben Beispiele für Erfolgreiche Lösungsglüh- und Alterungsprozesse. Sie dienen als Hilfsmittel für die Parameterwahl bei dieser Strategie zur Festigkeitssteigerung. Bei den Beispielen werden Glühungstemperaturen von 950°C bis 970°C verwendet, sodass ein zweiphasiges Gefüge entsteht. Um  $\alpha'$  zu erzeugen wird abgeschreckt. Als Haltezeit wird eine Stunde gewählt. Diese Haltezeit ist ausreichend, damit sich das Gefüge vollständig umwandeln kann.

Wie in Kapitel zwei bereits erläutert sorgen höhere Temperaturen für einen niedrigen Primäralphahalt. Aus vorherigen Wärmebehandlungen ist für eine hohe Festigkeit, ein möglichst niedriger Primäralphaanteil vorteilhaft. Jedoch ist bei einer anschließenden alternden Behandlung, in der der Martensit optimal zerfallen soll, die Legierungselementanteile in den Phasen wichtig. Bei einem niedrigen Primäralphaanteil ist der Anteil der Alphastabilisierenden Elementen in der Martensitphase größer als bei größeren Primäralphaanteilen, da die Alphaphase nur begrenzt Elemente aufnehmen kann. So verbleiben möglicherweise so große Mengen, dass der Martensit nicht in Alpha und Beta zerfällt und die Alterung ohne Auswirkungen bleibt.

Für die Alterung, mit anschließender Luftkühlung, wurde in den Beispielen 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 3.2 kann man unterscheiden zu dem Ausgangsgefüge aus Abbildung 3.1 (a) sehen. Die Bereiche des Primäralphas sind unabhängig von der Auslagerungszeit in ihrer Größe konstant geblieben. Dies lässt sich dadurch begründen, dass eine Veränderung des Primäralphagehalts nur bei hohen Temperaturen oder extrem langen Haltezeiten passieren kann. Da beides nicht vorliegt bleibt der Gehalt konstant.

Allerdings kann eine Veränderung des Martensits beobachtet werden. Je länger die Haltezeit desto mehr ist dieser zerfallen. Es bildet sich sekundäres Alpha und Beta, das zufällig dort entsteht wo die jeweiligen stabilisierenden Legierungselemente die größte Konzentration aufweisen. Bei einer Haltezeit von zwei Stunden ist der Zerfall schwer zu erkennen. Die Ausprägung der entstehenden sekundären Alpha- beziehungsweise Betaphase ist sehr gering und die Martensitnadeln sind noch gut zu erkennen.

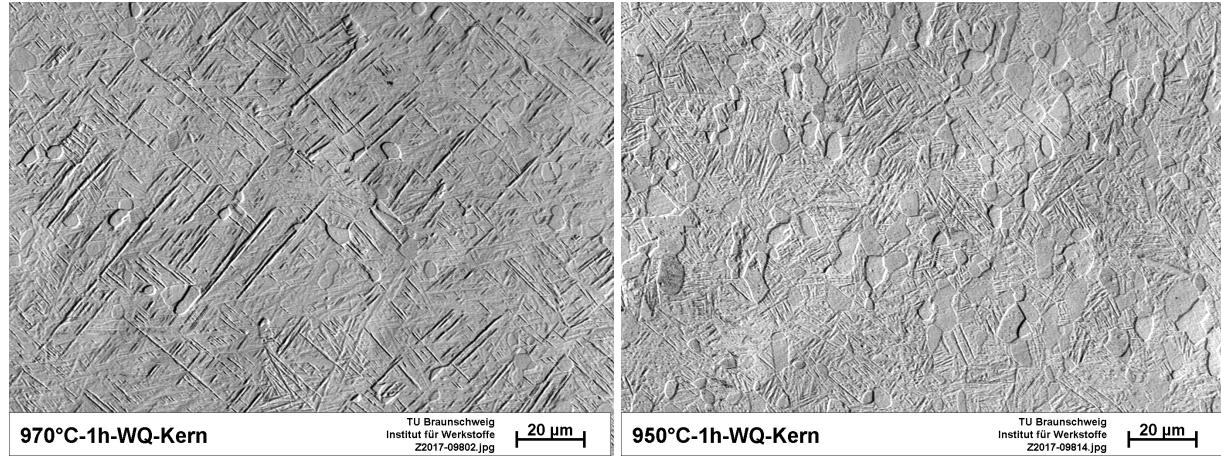
Bei einer Haltezeit von acht Stunden ist die Zerfall des Martensits deutlicher zu erkennen als bei der kürzeren Haltezeit. Die Konzentration an Martensitnadeln ist sichtbar geringer und somit ist die Entstehung von Alpha und Beta vorangeschritten.

