

---

Bruch- und Ermüdungsverhalten  
der hochfesten  $\beta$ -Titanlegierung  
Ti-5553 bei sehr hohen  
Festigkeiten.

Vom Promotionsausschuss der  
Technischen Universität Hamburg-Harburg  
zur Erlangung des akademischen Grades  
Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)  
genehmigte Dissertation

von  
Jan-Cord Rodenberg

aus  
Hamburg

2011

---

---

Prüfungsvorsitzender: Prof. Dr.-Ing. C. Emmelmann  
1. Prüfer: Prof. Dr.-Ing. J. Albrecht  
2. Prüfer: Dr.-Ing. K. U. Kainer

Tag der mündlichen Prüfung: 07.06.2011

urn:nbn:de:gbv:830-tubdok-11055

---

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Grundlagen</b>	<b>3</b>
2.1	Titanlegierungen . . . . .	3
2.2	Metastabile Beta-Titanlegierungen . . . . .	7
2.2.1	Beta-annealed Mikrostruktur . . . . .	9
2.2.2	Bi-modale Mikrostruktur . . . . .	13
2.3	Mechanische Eigenschaften . . . . .	14
2.3.1	Dehngrenze . . . . .	14
2.3.2	Dauerschwingfestigkeit . . . . .	15
2.3.3	Bruchzähigkeit . . . . .	16
2.3.4	Einfluss der Korngröße . . . . .	20
2.4	Die Legierung Ti-5553 . . . . .	21
<b>3</b>	<b>Experimentelle Methoden</b>	<b>25</b>
3.1	Material . . . . .	25
3.2	Thermomechanische Behandlung . . . . .	26
3.3	Probenpräparation . . . . .	29
3.3.1	Beta-annealed Mikrostruktur . . . . .	29
3.3.2	Bi-modale Mikrostruktur . . . . .	31
3.4	Methoden der Mikrostrukturanalyse . . . . .	31
3.4.1	Lichtmikroskopie . . . . .	31
3.4.2	Rasterelektronenmikroskopie . . . . .	32
3.4.3	Transmissionselektronenmikroskopie . . . . .	33
3.5	Methoden der mechanischen Prüfung . . . . .	33
3.5.1	Zugversuch . . . . .	33
3.5.2	Wöhlerversuch . . . . .	35
3.5.3	Bruchmechanikversuch . . . . .	37

---

<b>4</b>	<b>Ergebnisse</b>	<b>41</b>
4.1	Mikrostruktur . . . . .	41
4.1.1	Ladishmaterial . . . . .	42
4.1.2	Fuchsmaterial . . . . .	48
4.1.3	Struktur der Korngrenzen . . . . .	54
4.2	Zugversuch . . . . .	57
4.2.1	Bruchflächen . . . . .	59
4.3	Wöhlerversuche . . . . .	67
4.3.1	Ladishmaterial . . . . .	68
4.3.2	Fuchsmaterial . . . . .	69
4.3.3	Überblick über die Dauerschwingfestigkeiten . . . . .	72
4.3.4	Bruchflächen . . . . .	74
4.4	Bruchmechanikversuche . . . . .	81
4.4.1	Ladishmaterial . . . . .	82
4.4.2	Fuchsmaterial . . . . .	82
4.4.3	Überblick über die Bruchzähigkeiten . . . . .	83
4.4.4	Bruchflächen . . . . .	85
4.5	Zusammenfassung der gemessenen Größen . . . . .	92
<b>5</b>	<b>Diskussion</b>	<b>95</b>
5.1	Mikrostruktur . . . . .	95
5.2	Festigkeit und Duktilität . . . . .	97
5.3	Schwingfestigkeit . . . . .	101
5.4	Bruchzähigkeit . . . . .	103
5.5	Vergleich der Materialien . . . . .	106
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>113</b>
	<b>Verzeichnisse</b>	<b>123</b>
	Literaturverzeichnis . . . . .	123
	Abbildungsverzeichnis . . . . .	125
	Tabellenverzeichnis . . . . .	130
	<b>Anhang</b>	<b>133</b>
<b>A</b>	<b>Detaillierte Messergebnisse</b>	<b>135</b>
<b>B</b>	<b>Vorversuche</b>	<b>149</b>
B.1	Abbildungen . . . . .	151
B.1.1	Beta-annealed Mikrostruktur . . . . .	151
B.1.2	Bi-modale Mikrostruktur . . . . .	154

---

B.1.3 Fuchsmaterial . . . . .	154
B.2 Zusammenfassung . . . . .	154
B.3 Härte . . . . .	155
<b>Danksagung</b>	<b>156</b>
<b>Lebenslauf</b>	<b>156</b>

---

## Abkürzungen und Symbole

<b><i>hdp</i></b>	hexagonal dichtest gepacktes Kristallgitter
<b><i>krz</i></b>	kubisch raumzentriertes Kristallgitter
<b><i>a</i></b>	Atomabstand
<b><i>c</i></b>	Atomabstand (nur bei hdp)
<b><math>\sigma_{0.2}</math></b>	Dehngrenze bei 0,2 % plastischer Dehnung
<b><math>D_x</math></b>	Diffusionskoeffizient bei der Temperatur x
<b><math>\alpha_p</math></b>	primäre $\alpha$ -Ausscheidungen
<b><math>\alpha_{sec}</math></b>	sekundäre $\alpha$ -Ausscheidungen
<b>PFZ</b>	ausscheidungsfreie Zone (Precipitate Free Zone)
<b>TEM</b>	Transmissionselektronenmikroskop
<b>REM</b>	Rasterelektronenmikroskop
<b><math>\sigma</math></b>	mechanische Spannung
<b><math>\sigma_0</math></b>	Basisspannung der Hall-Petch Gleichung
<b><i>k</i></b>	ein konstanter Faktor
<b><i>d</i></b>	Partikelabstand der Hall-Petch Gleichung
<b><math>K_I</math></b>	Spannungsitensitätsfaktor (Bruchmechanik)
<b><math>K_{Ic}</math></b>	Bruchzähigkeit, kritischer Spannungsitensitätsfaktor (Bruchmechanik)
<b><math>K_Q</math></b>	geometrieabhängige Bruchzähigkeit
<b><math>\sigma_c</math></b>	kritische Spannung (Bruchmechanik)
<b><i>Y</i></b>	Geometriefaktor (Bruchmechanik)
<b><i>a</i></b>	Risslänge
<b><math>\sigma_{HCF}</math></b>	Dauerschwingfestigkeit
<b><math>\sigma_{10^7}</math></b>	experimentell bestimmte Dauerschwingfestigkeit bei $10^7$ Lastwechseln
<b><math>A_5</math></b>	ingenieurmäßige Bruchdehnung
<b><math>\varphi</math></b>	Umformgrad
<b><math>h_0</math></b>	Ausgangshöhe
<b><math>h_1</math></b>	Endhöhe

---

$E$	Elastizitätsmodul, E-Modul
$\Delta F$	Kraftänderung
$\Delta l$	Probenverlängerung
$R_{p0,2}$	Dehngrenze bei 0,2 % plastischer Dehnung
$F_{0,2}$	Kraft bei 0,2 % plastischer Dehnung
$A_0$	Ausgangsquerschnitt
$R_m$	Zugfestigkeit
$F_{max}$	maximale Kraft
$\sigma_F$	wahre Bruchspannung
$F_F$	Kraft bei Bruch der Probe
$A_F$	Bruchquerschnitt
$\Delta l_F$	Probenverlängerung bis zum Bruch
$l_0$	Ausgangsprobenlänge
$\epsilon_F$	wahre Bruchdehnung
$Z$	Brucheinschnürung
$\sigma_{d0,2}$	Stauchgrenze bei 0,2 % plastischer Dehnung
$f$	Frequenz
$F$	Kraft
$B$	Probenbreite
$W$	Probenweite
$\nu$	Querkontraktionszahl
$P_{max}, P_Q$	Kräfte zur Auswertung der Bruchmechanikversuche
$r_{E399}, r_{647}$	Radien der plastisch verformten Zone, nach verschiedenen Berechnungsverfahren
$AC$	Laufabgekühlt (Air Cooled)
$\tau$	Schubspannung
$G$	Schubmodul
$b$	Burgers Vektor
$N, \rho$	Dichte der Versetzungen

---

# Kapitel 1

## Einleitung

Die sehr hohen Festigkeiten im Titel dieser Arbeit stehen in Bezug auf die am häufigsten eingesetzte  $\alpha + \beta$  Titanlegierung Ti-6Al-4V [VLBB05], denn diese kann durch die höher belastbare Legierung Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr (Ti-5553) ersetzt werden. Aber auch in Bezug auf die hier behandelte Ti-5553 selber, das zur Zeit bis zu einer Festigkeit von ca. 1200 MPa kommerziell genutzt wird. Des Weiteren wurde diese Legierung als Alternative zu der hochfesten  $\beta$ -Titanlegierung Ti-10-2-3 entwickelt, mit dem Ziel einfacher größere Bauteile herzustellen. Die Verwendung von Titanlegierungen steigt, zum Beispiel wird im Flugzeugbau zunehmend Aluminium durch faserverstärkte Kunststoffe und Titanlegierungen ersetzt. In der Abbildung 1.1 ist eindrucksvoll die Umverteilung der Anteile der Werkstoffgruppen von der Boeing 777 zu der Boeing 787 zu sehen. Einen Teil dieses Anstieges des Anteils der Titanlegierungen geht auf die vermehrte Anwendung der hochfesten  $\beta$ -Titanlegierungen zurück. Durch ihre hohen spezifischen Festigkeiten können diese auch Stähle ersetzen wie z.B. bei den Landefahrwerken von Flugzeugen. Es wird angenommen, dass die mechanischen Eigenschaften durch andere thermomechanische Behandlungen während der Herstellung der Bauteile variiert werden können, so dass sich weitere Einsatzmöglichkeiten in puncto Bauteilgröße und Bauteilgewicht erschließen. Eine Besonderheit dieses Legierungstyps ist eine unabhängige Einstellbarkeit der Brucheigenschaften und der Festigkeit. Die Brucheigenschaften werden durch die Kornform und -größe über eine Anpassung der Umformung und der Rekristallisation eingestellt. Die Festigkeit kann davon unabhängig über den Anteil und Größe der  $\alpha$ -Ausscheidungen <sup>1</sup> variiert werden. Dadurch ist eine Anpassung der mechanischen Kennwerte über einen großen Bereich möglich, wobei die Eigenschaften oberhalb von 1200 MPa für diese Legierung noch nicht eingehend und vergleichend untersucht wurden.

---

<sup>1</sup>Die während der Auslagerung gebildet werden

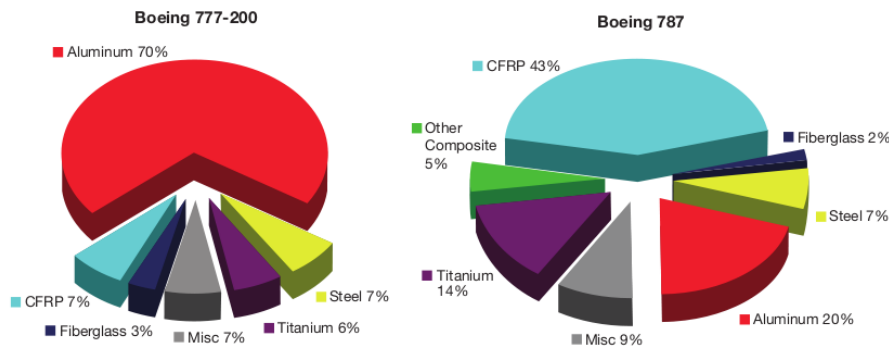


Abbildung 1.1: Vergleich der verwendeten Materialien der Boeing 777 und der Boeing 787 [BSN07]

- Durch diese Arbeit soll es für die metastabile  $\beta$ -Titanlegierung Ti-5553 ermöglicht werden, von einem bekannten mechanischen Anforderungsprofil über mögliche Mikrostrukturen auf die dazu notwendigen thermo-mechanischen Behandlungen zu schließen.
- Des Weiteren sollen das Verhalten und die Verbindung zwischen Bruchzähigkeit und Dauerschwingfestigkeit in Abhängigkeit von der Dehngrenze ermittelt werden.
- Die Abhängigkeiten der mechanischen Eigenschaften voneinander und der Mikrostruktur dieser metastabilen  $\beta$ -Titanlegierung bei sehr hohen Dehngrenzen sollen untersucht werden.

Diese Arbeit wurde wie folgt aufgebaut: nach der Einleitung wird in dem Kapitel Grundlagen allgemein auf Titanlegierungen, die metastabilen  $\beta$ -Titanlegierungen und deren mechanische Eigenschaften im Speziellen eingegangen. Anschließend werden die experimentellen Methoden erläutert: Dass heißt also, a) wie das Material thermomechanisch behandelt wird und b) mit welchen Methoden die sich ergebenden Mikrostrukturen und mechanischen Eigenschaften beobachtet werden. In dem Kapitel Ergebnisse sind die beobachteten Mikrostrukturen, die gemessenen Werte und die bei der mechanischen Prüfung entstandenen Bruchflächen zu präsentieren. Zum Schluss werden die wichtigsten Kenngrößen tabellarisch zusammengefasst und die Ergebnisse des Verhaltens der verschiedenen Zustände werden im Kapitel Diskussion verglichen, erläutert und erklärt. Anschließend sind in der Diskussion erlangten Erkenntnisse in der Zusammenfassung komprimiert worden. Nach den Verzeichnissen sind im Anhang zusätzlich die einzelnen Messergebnisse aufgelistet, weiterhin sind dort die dieser Arbeit vorangegangenen Vorversuche beschrieben.

# Kapitel 2

## Grundlagen

### 2.1 Titanlegierungen

Titan zeichnet sich durch eine geringe Dichte aus, mit  $4,5 \text{ g/cm}^3$  liegt der Wert der Dichte direkt am Limit der Definition der Leichtmetalle und somit werden auch viele der Titanlegierungen mit zu den Leichtmetallen gezählt. Titan ist ein sehr reaktives Metall, welches insbesondere mit Sauerstoff, Wasserstoff und Stickstoff reagiert. Jedoch bildet sich an Luft spontan eine passivierende Oxidschicht, welche chemisch und mechanisch stabil ist. Daher weisen Bauteile aus Titan(-legierungen) eine gute chemische Beständigkeit, insbesondere gegen oxidierende Atmosphären, auf. Aus diesem Grund wird Titan in der chemischen Verfahrenindustrie und bei Anwendungen in der Marineteknik verwendet.

Neben der chemischen Beständigkeit weisen Titanlegierungen auch hohe Festigkeiten auf. Dies ermöglicht die Anwendung der Legierungen als Strukturwerkstoff insbesondere in der Luftfahrt. Eine gute Biokompatibilität und eine niedrige Steifigkeit (Elastizitätsmodul) erschließt weitere Anwendungen in der Medizin, als Implantatwerkstoff. Obwohl Titan häufig auf der Erde vorkommt, meist in Form von Rutil, was auch Titanoxid genannt wird, ist es auf Grund der hohen Reaktivität aufwändig in der Herstellung, was einen hohen Preis des Materials zur Folge hat.

Titan wird nicht nur im reinen Zustand verwendet, sondern häufig als Legierung, da hier die mechanischen Eigenschaften den Bedürfnissen angepasst werden können. Titan und Titanlegierungen können in verschiedenen Phasen vorliegen, dies hängt von der Temperatur und den Legierungselementen ab. Titan kann in der hexagonal dichtesten Packung (hdp) der  $\alpha$ -Phase vorliegen, diese Phase bildet sich in Titanlegierungen bei geringen Temperaturen und bei geringen Anteilen von Legierungselementen. Des Weiteren existiert

Tabelle 2.1: Vergleich zwischen  $\alpha$ - und  $\beta$ - Ti Phase [LW07]

	$\alpha$ -Ti	$\beta$ -Ti
Kristallstruktur	hdp	krz
Kristallparameter	a=0,29 nm, c=0,468 nm	a=0,332 nm <sup>1</sup>
Gleitebene	<0001>	<111>
$\sigma_{0.2}$	100-145 MPa	bis 1200 MPa
$D_{500^\circ C}$	$10^{-19} \frac{m^2}{s}$ ( $d_{1h} = 0,48 \mu m$ )	$10^{-18} \frac{m^2}{s}$ ( $d_{1h} = 0,8 \mu m$ )
$D_{1000^\circ C}$	$10^{-5} \frac{m^2}{s}$ ( $d_{1h} = 4 \mu m$ )	$10^{-3} \frac{m^2}{s}$ ( $d_{1h} = 40 \mu m$ )
Duktilität	niedriger	höher
pl. Verformbarkeit	niedriger	höher
E-Modul	100 GPa (a-Richtung), 145 GPa (c-Richtung)	70-90 GPa
isotrope Eigenschaften	nein	ja
Kriechwiderstand	höher	niedriger
Dichte	niedriger (auf Grund der Legierungselemente)	höher

[1] gemessen an reinem Titan bei 900°C

noch die kubischraumzentrierte (krz)  $\beta$ -Phase, welche bei hohen Temperaturen oder hohem Anteil von ( $\beta$ -stabilisierenden) Legierungselementen stabil ist. Die Übergangstemperatur zur  $\beta$ -Phase wird auch  $\beta$ -Transustemperatur genannt und liegt bei reinem Titan bei 882°C. In Tabelle 2.1 sind die wichtigsten Eigenschaften der  $\alpha$ - und  $\beta$ -Phasen gegenüber gestellt. Bei der Phasenumwandlung von der  $\alpha$ - in die  $\beta$ - Phase existieren auf Grund der Burgers-Beziehung 12 Möglichkeiten krz in hdp zu transformieren [LW07]:

$$(110)_\beta \parallel (0002)_\alpha \quad (2.1)$$

$$[111]_\beta \parallel [1120]_\alpha \quad (2.2)$$

Eine schnelle Abkühlung aus der Schmelze führt meist zu einem feinem Gefüge, während langsames Abkühlen zu einem groben Gefüge führt. Eine extrem schnelle Abkühlung am Ende einer Glühung im  $\beta$ -Gebiet führt je nach Legierungszusammensetzung zur Bildung von Martensit, welches aus feinen Platten/Nadeln besteht.

Bei Bildung einer Legierung durch Hinzufügen von weiteren Legierungselementen, können sich auch andere intermetallische Phasen bilden, dazu gehören  $\alpha_2$

Tabelle 2.2: Gruppierung der Legierungselemente [LW07]

Bezeichnung	Einfluss auf $T_\beta$	Legierungselemente
neutral	keine	Sn, Zr
$\alpha$ -Stab.	Steigerung	Al, O, N, C
$\beta$ -Stab., isomorph	Senkung	Mo, V, Ta, Nb
$\beta$ -Stab., eutektoid	Senkung	Fe, Mn, Cr, Co, Ni, Cu, Si, H

( $Ti_3Al$ ),  $\gamma$  ( $TiAl$ ), sowie die metastabilen Phasen  $\omega$  und  $\beta'$ . Die Bildung von groben intermetallischen Ausscheidungen ist meist unerwünscht, da diese spröde sind und die Duktilität herabsenken, daher sind in technischen Legierungen die Anteile der Legierungselemente, welche zu diesen groben harten Phasen führen, stark begrenzt. [LW07]

Die Legierungselemente können nach ihrem Einfluss auf die Legierung charakterisiert werden, entweder erhöhen sie den Anteil der  $\beta$ -Phase in der Legierung und senken die  $\beta$ -Transusstemperatur ( $\beta$ -Stabilisatoren) oder senken den Anteil an  $\beta$ -Phase und erhöhen die Übergangstemperatur ( $\alpha$ -Stabilisatoren). In der Tabelle 2.2 sind übliche Legierungselemente klassifiziert, die  $\beta$ -Stabilisatoren sind weiter unterteilt in Isomorph und Eutektoid, je nach Art der binären Phasendiagramme. Durch Hinzufügen der Legierungselemente lassen sich die Anteile an  $\alpha$ -Phase und  $\beta$ -Phase einstellen, in der Abbildung 2.1 ist zur Veranschaulichung ein schematischer Schnitt durch ein pseudo-binäres Phasendiagramm für Titanlegierungen dargestellt. Dazu sind die Phasen in Abhängigkeit von dem Anteil an  $\beta$ -Stabilisatoren dargestellt. Für eine schnelle Klassifizierung wurde ein Konzept der Aluminiumäquivalente für den Anteil an  $\alpha$ -Stabilisatoren sowie Molybdänäquivalente für den Anteil an  $\beta$ -Stabilisatoren eingeführt. In den folgenden Gleichungen [Gre94] werden die Anteile der Legierungselemente zusammengerechnet:

$$Mo_{eq} = Mo + \frac{2}{3}V + \frac{1}{3}Nb + 3[Fe + Cr] \quad (2.3)$$

$$Al_{eq} = Al + \frac{1}{3}Sn + \frac{1}{6}Zr + 10[O_2 + N_2 + H_2] \quad (2.4)$$

Die Legierungen lassen sich wie folgt einteilen [LW07]:

- $\alpha$ -Titan  
Einphasige Legierungen basierend auf einem  $\alpha$ -Mischkristall, also reine Titanlegierungen und Legierungen mit  $\alpha$ -Stabilisatoren.

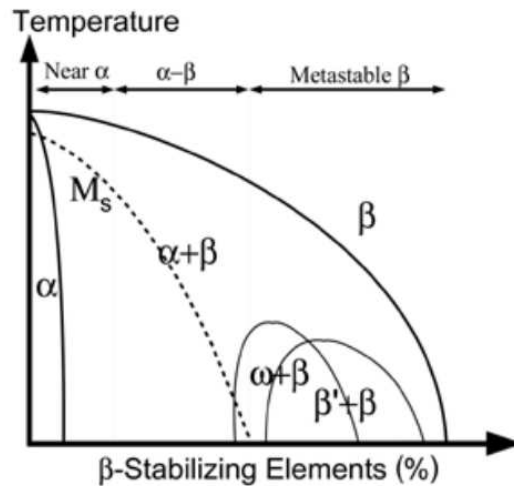


Abbildung 2.1: Schematischer Schnitt durch ein pseudo-binäres Phasendiagramm für Titanlegierungen [CLJ07]

- Near  $\alpha$ -Titan  
Zweiphasige ( $\alpha + \beta$ ) Titanlegierungen, bei der der  $\beta$ -Titangehalt 5% nicht überschreitet.
- $\alpha + \beta$  Titan  
Zweiphasige Titanlegierungen, bei der der  $\beta$ -Titangehalt über 5% und unter 40% liegt. Bei entsprechender Behandlung kann Martensit gebildet werden, in der Abbildung 2.1 ist die Martensit-Starttemperatur  $M_s$  als gestrichelte Linie in Abhängigkeit der Konzentration eingetragen.
- Metastabiles  $\beta$ -Titan  
Zweiphasige Titanlegierungen mit einem  $\beta$ -Titangehalt oberhalb von 40%. Es ist keine Martensit-Bildung mehr möglich.  
Diese Gruppe der Titanlegierungen kann noch weiter unterteilt werden:  
Zum einen in die hochfesten  $\beta$ -Titan-Legierungen, welche relativ kleine  $\beta$ -Anteile aufweisen. Die in dieser Arbeit verwendete Legierung Ti-5553 gehört zu dieser Gruppe.  
Zum anderen hoch stabilisierte  $\beta$ -Titan-Legierungen, die nahe dem reinen  $\beta$ -Titangebiet liegen, aber noch  $\alpha$ -Phase enthalten.
- $\beta$ -Titan  
Einphasige Titanlegierungen die aus  $\beta$ -Mischkristallen bestehen. Diese Gruppe von Titanlegierungen ist jedoch nicht für technische Anwendungen relevant.

Beispiele für die Einteilung in diese Gruppen in Verbindung mit den Aluminium- und Molybdänäquivalenten zeigt die Abbildung 2.2.

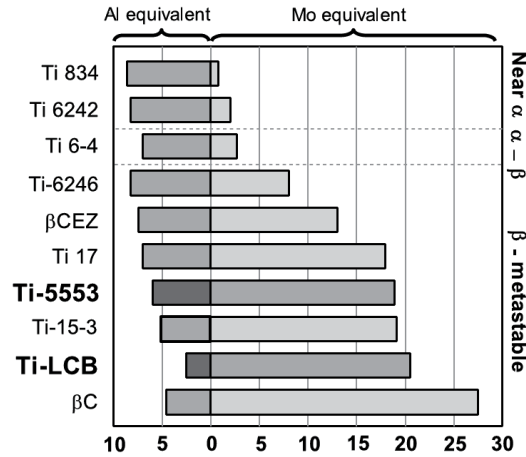


Abbildung 2.2: Die Aluminium- und Molybdänäquivalenzen einiger Titanlegierungen und deren Zuordnung [CLJ07]

## 2.2 Metastabile $\beta$ -Titanlegierungen

Bei metastabilen  $\beta$ -Titanlegierungen können folgende thermomechanische Behandlungen angewendet werden [LW07]:  $\beta$ -annealed,  $\beta$ -processed, bi-modal und through-transus-processed.

**$\beta$ -annealed** Gefüge wird in der  $\beta$ -Phase geglüht und anschließend ausgelagert, eine Verformung vor der  $\beta$ -Glühung ist vorteilhaft aber nicht zwingend notwendig. Es bildet sich ein kontinuierlicher  $\alpha$ -Saum und weiche ausscheidungsfreie Zonen an den Korngrenzen, die sich besonders negativ auf die Bruchdehnung und Rissbildung auswirkt, daher wurden weitere thermomechanische Behandlungen entwickelt, um diese Zone zu beeinflussen.

**$\beta$ -processed** Gefüge wird in der  $\beta$ -Phase umgeformt und anschließend ausgelagert. Dadurch ergibt sich ein unterbrochener  $\alpha$ -Saum und eine wellenförmige ausscheidungsfreie Zone. Während der Verformung entstehen gestreckte Körner, die von der Kornorientierung abhängige mechanische Eigenschaften verursachen.

**Through-transus-processed** Gefüge wird zuerst oberhalb der  $\beta$ -Transus-temperatur umgeformt, währenddessen wird die Temperatur verringert bis in das  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet hinein. Diese tiefere Temperatur beim Beenden der Umformung führt dazu, dass die Abkühlgeschwindigkeit weniger kritisch ist, da schon während der Umformung  $\alpha$ -Phase an den Korngrenzen ausgeschieden wurde.

**Bi-modales** Gefüge wird eingestellt durch eine Umformung im  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet und einer Rekristallisationsglühung ebenfalls im  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet, bei der sich die für das bi-modale Gefüge typischen runden  $\alpha$ -Körner bilden. Anschließend wird die Auslagerung durchgeführt. Das gebildete bi-modale Gefüge ist wesentlich feinkörniger als das der anderen Mikrostrukturen, dadurch ist auch die Länge der ausscheidungsfreien Zone geringer.

In dieser Arbeit wurden bi-modale und  $\beta$ -annealed Mikrostrukturen miteinander verglichen. Bei den  $\beta$ -annealed Zuständen wurden unterschiedliche Korngrößen eingestellt. Nach der Herstellung oder einer Hochtemperaturglühung im  $\beta$ -Gebiet und einer sehr langsamen Abkühlrate bildet sich normalerweise ein Gleichgewichtszustand aus einer Mischung von  $\alpha$ - und  $\beta$ -Phase. Bei hohen Abkühlraten dagegen reicht die Zeit nicht aus, um diesen Gleichgewichtszustand zu erreichen und es entsteht ein bei Raumtemperatur übersättigter Mischkristall. Durch eine Glühung in dem  $\alpha + \beta$ -Zweiphasengebiet kann nun gezielt ein Anteil an  $\alpha$ -Phase bis zu dem Gleichgewichtsanteil für diese Temperatur ausgeschieden werden. Bei niedrigen Temperaturen im Bereich von 300°C bis 400°C für die Legierung Ti-5553 bilden sich die metastabilen Phasen  $\omega$  und  $\beta'$ . Die  $\omega$ -Phase ist eine hexagonale nicht dichtest gepackte Phase, während die  $\beta'$ -Phase eine kubisch raumzentrierte Phase ist. [CLJ07]

Bei Titanlegierungen werden die primären  $\alpha$ -Ausscheidungen ( $\alpha_p$ ) von den sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen ( $\alpha_{sec}$ ) unterschieden. Es sind verschiedene Wege möglich, um primäre  $\alpha$ -Ausscheidungen zu bilden [LW07]:

- Während einer Glühung im  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet nach einer Umformung in dem gleichen Phasengebiet bilden sich die für das bi-modale Gefüge typischen rundlichen primären  $\alpha$ -Körner.
- Während einer Zwischenglühung nach einer Glühung im  $\beta$ -Phasengebiet mit schneller Abkühlung können grobe Ausscheidungen ( $\alpha$ -Plates) innerhalb der  $\beta$ -Körner ausgeschieden werden, diese werden im folgenden primäre  $\alpha$ -Ausscheidungen genannt.

Die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen werden während der Auslagerung (dem letzten Schritt der thermomechanischen Behandlung) gebildet, sie scheiden

sich als sehr feine Partikel (Plättchen) im  $\beta$ -Korn aus. Hierfür muss wiederum ein übersättigter  $\beta$ -Mischkristall vorliegen, entweder durch eine schnelle Abkühlung von einer Glühung aus dem  $\beta$ -Phasengebiet oder einer Glühung im  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet mit höherer Temperatur als die der Auslagerung. Dies ist möglich, da der Anteil der  $\alpha$ -Phase, die ausgeschieden werden kann, mit sinkender Auslagerungstemperatur steigt. Veranschaulicht ist dies im quasi-binären Phasendiagramm (Abb. 2.1). Die Abstände zwischen diesen sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen sind maßgeblich für die Dehngrenze; die Dehngrenze steigt mit kleiner werdenden Abständen. Diese Abstände sinken, wenn der Anteil und die Anzahl an sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen steigt. [LW07]

### 2.2.1 $\beta$ -annealed Mikrostruktur

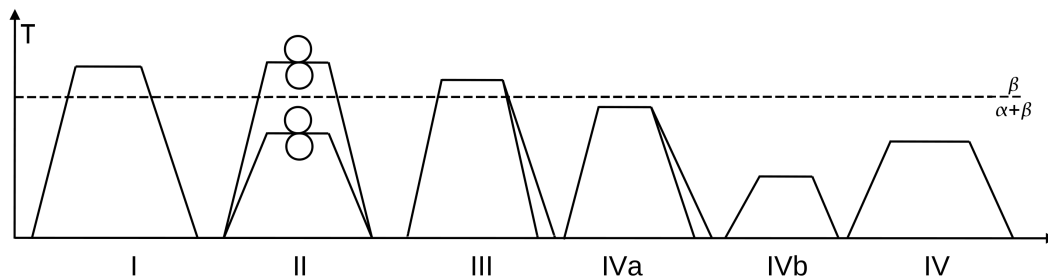


Abbildung 2.3: Schaubild für die  $\beta$ -annealed Wärmebehandlung in Anlehnung an Lütjering et al. [LW07]

Die thermomechanische Behandlung, schematisch in Bild 2.3 dargestellt, die für ein  $\beta$ -annealed Gefüge benötigt wird, ist relativ einfach, insbesondere wird nicht zwingend eine Umformung (Schritt II) benötigt. Im ersten Schritt wird das Material im  $\beta$ -Einphasengebiet homogenisiert, also versucht alle chemischen Elemente in einer Hochtemperaturglühung gleichmäßig zu verteilen. Es ist möglich durch Verformung (II) vor der Glühung im  $\beta$ -Phasengebiet Versetzungen in das Material einzubringen, was während der Rekristallisation (III) zur Keimbildung neuer Körner und somit zu einer kleineren Korngröße führen kann. Wichtig bei der Glühung (III) ist die Durchführung im  $\beta$ -Phasengebiet, also bei einer Temperatur oberhalb der  $\beta$ -Transustemperatur. Bei dieser Glühung im  $\beta$ -Einphasengebiet wird jegliche  $\alpha$ -Phase aufgelöst. [LW07]

Die Temperatur und die Dauer der Glühung (III) stellen die  $\beta$ -Korngröße ein, die Abkühlgeschwindigkeit hat einen Einfluss auf die kontinuierlichen  $\alpha$ -Ausscheidungen an den  $\beta$ -Korngrenzen, diese werden geringer je schneller die Abkühlgeschwindigkeit ist, jedoch lassen sie sich nicht gänzlich unterdrücken. Die Temperatur und Haltezeit der Erholung (IVa) bestimmt die Größe und den

Volumenanteil von  $\alpha_p$  als Ausscheidungen in den  $\beta$ -Körnern. Dadurch wird die  $\beta$ -Phase an  $\alpha$ -Stabilisatoren verarmt und bildet somit eine Möglichkeit den Volumengehalt der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen während der Auslagerung IV zu kontrollieren. Das pseudo-binäre Phasendiagramm (Abb. 2.1) stellt die Summe der Volumenanteile von  $\alpha_p$  und  $\alpha_{sec}$  dar, durch die Glühung IVa wird ein Teil des gesamten Anteils der  $\alpha$ -Phase ausgeschieden, der später nicht mehr zur Bildung der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen dienen kann. [LW07] Dies wurde an der Legierung Ti-8823 von Chait [Cha75] gezeigt, sowie an Ti-84.52.5 von Chestnut und Froes [CF77], hier wurden auch die Auswirkungen auf die Duktilität und Ermüdungsfestigkeit gezeigt. Um die maximale Aushärtung zu erlangen, kann der Behandlungsschritt IVa auch ausgelassen werden, dann werden keine primären  $\alpha$ -Ausscheidungen gebildet. Somit werden die ersten  $\alpha$ -Ausscheidungen erst in den Schritt IV gebildet, normalerweise wird trotzdem durch die gleichen Charakteristika hier von sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen gesprochen.

Zusätzlich kann eine Wärmebehandlung "Pre-Aging" (IVb) notwendig werden, hier werden bei niedrigen Temperaturen metastabile Ausscheidungen erzeugt. Diese können aus den Phasen  $\beta'$  oder  $\omega$  bestehen, dazu muss diese Glühung bei niedrigeren Temperaturen als die der Auslagerung durchgeführt werden, bei der diese Phasen stabil sind. Diese Ausscheidungen dienen als Keimbildungsorte für die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen, welche sich so leichter homogen verteilt bilden können. Dies ist sinnvoll bei niedrigen Temperaturen im letzten Schritt der thermomechanischen Behandlung, da hier die Gefahr besteht, dass sich die Ausscheidungen inhomogen verteilt bilden. [NBS<sup>+</sup>09, LW07]

Bei der Auslagerung (IV) bilden sich kleinere plattenförmige Ausscheidungen, die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen ( $\alpha_{sec}$ ). Der Anteil aller und die Größe der einzelnen sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen sind entscheidend für die Dehngrenze.

Eine Glühdauer von 8h ist hierbei ein in der Industrie übliches Maß, jedoch willkürlich im Bezug auf das Material. Denn die Aushärtung der Legierung ist diffusionsgesteuert, also sind die Bildung und das Wachstum der Ausscheidungen zeit- und temperaturabhängig.

Schematisch ist das Verhalten der Dehngrenze über der Auslagerungszeit in der Abbildung 2.4 dargestellt. Am Anfang der Wärmebehandlung fängt die Bildung der Ausscheidungen an, mit zunehmender Zeit bilden sich mehr Ausscheidungen und die vorhandenen Ausscheidungen wachsen. Die Maxima liegen für niedrige Temperaturen höher als für hohe Temperaturen, da sich der Anteil der  $\alpha$ -Phase, der sich im Gleichgewichtszustand bildet, bei niedrigen Temperaturen höher ist, diese Tendenz ist auch im pseudo-binären Phasendiagramm (Abb. 2.1) sichtbar. Durch die niedrigere Temperatur und somit niedrigere Dif-

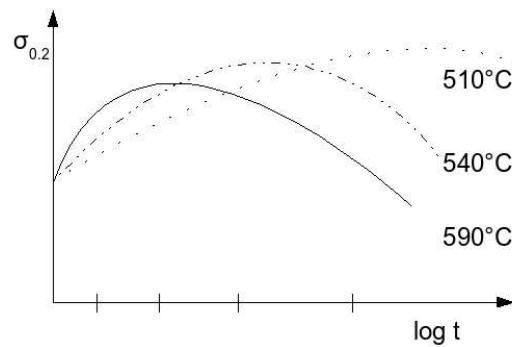


Abbildung 2.4: Annahme des Verhaltens der Dehngrenze über der Auslagerungszeit bei verschiedenen Auslagerungstemperaturen

Tabelle 2.3: Einfluss der Wärmebehandlung auf die  $\beta$ -annealed Mikrostruktur

Behandlungsschritt	Wichtige Parameter	Einfluss auf die Mikrostruktur
II	Abkühlgeschwindigkeit	– $\alpha$ -Saum an Korngrenzen – Sideplates an Korngrenzen
III	Rekristallisationstemperatur und -zeit Abkühlrate	$\beta$ -Korngröße $\alpha$ -Saum
IVa	Auslagerungstemperatur und -zeit	Größe und Vol.% der $\alpha_p$ ( $\rightarrow$ Vol.% $\alpha_{sec}$ Platelets in Schritt IV)
IVb	Auslagerungstemperatur und -zeit	homogene Verteilung von $\alpha_{sec}$ durch Bildung der $\omega$ -Phase
IV	Auslagerungstemperatur	Größe und Vol.% $\alpha_{sec}$

fusionsrate scheidet sich die  $\alpha$ -Phase in kleineren Platten aus und verschiebt das Maximum zu höheren Auslagerungszeiten, die Zusammenhänge werden im Kapitel "Festigkeit" noch detaillierter erläutert.

Durch die Ausscheidung von  $\alpha$ -Phase an den Korngrenzen, die sich während der Abkühlung nach der Glühung (III) bilden, verarmt das Korn zu den Korngrenzen hin an  $\alpha$ -Stabilisatoren, worauf sich hier keine sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen mehr bilden können. Diese Bereiche entlang der Korngrenzen werden auch ausscheidungsfreie Zonen (PFZ, **p**recipitate **f**ree **z**one) genannt.

Je nach Unterschied der Festigkeit zwischen den PFZ und dem Korninneren,

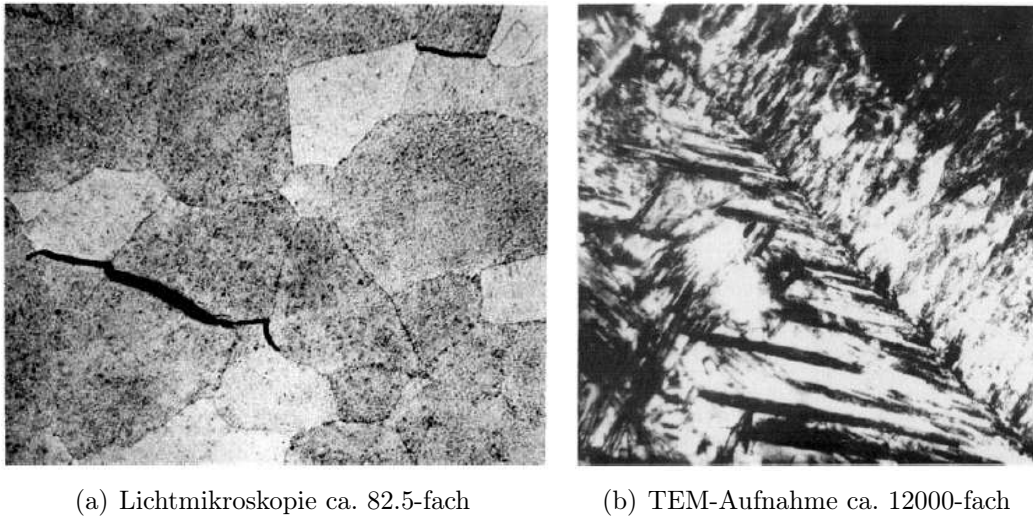


Abbildung 2.5: Vergleichende Aufnahmen der Legierung Ti-88823 [Cha75]

können die PFZ Schwachstellen im Gefüge darstellen. Dies tritt z.B. insbesondere bei hochfesten  $\beta$ -Legierungen auf, wo dieser Unterschied sehr groß sein kann. Aus diesem Grund werden diese Legierungen häufig auch nicht mit dieser thermomechanischen Behandlung angeboten. Die Länge der PFZ ist direkt abhängig von der Korngröße, auf Grund der thermomechanischen Behandlung der  $\beta$ -annealed Zustände kann diese nicht beliebig verkleinert werden, während die Breite von der Abkühlrate im Schritt III abhängt. [LW07]

Ein Beispiel für dieses Verhalten stellt die Legierung Ti-8823 dar, in den Untersuchungen von Chait et. al. [Cha75, CD77] wurde für diese Legierung ein Zusammenhang zwischen der Korngröße und Bruchdehnung bzw. Ermüdungsfestigkeit gezeigt.

Je eine Mikroskopie- und Transmissionselektronenaufnahme dieser Legierung ist in Abb. 2.5 dargestellt. Dort in der TEM-Aufnahme kann auch ein weiteres charakteristisches Merkmal der  $\beta$ -annealed Struktur erkannt werden, die Sideplates. Diese entstehen, wenn die Inhomogenitäten der  $\beta$ -Korngrenzen als Keimbildungsort für  $\alpha$ -Ausscheidungen dienen. Charakteristisch für die Sideplates ist die parallele Anordnung und Kristallausrichtung der plattenförmigen Ausscheidungen. [LW07] In der Tabelle 2.3 sind die Einflüsse der thermomechanischen Behandlung auf die Mikrostruktur noch einmal zusammengefasst.

### 2.2.2 Bi-modale Mikrostruktur

Die bi-modale Struktur wurde entwickelt, um eine kleinere Korngröße einzustellen, als es bei der  $\beta$ -annealed Mikrostruktur möglich ist und so die ausscheidungsfreie Zone zu begrenzen. Die Rekristallisationstemperatur wird unterhalb der  $\beta$ -Transustemperatur und somit im  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet durchgeführt. Verglichen mit der entsprechenden Glühung (III) der thermomechanischen Behandlung für die  $\beta$ -annealed Mikrostruktur, liegt die Glühung (III) zum Einstellen des bi-modalen Gefüges bei niedrigeren Temperaturen. Der Pfad der thermomechanischen Behandlung ist in Abbildung 2.6 dargestellt. Dazu ist nach der Homogenisation (I) eine Umformung (II) unterhalb der  $\beta$ -Transustemperatur notwendig, die Rekristallisation (III) nach der Umformung wird ebenfalls unterhalb der  $\beta$ -Transustemperatur durchgeführt. Auch hier bilden sich bei der Abkühlung sowohl  $\alpha$ -Ausscheidungen an den Korngrenzen als auch Sideplates. Normalerweise weisen bi-modale Gefüge kleinere Korngrößen auf, was tendenziell auch zu kleineren ausscheidungsfreien Zonen führt als bei  $\beta$ -annealed. Bei der Rekristallisation werden globulare  $\alpha$ -Körner gebildet, durch diese gezielte Ausscheidung der  $\alpha$ -Phase wird normalerweise auf die Bildung von primären  $\alpha$ -Ausscheidungen, durch Überspringen des Schritts IVa, verzichtet. Es wird davon ausgegangen, dass die globularen  $\alpha$ -Körner die  $\beta$ -Körner eingrenzen, da diese das Kornwachstum behindern. [Kru07, CLJ07, Fan05, LW07] Die weitere Behandlung und Auslagerung, also die Schritte IVa, IVb und IV, ist die gleiche wie bei der thermomechanischen Behandlung zum Einstellen der  $\beta$ -annealed Mikrostruktur. In der Tabelle 2.4 werden die Einflüsse nochmals zusammengefasst.

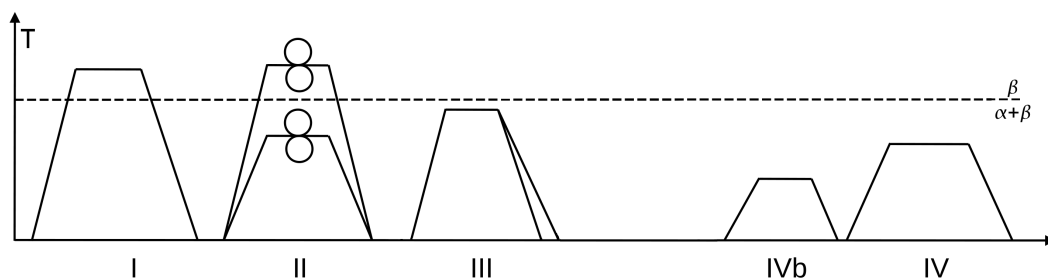


Abbildung 2.6: Schaubild für die bi-modale Wärmebehandlung in Anlehnung an Lütjering et al.[LW07]

Tabelle 2.4: Einfluss der Wärmebehandlung auf die bi-modale Mikrostruktur

Behandlungsschritt	Wichtige Parameter	Einfluss auf die Mikrostruktur
II	Abkühlgeschwindigkeit	$\alpha$ -Schicht an Korngrenzen
III	Rekristallisationstemperatur und -zeit Abkühlrate	$\beta$ -Korngröße $\alpha$ -Saum
IVb	Auslagerungstemperatur und -zeit	homogene Verteilung von $\alpha_{sec}$ durch Bildung der $\omega$ -Phase
IV	Auslagerungstemperatur	Größe und Vol.% $\alpha_{sec}$

## 2.3 Mechanische Eigenschaften

In dieser Arbeit werden die wichtigsten mechanischen Eigenschaften der Legierung Ti-5553 mittels Zugversuch, Schwingversuch und Bruchmechanikversuch untersucht. Zu den mechanischen Kennwerten, wie Dehngrenze, Dauerschwingfestigkeit und Bruchzähigkeit gibt es Untersuchungen und grundlegende Mechanismen, die im Folgenden kurz erläutert werden.

### 2.3.1 Dehngrenze

Die Dehngrenze, häufig auch mit Streckgrenze oder Festigkeit gleichgesetzt, bezeichnet die Spannung, die nötig ist, um den Werkstoff 0.2% plastisch zu verformen. Diese Spannung wird unter Berücksichtigung von Sicherheitsfaktoren als maximal zulässige statische Spannung bei der Auslegung eines Bauteils angewendet. Mit Hilfe der Dehngrenze können Aussagen über den Widerstand gegen Verformung, also über die Versetzungsbewegung, getroffen werden. Die Dehngrenze wird primär von der freien Gleitlänge beeinflusst, gezeigt wird dies auch in der Hall-Petch Beziehung:

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (2.5)$$

Wobei  $d$  in homogenen (Misch-)Kristallen die Korngröße ist, bei mehrphasigen Körnern ist  $d$  in guter Näherung der Abstand zwischen den Phasen, solange die Versetzungsbewegung entlang von Gleitbändern geschieht. [Pet54]  
Insbesondere hängt dann die Dehngrenze nicht mehr von der Korngröße ab. Die  $\beta$ -Titanphase kann durch Ausscheidungen gehärtet werden, möglich sind

die (metastabilen)  $\omega$  und  $\beta'$  Partikel, welche kohärente Ausscheidungen darstellen und Scherbänder begünstigen. Bei einer entsprechenden Wärmebehandlung (siehe auch Kapitel 2.2.1 und 2.2.2) werden sekundäre  $\alpha$ -Ausscheidungen gebildet, diese verhalten sich inkohärent. Durch inkohärente Ausscheidungen werden Gleitbänder reduziert und die angegebene Formel 2.5 ist nicht mehr relevant. Die Schubspannung  $\tau$ , die nötig ist, um ein Material zu verformen, also um Versetzungen zu bewegen, hängt nach einer Veröffentlichung von Davidge et al. [DP64] basierend auf den Arbeiten von Gilman und Johnston [GJ60, JG59, Oro34], sowie den grundlegenden Untersuchungen von Orowan, von dem Schubmodul  $G$  und der Dichte der Versetzungen  $N$  im Material wie folgt ab:

$$\tau = kGb\sqrt{N} \quad (2.6)$$

Nun ist es genauso möglich die Argumentation umzudrehen und damit lokale Spannungsüberhöhungen in Bereichen höherer Versetzungsdichte zu begründen. Es wurde dann eine Abhängigkeit der Dehngrenze von  $\frac{1}{d}$  abgeleitet. Wenn sich die Versetzungen bewegen, können sie sich an Hindernissen wie Ausscheidungen oder Korngrenzen anstauen und so lokale Spannungsüberhöhungen bilden, die insgesamt zur Verfestigung des Materials bei plastischer Verformung aber auch zu Rissbildung führen und so die Bruchdehnung reduzieren. [BCH<sup>+</sup>83]

Somit können hohe Festigkeiten erreicht werden, da die freie Weglänge für die Versetzungen, dem Mechanismus der plastischen Verformung, bei vielen kleinen  $\alpha$ -Ausscheidungen sehr gering ist.

Durch eine entsprechende Anpassung (der Schritte IVa, IVb und IV) der thermomechanischen Behandlung können Größe und Volumenanteil der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen eingestellt werden, damit auch die Abstände zwischen ihnen. Der  $\alpha$ -Saum hat bekanntermaßen einen großen Einfluss auf die Duktilität (Bruchdehnung  $\epsilon_F, A_5$ ). Wenn man diesen  $\alpha$ -Saum klein halten kann, z.B. durch eine kleine Korngröße, ist es möglich die Duktilität zu steigern. [LW07, Cha75]

### 2.3.2 Dauerschwingfestigkeit

Die Dauerschwingfestigkeit ( $\sigma_{HCF}$ ) ist die maximale Spannungsamplitude zu einer gewählten statischen Mittelspannung, bei der die Probe nicht mehr bricht. Sie hängt von der Rissbildung bei schwingender Belastung ab. Die Dauerschwingfestigkeit eines Bauteils wird von vielen Faktoren beeinflusst; von dem Werkstoff, dessen Mikrostruktur, der Oberflächenbeschaffenheit, der Bauteilgeometrie, dem Belastungskollektiv, der Temperatur sowie dem Medium, in

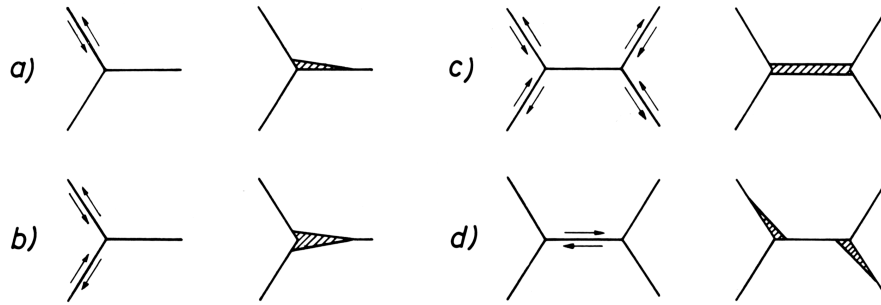


Abbildung 2.7: Rissbildung durch Korngrenzengleitung [MSM71]

welchem getestet wird. Einen sehr großen Einfluss hat die Bauteilgeometrie in Verbindung mit der Oberflächenbeschaffenheit, da auf Grund von Kerbwirkungen der Geometrie oder von Kerben, die durch die mechanische Fertigung der Probe entstanden sind, sich Spannungsüberhöhungen bilden, die die Dauerschwingfestigkeit bzw. die Anzahl der Schwingungen deutlich mindern können. Um diese Effekte klein zu halten, werden definierte Probengeometrien getestet und dazu elektrolytisch poliert, mit dem Ziel eine spannungsfreie und kerbenfreie Oberfläche zu erhalten. Es wurde beobachtet, dass sich die Dauerschwingfestigkeit proportional mit der Dehngrenze erhöht, bei hochfesten Zuständen jedoch steigt die Dauerschwingfestigkeit unterproportional mit einer Abflachung in die Horizontale. Erklärt wird dies bei Ermüdungsproben aus Stahl durch einen Wechsel des Rissbildungsmechanismus, es bilden sich Mikrokerben in der Oberfläche, z.B. können bei Stählen Karbide herausgelöst werden. [RV07]

Wenn Gleitbänder auf die Probenoberfläche treffen, bilden sich Stufen, die bei großer Ausprägung auch zu Spannungsüberhöhungen führen. In polykristallinen Werkstoffen haben auch Korngrenzen einen Einfluss auf die Rissbildung, da sich an ihnen Versetzungsaufstauungen und somit Spannungsüberhöhungen bilden können. Bei höheren Temperaturen kann auch ein Abgleiten der Körner stattfinden, hierbei bewegen sich die Körner entlang ihrer Grenzflächen. Dadurch entstehen an Tripelpunkten hohe Spannungen, die zu einem Aufreißen der Kornfläche führen können. Dies ist schematisch in der Abbildung 2.7 dargestellt. [MSM71]

### 2.3.3 Bruchzähigkeit

Vielfältige Fehler wie z.B. Kerben in der Bauteilgeometrie, mechanische oder thermische Bearbeitung sowie Fehler in der Mikrostruktur können zu kleinen

Rissen führen. Weiterhin können wechselnde mechanische und/oder thermische Belastungen durch Ermüdung des Materials zu einer Rissbildung und anschließender stabiler Rissausbreitung ebenfalls zu Rissen führen. Es kann also bei einem realen Bauteil davon ausgegangen werden, dass dieses nicht fehlerfrei ist. Daher ist es von Interesse, wie ein Material auf einen Riss reagiert. Dieses Verhalten wird durch die Bruchzähigkeit  $K_{IC}$  beschrieben, der Faktor  $K_I$  wird auch als Spannungsintensitätsfaktor bezeichnet, weil dieser die Spannungsüberhöhung an einem Riss der Länge  $a$  beschreibt.  $K_{IC}$  ist nun der Spannungsintensitätsfaktor für die kritische Spannung  $\sigma_c$ , ab dem sich der Riss instabil ausbreitet. [Sch80]

$$K_{IC} = \sigma_c Y \sqrt{\pi a} \quad (2.7)$$

Das  $I$  steht für den Belastungsmodus, in diesem Fall für eine reine Zug- (oder auch Druck-) Belastung der Probe und  $Y$  ist ein Geometriefaktor. Allgemein weist ein hoher  $K_{IC}$ -Wert auf einen hohen Widerstand gegen instabilen Rissfortschritt oder anders formuliert, die vorhandenen Risse dürfen bei gleicher Bauteilbelastung größer sein, ohne dass es zu einem plötzlichen Bauteilversagen kommt, als bei einem Material mit einer geringeren Bruchzähigkeit. Die Bruchzähigkeit hängt mit der Energie zusammen, die für den Rissfortschritt benötigt wird. Diese hängt zum einen von der Verformungsenergie ab, die nötig ist, um die Verformungen an der plastischen Zone der Risspitze zu erzeugen, zum anderen von der Oberflächenenergie, die benötigt wird, um die neuen Oberflächen zu erzeugen. Der durch den Riss plastisch verformte Bereich und somit auch der Anteil der Verformungsenergie nehmen mit steigender Dehngrenze ab. [Sch80]

Es gibt einige grundlegende Bruchmechanismen, die das Verhalten des Werkstoffes während der Rissausbreitung erklären:

- Transkristalliner Bruch

Hier verläuft der Riss im Inneren des Kornes, der Wabenbruch und der Spaltbruch gehören zu diesen Mechanismen und sind im Folgenden kurz erläutert.

- Wabenbruch [Sch80]

Der Wabenbruch wird auch "Duktiler Bruch" genannt. Durch harte Einschlüsse in einer weichen Matrix entstehen Mikroporen, auch dargestellt in der Abbildung 2.8(a). Diese Poren entstehen durch ein Aufreißen der Grenzflächen zwischen Einschluss und Matrix oder durch Brechen der Einschlüsse. Dies geschieht in der Nähe der Risspitze, in der plastischen Zone. Die Poren weiten sich auf und

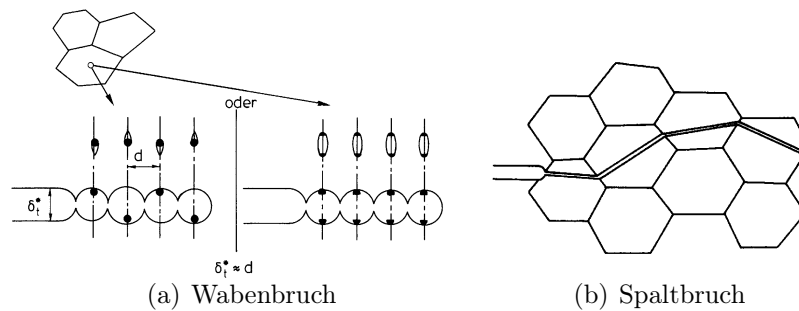


Abbildung 2.8: Bruchmechanismen nach Schwalbe [Sch80]

verbinden sich mit dem Riss. Zwischen Riss und Partikel, sowie Partikel und Partikel verhält sich die Matrix plastisch, so kommt es zu einer Einschnürung und der wabenförmigen Bruchfläche, in der häufig die Einschlüsse erkennbar sind.

- Spaltbruch [Sch80]

Dieser transkristalline Bruchmechanismus tritt beim Überschreiten der Spaltbruchspannung auf, schematisch dargestellt in Abbildung 2.8(b). Diese Spannung wird durch niedrige Temperaturen, große Korngröße, große Dehnungsgeschwindigkeit und mehrachsige Spannung abgesenkt. In kubischraumzentrierten Gittern ist die Spaltbruchebene  $\langle 100 \rangle$ ; häufig bricht ein Korn nicht genau in einer Ebene sondern in mehreren parallelen Ebenen, verbunden durch Stufen. Der Spaltbruch kennzeichnet sich durch diese glatten Flächen aus, die je nach Korn unterschiedlich orientiert sind.

- Interkristalliner Bruch

Der polykristalline Werkstoff bricht bei dieser Gruppe von Bruchmechanismen entlang seiner Korngrenzen, deshalb wird häufig auch die Benennung “Korngrenzenbruch” genutzt. Die Korngrenze ist eine flächenförmige Unterbrechung des Kristallgitters, normalerweise unterscheiden sich die Gitterorientierungen deutlich zwischen zwei Körnern. Wenn sich Phasen an den Kornflächen ausscheiden, können diese die Korngrenzen weiter schwächen, so dass der Riss den Korngrenzen folgt.

- Harte Ausscheidungen an der Korngrenze [Sch80]

In der plastischen Zone vor dem Riss bricht die Grenzfläche zwischen den Partikeln an der Korngrenze zur Matrix, dadurch entsteht wie

bei dem Wabenbruch eine Möglichkeit für den Riss sich leichter auszubreiten (Abb. 2.9 a).

- Flächige Ausscheidung einer spröden Phase [Sch80]  
Hier kann die spröde Phase durch Spaltbruch geteilt werden oder das Interface gibt nach, worauf sich auf einer Seite Grübchen/Waben bilden können, auf der anderen Seite befindet sich die spröde Phase (Abb. 2.9 b).
- Flächige Ausscheidung einer weichen Phase [Sch80]  
Konzentration der plastischen Verformung auf die weichen Zonen an den Korngrenzen, kann durch Abgleitungen zu Mikrolöchern führen, die den Riss leiten (Abb. 2.9 c).