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 3.2. Werden diese Werte mit den Härtewerten des rein abgeschreckten Material aus Tabelle 3.1 verglichen ist eine Erhöhung der Härte zu erkennen. Sie ist durch die Auslagerung um circa 10 HV 10 gestiegen. Außerdem scheint die Härte für die längere Haltezeiten wieder abzunehmen. Aufgrund der Genauigkeit des Härteprüfers kann aber keine Aussage darüber getroffen werden ob dies wirklich der Fall ist.

#### 950°C Auslagerung

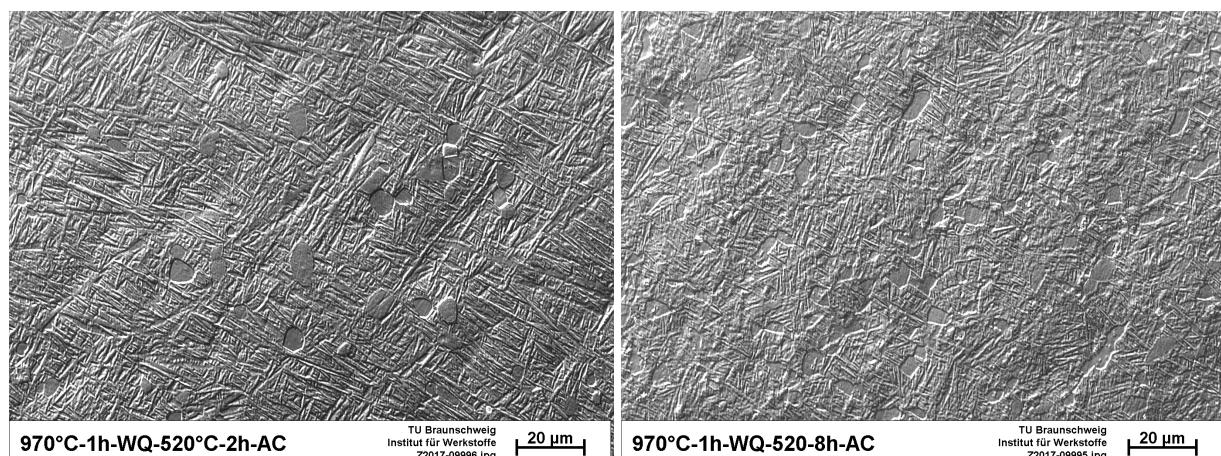
Die Auslagerung bei einer Glühtemperatur von 950°C zeigt ein anderes Ergebnis als die bei einer Glühtemperatur von 970°C. Werden die Gefüge von Abbildung 3.3 mit dem abgeschreckten Gefüge aus Abbildung 3.1(b) verglichen erkennt man einen weiter fortgeschrittenen Zerfall des Martensits. Bei einer Alterungszeit von zwei Stunden hat die Menge an Martensitnadeln bereits abgenommen. Bei acht Stunden sind diese kaum noch zu erkennen. Demnach ist das Martensit zu diesem Zeitpunkt in dem Zerfall stark fortgeschritten.