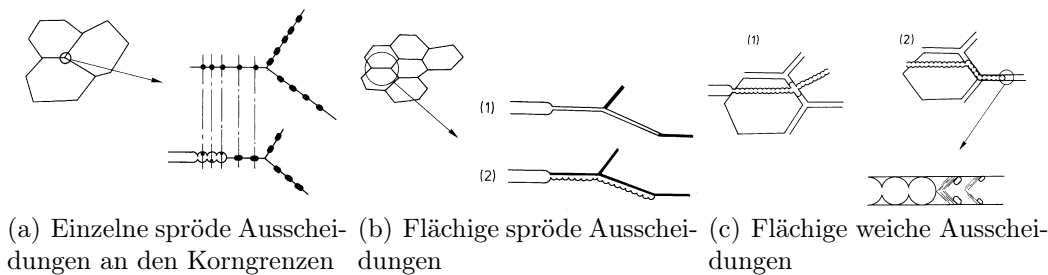


Abbildung 2.9: Bruchmechanismen für Brüche an Korngrenzen nach Schwalbe [Sch80]

### Verhalten der Bruchzähigkeit bei Erhöhung der Dehngrenze

In einer neuen Hypothese von Krull [Kru07] wurde die Bruchzähigkeit der Legierung Ti-6242 in zwei Anteile aufgeteilt, zum einen den “geometrischen” und zum anderen den “intrinsischen” Anteil, dies wird auch in der Abbildung 2.10 veranschaulicht. Der geometrische Anteil soll aus dem Beitrag der Rissablenkung zur Bruchzähigkeit resultieren, dieser Anteil soll umso größer werden, je rauer die neugeschaffene Oberfläche des Risses ist. Bei ausgelagerten metastabilen  $\beta$ -Titanlegierungen hängt die Rauigkeit direkt von der Korngröße ab und nicht von der Dehngrenze. Bei  $\beta$ -Titanlegierungen läuft der Riss normalerweise entlang der  $\beta$ -Korngrenzen, wodurch sich bei großen Korngrößen auch eine raue Rissfront bildet.

Der intrinsische Anteil soll von der plastischen Verformung des Gefüges während der instabilen Rissausbreitung abhängen und sinkt mit steigender Dehngrenze. Dabei gilt, umso größer das Gefüge, desto stärker nimmt mit steigender Dehngrenze die plastische Verformbarkeit und damit auch der intrinsische Anteil ab.

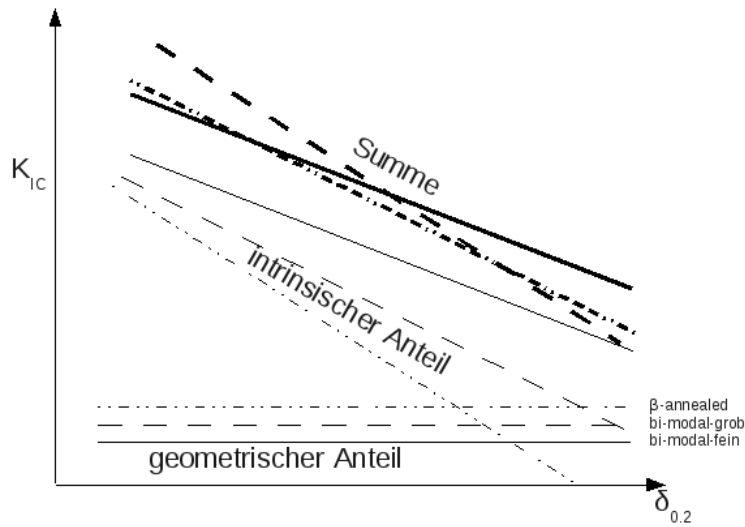


Abbildung 2.10: Schematisches Verhalten der Bruchzähigkeit  $K_{IC}$  über der Dehngrenze  $\sigma_{0.2}$  nach der Hypothese von Krull [Kru07]

Durch eine Verbesserung der Verformungseigenschaften wird auch die plastische Verformung vor der Rissspitze erhöht. Dies führt zu einer Abrundung der Rissspitze und Verminderung der Energie, die noch zur Verfügung steht, um neue Oberflächen zu bilden, was den intrinsischen Anteil der Bruchzähigkeit erhöht. Bei Betrachtung der Summen von dem intrinsischen und dem geometrischen Anteil, fällt auf, dass bei geringen Dehngrenzen Mikrostrukturen mit einer großer Korngröße höhere Bruchzähigkeiten aufweisen. Aber bei sehr hohen Dehngrenzen ergeben sich aus dem langsamer abfallenden intrinsischen Anteil höhere Bruchzähigkeitswerte bei den feinkörnigen Gefügen.[Kru07]

### 2.3.4 Einfluss der Korngröße

Allgemein lässt sich die Korngröße durch die Dauer und Temperatur der Rekristallisationsglühung (III) (bzw. der  $\beta$ -Glühung, wenn keine Umformung stattfand) einstellen; je höher die Temperatur und je länger die Glühung desto größer werden die Körner. Durch einen steigenden Umformgrad  $\varphi$  werden zunehmend Versetzungen in das Material eingebracht, was bei der Rekristallisation zu Keimbildung und Neubildung der Körner führt. Bei entsprechenden Kombinationen von Umformung und Rekristallisation ist es möglich die Korngröße gegenüber dem Ausgangsmaterial zu verkleinern. Sobald jedoch die Umformung II weggelassen wird, kann nur die bestehende Korngröße vergrößert

werden. Es wurde nachgewiesen, dass die Korngröße keinen Einfluss auf die Festigkeit hat, dafür jedoch auf die Bruchdehnung, Dauerschwingfestigkeit und die Bruchzähigkeit. [LW07]

Bruchdehnung ( $\epsilon_F, A_5$ ):

Durch ausscheidungsfreie Zonen oder flächige Phasen an Korngrenzen können sich lokale Spannungsüberhöhungen bilden, die den Bruch auslösen. Bei größeren Körnern, werden ihre Größe sowie die durch sie erzeugten Spannungen größer, was zu einer sinkenden Bruchdehnung führt.

Dauerschwingfestigkeit ( $\sigma_{HCF}$ ):

Stufen, die durch Versetzungsbewegung entlang von Gleitbändern im Inneren des Kornes entstanden sind, oder die größten  $\alpha$ -Ausscheidungen führen zu Spannungsüberhöhungen und somit zur Rissbildung. Jeder dieser Fehler kann wiederum kleiner oder maximal gleich groß sein wie die Korngröße.

Bruchzähigkeit ( $K_{Ic}$ ):

Eine große Korngröße führt zu hohen Rissrauigkeiten, die verglichen mit einem feinkörnigen Gefüge eine höhere Bruchzähigkeit ergeben.

Aus einer gleichmäßigen aber richtungsabhängigen Korngröße folgen normalerweise auch richtungsabhängige mechanische Eigenschaften.

## 2.4 Die Legierung Ti-5553

Für hochbelastete Bauteile werden im Leichtbau zunehmend metastabile hochfeste  $\beta$ -Titanlegierungen angewendet. Eine weitere übliche hochfeste  $\beta$ -Titanlegierung Ti-10-2-3 wird durch die Ti-5553 ersetzt. Die Legierung Ti-5553 kann für hochbelastete Bauteile verwendet werden, wie zum Beispiel das Landege- stell von großen Flugzeugen, Führungsschienen von Landeklappen, Befestigun- gen von Flugzeugturbinen und Helikopter-Rotoren. Es wurde auch geprüft ob diese Legierung für Befestiger (Schraubnieten) in Frage kommen würde [Fer05]. In der Abbildung 2.11 ist das Beispiel das Landefahrwerkes abgebildet, die un- terstrichenen Bauteile könnten durch Ti-5553 ersetzt werden, die bisher aus Ti-10-2-3 hergestellt worden. [Boy10]

Die Legierung Ti-5553 wurde auf Basis der bereits in Russland genutzten Le- gierung VT-22 (Ti-5Al-5V-5Mo-1Fe) entwickelt und 1997 vorgestellt. Ziele der Entwicklung waren, eine hochfeste Legierung mit gleichzeitig guten Tiefenhär- tungseigenschaften zu erzeugen. Die Tiefenhardtungseigenschaften sind wichtig,

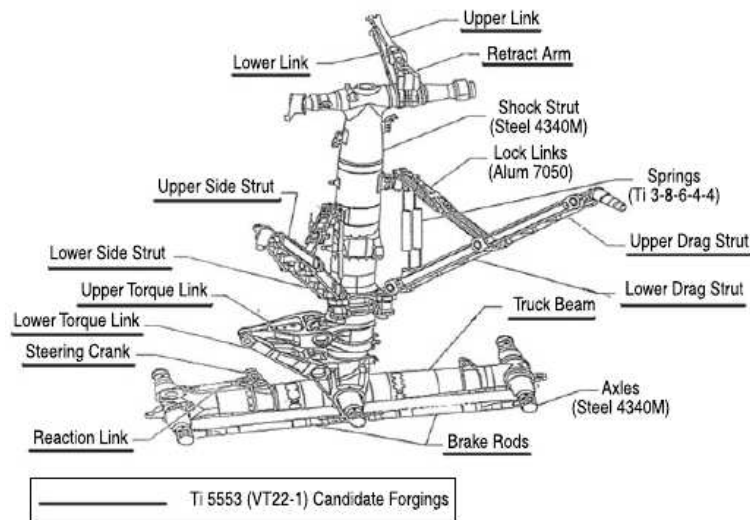


Abbildung 2.11: Landefahrwerk der Boeing 787 mit markierten Bauteilen, bei denen Ti-5553 verwendet werden könnte. [Boy10]

um große Bauteile schmieden zu können, die über den gesamten Querschnitt ein gleichmäßiges Gefüge aufweisen. Das ist jedoch normalerweise schwierig, da im Inneren des Bauteils die Abkühlgeschwindigkeit niedriger ist. Insofern ist eine langsamere Umwandlung, also eine geringe Zeitabhängigkeit der Gefügeausbildung der Legierung wünschenswert. Dies ermöglicht eine einfachere und somit günstigere Herstellung der Bauteile.

Durch diese langsame Umwandlung können größere Schmiedeteile angefertigt werden, mit bis zu 152 mm (6 inch) Durchmesser, während Bauteile aus Ti-10-2-3 nur maximal halb so dick sein dürfen. Des Weiteren ist die Legierung Ti-5553 auch gut schweißbar. [BB05]

Die Legierungszusammensetzung wird mit Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr angegeben, zusätzlich ist in neueren Legierungen noch 0.4% Eisen enthalten.

Nach einer Veröffentlichung von Gerday et al. [GBD<sup>+</sup>09] beträgt der E-Modul der  $\beta$ -Phase 84 GPa. Einige bekannte Werte der mechanischen Eigenschaften aus anderen Studien sind in der Tabelle 2.5 aufgelistet.

In einer Veröffentlichung von Clément et al. [CLJ07] wurden verschiedene Wärmebehandlungen an dieser Legierung durchgeführt. In dieser Veröffentlichung wurden zum einen die Phasenbildung während der Auslagerung, aber auch mechanische Eigenschaften anhand von Zugversuchen behandelt. Einige Ergebnisse der Zugversuche einer Probenreihe bi-modaler Zustände mit einer Rekristallisationsglühung bei 800°C sind in dem Diagramm in Abbildung 2.12

Tabelle 2.5: Literaturwerte einiger mechanischer Eigenschaften von Ti-5553

Mikrostruktur	Korngröße [ $\mu m$ ]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_5$ [%]	$K_{IC}$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	$\sigma_{10^7}$ [MPa]
$\beta$ -annealed [LW07]	400	1100	1145	6,4	66,1	500
bi-modal [LW07]	125	1090	1150	13,4	65,8	575
bi-modal [Fer05]	$\leq 10$	1465	1503	9		$> 724$
$\beta$ -annealed [BSN07]			1103		70	
bi-modal [Fan05]		1287	1367	6		
bi-modal [Fan05]		1122	1199	16		
bi-modal [VLBB05]		1055	1159	9		

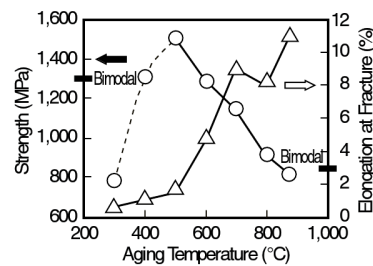


Abbildung 2.12: Festigkeitswerte in MPa abgebildet mit Kreisen und die Bruchdehnungswerte als Dreiecke über der Auslagerungstemperatur. Die gestrichelte Linie zeigt das Verhalten mit sprödem Bruch an. [CLJ07]

b) zusammengefasst worden. Mikrostrukturaufnahmen aus dieser Veröffentlichung werden in der Abbildung 2.13 gezeigt.

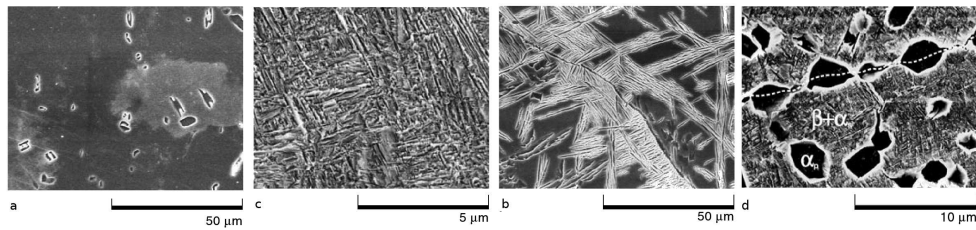


Abbildung 2.13: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen, a)-c)  $\beta$ -annealed Proben mit folgenden Auslagerungstemperaturen: a) 800°C, b) 700°C, c) 500°C und in d) ein bi-modaler Zustand [CLJ07]

# Kapitel 3

## Experimentelle Methoden

In diesem Kapitel werden die verwendeten Messmethoden, sowie die zu der Auswertung nötigen mathematischen Formeln erläutert.

### 3.1 Material

Es wurde die Titanlegierung Ti-5553 untersucht. Das verwendete Material wurde von den Firmen Ladish und Otto Fuchs AG (im folgendem “Fuchs” genannt) bereitgestellt. Es handelt sich um eine metastabile  $\beta$ -Titanlegierung, die bei Raumtemperatur im Zweiphasengebiet ( $\alpha + \beta$ ) vorliegt. Die Vorgaben für diese Legierungen [Fan05] und die Analysen, die von den entsprechenden Herstellern zur Verfügung gestellt wurden, sind in der Tabelle 3.1 zusammengefasst. Aus diesen Angaben können mit Hilfe der Gleichungen 2.4 und 2.3 die Aluminium- und Molybdänäquivalenzen bestimmt werden. Für das Material von Ladish ergibt sich  $Mo_{eq} = 18,87$  und  $Al_{eq} = 6,56$ , hingegen ergibt sich für das Material von Fuchs  $Mo_{eq} = 18,36$  und  $Al_{eq} = 6,93$ . Die Aluminiumäquivalenz des Materials von Fuchs liegt höher und die Molybdänäquivalenz niedriger als die Werte des Ladishmaterials. Entscheidend dafür sind die unterschiedlichen Anteile an Aluminium und Eisen. Dieser höhere Aluminiumanteil bei dem Material von Fuchs liegt jedoch innerhalb der Spezifikationen, während der Eisengehalt des Materials von Ladish geringfügig oberhalb der oberen Grenze liegt. Ein höherer Wert für die Aluminiumäquivalenz bei gleichzeitig niedrigeren Wert der Molybdänäquivalenz des Materials von Fuchs lässt auf einen höheren ausscheidbaren Anteil an  $\alpha$ -Phase bei gleicher Behandlungstemperatur schließen.

Die  $\beta$ -Transustemperatur liegt laut Herstellerangaben bei ca.  $860^\circ\text{C}$ , diese ist jedoch von dem Anteil aller  $\alpha$ -Stabilisatoren abhängig und wurde von Clément

et al. mit 870°C [CLJ07] angegeben. Die thermomechanische Behandlung der Ausgangsmaterialien ist nicht bekannt, in den Abbildungen in Abb. 3.1 sind die Ausgangszustände abgebildet.

## 3.2 Thermomechanische Behandlung

Die Wärmebehandlungen wurden in 3-Zonen-Rohröfen unter einer Schutzgasatmosphäre aus Argon durchgeführt. Die Temperatur wurde mit Pt-Rh-Pt Thermoelementen gemessen, die vor den Versuchsreihen durch ein externes Thermoelement im Bereich der Anwendungstemperatur abgeglichen wurden. Für die Messung der Temperatur wurde eine elektrisch geregelte Vergleichsstelle mit einer Temperatur von 60°C genutzt. Die Wärmebehandlungen wurden unter Zuhilfenahme von X-t-Schreibern protokolliert.

Wenn die Wärmebehandlung eine definierte Abkühlgeschwindigkeit vorsah, wurden die Proben an einer Dummy-Probe mit ähnlicher Geometrie, Größe und Material, in der ein Ni-Cr-Ni Thermoelement eingesetzt wurde, mit Ti-Draht befestigt. Mit diesem Thermoelement wurde die aktuelle Temperatur der Proben bestimmt und durch Herausziehen der Probe aus dem Ofen die Abkühlrate eingestellt. Eine übliche Abkühlrate ist 50°C/min, diese ist auch noch bei größeren Bauteilen industriell durchführbar und wurde bei allen Wärmebehandlungen über 800°C angewendet. Bei niedrigeren Glühungstemperaturen wurden die Proben unregelt an Luft abgekühlt.

Aufgrund der Vorversuche, welche detailliert in dem Anhang B ab Seite 149 beschrieben sind, wurden die Wärmebehandlungen der Proben festgelegt, siehe auch Tabellen 3.2 für das Material von Ladish und 3.3 für das von Fuchs. Sowohl für das Ladishmaterial als auch für das Fuchsmaterial wurden eine Probenserie mit groben  $\beta$ -annealed Gefüge ohne vorherige Verformung und eine Probenserie mit bi-modaler Mikrostruktur mit vorheriger Verformung eingestellt, hinzu kommt beim Fuchsmaterial noch eine Probenserie mit  $\beta$ -annealed Gefüge mit Umformung vor der  $\beta$ -Glühung.

Falls eine Umformung notwendig war, wurde zuerst das Material eine halbe Stunde bei 810°C durchgeheizt. Danach in 13 Stichen mit je einem Einzelverformungsgrad von  $\varphi = -0.09$  und einem Richtstich ein Gesamtverformungsgrad von  $\varphi = -1,2$  erreicht. Nach jedem Stich wurde das Material 2 Minuten wieder bei 810°C aufgeheizt und jeder Stich wurde um 90° gegenüber dem vorherigen versetzt, es wurde also überkreuz gewalzt.

$$\varphi = \ln \left( \frac{h_1}{h_0} \right) \quad (3.1)$$

Tabelle 3.1: Materialanalysen

	Al [%]	V [%]	Mo [%]	Cr [%]	Fe [%]	
min.	4,4	4,0	4,0	2,5	0,3	
norm	5	5	5	3	0,4	
max	5,7	5,5	5,5	3,5	0,5	
Ladish	5,16	5,037	4,89	3,02	0,52	
Fuchs	5,62	5,03	4,93	3,00	0,36	

	Si [%]	O	C	N	H	Ni
Ladish	0,026 %	0,13 %	0,016 %	0,004 %	0,0061 %	0,008%
Fuchs	< 0,03	1166 ppm	76 ppm	93 ppm	19 ppm	

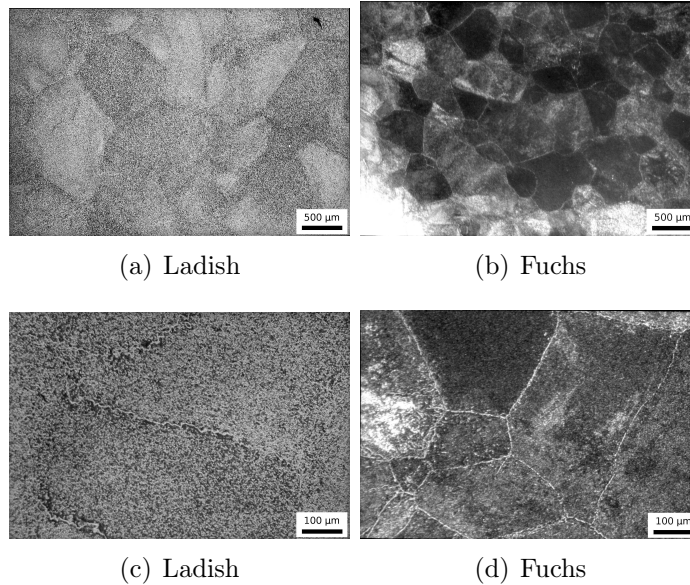


Abbildung 3.1: Lichtmikroskopieaufnahmen des Auslieferungszustandes des Ladishmaterials in der linken Spalte und die des Fuchsmaterials in der rechten.

Tabelle 3.2: Übersicht über die thermomechanischen Behandlungen des Ladishmaterials

Zustand	Umformung $\varphi$	Schritt III	Schritt IVb	Schritt IV
$\beta$ -annealed	keine	1h 890°C	keine	8h 670°C
$\beta$ -annealed	keine	1h 890°C	keine	8h 590°C
$\beta$ -annealed	keine	1h 890°C	8h 400°C	8h 510°C
$\beta$ -annealed	keine	1h 890°C	keine	8h 550°C
$\beta$ -annealed	keine	1h 890°C	8h 590°C	8h 690°C
bi-modal	-1,21	1h 830°C	keine	8h 670°C
bi-modal	-1,21	1h 830°C	keine	8h 590°C
bi-modal	-1,21	1h 830°C	8h 400°C	8h 510°C
bi-modal	-1,21	1h 830°C	keine	8h 550°C

Tabelle 3.3: Übersicht über die thermomechanischen Behandlungen des Fuchsmaterials

Zustand	Umformung $\varphi$	Schritt III	Schritt IVa	Schritt IVb	Schritt IV
$\beta$ -annealed	-1,21	1h 890°C	1h 810°C	keine	8h 670°C
$\beta$ -annealed	-1,21	1h 890°C	1h 810°C	keine	8h 590°C
$\beta$ -annealed	-1,21	1h 890°C	1h 810°C	8h 400°C	8h 510°C
$\beta$ -annealed	keine	1h 990°C	1h 810°C	keine	8h 670°C
$\beta$ -annealed	keine	1h 990°C	1h 810°C	keine	8h 590°C
$\beta$ -annealed	keine	1h 990°C	1h 810°C	8h 400°C	8h 510°C
bi-modal	-1,21	8h 830°C	keine	keine	8h 670°C
bi-modal	-1,21	8h 830°C	keine	keine	8h 590°C
bi-modal	-1,21	8h 830°C	keine	8h 400°C	8h 510°C

$h_0$  Ausgangshöhe

$h_1$  Endhöhe

Die grobe  $\beta$ -annealed Mikrostruktur wurde bei dem Ladishmaterial wie folgt eingestellt: das Material wurde nicht umgeformt und anschließend eine Stunde bei 890°C geglüht. Diese Glühung wurde im  $\beta$ -Gebiet ca. 30°C oberhalb der  $\beta$ -Transustemperatur durchgeführt. Die bi-modalen Zustände des Ladishmaterials wurden mit einem Umformgrad  $\varphi = -1.2$  verformt und für eine Stunde bei 830°C geglüht. Diese Glühung wurde im  $\alpha + \beta$ -Gebiet ca. 30°C unterhalb der  $\beta$ -Transustemperatur durchgeführt. Um die grobe  $\beta$ -annealed

Mikrostruktur des Fuchsmaterials einzustellen, wurde das Material für eine Stunde unverformt im  $\beta$ -Gebiet bei  $990^{\circ}\text{C}$  gegläht. Eine feinkörnigere  $\beta$ -annealed Mikrostruktur des Fuchsmaterials konnte durch eine Verformung vor der  $\beta$ -Glühung bei  $890^{\circ}\text{C}$  für eine Stunde erzeugt werden. Zusätzlich wurden die beiden  $\beta$ -annealed Mikrostrukturen des Fuchsmaterials für eine Stunde im  $\alpha + \beta$ -Gebiet bei  $810^{\circ}\text{C}$  gegläht. Die bi-modale Struktur des Fuchsmaterials wurde verformt und acht Stunden lang im  $\alpha + \beta$ -Gebiet bei  $850^{\circ}\text{C}$  gegläht. Es wurden je Mikrostruktur drei Festigkeiten durch die Auslagerung eingestellt: mittelfest ( $670^{\circ}\text{C}$ ), hochfest ( $590^{\circ}\text{C}$ ) und höchstfest ( $400^{\circ}\text{C}$ ,  $510^{\circ}\text{C}$ ). Im Verlauf der Experimente hat sich ergeben, dass eine zusätzliche Festigkeit zwischen Hoch- und Höchstfest sinnvoll wäre, daher wurde eine weitere Glühtemperatur (IV) von  $550^{\circ}\text{C}$  ausgewählt und nur beim Ladishmaterial angewendet. Zusätzlich wurde noch ein Zustand getestet Ladish, 1h  $890^{\circ}\text{C}$ , 8h  $590^{\circ}\text{C}$ , 8h  $690^{\circ}\text{C}$  mit der Intention das Dauerschwingverhalten zu verbessern.

### 3.3 Probenpräparation

Es wurden verschiedene Zustände verglichen; zum einen  $\beta$ -annealed Gefüge und zum anderen bi-modale Gefüge mit unterschiedlichen Korngrößen. Von jedem Zustand wurden 2 Zugproben, 6 Wöhlerproben sowie 2 CT-Proben angefertigt. Bei Zuständen mit einer plastischen Dehnung unter 0.2% wurden zusätzlich Druckproben zur Bestimmung der Stauchgrenze angewendet. Von dem Material von Ladish standen ca. einandhalb Scheiben eines Blocks (auch Strang genannt) zur Verfügung, die Scheiben hatten einen Durchmesser von 192 mm und eine Höhe von 52 mm. Es wurden Klötze (B1-B7) mit den Maßen  $56 \times 59 \times 37$  mm entsprechend den Abbildungen 3.2 entnommen, die Anschließend verformt wurden. Diese Klötze wurden für die Versuche mit dem bi-modalen Gefüge verwendet. Aus den Resten der Klötze (A1-A7) mit den Abmaßen  $56 \times 59 \times 11$  mm, sowie aus den Scheiben A7 und A8 wurde entsprechend die Rohlinge für die Proben der  $\beta$ -annealed Zustände entnommen. Von dem Fuchsmaterial standen gewalzte Blöcke bereit. Aus diesen wurden auch Walzklötze heraus getrennt und zu Walzplatten umgeformt. Aus diesen Walzplatten wurden sowohl  $\beta$ -annealed, als auch bi-modale Zustände gewonnen. Zusätzlich wurden aber auch  $\beta$ -annealed Zustände ohne Verformung vor der Glühung im  $\beta$ -Phasengebiet hergestellt.

#### 3.3.1 $\beta$ -annealed Mikrostruktur

Aus den Scheiben A1-A8 des Ladishmaterials wurden die Rohlinge für die Proben direkt entnommen, da keine zwingende Umformung für das  $\beta$ -annealed

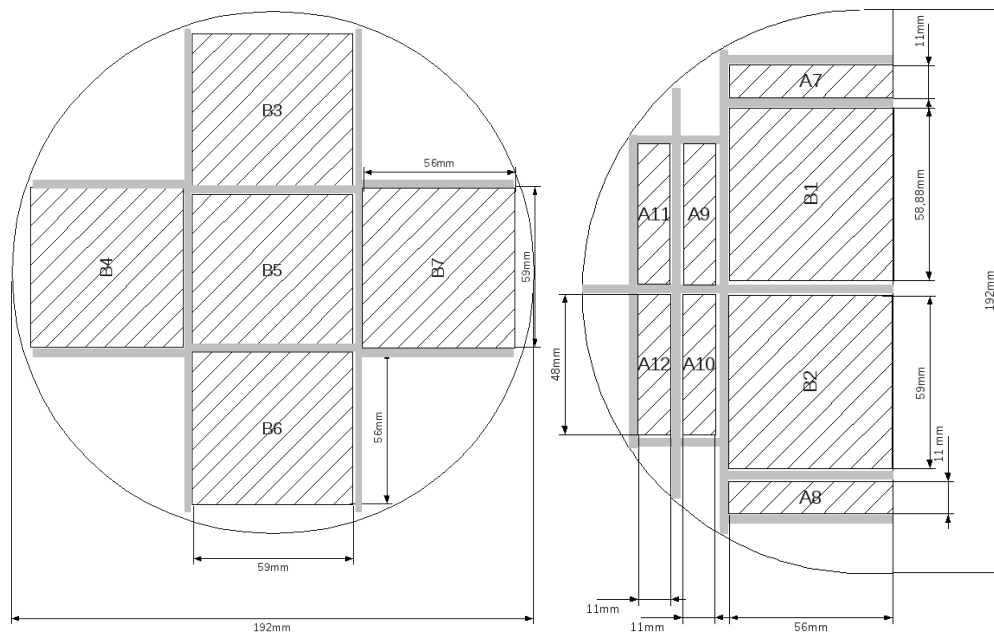


Abbildung 3.2: Übersicht über die Entnahme der Proben

Gefüge notwendig ist. Die Proben der Bruchmechanikversuche wurden aus den Platten A1-A4 gewonnen, da hier die Orientierung der Proben senkrecht zu der Verformung des Stranges ist. Durch die rotationssymmetrische Form der Rundproben sind diese auch aus den Platten A5-A12 entnommen worden. Die Anordnung ist in der Abbildung 3.3 ersichtlich.

Für die  $\beta$ -annealed Proben des Fuchsmaterials wurde aus dem von Fuchs angelieferten Material mit der Bezeichnung "10A" ein Walzklotz mit den Maßen 64x64x38 mm angefertigt, die Walzplatte hatte nach dem Walzen die Maße: 11,1x119x107 mm. Aus dieser Walzplatte wurden sowohl Zug- als auch Ermüdungsproben hergestellt. Schematisch in der Abbildung 3.3 b) sichtbar.

Ein weiterer Walzklotz des Anlieferungszustands "10A" mit den Abmaßen von 49x49x36 mm wurde gewalzt, dadurch ergaben sich die Abmaße der Walzplatte von 10,5x98x91 mm. Aus dieser wurden weitere Zug- und Bruchmechanikproben mit der gleichen Anordnung wie bei den bi-modalen Probenserien (Abb. 3.4) gefertigt. Die Zug-, Ermüdungs- sowie Bruchmechanikproben der Probenserie mit dem  $\beta$ -annealed Gefüge ohne Verformung wurden direkt aus dem Anlieferungszustand "10C" entnommen.

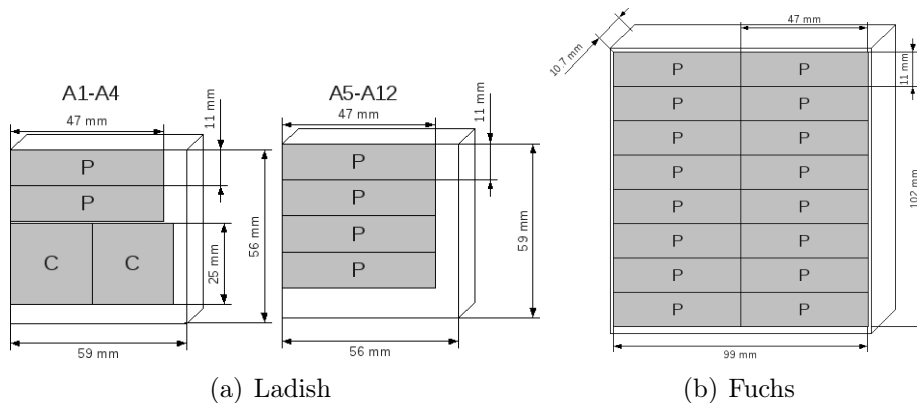


Abbildung 3.3: Lage der Zug-, Wöhler- (P) und der CT-Proben (C)

### 3.3.2 Bi-modale Mikrostruktur

Um ein bi-modales Gefüge einzustellen, müssen die Proben im  $\alpha + \beta$ -Gebiet umgeformt werden. Daher wurden Klötze B1-B6 des Ladishmaterials, sowie die beiden Klötze aus dem Fuchsmaterial "10 C" umgeformt. Diese Klötze wurden von 56x59x37 mm auf 11.1x104x106 mm umgeformt. Die Walzplatten wurden wie in der Abbildung 3.4 getrennt, somit wurden jeder Platte 2 Rohlinge für Zugproben und 6 Rohlinge für den Wöhlerversuch (P) sowie 2 Rohlinge für die CT-Proben (C) entnommen. Von jeder Platte wurden alle Proben eines thermomechanischen Zustandes entnommen, dieser wird genauso wie der Block und die Platte benannt. Die Zug- und Ermüdungsproben der bi-modalen Zustände des Fuchsmaterials wurden aus Anlieferungszustand "10C" erstellt. Dazu wurde ein Walzklotz mit den Maßen 64x64x38 mm zu einer Walzplatte mit den Abmaßen von 10,9x111x119 mm gewalzt. Für weitere Zug- und Bruchmechanikproben wurde ebenfalls aus dem Anlieferungszustand "10C" ein Walzklotz mit den Kantenlängen von 49x49x39 mm zu einer Walzplatte mit den Abmaßen von 10,6x96x91 mm verformt.

## 3.4 Methoden der Mikrostrukturanalyse

### 3.4.1 Lichtmikroskopie

Die Lichtmikroskopie der Proben wurde an einem Mikroskop des Typs MM6 der Firma Leitz durchgeführt. Die Aufnahmen wurden auf 9x6 Rollfilmen aufgenommen, die anschließend digitalisiert wurden. Die Proben wurden in

ein Thermoplast eingebettet, mit den Körnungen 320, 500, 1000, 2500 geschliffen und anschließend poliert. Das Poliermittel hatte eine Zusammensetzung von 86,2 vol.% OPs, 13,3 vol.%  $H_2O_2$ , 0,3 vol.%  $HNO_3$ , 0,2 vol.%  $HF$ . Um einen hinreichenden Kontrast zu erreichen, wurden die Proben angeätzt. Das  $\beta$ -Titanätzmittel nach "Kroll" besteht aus einer wässrigen Lösung mit 7,5 vol.% Milchsäure, 7,5 vol.%  $HNO_3$  sowie 2,5 vol.%  $HF$ , diese wurde als Tauchätzung angewendet. Anschließend wurden die Proben in einer Ammoniumpentaboratlösung neutralisiert und so der noch vorhandene Fluorwasserstoff gebunden, um die Linsen der Mikroskope zu schützen. Die verwendete Vergrößerung in Form eines  $\mu$ -Balkens wurde auf allen Abbildungen eingefügt. Für die Messung der Korngröße wurde die Linienschnittmethode nach ASTM E 112 verwendet.

### 3.4.2 Rasterelektronenmikroskopie

Die Aufnahmen der Bruchflächen wurden an einem Rasterelektronenmikroskop (REM) Jeol-840 der Firma Jeol durchgeführt. Durch entsprechende Halterungen war es möglich, die Bruchflächen der Zug-, S/N- und Bruchmechanikproben ohne weitere Präparation zu untersuchen. Zur Abbildung der Bruchflächen wurde eine Beschleunigungsspannung von 20 kV sowie ein Probenstrom von  $3 \cdot 10^{-10}$  A genutzt.

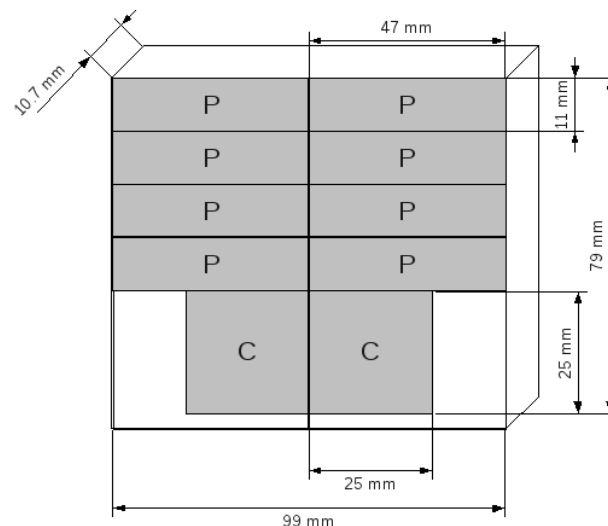


Abbildung 3.4: Anordnung der Proben in den Platten für die bi-modalen Gefüge

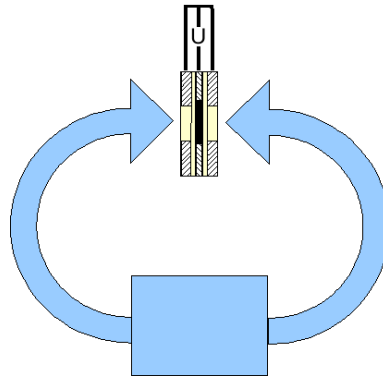


Abbildung 3.5: Schematische Darstellung des elektrolytischen Polierens für die TEM-Präparation

### 3.4.3 Transmissionselektronenmikroskopie

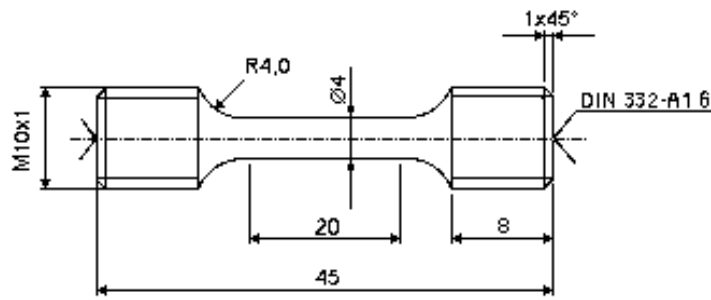
Für die Transmissionselektronenmikroskopie wurden aus dem Gewindebereich der Zugproben Scheiben mit einer Dicke von ca.  $500\ \mu\text{m}$  herausgetrennt. Diese wurden auf etwa  $100\ \mu\text{m}$  geschliffen. Aus diesen Scheiben wurden Plättchen mit 3 mm Durchmesser herausgestanzt, es wurden 8 Proben pro Zustand angestrebt. Durch elektrolytisches Polieren wird auf beiden Seiten Material abgetragen, bis ein kleines Loch entsteht. Sobald durch dieses Loch Licht fallen kann, schaltet sich die Maschine (Tenupol 3 von Struers) ab, es wurde dabei eine Spannung von 7 V verwendet. Schematisch ist dies in der Abbildung 3.5 veranschaulicht. Der Elektrolyt weist eine Zusammensetzung von 59 Vol.% Methanol, 35 Vol.% Butanol-2 sowie 6 Vol.% Perchlorsäure auf und wurde bei einer Temperatur von  $-30^\circ\text{C}$  angewendet.

Die Aufnahmen wurden in einem Transmissionselektronenmikroskop 2000FX der Firma Jeol angefertigt, die Beschleunigungsspannung betrug dabei 200 kV. Die Negative wurden entwickelt und anschließend digitalisiert.

## 3.5 Methoden der mechanischen Prüfung

### 3.5.1 Zugversuch

Die Zugversuche wurden an einer Universalprüfmaschine des Typs Zwick Trembel durchgeführt. Die verwendete Probengeometrie weist ein metrisches Feingewinde mit dem Nenndurchmesser von 10 mm und einer Probenlänge von 45 mm auf. Der zylindrische Bereich der Probe wurde auf eine Länge von 20 mm und einen Radius von 4 mm gefertigt, eine technische Zeichnung der Proben-



(a) Zeichnung der Zugproben



(b) Feingeschliffene Zugprobe

Abbildung 3.6: Proben für den Zugversuch

geometrie ist in der Abbildung 3.6 a) zu sehen. Nach der Wärmebehandlung wurde die Probengeometrie spanend durch Drehen hergestellt. Um den Einfluss der Formgebung zu vermindern, wurde die Oberfläche mit Schmirgelpapier bis zu einer Körnung von 1000 Körner pro Squareinch geschliffen. Eine so behandelte Probe ist in der Abbildung 3.6 b) dargestellt. Die Versuche wurden mit einer konstanten Querhauptgeschwindigkeit von 1 mm/min durchgeführt. Es wurde ein Kraft-Zeitdiagramm und durch die Verwendung eines separaten Dehnungsaufnehmers mit der Messbasis von 10 mm ein Kraft-Dehnungsdiagramm zur Bestimmung der Dehngrenze und des E-Moduls aufgenommen.

#### Zugversuch:

$$E = \frac{\Delta F}{\Delta l} \quad (3.2)$$

E	E-Modul	$\Delta F$	Kraftänderung
$\Delta l$	Probenverlängerung		

$$R_{p0,2} = \frac{F_{0,2}}{A_0} \quad (3.3)$$

$R_{p0,2}$	Dehngrenze bei 0,2 % plastischer Dehnung	$F_{0,2}$	Kraft bei 0,2 % plastischer Dehnung
$A_0$	Ausgangsquerschnitt		

$$R_m = \frac{F_{max}}{A_0} \quad (3.4)$$

$R_m$	Zugfestigkeit	$F_{max}$	maximale Kraft
-------	---------------	-----------	----------------

$$\sigma_F = \frac{F_F}{A_F} \quad (3.5)$$

$\sigma_F$	Wahre Bruchspannung	$F_F$	Kraft bei Bruch der Probe
$A_F$	Bruchquerschnitt		

$$A_5 = \frac{\Delta l_F}{l_0} \quad (3.6)$$

$A_5$	ingenieurmäßige Bruchdehnung	$\Delta l_F$	Probenverlängerung zum Bruch	bis
$l_0$	Ausgangs Probenlänge			

$$\epsilon_F = \ln\left(\frac{A_0}{A_f}\right) \quad (3.7)$$

$\epsilon_F$	Wahre Bruchdehnung
--------------	--------------------

$$Z = \frac{A_0 - A_F}{A_0} \quad (3.8)$$

$Z$	Brucheinschnürung
-----	-------------------

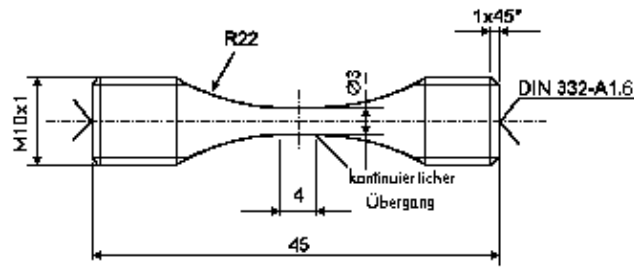
**Druckversuch:**

$$\sigma_{d0,2} = \left| \frac{F_{o,2}}{A_0} \right| \quad (3.9)$$

$\sigma_{d0,2}$	Stauchgrenze bei 0,2 % plastischer Dehnung
-----------------	--

**3.5.2 Wöhlerversuch**

Diese Versuchsreihe wurde an einer Resonanzprüfmaschine der Firma Amster durchgeführt. Die Probengeometrie ist eine gekahlte Rundprobe mit einem kleinen zylindrischen Bereich mit einer Länge von 4 mm und einem Durchmesser von 3 mm, die technische Zeichnung ist in der Abbildung 3.7a) zu sehen.



(a) Zeichnung der SN-Proben



(b) Elektrolytisch polierte SN-Probe

Abbildung 3.7: SN-Proben zur Bestimmung der Dauerschwingfestigkeit ( $\sigma_{10^7}$ )

Nach der Wärmebehandlung der Probenrohlinge wurde die Probengeometrie gedreht, anschließend die Oberfläche fein geschliffen. Da die Oberfläche bei Ermüdungsversuchen einen entscheidenden Einfluss auf die Ergebnisse hat, wurden die Proben elektrolytisch poliert, dies ist in der Abbildung 3.7b) dargestellt. Der Elektrolyt ist identisch mit dem der TEM-Preparation bestand also auch aus 59 Vol.% Methanol, 35 Vol.% Butanol-2 sowie 6 Vol.% Perchlorsäure. Die Temperatur während der Behandlung betrug  $-30^\circ\text{C}$  und eine Spannung von 18 V wurde angelegt.

Die Versuche wurden bei einem R-Wert von -1 gefahren, dies bedeutet, dass die maximale Zugspannung den gleichen Betrag aufweist wie die maximale Druckspannung.

Bei Titanlegierungen wird eine Wöhlerkurve erwartet, die eine Grenzspannung (Dauerschwingfestigkeit  $\sigma_{HCF}$ ) aufweist, unter der die Probe unabhängig von der Lastspielanzahl nicht bricht. Unendliche Laufzeiten sind praktisch nicht erreichbar, daher beschränkt man sich üblicherweise auf  $10^7$  Lastwechsel; entsprechend gilt für diese Arbeit:  $\sigma_{HCF} = \sigma_{10^7}$ . Im Allgemeinen wird die Bruchspannung über der Lastspielanzahl aufgetragen. Das Maximum ist die Bruchspannung aus dem Zugversuch bei einem Lastwechsel und das Minimum ist die Dauerschwingfestigkeit, wenn die Proben  $10^7$  Lastwechsel ohne Bruch erreichen.

Wöhlerversuch:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (3.10)$$

$\sigma$  Prüfspannung

$F$  Prüfkraft

$A_0$  Ausgangsquerschnitt

$$= \pi \frac{d_0^2}{4}$$

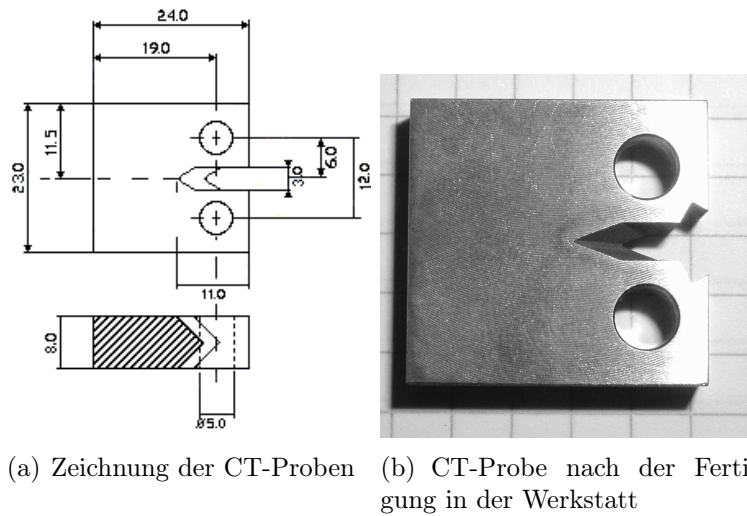
$d_0$  Ausgangsdurchmesser im Prüfbereich

### 3.5.3 Bruchmechanikversuch

Es wurden CT-Proben aus den Rohlingen gefertigt, die Abmaße und Aufbau sind in der Zeichnung in Abb. 3.8 ersichtlich. Die Proben wurden auf beiden Seiten mit 320er Schleifpapier geschliffen, eine Seite wurde feingeschliffen und poliert, damit man durch ein Makroskop den Riss an der Oberfläche der Probe beobachten kann.

An einer servohydraulischen Prüfmaschine (Schenk, PSA) wurden die Proben nach ASTM E 647 angeschwungen. Hierbei wird die Probe bei einer dynamischen Belastung von  $R = 0,1$  und einer Frequenz von 30 Hz angeschwungen und so ein Riss eingebracht. Die Proben wurden gestaffelt mit den Belastungsamplituden, die sich aus gegebenen  $\Delta K$  von 13, 11, 9, 7 und 5.5  $MPa\sqrt{m}$  ergeben, belastet. Diese Werte sind aus der Bedingung, dass die Last nicht um mehr als 20% abgesenkt werden soll, abgeleitet worden. Dies hat zur Folge, dass der Riss mit abnehmenden  $\Delta K$  langsamer läuft. Eine Rissgeschwindigkeit von unter  $10^{-8} \frac{mm}{cycle}$  ist laut ASTM E399 gefordert. Es wurde versucht, den Riss bis zu einem Verhältnis der Risslänge zu  $W$  (siehe auch Skizze) von 0,45 einzustellen. Dabei muss der Riss in jeder Stufe länger laufen als der angenommene Radius der plastischen Zone  $r_{E647}$ , dadurch ist gegeben, dass diese Zone von dem Riss durchlaufen wurde. Die Risse an der Oberfläche sind im Allgemeinen kürzer als die Risslänge in der Mitte, so dass dann die Grenzen von dem Verhältnis von 0,45-0,55 gut eingehalten werden können. Nachdem der Ermüdungsanriss eingebracht wurde, wurde die Probe in die Universalprüfmaschine eingebaut und mit einer konstanten Abzugsgeschwindigkeit von  $0,5 \frac{mm}{min}$  gezogen. Durch einen COD (Crack Opening Displacement)-Aufnehmer konnte die Rissöffnung gegenüber der Kraft aufgetragen werden. Die Auswertung folgte gemäß ASTM E399, es wurde die Ermüdungsanrisslänge anhand der Bruchfläche bestimmt und die  $K_Q$ -Werte berechnet.

$$K = \frac{F}{B\sqrt{W}} \cdot f(\alpha) \quad (3.11)$$

Abbildung 3.8: CT-Probren mit denen der  $K_{IC}$ -Wert bestimmt werden soll

$$f(\alpha) = \frac{(2 + \alpha)(0,866 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4)}{(1 - \alpha)^{\frac{3}{2}}} \quad (3.12)$$

$$\alpha = \frac{a}{W} \quad (3.13)$$

$$r_{E647} \approx \frac{3}{\pi} \left( \frac{K_{max}}{R_{p0,2}} \right)^2 \quad (3.14)$$

$$r_{E399} \approx 2,5 \left( \frac{K_{Ic}}{R_{p0,2}} \right)^2 \quad (3.15)$$

- F Kraft  
 B Probenbreite  
 W Probenweite  
 a Länge des Ermüdungsrissses

Der  $K_Q$ -Wert wird mit obiger Formel berechnet, indem man die aus dem Messschrieb entsprechend der ASTM E 399 bestimmte Kraft  $P_Q$  als F in die Formel einsetzt. Durch die folgenden Kontrollen, die in der ASTM E 399 enthalten sind, kann festgestellt werden, ob der  $K_Q$ -Wert dem  $K_{IC}$ -Wert entspricht:

- $0,45W < a < 0,55W$   
 Die mittlere Risslänge muss innerhalb diesen Bereiches der Probenweite sein.

- Die Einzelwerte der Rissmessung dürfen maximal 10% von deren Mittelwert abweichen.
- Die Risslängen an der Oberfläche dürfen zusätzlich nicht mehr als 10% voneinander abweichen.
- $\frac{P_{max}}{P_Q} < 1.1$   
Die gemessene maximale Kraft darf höchstens 10% größer sein als die gemessene Kraft  $P_Q$ .
- $a, B > r_{E399}$   
Weder die Risslänge noch die Probenbreite dürfen nicht kleiner als die angenommene plastische Zone sein.



# Kapitel 4

## Ergebnisse

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Versuche vorgestellt; als erstes die Untersuchung der Mikrostruktur mittels Lichtmikroskopie und Transmissionselektronenmikroskopie mit dem Ziel einer Angabe der Korngröße und ungefähren Abmessungen der Ausscheidungen. Danach folgen die Ergebnisse der Zugversuche, insbesondere wird hier auf die Dehngrenze, Bruchdehnung  $A_5$  und den Elastizitätsmodul eingegangen und anschließend werden die Bruchflächen betrachtet. Als nächstes folgen dann die Ergebnisse der Ermüdungsversuche, also der Dauerschwingfestigkeiten, mit Betrachtung der entstandenen Bruchflächen. Als letzter Versuch wird auf die Ergebnisse des Bruchmechanikversuches eingegangen, zusätzlich werden die Bruchflächen dargestellt. Zum Schluss des Kapitels werden die wesentlichen gemessenen Kenngrößen tabellarisch zusammengefasst.

In allen folgenden Abbildungen wurden spaltenweise untereinander Proben mit der gleichen Umformung und  $\beta$ - bzw.  $\alpha + \beta$ -Glühung abgebildet. Dabei nimmt die Glühungstemperatur (III) von links nach rechts ab. Zum Beispiel bei dem Material von Ladish sind in der linken Spalte alle Proben mit der  $\beta$ -Glühung von 1h 890°C und in der rechten Spalte die mit der  $\alpha + \beta$ -Glühung bei 830°C dargestellt. In den Zeilen sind jeweils Proben der gleichen Auslagerung nebeneinander aufgeführt, von oben nach unten nimmt die Auslagerungstemperatur (IV) ab.

### 4.1 Mikrostruktur

Aus den gebrochenen Zugproben wurden Proben für die Untersuchung der Mikrostruktur am Lichtmikroskop und Transmissionselektronenmikroskop erstellt. Die dafür notwendigen Schliffe liegen im Bereich der Gewinde, da diese einen größeren Querschnitt aufweisen als der Probenbereich und die Bruchflä-

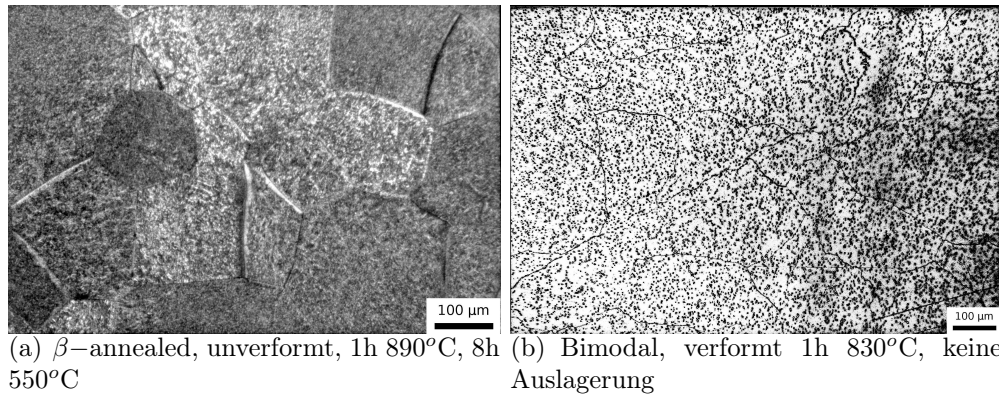


Abbildung 4.1: Korngröße und -struktur der Probenserien des Ladishmaterials im Vergleich

che erhalten bleiben kann.

Ergänzend dazu wurden Aufnahmen mit höheren Vergrößerungen unter Zuhilfenahme der Transmissionselektronenmikroskopie erstellt.

#### 4.1.1 Ladishmaterial

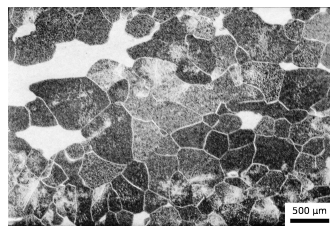
Die unverformten Zustände mit einer Glühung bei 890°C zeigen eine typische  $\beta$ -annealed Mikrostruktur mit ausgeprägten Korngrenzen, großen Körnern und sichtbaren sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen. Die verformten Zustände mit einer Glühung bei 830°C zeigen sphärische  $\alpha$ -Körner, sowie plattenförmige sekundäre  $\alpha$ -Ausscheidungen, wie es für eine bi-modale Mikrostruktur zu erwarten war. Vergleichende Darstellungen der beiden Probenserien des Ladishmaterials für Lichtmikroskopie mit niedriger Vergrößerung in der Abbildung 4.2, hier lassen sich Korngröße und Korngrößenverteilung der  $\beta$ -annealed Mikrostruktur erkennen. Bei den Proben der Serie Ladish, verformt, 1h 830°C sind die Korngrenzen in den ausgelagerten Zuständen nicht erkenntlich, daher wurde für die Korngrößenmessung eine Probe ohne Auslagerung verwendet, eine lichtmikroskopische Aufnahme ist in Abbildung 4.1(b) zu sehen. Die Korngröße variiert nicht signifikant mit der Auslagerungstemperatur, somit kann ein Wert je Glühung im Schritt III angegeben werden. Im Linienschnittverfahren wurde für die  $\beta$ -annealed Probenserie, unverformt, 1h 890°C eine Korngröße von 500  $\mu\text{m}$  ermittelt und für die bi-modalen Zustände verformt, 1h 830°C eine von 150  $\mu\text{m}$  gemessen, zusammengefasst sind diese Werte in der Tabelle 4.5. Jedoch ist die Korngröße bei der  $\beta$ -annealed Probenserie nicht gleichmäßig, sondern es

Tabelle 4.1: Partikeldicken der  $\alpha_{sec}$ -Ausscheidungen der Ladishzustände

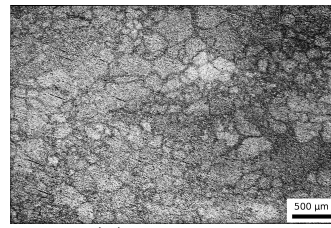
Schritt IV	$\beta$ -annealed 1h 890°C	bi-modal 1h 830°C
8h 670°C	0,27 $\mu\text{m}$	0,30 $\mu\text{m}$
8h 590°C	0,09 $\mu\text{m}$	0,11 $\mu\text{m}$
8h 550°C	0,07 $\mu\text{m}$	0,08 $\mu\text{m}$
8h 400°C, 8h 510°C	0,02-0,03 $\mu\text{m}$	0,04-0,05 $\mu\text{m}$
8h 590°C, 8h 690°C	0,27 $\mu\text{m}$	

existieren auch einzelne erheblich größere Körner, mit Längen bis zu 750  $\mu\text{m}$ . Bei höherer Vergrößerung kann man im Lichtmikroskop (Abbildung 4.3) die Korngrenzen beobachten, sowie die primären und sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen. Bei dem bi-modalen Proben aus dem Ladish-Material (Abb. 4.3, rechte Seite) lassen sich die runden  $\alpha$ -Körner bei den Aufnahmen höherer Vergrößerung gut beobachten. Deren Größe ändert sich nicht mit der Auslagerung, beträgt im Mittel 2,2  $\mu\text{m}$  und deren Volumenanteil liegt etwa bei 2-3 %. Diese  $\alpha$ -Körner liegen teilweise auf den Korngrenzen, sind aber auch im Korn verteilt.