Bei den Proben die mit 950°C geglättet wurden und zwei beziehungsweise acht Stunden bei 520°C geglättet wurden zeigt sich ein ähnliches Ergebnis der Härteprüfung wie bei den Proben auf der höheren Temperatur. Wenn die Härtewerte nach der Alterung mit denen vorher verglichen werden, ist eine Härtesteigerung erkennbar. Die Werte aus der Tabelle 3.3 sind im Schnitt 10 HV 10 höher als das Material vor der Behandlung. Anders als bei der Behandlung mit den Proben die bei 970°C geglättet wurden bleiben die Härtewerte bei der Auslagerung mit acht Stunden Haltezeit konstant.



(a) Gefüge bei einer Glühungstemperatur von 970°C ohne Alterung  
 (b) Gefüge bei einer Glühungstemperatur von 950°C ohne Alterung

Abbildung 3.1: Gefüge ohne Auslagern



(a) Gefüge bei einer Glühungstemperatur von 970°C mit Auslagerung bei 520°C für 2h  
 (b) Gefüge bei einer Glühungstemperatur von 970°C mit Auslagerung bei 520°C für 8h

Abbildung 3.2: Gefüge mit einer Glühtemperatur von 970°C und unterschiedlichen Alterungszeiten

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

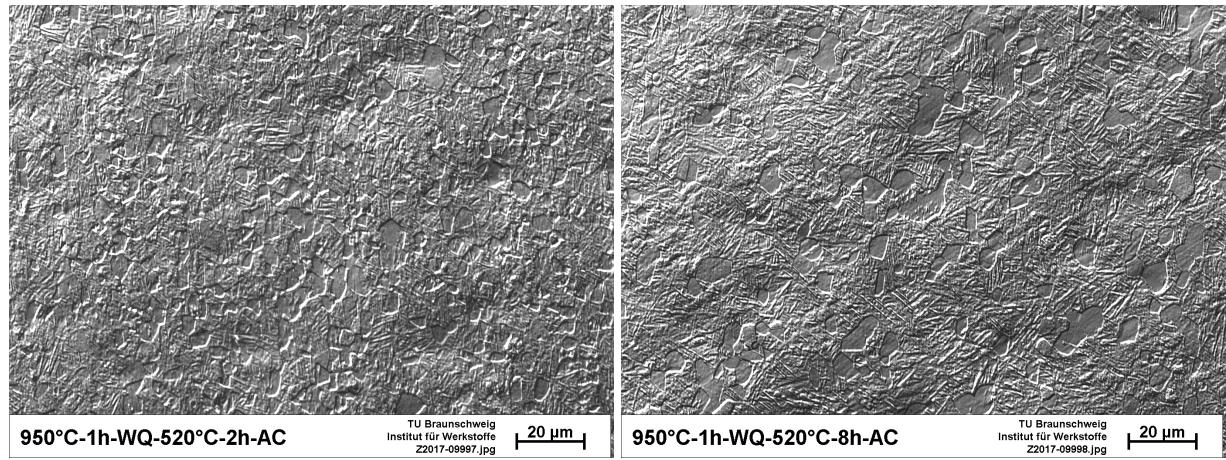
Tabelle 3.1: Härtewerte ohne Auslagerung

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 3.2: Härteprüfung 970°C Glühen und Auslagern

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 3.3: 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 3.3: Gefüge mit einer Glühtemperatur von 950°C und unterschiedlichen Alterungszeiten

# 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] Carsten Siemers. *Titan und Titanlegierungen*. Institut für Werkstoffe, 2007.
- [7] 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 . . . . .	4
1.2	Vollmartensitisches Gefüge . . . . .	5
1.3	Globulares Gefüge . . . . .	6
1.4	Bi-Modal-Gefüge . . . . .	6
2.1	Phasendiagramm . . . . .	8
3.1	Gefüge ohne Auslagern . . . . .	12
3.2	Gefüge mit einer Glühtemperatur von 970°C und unterschiedlichen Alterungszeiten	12
3.3	Gefüge mit einer Glühtemperatur von 950°C und unterschiedlichen Alterungszeiten	14

# Tabellenverzeichnis

3.1	Härtewerte ohne Auslagerung . . . . .	13
3.2	Härteprüfung 970°C Glühen und Auslagern . . . . .	13
3.3	Härteprüfung 950°C Glühen und Auslagern . . . . .	13