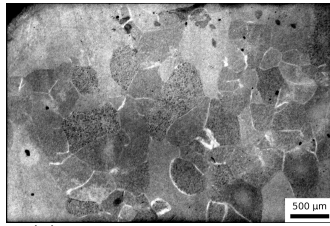
Bei den  $\beta$ -annealed Zuständen existiert nur eine Größe von Ausscheidungen. Die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen sind bei diesen  $\beta$ -annealed Proben (im Bild 4.3 auf der linken Seite) bei der Auslagerungstemperaturen von 670°C bzw. 590°C noch im Lichtmikroskop erkennbar, bei niedrigeren Anlasstemperaturen sind die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen nicht mehr optisch auflösbar. Die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen können in den TEM-Aufnahmen in Abbildung 4.4 bei 10k-facher und insbesondere die sehr feinen sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen bei einer Auslagerungstemperatur (IV) von 510°C bei 28k-facher Vergrößerung auf der rechten Seite der Abbildung 4.5 leichter beobachtet werden. Die Partikeldicken konnten in den TEM-Aufnahmen abgeschätzt werden. In den Tabellen 4.1 und 4.2 sind die ungefähren Partikeldicken der sekundären und der primären  $\alpha$ -Ausscheidungen aufgelistet. Die Breiten der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen betragen sowohl bei der Auslagerung von 8h 670°C als auch bei der zweiteiligen Auslagerung von 8h 590°C, 8h 690°C etwa 0,3  $\mu\text{m}$ . Bei beiden Probenserien werden die Breiten mit abnehmender Auslagerungstemperatur geringer, die der  $\beta$ -annealed Probenserie betragen bei der niedrigsten Auslagerungstemperatur 0,02-0,03  $\mu\text{m}$ , bei der bi-modalen Probenserie verringert sich die Breite nicht so stark und beträgt dann 0,04-0,05  $\mu\text{m}$ .



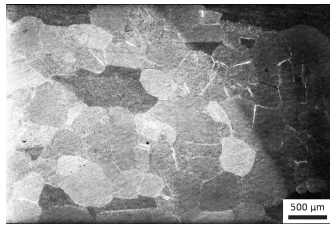
(a) 8h 670°C



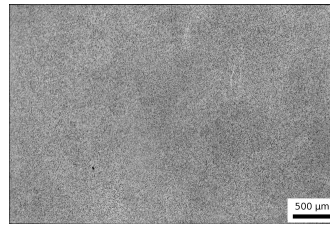
(b) 8h 670°C



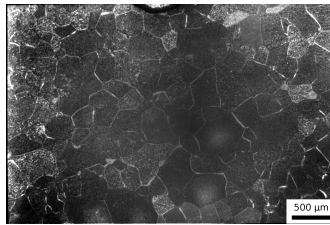
(c) 8h 590°C, 8h 690°C



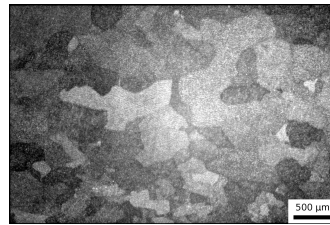
(e) 8h 590°C



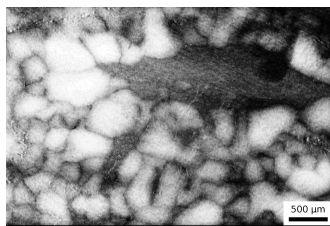
(f) 8h 590°C



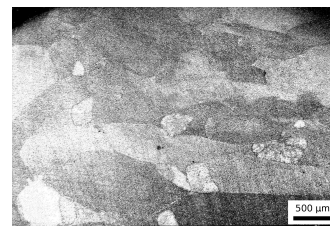
(g) 8h 550°C



(h) 8h 550°C

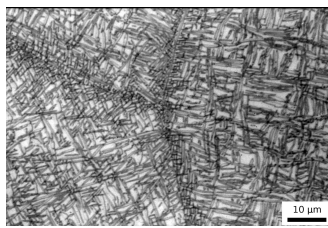


(i) 8h 400°C, 8h 510°C

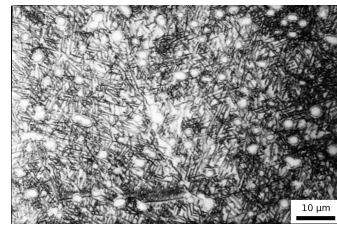


(j) 8h 400°C, 8h 510°C

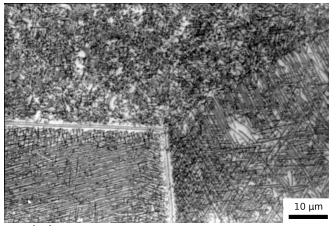
Abbildung 4.2: Lichtmikroskopiebilder der Proben aus dem Ladishmaterial bei 20-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C



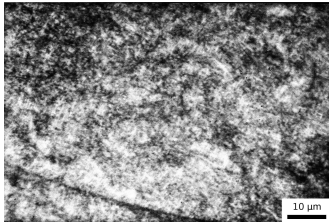
(a) 8h 670°C



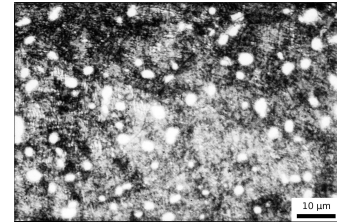
(b) 8h 670°C



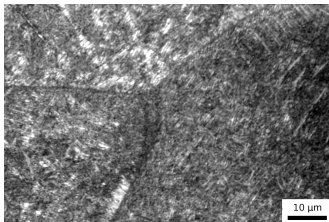
(c) 8h 590°C, 8h 690°C



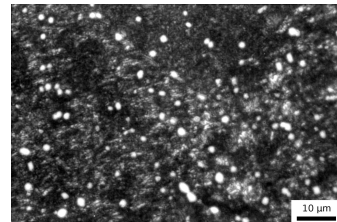
(e) 8h 590°C



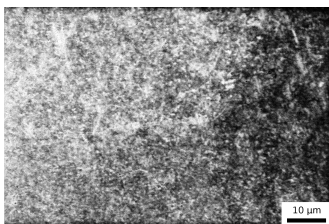
(f) 8h 590°C



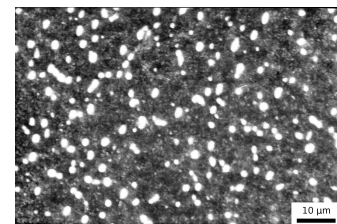
(g) 8h 550°C



(h) 8h 550°C

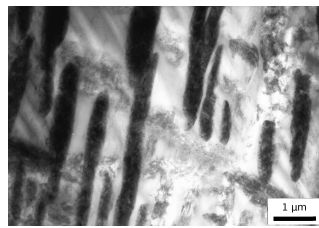


(i) 8h 400°C, 8h 510°C

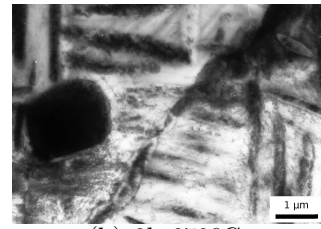


(j) 8h 400°C, 8h 510°C

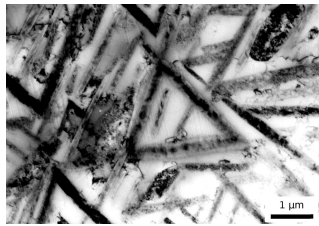
Abbildung 4.3: Lichtmikroskopiebilder der Proben aus dem Ladishmaterial bei 1000-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C



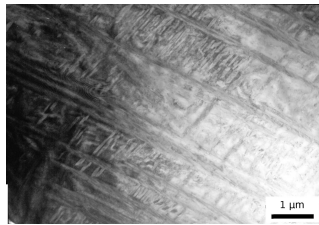
(a) 8h 670°C



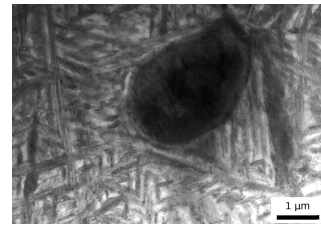
(b) 8h 670°C



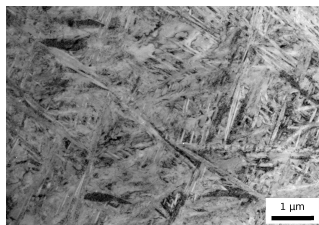
(c) 8h 590°C, 8h 690°C



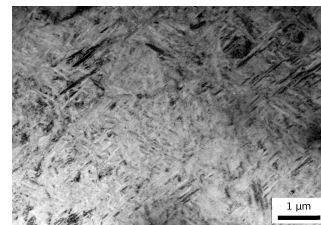
(e) 8h 590°C



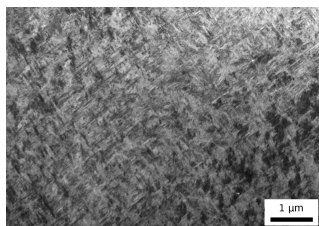
(f) 8h 590°C



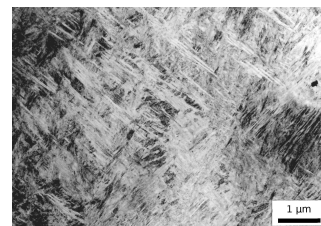
(g) 8h 550°C



(h) 8h 550°C



(i) 8h 400°C, 8h 510°C



(j) 8h 400°C, 8h 510°C

Abbildung 4.4: TEM-Bilder der Proben aus dem Ladishmaterial bei 10k-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C



Abbildung 4.5: TEM-Bilder der Proben aus dem Ladishmaterial bei 28k-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C

Tabelle 4.2: Partikeldicken der  $\alpha_p$ -Ausscheidungen und Durchmesser der  $\alpha$ -Körner der Ladishzustände

Schritt IV	$\beta$ -annealed	bi-modal
	1h 890°C	1h 830°C
8h 670°C	-	2,1 $\mu\text{m}$
8h 590°C	-	2,5 $\mu\text{m}$
8h 550°C	-	2,0 $\mu\text{m}$
8h 400°C, 8h 510°C	-	2,3 $\mu\text{m}$
8h 590°C, 8h 690°C	-	-

### 4.1.2 Fuchsmaterial

Die drei untersuchten Probenreihen aus dem Fuchsmaterial sind in der Abbildung 4.6 dargestellt; unverformt, 1h 990°C, 1h 810°C in der linken Spalte, verformt, 1h 890°C, 1h 810°C in der mittleren Spalte und verformt, 8h 850°C in der rechten Spalte. Bei allen  $\beta$ -annealed Zuständen sind die Korngrenzen gut erkennbar, die Körner sind nicht extrem unterschiedlich groß und unterscheiden sich auch hier kaum innerhalb einer Probenreihe. Eine etwas größere Streuung ließ sich bei den bi-modalen Zuständen messen. In diesen Übersichtsbildern kann es so vorkommen, als ob die Zustände mit der Glühung bei 990°C eine kleinere Korngröße hätten, da hier leicht die inhomogen verteilten primären  $\alpha$ -Ausscheidungen mit den Korngrenzen verwechselt werden können. Es wurden im Linienschnittverfahren die Werte 500  $\mu\text{m}$ , 150  $\mu\text{m}$  und 200  $\mu\text{m}$  gemessen (zusammengefasst in der Tabelle 4.5), es wurde bei keiner der Reihen eine auffällige Inhomogenität der Korngröße festgestellt.

Bei höherer Vergrößerung kann man im Lichtmikroskop (Abbildung 4.7) die Korngrenzen beobachten, sowie die primären  $\alpha$ -Ausscheidungen. Die plattenförmigen primären  $\alpha$ -Ausscheidungen der Probenreihen mit der  $\beta$ -annealed Mikrostruktur sehen sich bei allen Zuständen mit einer Glühung bei 810°C sehr ähnlich. Mit Hilfe von TEM-Bildern konnte eine durchschnittliche Plattendicke von 0,45  $\mu\text{m}$  gemessen werden, die einzelnen Werte sind in der Tabelle 4.4 zusammengefasst worden. Bei den bi-modalen Zuständen, ist der Anteil an  $\alpha$ -Körnern sehr gering, die Aufnahme 4.6 o) zeigt in dieser Hinsicht keinen allgemein gültigen Ausschnitt der Probe. Die primären  $\alpha$ -Ausscheidungen sind leicht gestreckt mit den mittleren Maßen von 2,7x1,5  $\mu\text{m}$ . Die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen sind bei diesen  $\beta$ -annealed Proben (im Bild 4.7 auf der linken und mittleren Spalte) mit einer Glühung (IVa) bei 810°C nicht mehr optisch auflösbar.

Tabelle 4.3: Partikeldicken der  $\alpha_{sec}$ -Ausscheidungen der Fuchszustände

Schritt IV	$\beta$ -annealed 1h 990°C	$\beta$ -annealed 1h 890°C	bi-modal 8h 850°C
8h 670°C	0,13 $\mu\text{m}$	0,13 $\mu\text{m}$	0,33 $\mu\text{m}$
8h 590°C	0,09 $\mu\text{m}$	0,08 $\mu\text{m}$	0,12 $\mu\text{m}$
8h 400°C, 8h 510°C	0,02-0,03 $\mu\text{m}$	0,02-0,03 $\mu\text{m}$	0,02-0,03 $\mu\text{m}$

Tabelle 4.4: Partikeldicken der  $\alpha_p$ -Ausscheidungen und der  $\alpha$ -Körner der Fuchszustände

Schritt IV	$\beta$ -annealed 1h 990°C	$\beta$ -annealed 1h 890°C	bi-modal 8h 850°C
8h 670°C	0,44 $\mu\text{m}$	0,47 $\mu\text{m}$	2,5x1,5 $\mu\text{m}$
8h 590°C	0,43 $\mu\text{m}$	0,46 $\mu\text{m}$	2,9x1,8 $\mu\text{m}$
8h 400°C, 8h 510°C	0,42 $\mu\text{m}$	0,49 $\mu\text{m}$	2,8x1,1 $\mu\text{m}$

Die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen der bi-modalen Zuständen können bei Auslagerungstemperaturen (IV) von 670°C und 590°C noch erkannt werden. Aber die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen lassen sich gut von den primären  $\alpha$ -Ausscheidungen in den TEM-Aufnahmen in Abbildung 4.8 bei 10k-facher Vergrößerung und Abb. 4.9 bei 28k-facher Vergrößerung auch die feinsten Ausscheidungen unterscheiden. In den Tabellen 4.3 und 4.4 sind die ungefähren Partikeldicken der sekundären und der primären  $\alpha$ -Ausscheidungen aufgelistet. Diese betragen bei den  $\beta$ -annealed Probenreihen etwa 0,13  $\mu\text{m}$  bei der Auslagerung von 670°C, verringern sich bei der Auslagerung von 590°C zu ungefähr 0,09  $\mu\text{m}$  und bei der Auslagerung von 400°C, 510°C zu 0,03-0,02  $\mu\text{m}$ . Die Messwerte für die niedrigste Auslagerungstemperatur sind nicht exakt bestimmbar, sahen aber recht ähnlich aus. Entsprechend sind die Größen der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen der bi-modalen Mikrostruktur 0,33  $\mu\text{m}$  bei der Auslagerung von 670°C, 0,12  $\mu\text{m}$  bei der Auslagerung von 590°C und 0,02-0,03  $\mu\text{m}$  bei der Auslagerung von 400°C, 510°C, jedoch im Vergleich eher feiner als die des  $\beta$ -annealed Gefüges.

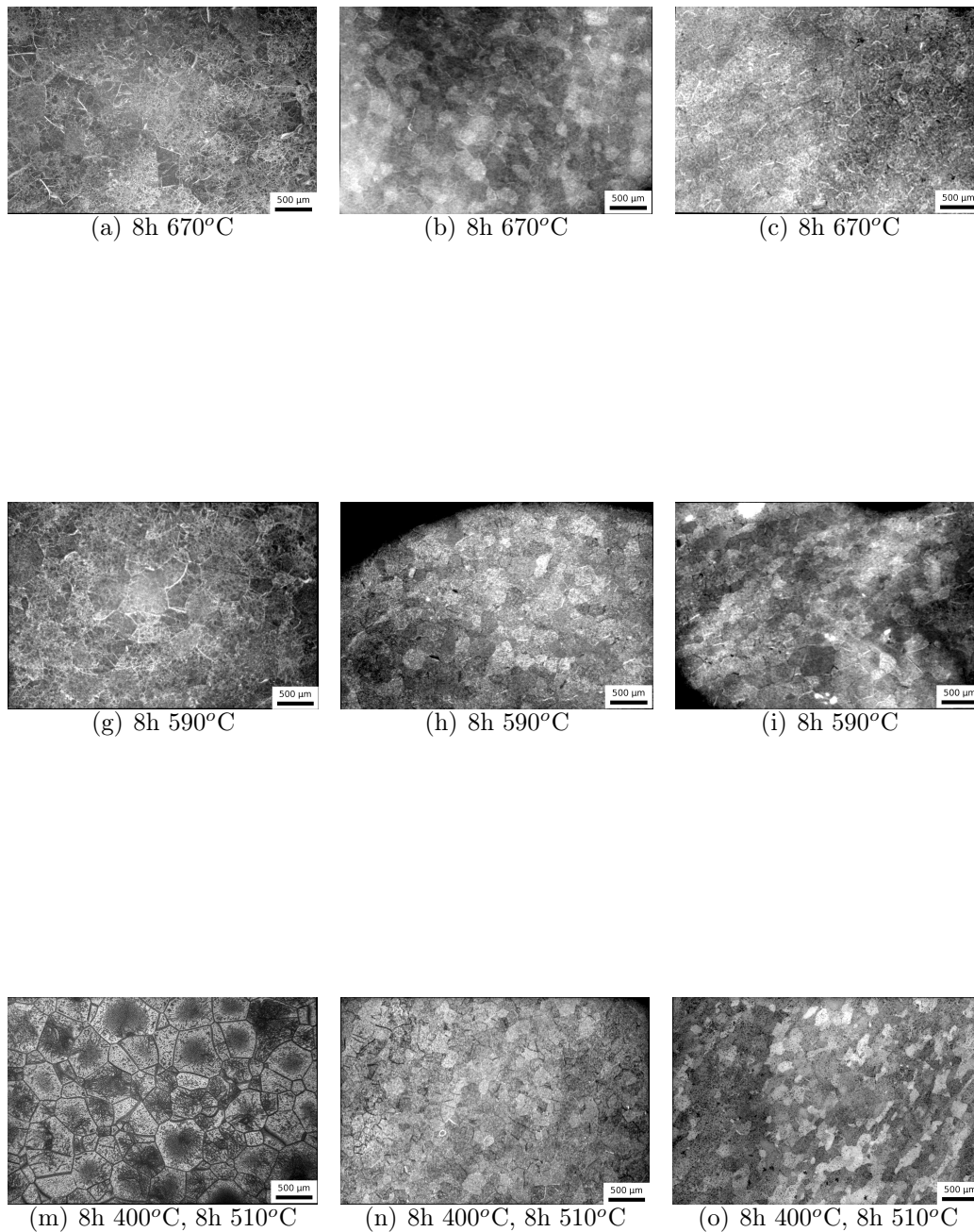


Abbildung 4.6: Lichtmikroskopiebilder der Proben aus dem Fuchsmaterial bei 20-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C

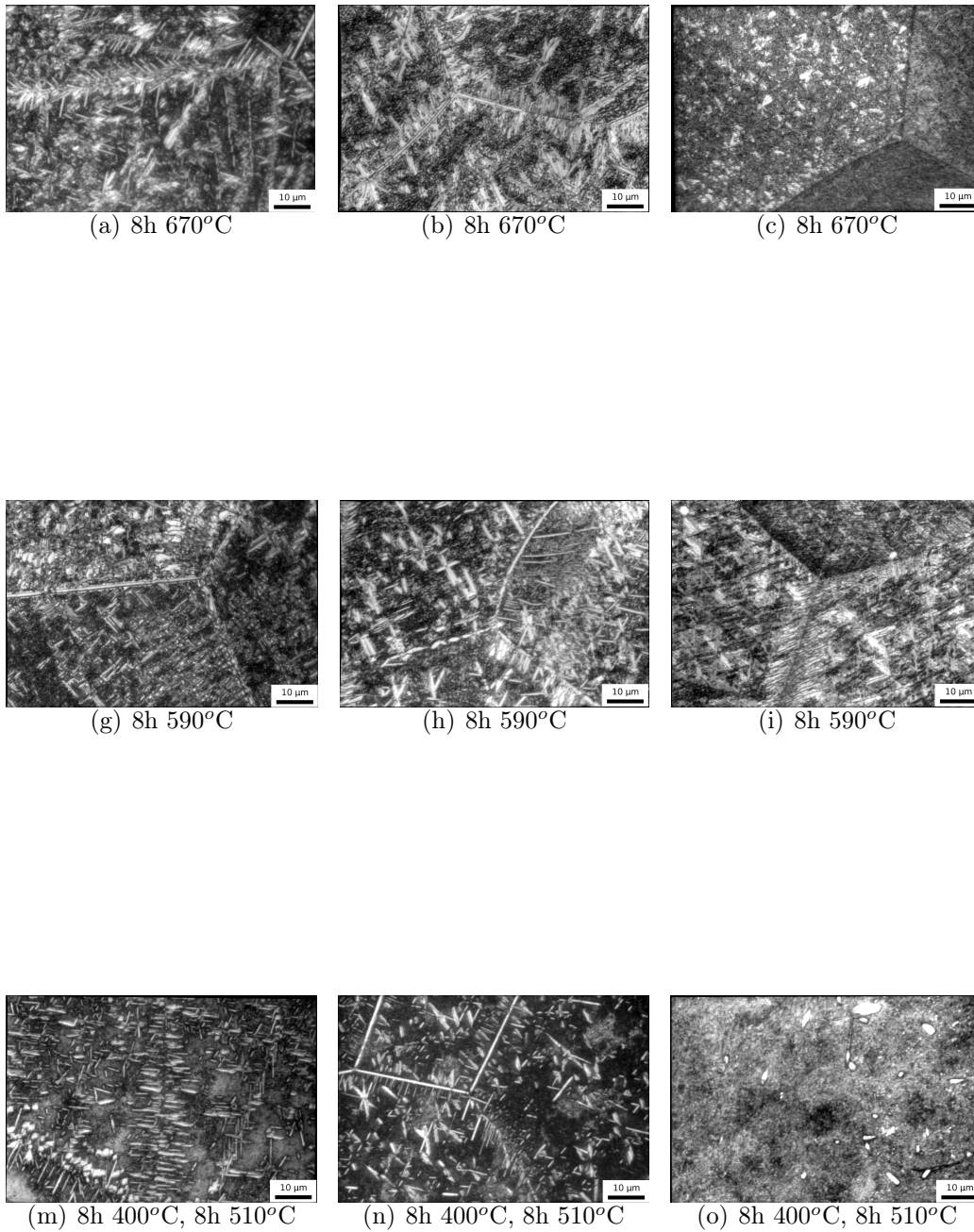


Abbildung 4.7: Lichtmikroskopiebilder der Proben aus dem Fuchsmaterial bei 1000-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C

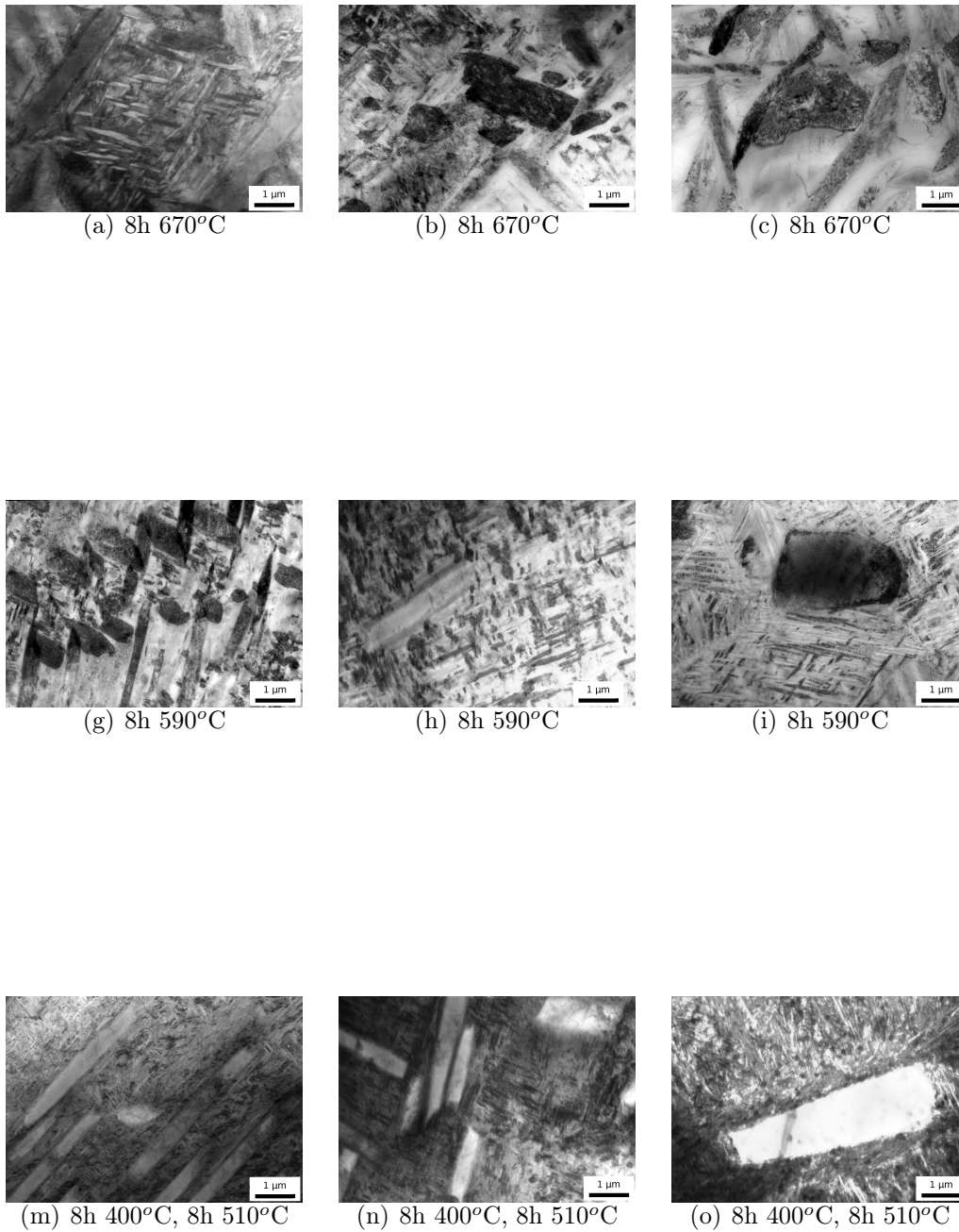


Abbildung 4.8: TEM-Bilder der Probenserien aus dem Fuchsmaterial bei 10k-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C

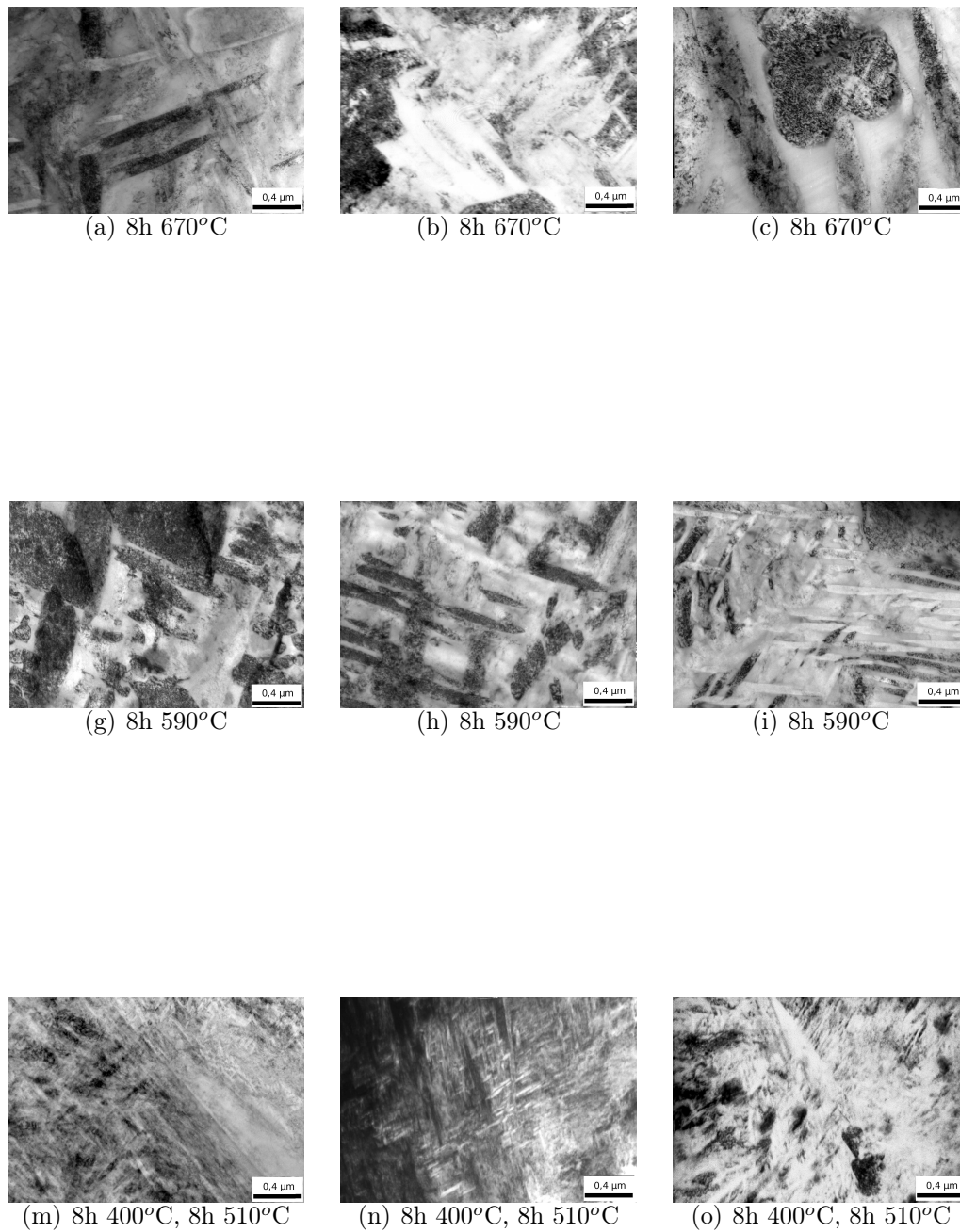


Abbildung 4.9: TEM-Bilder der Probenserien aus dem Fuchsmaterial bei 28k-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C

Tabelle 4.5: Korngröße

Material	$\varphi$	Wärmebehandlung	Korngröße [ $\mu m$ ]
Ladish	-1,2	1h 830°C	150
Ladish	0	1h 890°C	500
Fuchs	-1,2	8h 850°C	200
Fuchs	-1,2	1h 890°C, 1h 810°C	150
Fuchs	0	1h 990°C, 1h 810°C	500

### 4.1.3 Struktur der Korngrenzen

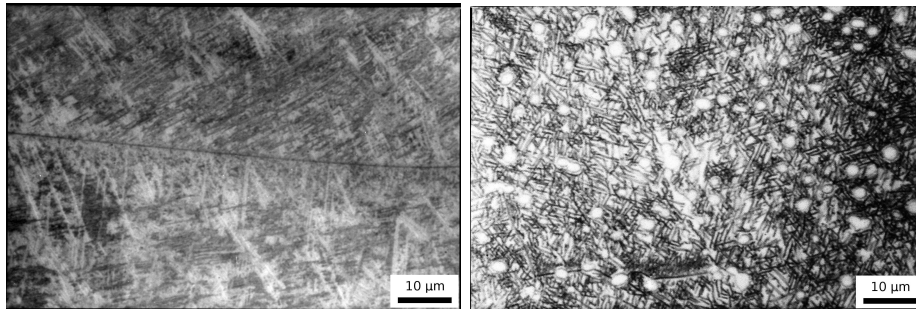
Die Struktur der Korngrenzen sei hier beispielhaft für die Zustände  $\beta$ -annealed, Ladish,  $\varphi = 0$ , 1h 890°C und bi-modal, Ladish,  $\varphi = 1, 2$ , 1h 830°C anhand ausgewählter Bilder beschrieben. Wie auch schon in den lichtmikroskopischen Bildern 4.1 zu sehen war, lassen sich bei den  $\beta$ -annealed-Zuständen teilweise ausgeprägt angeätzte Korngrenzen beobachten. Diese sind nicht immer gleich ausgebildet, sondern können sich auch innerhalb einer Probe stark unterscheiden. Jedoch sind diese ausgeprägten Korngrenzen in dem mit einer Stunde bei 830°C rekristallisiertem Zustand selten. Am ausgeprägtesten sind diese bei den Zuständen, die eine große Korngröße aufweisen (Ladish 1h 890°C, Fuchs 1h 990°C), aber auch bei der Fuchs 8h 850°C sind die Korngrenzen ausgeprägt. Bei hoher Vergrößerung im Lichtmikroskop (Abb. 4.10 a)+b)) lassen sich von den Korngrenzen ausgehende Ausscheidungen erkennen, diese sind lamellenartig parallel angeordnete Sideplates. Deutlicher ist dies in den transmissionselektronenmikroskopischen Aufnahmen zu sehen, hier zeigen sich auch entlang der Korngrenzen eine kontinuierliche Phase. Bei Brüchen entlang der Korngrenze (beides Aufnahmen in der Gewaltbruchzone des Bruchzähigkeitsversuches Abb. 4.10 e)+f)) lassen sich bei dem  $\beta$ -annealed Gefüge diese Strukturen an der Korngrenze in den Dimpeln wieder finden. Bei der Bruchaufnahme des bi-modalen Gefüges sind auch die  $\alpha$ -Körner gut erkennbar.

Aus diesen und weiteren TEM-Aufnahmen (Abb. 4.10 c)+ d)) lassen sich die beeinflussten Zonen, also die beidseitigen PFZ und die kontinuierlichen  $\alpha$ -Ausscheidungen direkt an der Korngrenze als grobe Anhaltswerte messen, diese sind in der Tabelle 4.6 ersichtlich. Die gemessenen Breiten weichen durchaus voneinander ab, aber die Tendenz, dass deren Größe mit zunehmender Glüh-temperatur (III) steigt, ist deutlich. Ein direkter Zusammenhang der Breite der Zonen von der Auslagerungstemperatur war nicht zu beobachten. Jedoch erscheint es so, als ob bei dem Zustand des Ladishmaterials mit den Glühungen 1h 890°C, 8h 590°C, 8h 690°C eine höhere Anzahl der ausgeprägten

Tabelle 4.6: Breite der beiden ausscheidungsfreien Zonen und des kontinuierlichen  $\alpha$ -Saums

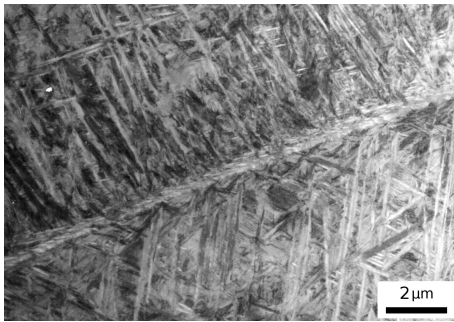
Material	$\varphi$	Wärmebehandlung	Breite [ $\mu m$ ]
Ladish	-1,2	1h 830°C	0.1-0.4
Ladish	0	1h 890°C	0.4-0.5
Fuchs	-1,2	8h 850°C	0.2-0.3
Fuchs	-1,2	1h 890°C, 1h 810°C	0.6-0.7
Fuchs	0	1h 990°C, 1h 810°C	ca. 1.0

ausscheidungsfreien Zonen aufweist als z.B. der Zustand mit der einzelnden Auslagerung bei 8h 670°C.



(a)  $\beta$ -annealed 1h 890°C,  
8h 400°C, 8h 510°C 1000x, Lichtmikro-  
skopie

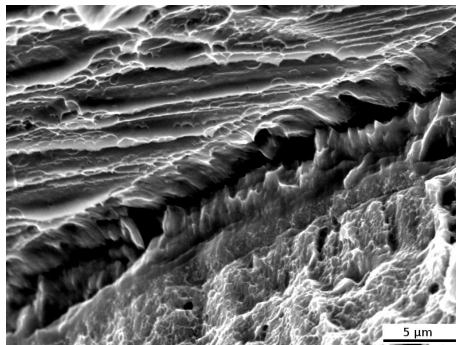
(b) bi-modal verformt, 1h 830°C,  
8h 670°C, 1000x Lichtmikroskop



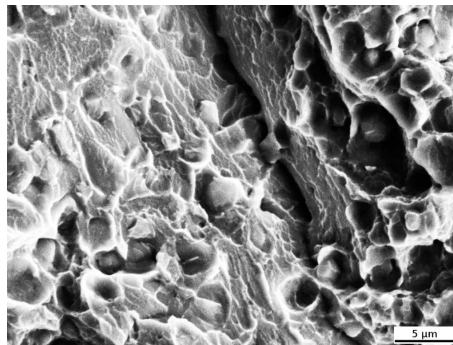
(c)  $\beta$ -annealed 1h 890°C,  
8h 550°C 5000x, TEM



(d) bi-modal verformt, 1h 830°C,  
8h 670°C 10000x TEM



(e)  $\beta$ -annealed 1h 890°C,  
8h 550°C 3500x, REM



(f) bi-modal verformt, 1h 830°C,  
8h 400°C, 8h 510°C 3000x REM

Abbildung 4.10: Aufnahmen von Korngrenzen, Ladishmaterial

## 4.2 Zugversuch

Für jeden Zustand wurden mindestens zwei Zugproben getestet. Die detaillierten Ergebnisse der Proben sind in den Tabellen A.1 bis A.8 im Anhang aufgelistet. Eine Zusammenfassung der gerundeten Mittelwerte ist in der Tabelle 4.7 für die Probenreihen aus dem Material von Ladish, sowie in der Tabelle 4.8 für die Probenreihen aus dem Material von Fuchs dargestellt. Die Dehngrenze bei dem Zustand 1h 890°C, 8h 550°C des Ladishmaterials ist höher als die maximale Festigkeit, da sie ein Mittelwert zweier Proben ist,  $\sigma_{0,2}$  jedoch nicht, da die Probe mit der geringeren Bruchspannung nicht genug Dehnung aufwies. Die Proben mit der Auslagerung bei 400°C und 510°C sind gebrochen bevor 0,2% Dehnung erreicht wurde. Für diese Zustände wurden zur Ermittlung der Verformungsgrenze Druckproben angefertigt und die Stauchgrenze bestimmt. Daher liegen diese Werte auch über den Werten von  $R_m$ . Die Probe Ladish, unverformt, 1h 890°C, 8h 590°C Nr.2 hat auf dem F- $\Delta l$  Schrieb die 0,2% nicht erreicht, jedoch eine Gesamtdehnung von 0,29%. Dies kann dadurch erklärt werden, dass sich die Probe lokal außerhalb des Bereichs des Messclips verformt hat.

In dem Diagramm 4.11 ist die Dehngrenze (bzw. die Stauchgrenze) über der Anlasstemperatur aufgetragen, es ist ein Abfall der Dehngrenze mit zuneh-

Tabelle 4.7: Übersicht über die Zugkennwerte der Ladishzustände

Probenserie		$\beta$ -annealed: unverformt, 1h 890°C 50°C/min				
Auslagerung (je 8h)		670°C	590°C, 690°C	590°C	550°C	400°C, 510°C
$\sigma_{0,2}$	[MPa]	1030	1100	1290	1370	1910*
$A_5$	[%]	6,7	4,0	0,5	0,3	0
E-Modul	[GPa]	104	103	110	111	112
$R_m$	[MPa]	1070	1099	1291	1333	1275
$\epsilon_f$	[%]	15,5	12,7	4,5	3,1	1,9
Probenserie		bi-modal: verformt, 1h 830°C 50°C/min				
Auslagerung (je 8h)		670°C	590°C	550°C	400°C, 510°C	
$\sigma_{0,2}$	[MPa]	1060	1250	1400	1660*	
$A_5$	[%]	12,4	6,9	1,0	0	
E-Modul	[GPa]	106	110	115	114	
$R_m$	[MPa]	1110	1318	1446	1381	
$\epsilon_f$	[%]	36,1	14,0	3,9	0,6	
*ermittelt im Druckversuch						

Tabelle 4.8: Übersicht über die Zugkennwerte der Zustände aus dem Fuchsmaterial

Probenserie		$\beta$ -annealed: unverformt, 1h 990°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min		
Auslagerung (je 8h)		670°C	590°C	400°C, 510°C
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1080	1220	1570*
$A_5$	[%]	2,8	0,4	0
E-Modul	[GPa]	108	109	115
$R_m$	[MPa]	1110	1227	1085
$\epsilon_f$	[%]	10,9	3,3	0,3
Probenserie		$\beta$ -annealed: verformt, 1h 890°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min		
Auslagerung (je 8h)		670°C	590°C	400°C, 510°C
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1100	1290	1600*
$A_5$	[%]	9,0	1,7	0
E-Modul	[GPa]	109	115	115
$R_m$	[MPa]	1156	1334	1239
$\epsilon_f$	[%]	14,7	5,2	2,7
Probenserie		bi-modal: verformt, 1h 850°C 50°C/min		
Auslagerung (je 8h)		670°C	590°C	400°C, 510°C
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1090	1290	1830*
$A_5$	[%]	8,9	1,5	0
E-Modul	[GPa]	112	116	115
$R_m$	[MPa]	1156	1313	1505
$\epsilon_f$	[%]	16,7	6,4	2,4
*ermittelt im Druckversuch				

mender Anlasstemperatur zu sehen. Bei zweiteiligen Auslagerungen, also beim Vorhandensein eines Behandlungsschrittes IVb wird hier und in zukünftigen Diagrammen die Temperatur der Glühung (IVb) als Referenz genommen, da diese die Verteilung der Ausscheidungen bestimmen soll. Die Zustände Ladish, 1h 890°C und Fuchs, 8h 850°C bei der niedrigsten Auslagerungstemperatur (IV) zeigen deutlich höhere Dehngrenzen als die anderen Probenserien. Dies jedoch gilt nicht für den Zustand mit der Auslagerung von 8h 590°C und 8h 690°C, dessen Dehngrenze mit 1100 MPa etwas höher liegt als die beiden Zustände des Ladishmaterials mit der Auslagerung bei 670°C, jedoch deutlich geringer ausfällt als bei der Auslagerung von 8h 590°C.

Die Bruchdehnung nimmt mit steigender Anlasstemperatur für alle Probenseri-

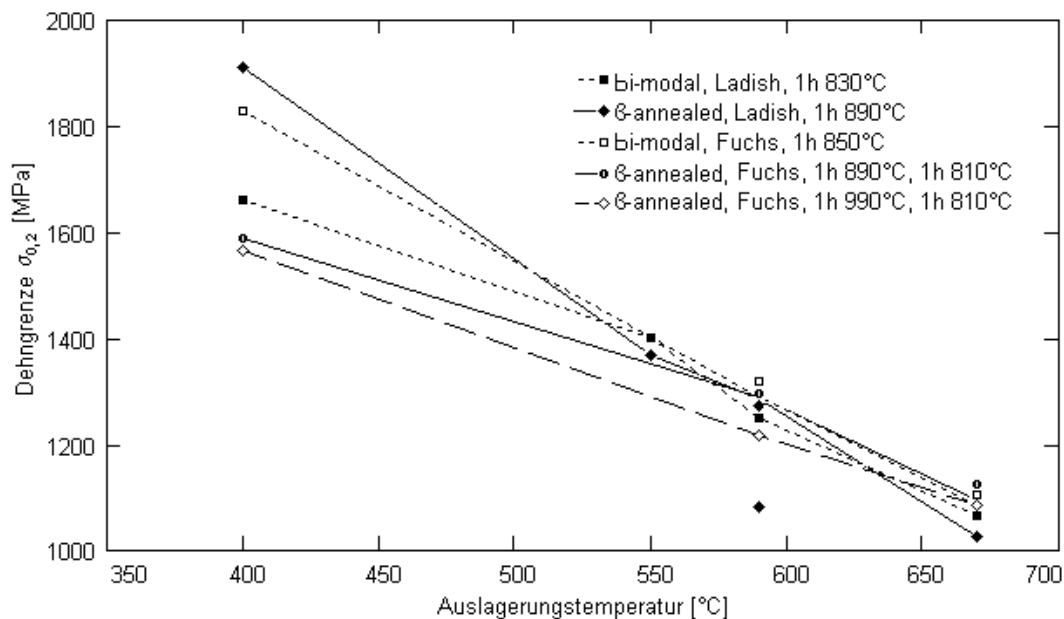


Abbildung 4.11: Dehngrenze über Anlasstemperatur

en zu, die Serien aus dem Ladishmaterial zeigen eine höhere Bruchdehnung als die Serien der Fuchslegierung. Die Einzelwerte der Bruchdehnung streuen weit und liegen bei den Probenserien des Ladishmaterials weiter auseinander als bei denen des Fuchsmaterials.

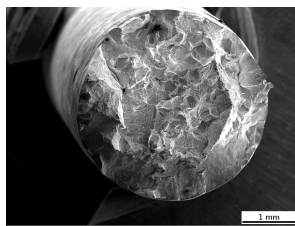
Der E-Modul steigt mit abnehmender Auslagerungstemperatur (IV) bei allen Probenserien. Ausnahmen bilden jedoch Ladish, 1h 890°C, 8h 550°C mit 115 GPa und Fuchs, 8h 850°C, 8h 590°C mit 116 GPa, die einen um je 1 GPa höheren Wert aufweisen als der Zustand mit der niedrigsten Auslagerungstemperatur.

### 4.2.1 Bruchflächen

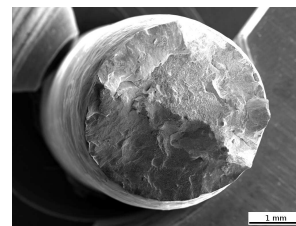
Die Bruchflächen wurden unter dem Rasterelektronenmikroskop betrachtet. Wie bei den Bildern zu der Mikrostruktur sind wiederum spaltenweise mit abnehmender Glühungstemperatur (III) die Serien und zeilenweise mit abfallender Auslagerungstemperatur die Zustände abgebildet.

#### Ladishmaterial

Bei optischer Betrachtung der Bruchflächen des Zugversuches mit dem Ladishmaterial lässt sich folgendes feststellen:



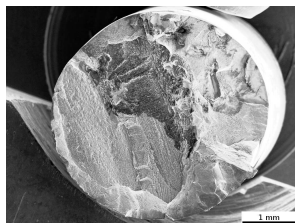
(a) 8h 670°C



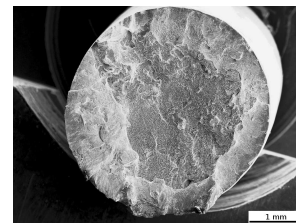
(b) 8h 670°C



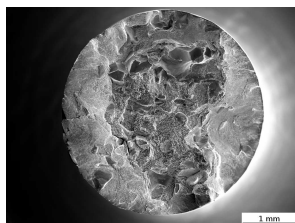
(c) 8h 590°C, 8h 690°C



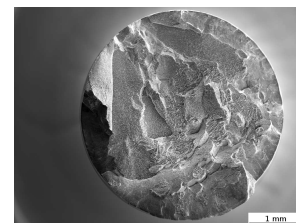
(e) 8h 590°C



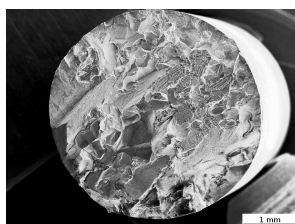
(f) 8h 590°C



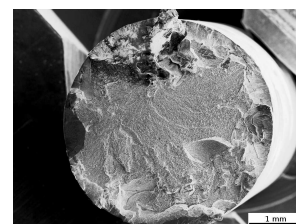
(g) 8h 550°C



(h) 8h 550°C

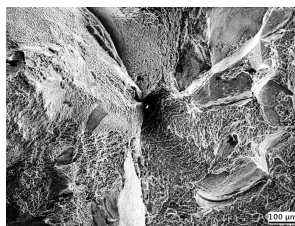


(i) 8h 400°C, 8h 510°C

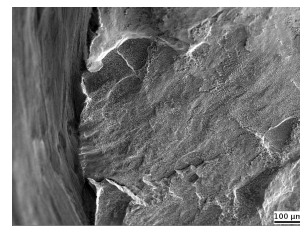


(j) 8h 400°C, 8h 510°C

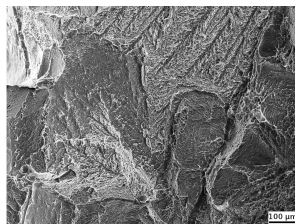
Abbildung 4.12: REM-Bilder der Zugproben aus dem Ladishmaterial bei 20-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C



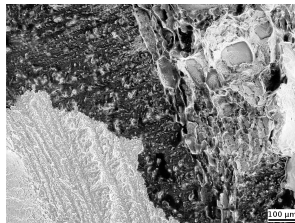
(a) 8h 670°C



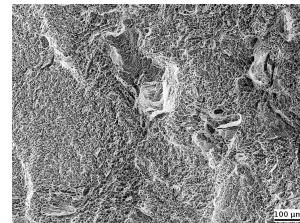
(b) 8h 670°C



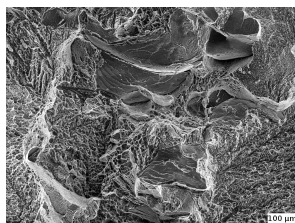
(c) 8h 590°C, 8h 690°C



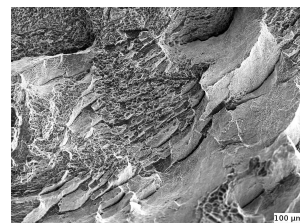
(e) 8h 590°C



(f) 8h 590°C



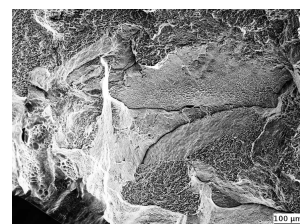
(g) 8h 550°C



(h) 8h 550°C



(i) 8h 400°C, 8h 510°C



(j) 8h 400°C, 8h 510°C

Abbildung 4.13: REM-Bilder der Zugproben aus dem Ladishmaterial bei 100-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C

**$\beta$ -annealed, Ladish,  $\varphi = 0$  1h 890°C 50°C/min**

Wie sich auch in der Abbildung 4.12 a) der Probe mit einer Auslagerungstemperatur von 670°C erahnen lässt, zeigt die Bruchfläche ausgeprägte Scherlippen am Rand der Probe, ein hohes Rauheitsprofil mit großen Bruchfacetten in der Mitte der Probe, sowie kaum glatte und glänzende Flächen.

Die großen Höhenunterschiede lassen sich auch leicht in der Aufnahme 4.13 a) erkennen, sowie die Dimpel an den Teilflächen des Bruches.

Ein ebener horizontaler rauher Bereich in der Mitte und große Scherlippen sind bei der Probe mit der Auslagerung 8h 590°C, 8h 690°C in den Abbildungen 4.12 und 4.13 c) erkennbar.

Die Bruchfläche der Probe mit einer Auslagerungstemperatur von 590°C erscheint weniger rau und es haben sich einige glatte Teilflächen gebildet. Der Bruch kann als stufenförmig beschrieben werden, wobei die kleinen Scherlippen eine Stufe darstellen, die andere bildet der ebene Anteil in der Mitte der Probe (Abb. 4.12 und 4.13 e)).

Beim Bruch dieser Proben mit der nächst geringeren Auslagerungstemperatur von 550°C sind Scherlippen und ein ebener horizontaler Bereich in der Mitte erkennbar, abgebildet ist dies in Abb. 4.12 und 4.13 g).

Auffällig in den Abbildungen 4.12 und 4.13 i) der Probe mit der Behandlung von 8h 400°C und 8h 510°C ist der große ebene Bereich und dementsprechend minimale Scherlippen, des Weiteren eine hohe Rauheit mit vielen großen glatten Teilflächen.

**Bi-modal, Ladish,  $\varphi = 0$  1h 830°C 50°C/min**

Wie es in den rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen 4.12 b) der Probe mit der Auslagerung bei 670°C zu sehen ist, zeigt die Zugprobe dieses Zustandes ein hohes Rauheitsprofil trotz feinerer Bruchstruktur. Die Bruchfläche hat keine größeren Anteile in waagerechter Richtung, dafür ausgeprägte Scherlippen, die relativ glatte schräge Flächen mit Mikrorauheit aufweisen, wie es in der Abbildung 4.13 b) zu sehen ist.

Auffällig bei dem Zustand mit der Auslagerung bei 590°C ist ein ebener horizontaler Bereich in der Mitte verbunden mit ausgeprägten Scherlippen und einer feinen Bruchfläche. Bei höherer Vergrößerung sind glatte Teilflächen erkennbar, wie hier in Abb. 4.13 f).

Beim Bruch bilden die Proben des Zustandes mit der Auslagerung 8h 550°C erkennbare Scherlippen und einen ebenen horizontalen Bereich in der Mitte, abgebildet in Abb. 4.12 h).

Die Abbildung 4.12 h) zeigt einen sehr großen ebenen horizontalen Bereich in der Mitte und minimale Scherlippen an der Probe mit der zweiseitigen Auslagerung bei 400°C und 510°C. Weiterhin sind eine geringe

Rauheit und wenige glatte Flächen bei höherer Vergrößerung erkennbar (Abbildung 4.13 j)).

### Fuchsmaterial

**$\beta$ -annealed Fuchs,  $\varphi = 0$  1h 990°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min**

Diese Probe mit einer Auslagerung von 8h 670°C aus dem Fuchsmaterial zeigt eine hohe Rauheit verbunden mit einer ebenen Bruchfläche und einem geringen Anteil an Scherlippen. In der Bruchfläche sind einige glatte Teilflächen erkennbar, siehe auch Abb. 4.14 ) und 4.15 a).

Auch der Zustand mit einer Auslagerung bei 590°C zeigt, wie in der Abbildung 4.14 g), nur kleine Scherlippen und daher eine Ebene in der Mitte, die fast den ganzen Probenquerschnitt ausfüllt. Die Bruchfläche zeigt eine hohe Rauheit mit häufigen und auffälligen glatten Facetten, die auch in 4.15 g) sichtbar sind.

Eine Auslagerung bei 8h 400°C, 8h 510°C führt bei den Bruchflächen der Zugproben zu einem sehr rauen Profil mit vielen großen glatten Facetten. Es bilden sich keine erkennbaren Scherlippen, abgebildet sind die Bruchflächen in den Abbildungen 4.14 und 4.15 m).

**Fuchs,  $\varphi = -1,2$  1h 890°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min**

Diese Probe aus dem Fuchsmaterial mit einer Auslagerung bei 670°C zeigt eine hohe Rauheit verbunden mit einer ebenen Bruchfläche und einem geringen Anteil an Scherlippen. In der Bruchfläche sind wenige kleine glatte Teilflächen erkennbar, siehe auch Abb. 4.14 und 4.15 b).

Eine Auslagerung von 8h 590°C führt zu rauen aber ebenen Bruchflächen, die kaum Scherlippen aufweisen. Deutlich zu sehen ist das häufige Auftreten der glatten Flächen, siehe auch Abbildung 4.14 und 4.15 h).

Die Bruchflächen der Proben mit einer Auslagerung von 8h 400°C, 8h 510°C (in Abb. 4.14 n) und 4.15 n)) zeigen ein sehr rauen Profil mit vielen kleinen glatten Teilbruchflächen. Es sind so gut wie keine Scherlippen zu erkennen.

**Fuchs,  $\varphi = -1,2$  8h 850°C 50°C/min**

Hier in der Abbildung 4.14 c) lassen sich große Scherlippen verknüpft mit einer niedrigen Rauheit und einem ebenen Anteil der Bruchfläche in der Mitte der Probe, die 8h 670°C ausgelagert wurde, erkennen.

Der Zustand mit einer Auslagerungstemperatur von 590°C zeigt deutliche Scherlippen und eine ebene raue Fläche in der Mitte der Bruchfläche der Zugprobe. Deutlich sichtbar sind auch die häufigen glatten Teilflä-

chen in den Abbildungen 4.14 und 4.15 i).

Bruchflächen der Zugproben mit einer Auslagerung mit 8h 400°C und 8h 510°C sind in den Bildern der Abb. 4.14 und 4.15 o) dargestellt. Es lassen sich noch minimale Scherlippen erkennen. Die ebene Bruchfläche in der Mitte zeigt eine mittlere Rauheit mit häufigen glatten Teilbruchflächen.

Es ist also eine Zunahme von glatten Teilflächen und eine Abnahme der Scherlippen mit Verringerung der Auslagerungstemperatur bei allen Probenserien zu beobachten, die im Mittel ebene Fläche in der Mitte der Probe wird dagegen größer. Die groben  $\beta$ -annealed Probenserien zeigen schon bei höheren Auslagerungstemperaturen glatte Teilflächen in der Bruchfläche als die feineren Gefüge.

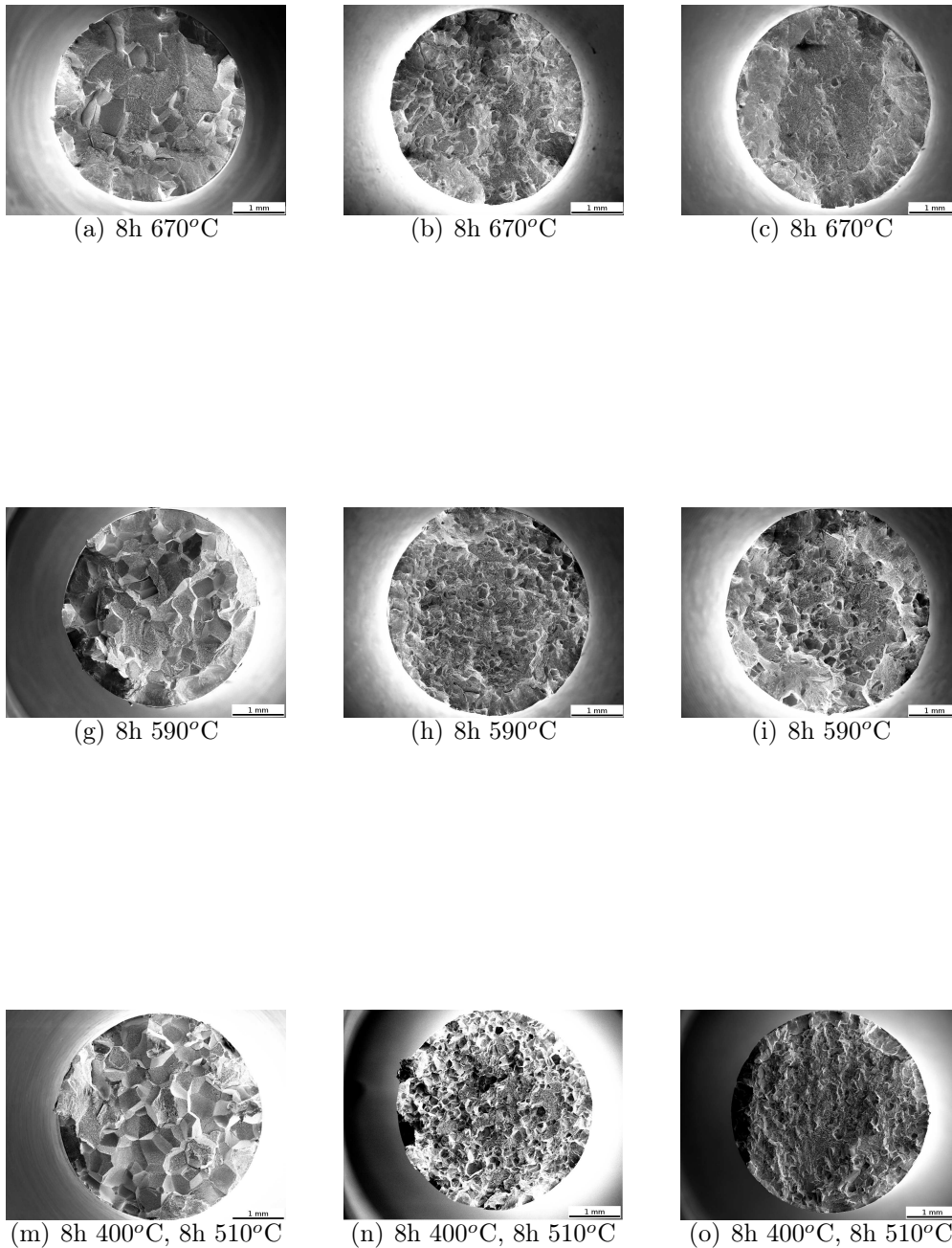


Abbildung 4.14: REM-Bilder der Zugproben aus dem Fuchsmaterial bei 20-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C

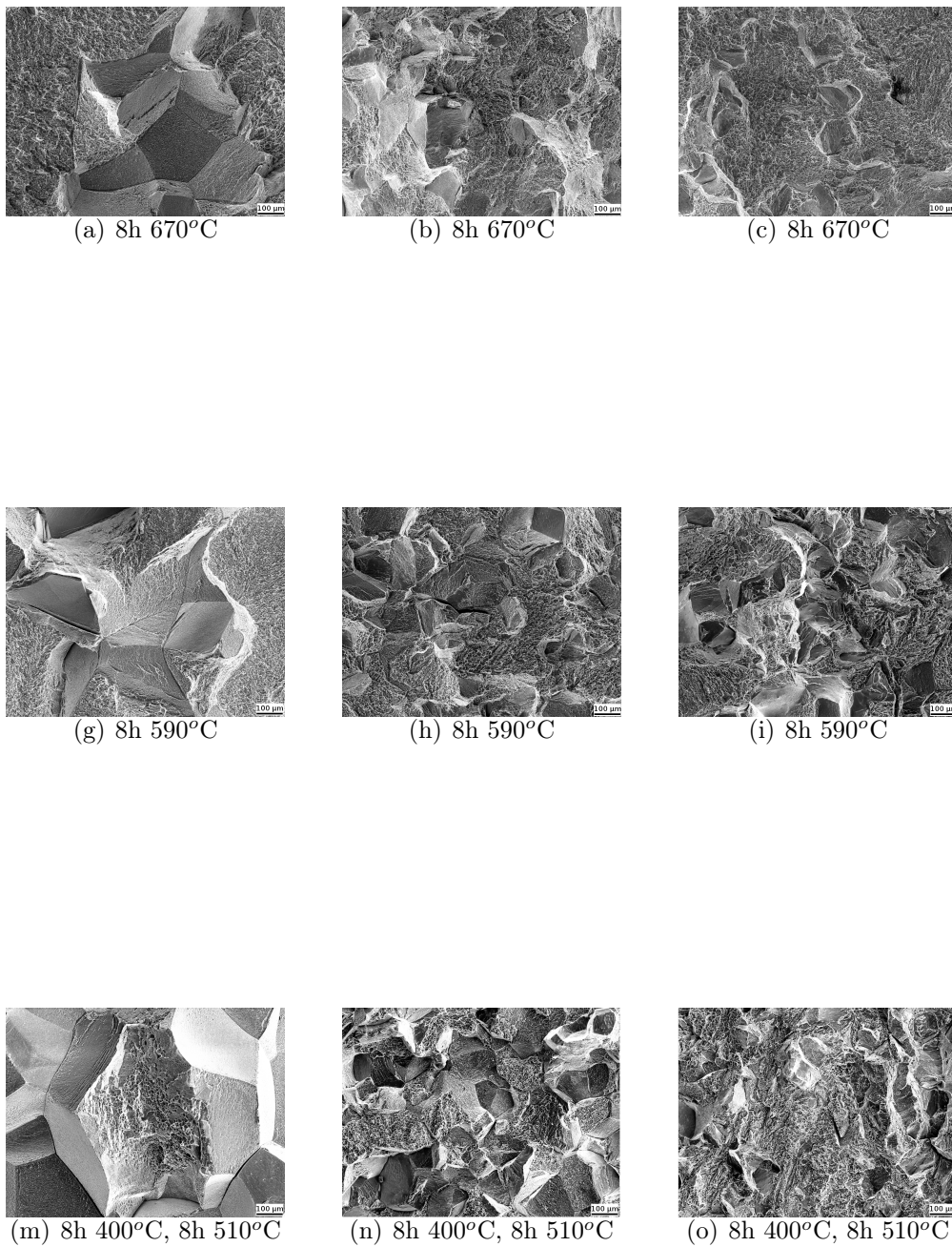


Abbildung 4.15: REM-Bilder der Zugproben aus dem Fuchsmaterial bei 100-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C

### 4.3 Wöhlerversuche

Bei den Wöhlerversuchen wurde die Dauerschwingfestigkeit  $\sigma_{10^7}$  bestimmt. Für die Probenreihen aus dem Ladishmaterial sind diese Werte in der Tabelle 4.9 eingetragen und für die Probenreihen aus dem Fuchsmaterial in Tabelle 4.10. Für eine bessere Vergleichbarkeit sind in den Tabellen auch die Dehngrenze und der Quotient von der Dauerfestigkeit zu der Dehngrenze  $\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$  angegeben. Grundsätzlich wurde ein Anstieg der Dauerschwingfestigkeit mit Zunahme der Dehngrenze (bzw. mit Abnahme der Auslagerungstemperatur) festgestellt, dies wird aber noch in den folgenden Kapitel präzisiert.

Aufgrund der Probengeometrie und des Elastizitätsmodules der getesteten Proben ergab sich eine mit abnehmender Auslagerungstemperatur steigende Belastungsfrequenz von 77 bis 81 Hz. Tendenziell nimmt der Quotient  $\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$  bei hohen Dehngrenzen ab.

Tabelle 4.9: Übersicht über die Dauerschwingfestigkeit  $\sigma_{10^7}$  der Probenreihen aus dem Ladishmaterial

Probenserie Auslagerung (je 8h)	$\beta$ -annealed: unverformt, 1h 890°C 50°C/min				
	670°C	590°C, 690°C	590°C	550°C	400°C, 510°C
$\sigma_{10^7}$ [MPa]	525	475	675	700	725
$\sigma_{0.2}$ [MPa]	1030	1100	1290	1370	1910
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$	0,51	0,43	0,53	0,38	0,52
Probenserie Auslagerung (je 8h)	bi-modal: verformt, 1h 830°C 50°C/min				
	670°C		590°C	550°C	400°C, 510°C
$\sigma_{10^7}$ [MPa]	550		675	725	700
$\sigma_{0.2}$ [MPa]	1060		1250	1400	1660
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$	0,52		0,54	0,52	0,42

Tabelle 4.10: Übersicht über die Dauerschwingfestigkeit  $\sigma_{10^7}$  der Probenserien aus dem Fuchsmaterial

Probenserie	$\beta$ -annealed: unverformt, 1h 990°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min		
Auslagerung (je 8h)	670°C	590°C	400°C, 510°C
$\sigma_{10^7}$ [MPa]	525	625	650
$\sigma_{0.2}$ [MPa]	1080	1220	1570
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$	0,48	0,51	0,42
Probenserie	$\beta$ -annealed: verformt, 1h 890°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min		
Auslagerung (je 8h)	670°C	590°C	400°C, 510°C
$\sigma_{10^7}$ [MPa]	550	675	625
$\sigma_{0.2}$ [MPa]	1100	1290	1600
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$	0,50	0,52	0,39
Probenserie	bi-modal: verformt, 1h 850°C 50°C/min		
Auslagerung (je 8h)	670°C	590°C	400°C, 510°C
$\sigma_{10^7}$ [MPa]	525	725	700
$\sigma_{0.2}$ [MPa]	1090	1290	1830
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$	0,48	0,56	0,38

### 4.3.1 Ladishmaterial

Die detaillierten Ergebnisse, also die maximalen Spannungen und die Lastspielanzahlen, der einzelnen Proben aus den Schwingversuchen sind in der Tabelle A.9 im Anhang aufgelistet. Es handelt sich hier um die  $\beta$ -annealed Proben aus dem unverformten Ladishmaterial mit einer einstündigen Glühung bei 890°C. Als Graph sind in der Abbildung 4.16 die Testspannungen über die Anzahl der Lastwechsel beim Bruch aufgetragen. Die Grenzwerte, an denen sich die Graphen bei hohen Lastspielanzahlen annähern, also die Dauerschwingfestigkeiten, steigen mit abnehmender Auslagerungstemperatur. Insbesondere bei niedrigen Auslagerungstemperaturen (550°C und 400°, 510°C) nehmen die Streuungen der Messwerte zu. Es erscheint so, als ob die Wechsellastspannung stärker mit zunehmenden Lastwechseln und mit abnehmender Auslagerungstemperatur abfällt als bei hohen Auslagerungstemperaturen. Auffällig ist bei dieser Probenserie mit dem  $\beta$ -annealed Gefüge das deutlich geringere Niveau der Kurve des Zustandes mit der zweiteiligen Auslagerung von 8h 590°C und 8h 690°C. Genauso sind in der Tabelle A.10 die Belastungen und die Lastspielanzahlen

der einzelnen bi-modalen Proben aus dem verformten Ladishmaterial mit einer einstündigen Glühung bei 830°C eingetragen. Als Graph sind diese Werte in der Abbildung 4.17 zusehen. Auch hier ist ein Ansteigen der Dauerschwingfestigkeit mit abnehmender Auslagerungstemperatur zu erkennen, jedoch bildet der Zustand 1h 830°C, 8h 550°C eine Ausnahme, denn der Wert ist höher als der von 8h 400°, 8h 510°C.

### 4.3.2 Fuchsmaterial

Die Belastungen und die Lastspielanzahlen von den Schwingversuchen der  $\beta$ -annealed Probenreihen aus dem Fuchsmaterial mit den einstündigen Glühungen bei 990°C und 810°C sind in der Tabelle A.11 eingetragen, zusammengefasst sind diese Messwerte in dem Graphen in Abb. 4.18. Auch hier werden die Dauerschwingfestigkeiten größer bei sinkenden Auslagerungstemperaturen. Der Graph des Zustandes 8h 590°C zeigt eine größere Abhängigkeit von der Lastspielanzahl und schneidet so den Graphen mit 8h 400°C, 8h 510°C.

Die einzelnen Werte der Probenreihen mit einer Glühung (III) von 1h 890°C sind in der Tabelle A.12 aufgelistet, als Graph sind diese Messwerte in der Abbildung 4.19 aufgetragen. Die Dauerschwingfestigkeiten der Zustände mit der Auslagerungstemperatur von 8h 590°C und 8h 400°C, 8h 510°C liegen höher als der von 670°C. Jedoch liegt der Wert der Probenreihe mit der Auslagerungstemperatur von 8h 590°C etwas über der Dauerschwingfestigkeit des Zustandes mit der niedrigsten Auslagerungstemperatur.

Entsprechend sind die Lastspielanzahlen mit den entsprechenden Wechselspannungen für die bi-modalen Zustände des Fuchsmaterials (mit einer achtstündigen Glühung von 850°C) in der Tabelle A.13 eingetragen. Als Graphen sind die Messreihen in der Abbildung 4.20 zu sehen. Wie bei der  $\beta$ -annealed Probenreihe mit einer Glühung bei 890°C ist die Dauerschwingfestigkeit des Zustandes mit einer Auslagerung von 8h 590°C geringfügig höher als die des Zustandes mit der niedrigsten Auslagerungstemperatur, beide sind wiederum deutlich größer als die des Zustandes mit 8h 670°C. Die Kurve des Zustandes 8h 590°C ist auffällig flach, also führt eine geringe Verringerung der Wechselspannung zu einer großen Steigerung der Lastspielanzahl.

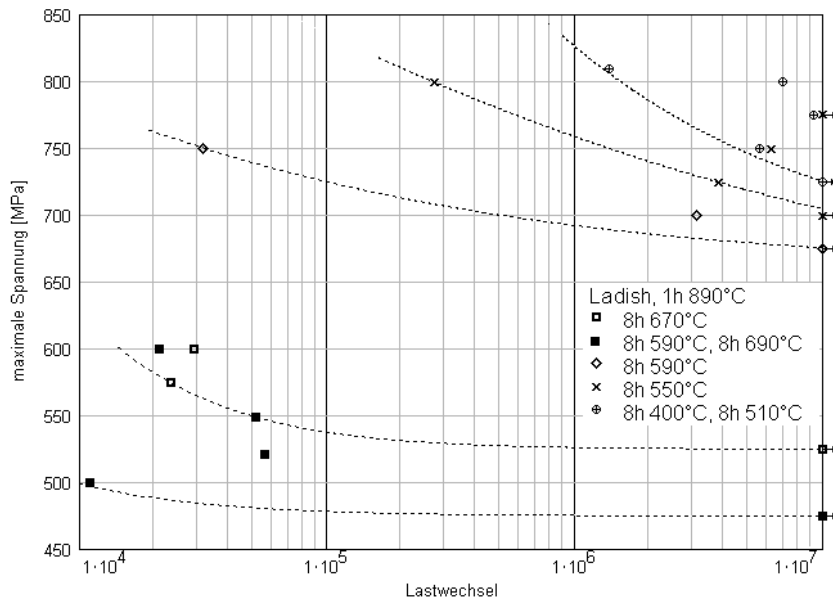


Abbildung 4.16: Wöhlerkurven des Ladishmaterials,  $\beta$ -annealed, unverformt, 1h  $890^{\circ}\text{C}$ , getestet bei  $R=-1$

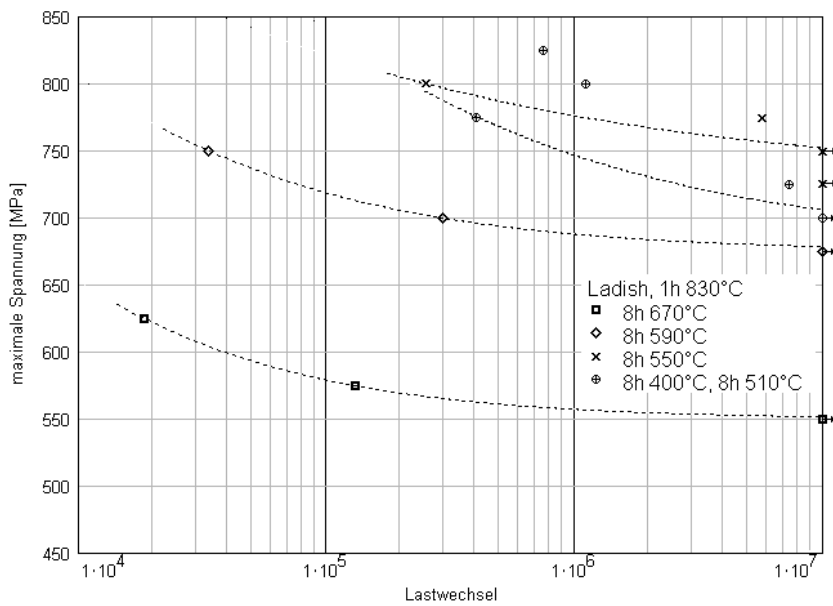


Abbildung 4.17: Wöhlerkurven des Ladishmaterials, bi-modal, verformt, 1h  $830^{\circ}\text{C}$ , getestet bei  $R=-1$

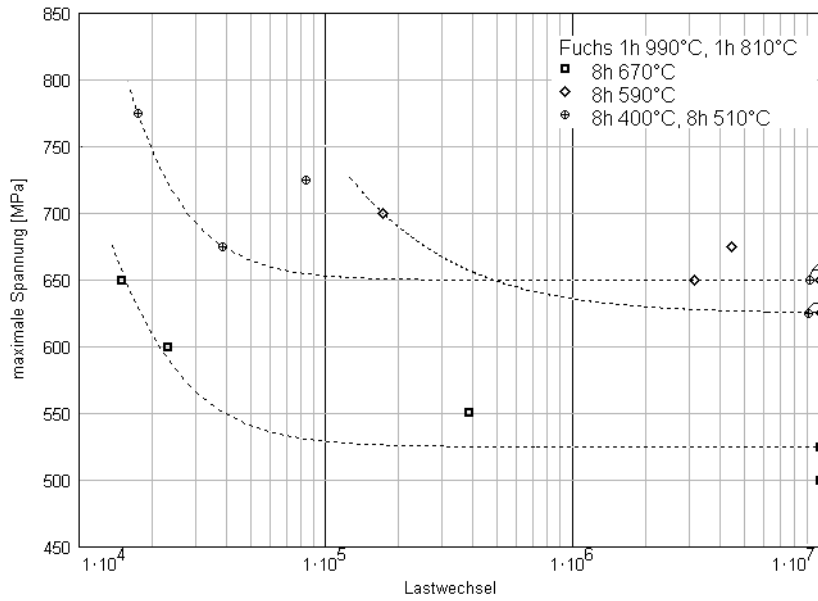


Abbildung 4.18: Wöhlerkurven des Fuchsmaterials,  $\beta$ -annealed, unverformt, 1h  $990^{\circ}\text{C}$ , 1h  $810^{\circ}\text{C}$ , getestet bei  $R=-1$

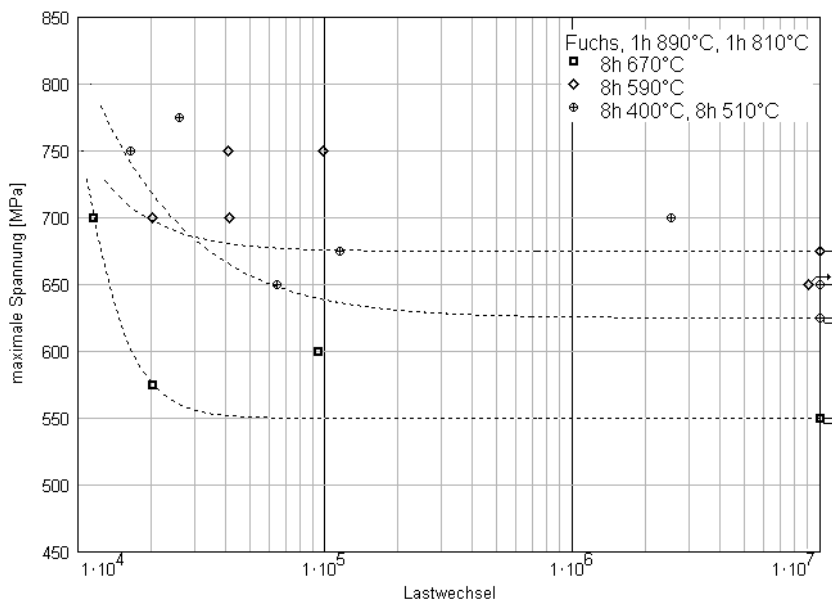


Abbildung 4.19: Wöhlerkurven des Fuchsmaterials,  $\beta$ -annealed, verformt, 1h  $890^{\circ}\text{C}$ , 1h  $810^{\circ}\text{C}$ , getestet bei  $R=-1$

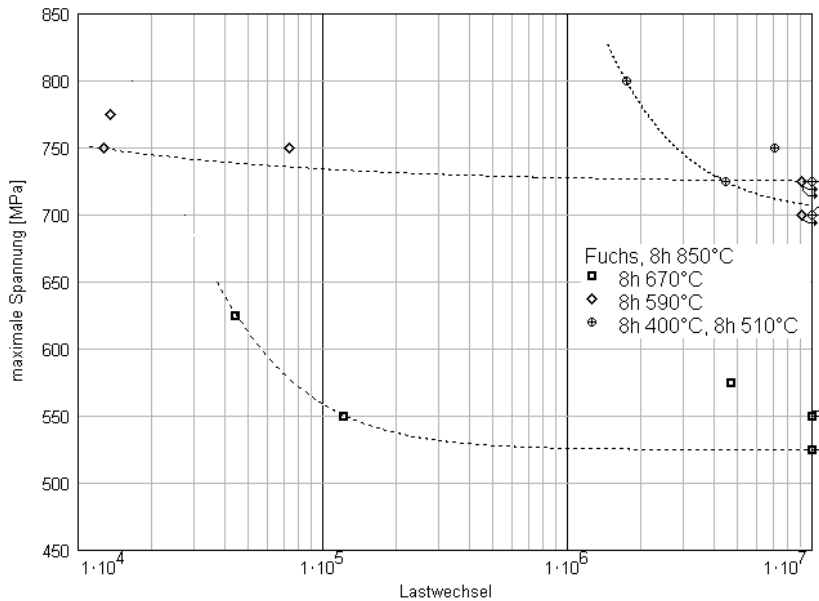


Abbildung 4.20: Wöhlerkurven der Fuchsmaterials, bi-modal, verformt, 1h 850°C, getestet bei R=-1

### 4.3.3 Überblick über die Dauerschwingfestigkeiten

In der Abbildung 4.21 sind die Dauerschwingfestigkeiten  $\sigma_{10^7}$  über der Temperatur der Auslagerung (IV) bzw. wenn vorhanden (IVb) aufgetragen. Die Schwingfestigkeit nimmt mit fallender Auslagerungstemperatur (IV) wie zuvor beschrieben zu. Die Dauerschwingfestigkeiten aller Zustände liegen bei der höchsten Auslagerungstemperatur in dem Bereich von 525-550 MPa. Die bi-modalen Zustände und das feine  $\beta$ -annealed des Fuchsmaterials zeigen eine maximale Dauerschwingfestigkeit im Bereich von 590-550°C mit einem Abfall der Dauerschwingfestigkeit bei der niedrigsten Auslagerungstemperatur. Die bi-modalen Gefüge weisen die höheren Dauerschwingfestigkeiten bis 550°C auf. Bei beiden groben  $\beta$ -annealed Probenreihen steigt die Dauerschwingfestigkeit nochmals um 25 MPa zu den niedrigsten Auslagerungstemperaturen hin an. Die Dauerschwingfestigkeit des Zustandes Ladish, 1h 890°C, 8h 590°C und 8h 690°C, eingetragen als Punkt bei 590°C, ist auffallend gering. Selbst bei der niedrigsten Auslagerungstemperatur liegt die Dauerschwingfestigkeit der bi-modalen Mikrostruktur über den beiden  $\beta$ -annealed Mikrostrukturen des Fuchsmaterials. Die Probenreihe mit dem groben  $\beta$ -annealed Gefüge des Fuchsmaterials liegt bei den beiden höheren Auslagerungstemperaturen (590°C bzw. 670°C) unterhalb der Werte der feinen  $\beta$ -annealed Probenreihe.

In dem Graphen (Abb. 4.22) ist die Dauerschwingfestigkeit  $\sigma_{10^7}$  von  $\beta$ -anne-

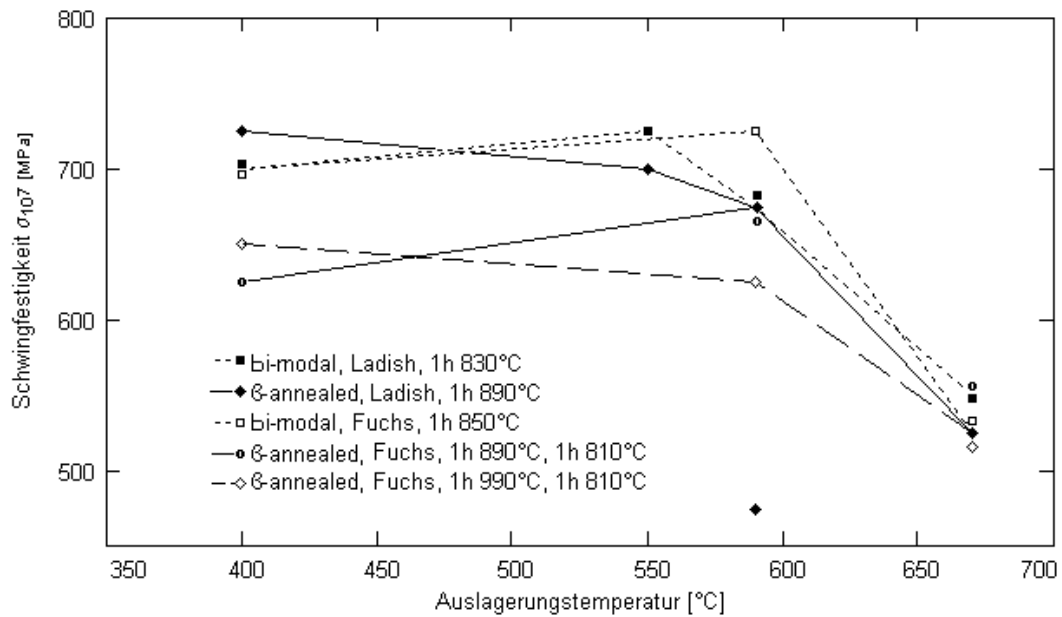


Abbildung 4.21: Diagramm der Dauerschwingfestigkeit über der Auslagerungstemperatur

aled und von den bi-modalen Zuständen über der Dehngrenze  $\sigma_{0.2}$  dargestellt. Hier steigt die Dauerschwingfestigkeit mit zunehmender Dehngrenze, wiederum mit Ausnahme derselben Zustände wie bei dem Auftrag von  $\sigma_{10^7}$  gegenüber der Temperatur. Auch in diesem Diagramm liegt der Zustand Ladish, 1h 890°C, 8h 590°C und 8h 690°C deutlich unter denen der anderen Zustände, da sowohl die Dauerschwingfestigkeit als auch die Dehngrenze niedrig sind.

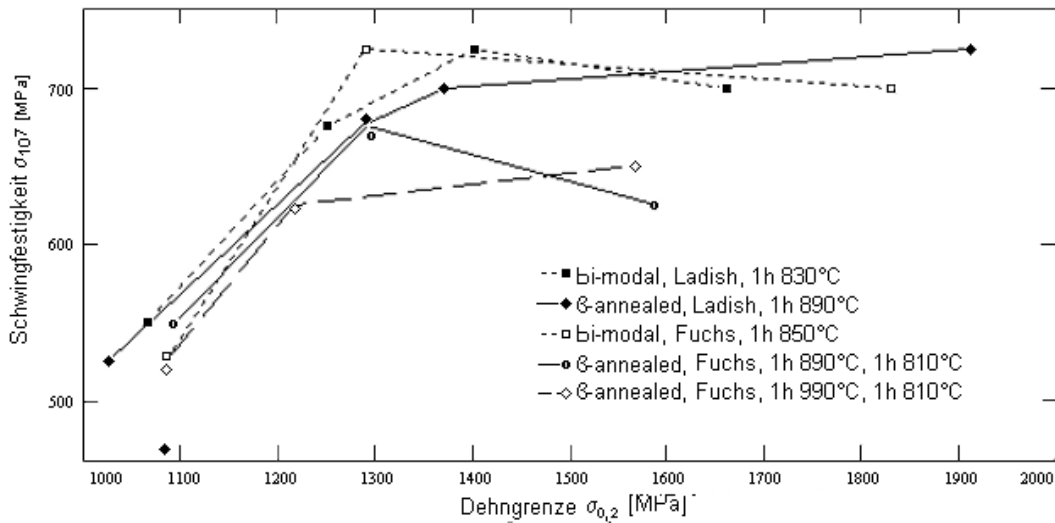


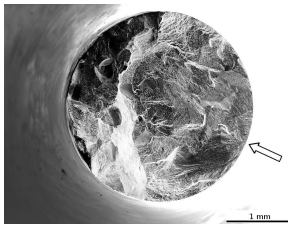
Abbildung 4.22: Diagramm der Dauerschwingfestigkeit über der Dehngrenze

#### 4.3.4 Bruchflächen

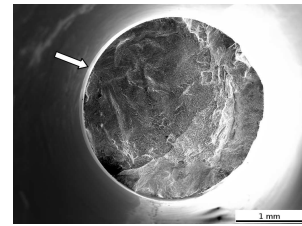
Durch Betrachtung der Bruchfläche im Rasterelektronenmikroskop können Vergleiche zwischen den  $\beta$ -annealed und bi-modalen Proben, sowie zwischen den unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen erstellt werden. Die Restbruchfläche zeigt im Allgemeinen die gleichen Charakteristika wie die Bruchfläche der Zugproben.

##### Ladishmaterial

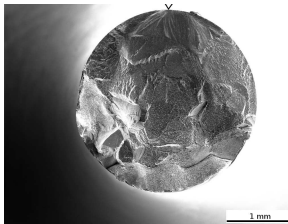
In den folgenden Abbildungen sind die Übersichtsbilder mit 25-facher Vergrößerung (Abb. 4.23) der Proben aus dem Ladish-Material dargestellt sowie eine höher vergrößerte Aufnahme imt 200-facher Vergrößerung (Abb. 4.24) des Rissentstehungsortes. Beide Serien des Ladishmaterials zeigen mit abnehmender Auslagerungstemperatur auch eine Abnahme des Anteils des Ermüdungsbruches, sowie damit verbunden eine Zunahme des Anteils des Restbruches. Die  $\beta$ -annealed Zustände neigen bei Auslagerungstemperaturen gleich und kleiner als 590°C zu einer Rissbildung im Inneren. Bei den bi-modalen Zuständen ist dies nur bei einigen Proben mit der Auslagerung 8h 400°C, 8h 510°C nachweisbar.



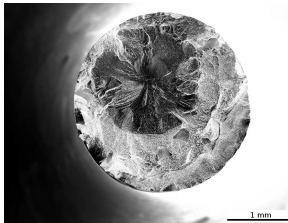
(a) 8h 670°C,  
575 MPa,  $N = 2.4 \cdot 10^4$



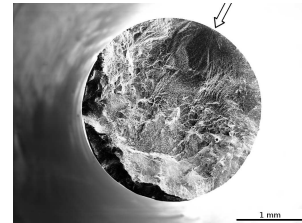
(b) 8h 670°C,  
575 MPa,  $N = 1.3 \cdot 10^5$



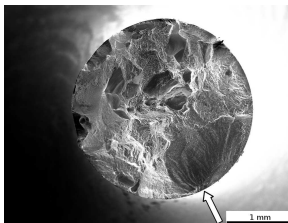
(c) 8h 590°C, 8h 690°C,  
520 MPa,  $N = 5.6 \cdot 10^4$



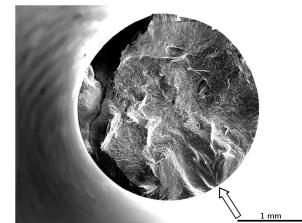
(e) 8h 590°C,  
700 MPa,  $N = 3.2 \cdot 10^6$



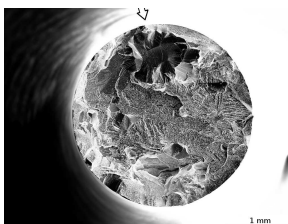
(f) 8h 590°C,  
750 MPa,  $N = 3.4 \cdot 10^4$



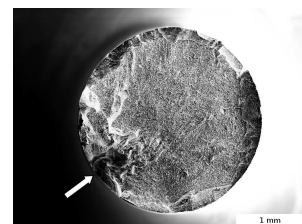
(g) 8h 550°C,  
750 MPa,  $N = 6.2 \cdot 10^4$



(h) 8h 550°C,  
800 MPa,  $N = 2.5 \cdot 10^5$

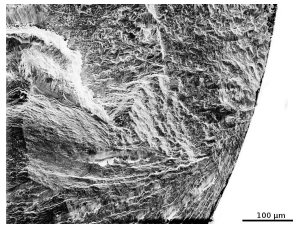


(i) 8h 400°C, 8h 510°C,  
775 MPa,  $N = 9.4 \cdot 10^6$

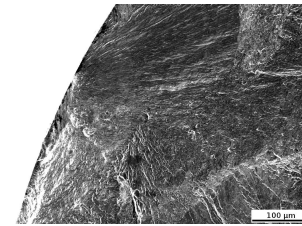


(j) 8h 400°C, 8h 510°C,  
775 MPa,  $N = 4.0 \cdot 10^5$

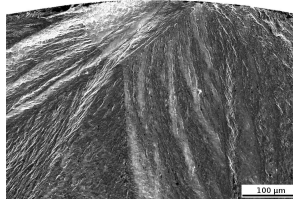
Abbildung 4.23: REM-Bilder der SN-Proben aus dem Ladishmaterial bei 25-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C



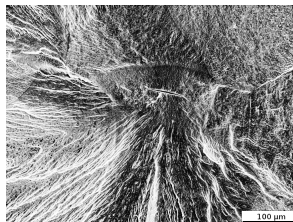
(a) 8h 670°C,  
575 MPa,  $N = 2.4 \cdot 10^4$



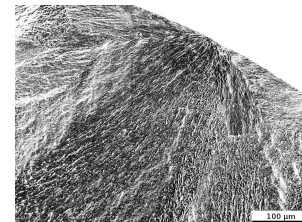
(b) 8h 670°C,  
575 MPa,  $N = 1.3 \cdot 10^5$



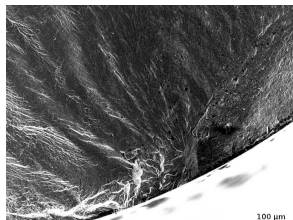
(c) 8h 590°C, 8h 690°C,  
520 MPa,  $N = 5.6 \cdot 10^4$



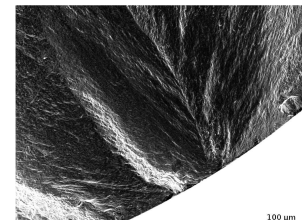
(e) 8h 590°C,  
700 MPa,  $N = 3.2 \cdot 10^6$



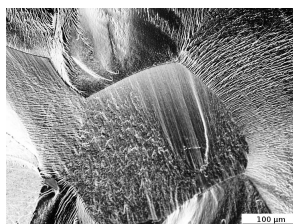
(f) 8h 590°C,  
750 MPa,  $N = 3.4 \cdot 10^4$



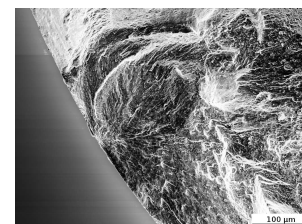
(g) 8h 550°C,  
750 MPa,  $N = 6.2 \cdot 10^4$



(h) 8h 550°C,  
800 MPa,  $N = 2.5 \cdot 10^5$



(i) 8h 400°C, 8h 510°C,  
775 MPa,  $N = 9.4 \cdot 10^6$

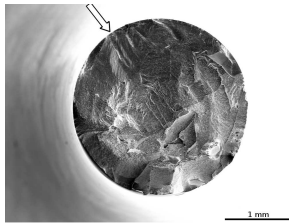


(j) 8h 400°C, 8h 510°C,  
775 MPa,  $N = 4.0 \cdot 10^5$

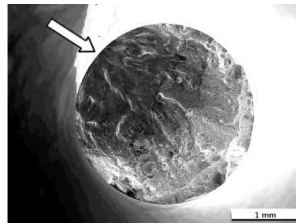
Abbildung 4.24: REM-Bilder der SN-Proben aus dem Ladishmaterial bei 200-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C

**Fuchsmaterial**

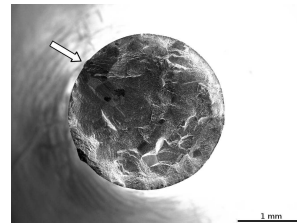
In den folgenden Abbildungen sind die Übersichtsbilder mit 25-facher Vergrößerung (Abb. 4.25) der Probenserien aus dem Material von Fuchs dargestellt sowie höher vergrößerte Aufnahmen mit 200-facher Vergrößerung (Abb. 4.26) des Rissentstehungsortes. Auch hier zeigen alle Probenserien mit Abnahme der Auslagerungstemperatur eine Zunahme der Restbruchfläche und Abnahme des Anteils des Ermüdungsbruches. Alle Zustände des Fuchsmaterials mit der niedrigsten Auslagerungstemperatur zeigten an einigen Proben Rissbildung im Inneren.



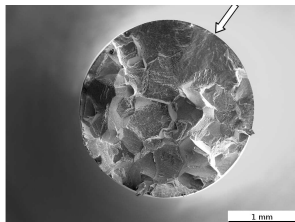
(a) 8h 670°C,  
650 MPa,  $N = 1.5 \cdot 10^4$



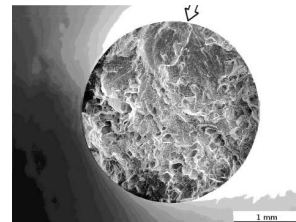
(b) 8h 670°C,  
575 MPa,  $N = 2.1 \cdot 10^5$



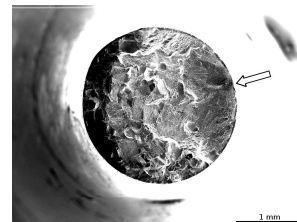
(c) 8h 670°C,  
575 MPa,  $N = 4.7 \cdot 10^6$



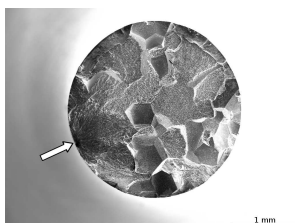
(g) 8h 590°C,  
675 MPa,  $N = 4.4 \cdot 10^6$



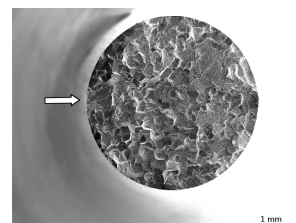
(h) 8h 590°C,  
750 MPa,  $N = 9.8 \cdot 10^4$



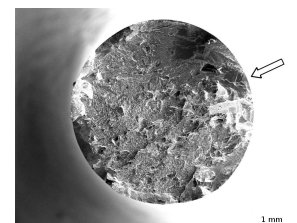
(i) 8h 590°C,  
750 MPa,  $N = 1.3 \cdot 10^6$



(m) 8h 400°C, 8h 510°C,  
675 MPa,  $N = 3.8 \cdot 10^4$

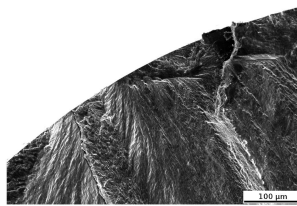


(n) 8h 400°C, 8h 510°C,  
700 MPa,  $N = 2.5 \cdot 10^6$

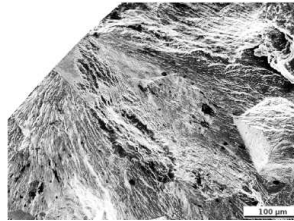


(o) 8h 400°C, 8h 510°C,  
725 MPa,  $N = 4.4 \cdot 10^6$

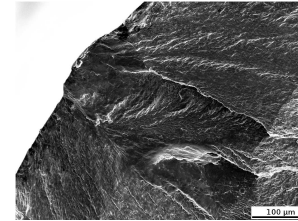
Abbildung 4.25: REM-Bilder der SN-Proben aus dem Fuchsmaterial bei 25-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C



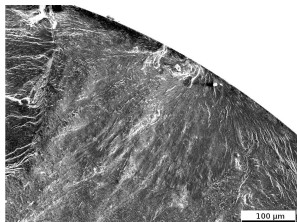
(a) 8h 670°C,  
650 MPa,  $N = 1.5 \cdot 10^4$



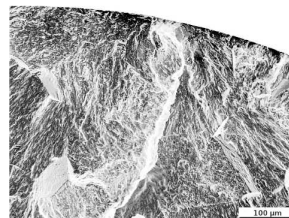
(b) 8h 670°C,  
575 MPa,  $N = 2.1 \cdot 10^5$



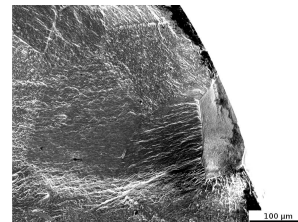
(c) 8h 670°C,  
575 MPa,  $N = 4.7 \cdot 10^6$



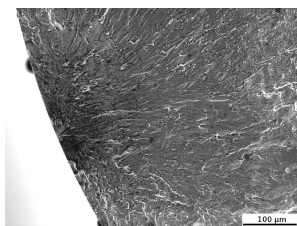
(g) 8h 590°C,  
675 MPa,  $N = 4.4 \cdot 10^6$



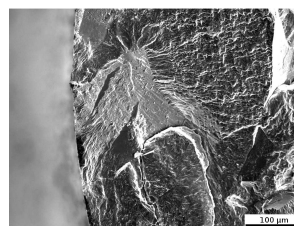
(h) 8h 590°C,  
750 MPa,  $N = 9.8 \cdot 10^4$



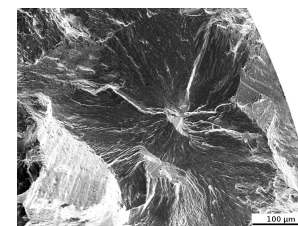
(i) 8h 590°C,  
750 MPa,  $N = 1.3 \cdot 10^6$



(m) 8h 400°C, 8h 510°C,  
675 MPa,  $N = 3.8 \cdot 10^4$



(n) 8h 400°C, 8h 510°C,  
700 MPa,  $N = 2.5 \cdot 10^6$



(o) 8h 400°C, 8h 510°C,  
725 MPa,  $N = 4.4 \cdot 10^6$

Abbildung 4.26: REM-Bilder der SN-Proben aus dem Fuchsmaterial bei 200-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C

### Zusammenfassende Betrachtung der Bruchflächen

Hier in den Abbildungen war erkennbar, dass die Bruchfläche des Ermüdungsrisse bei allen Probenreihen mit abnehmender Auslagerungstemperatur (IV) kleiner wird und die Fläche des Gewaltbruches größer. Die Struktur der Bruchfläche ist bei den umgeformten Gefügen feiner als bei den Proben mit den vor der Wärmebehandlung unverformten  $\beta$ -annealed Gefügen.

Die Gewaltbruchfläche der Ermüdungsproben unterscheidet sich nicht von dem mittleren Teil der Zugproben.

In der Tabelle 4.11 sind die vorkommenden Rissinitiierungsorte eingetragen, üblicherweise wird der Riss an einer günstig gelegenen großen Korngrenzfläche gebildet. Meistens liegt diese an der Probenoberfläche, jedoch kann sie bei Proben mit geringer werdenden Auslagerungstemperaturen in einigen Probenreihen auch im Inneren liegen. Insbesondere neigt die  $\beta$ -annealed Probenreihe Ladish, unverformt, 1h 890°C zu einer Rissbildung im Inneren. Es wurden auch keine auffälligen Fremdeinschlüsse gefunden, die die Rissinitiierung beeinflusst haben könnten.

Tabelle 4.11: Rissentstehungsorte in einer Übersicht (A: Außen, I: Innen, A+I je nach Probe Innen als auch Außen möglich)

Probenreihe	8h 670°C	8h 590°C 8h 690°C	8h 590°C	8h 550°C	8h 400°C 8h 510°C
Ladish $\Phi = 0$ 1h 890°C	A	A	I	I	I
Ladish $\Phi = -1.2$ 1h 830°C	A		A	A	A+I
Fuchs $\Phi = 0$ 1h 990°C, 1h 810°C	A		A		A(I)
Fuchs $\Phi = -1.2$ 1h 890°C, 1h 810°C	A		A		A+I
Fuchs $\Phi = -1.2$ 8h 850°C	A		A		A(I)

## 4.4 Bruchmechanikversuche

Eine Übersicht der Ergebnisse ist in den Tabellen 4.12 und 4.13 aufgelistet. Detaillierte Ergebnisse aus den Bruchmechanikversuchen sind in den Tabellen A.14, A.15, A.16, A.17 und A.18 im Anhang ab Seite 145 veranschaulicht.

Für den Zustand Ladish,  $\varphi = 0$ , 1h 890°C, 8h 590°C, 8h 690°C wurden keine Bruchmechanikproben angefertigt und getestet.

Die  $K_Q$ -Werte sind nicht immer gleich den  $K_{IC}$ -Werten, da die plastische Zone zu groß werden kann. Dies ist der Fall bei den Zuständen Ladish 1h 890°C, 8h 670°C-C1 & C2; sowie Ladish, 1h 830°C, 8h 670°C-C2; Fuchs 8h 850°C, 8h 670°C-C1 & C2 und Fuchs 1h 990°C, 8h 670°C-C1. Das Maximum der Kraft während des Tests darf laut ASTM E399 nicht 110% der Kraft  $P_Q$  auf dem Messschrieb übersteigen, dies wurde jedoch bei den Proben Ladish 1h 890°C, 550°C-C1; Ladish 1h 890°C, 400°C, 510°C-C1 & C2 beobachtet. Daher lassen sich für die Zustände keine gültigen  $K_{IC}$ -Werte berechnen. C1 beziehungsweise C2 stehen für die 1. oder 2. CT-Probe des entsprechenden Zustandes.

Die  $K_Q$ -Werte sind im Gegensatz zu den  $K_{IC}$ -Werten nicht geometrieunabhängig, jedoch ist dies im direkten Vergleich nicht von Relevanz, da bei den Versuchen innerhalb dieser Arbeit stets die gleiche Geometrie verwendet wurde.

Tabelle 4.12: Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche der Probenreihen aus dem Ladishmaterial

Probenreihe Auslagerung (je 8h)		$\beta$ -annealed: unverformt, 1h 890°C 50°C/min			
		670°C	590°C	550°C	400°C, 510°C
$K_0$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	51	39	33	19
$K_{max}$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	82	51	43	27
$K_Q$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	74	48	41	23
Probenreihe Auslagerung (je 8h)		bi-modal: verformt, 1h 830°C 50°C/min			
		670°C	590°C	550°C	400°C, 510°C
$K_0$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	45	34	31	23
$K_{max}$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	69	44	41	24
$K_Q$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	65	43	37	24

Tabelle 4.13: Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche der Probenreihen aus dem Fuchsmaterial

Probenserie	$\beta$ -annealed: unverformt, 1h 990°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min		
Auslagerung (je 8h)	670°C	590°C	400°C, 510°C
$K_0$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	58	38	25
$K_{max}$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	40	32	31
$K_Q$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	53	36	31
Probenserie	$\beta$ -annealed: verformt, 1h 890°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min		
Auslagerung (je 8h)	670°C	590°C	400°C, 510°C
$K_0$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	42	30	22
$K_{max}$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	56	40	24
$K_Q$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	53	38	23
Probenserie	bi-modal: verformt, 1h 850°C 50°C/min		
Auslagerung (je 8h)	670°C	590°C	400°C, 510°C
$K_0$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	42	33	22
$K_{max}$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	71	43	23
$K_Q$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	62	40	23

#### 4.4.1 Ladishmaterial

Die Bruchmechanikkennwerte  $K_Q$  sind im Diagramm Abb. 4.27 über die Auslagerungstemperatur aufgetragen. Die niedrigsten Bruchzähigkeiten sind die bei den niedrigsten Auslagerungstemperaturen, diese liegen bei 23 MPa $\sqrt{m}$  für das  $\beta$ -annealed Gefüge und geringfügig höher bei 24 MPa $\sqrt{m}$  für das bi-modale Gefüge. Mit zunehmender Auslagerungstemperatur steigen die Werte der Bruchzähigkeit, das grobe  $\beta$ -annealed Gefüge zeigt von den beiden Probenreihen die höheren Werte. Im Bereich von 550°C bis 590°C wird die Steigung größer. In dem Graphen Abb. 4.28 sind die  $K_Q$ -Werte über der Dehngrenze aufgetragen. Der Verlauf ist in diesem Diagramm ähnlich dem  $K_Q$ -T. Hier ändert sich die Steigung zwischen 1200 MPa und 1400 MPa, der  $\beta$ -annealed Zustand des Ladishmaterials weist weiterhin die größten Werte auf.

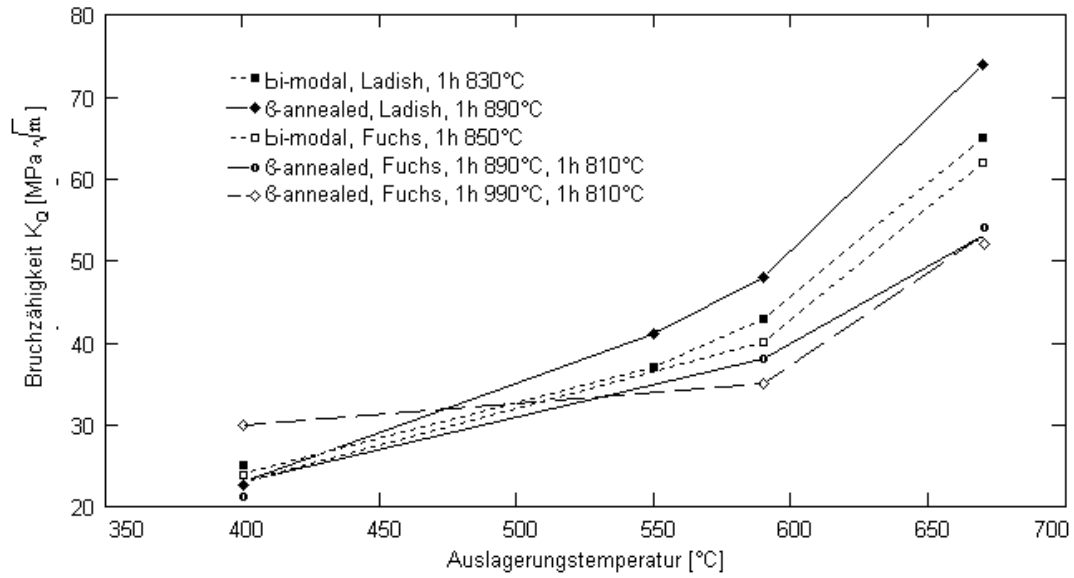
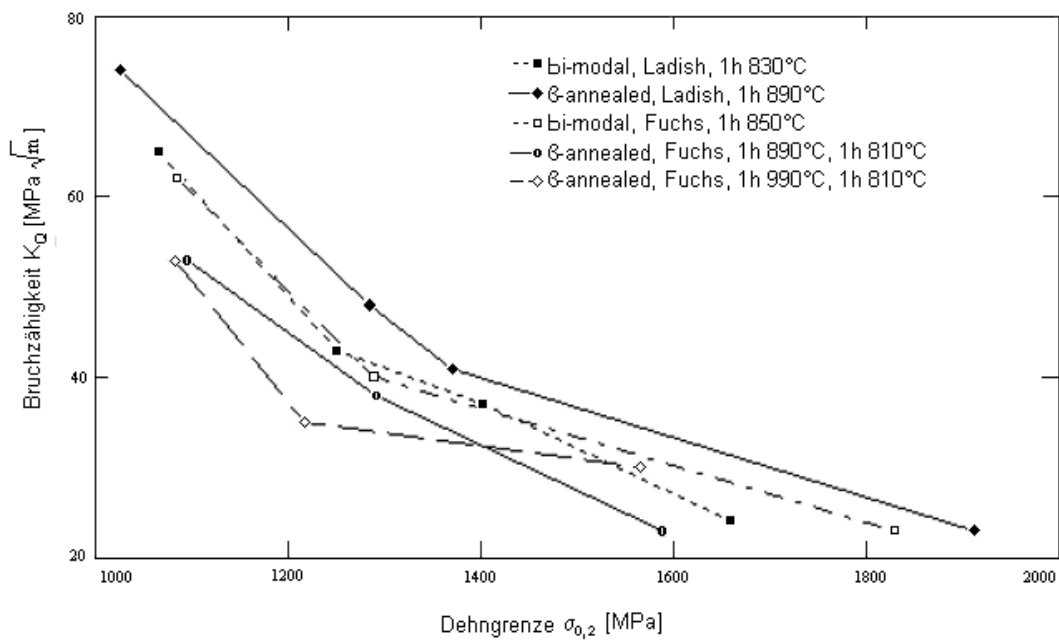
#### 4.4.2 Fuchsmaterial

Die Bruchmechanikkennwerte  $K_Q$  sind im Diagramm Abb. 4.27 über die Auslagerungstemperatur aufgetragen. Die Proben mit der Auslagerung bei 400°C,

510°C wiesen auch hier die niedrigsten Bruchzähigkeiten auf, für beide umgeformten Zustände (1h 890°C und 8h 850°C) wurde ein Wert von  $23 \text{ MPa}\sqrt{m}$  gemessen. Der Wert des Zustands ohne Verformung, also 1h 990°C betrug  $30 \text{ MPa}\sqrt{m}$ . Für diese Serie steigt die Bruchzähigkeit mit zunehmender Temperatur, also 590°C nur geringfügig auf  $36 \text{ MPa}\sqrt{m}$ , die beiden anderen Fuchsserien zeigen hier höhere Werte. Bei 670°C liegen die beiden  $\beta$ -annealed Zustände (890°C und 990°C) gleich auf bei  $53 \text{ MPa}\sqrt{m}$ . Der bi-modale Zustand weist einen um  $9 \text{ MPa}\sqrt{m}$  höheren Wert auf. Bei der Betrachtung der Bruchzähigkeit über der Dehngrenze (in Abb. 4.28) ist der generelle Verlauf der Graphen ähnlich dem Graphen, bei dem die Bruchzähigkeit über der Temperatur aufgetragen wurde. Der deutlichste Unterschied ist die Trennung der Werte der Zustände mit der Auslagerung bei 400°C und 510°C, durch die deutlich höhere Dehngrenze des bi-modalen Gefüges. Die Steigung der Graphen bei niedrigen Dehngrenzen ist in absteigender Reihenfolge den Zuständen mit den Glühungen (III) von 990°C, 890°C und 850°C zuzuordnen.

#### 4.4.3 Überblick über die Bruchzähigkeiten

Mit zunehmender Auslagerungstemperatur steigen die Werte der Bruchzähigkeit, die Werte für das Ladishmaterial steigen stärker als die des Fuchsmaterials, die Probenserie mit dem groben  $\beta$ -annealed Gefüge zeigt von den beiden Probenserien die höheren Werte. Der grobe  $\beta$ -annealed Fuchszustand (1h 990°C) zeigte bei den niedrigsten Auslagerungstemperaturen die höchste Bruchzähigkeit, aber bei den höheren Auslagerungstemperaturen die niedrigsten.

Abbildung 4.27: Übersicht der  $K_{IC}$ -Werte über der TemperaturAbbildung 4.28: Übersicht der  $K_{IC}$ -Werte über der Dehngrenze

#### 4.4.4 Bruchflächen

Die Bruchflächen der gebrochenen Proben wurden im Rasterelektronenmikroskop betrachtet. In den Abbildungen 4.29 und 4.30 werden die Bruchflächen der Proben aus dem Material der Firma Ladish gezeigt. Oben ist jeweils noch der Ermüdungsbruch durch das Anschwingen zu sehen, darunter die Gewaltbruchfläche. In der linken Spalte jeweils die  $\beta$ -annealed und in der rechten Spalte die bi-modale Probenserie.

Die Bruchflächen der Bruchmechanikproben sind in den Abbildungen 4.31 und 4.32 dargestellt. Auch hier sind wieder die Probenserien spaltenweise sortiert, in der linken Spalte die groben  $\beta$ -annealed, in der mittleren die feinen  $\beta$ -annealed und in der rechten Spalte die bi-modalen Bruchflächen.

Auf jedem einzelnen Bild ist oben jeweils der Ermüdungsbruch durch das Anschwingen zu sehen, darunter die Gewaltbruchfläche.

#### Ladishmaterial

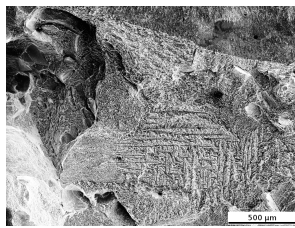
Die Bruchflächen der  $\beta$ -annealed Probenserie mit der Glühung bei 890°C zeigen ein raues Bruchbild. Bei den Proben des Zustandes mit der Auslagerungstemperatur von 670°C (Abbildungen 4.29 und 4.30 a)) ist größtenteils ein duktiler Bruch im Inneren der Körner aber vereinzelt auch Korngrenzenbruch zu sehen. Die Oberfläche ist sehr rau, es können seitlich im Gewaltbruchbereich auch Scherlippen erkannt werden. Der Anteil an Korngrenzenbruch steigt bei den Proben mit der Auslagerungstemperatur von 590°C (Abbildungen 4.29 und 4.30 e)) und die Oberfläche wird weniger rau. Mit abnehmender Auslagerungstemperatur (Abbildungen 4.29 und 4.30 g) und h)) wird der Anteil von Korngrenzenbruch nochmals größer, der Übergang von dem Ermüdungsrisse über den initiierten transgranularem Bruch zum Korngrenzenbruch erfolgt bei den Proben schneller, so etwa nach 1-2 Körnern. Die Oberfläche wird mit sinkender Auslagerungstemperatur zunehmend glatter. Es gibt bei dieser Serie auch einige Bereiche, bei denen es in der Ermüdungsbruchfläche zu Korngrenzenbrüchen kommt, diese steigen mit abnehmender Auslagerungstemperatur an. Die Linie zwischen dem Ermüdungsbruch von dem Anschwingen und dem Gewaltbruch des Tests ist recht gleichmäßig ohne Besonderheiten.

Die bi-modale Probenserie des Ladishmaterials, also die Zustände mit einer Rekristallisationsglühung von 1h 830°C, zeigen deutlich feinere Oberflächen, als die  $\beta$ -annealed. Der Zustand mit der Auslagerung bei 670°C (Abbildungen 4.29 und 4.30 b)) weist eine Bruchfläche mit einem hohem Anteil an duktilen transgranularem Bruch, sowie kaum Korngrenzenbruch auf. Die Oberfläche des Ermüdungsrisse und des Gewaltbruches sind sehr rau, es können auch Scherlippen erkannt werden. Auch die anderen Zustände zeigen weiterhin ein großen

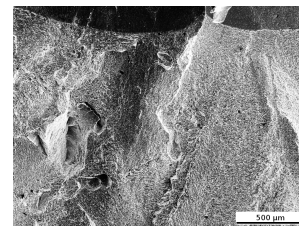
Anteil an Matrixbruch, jedoch nimmt der Anteil an Korngrenzenbruch mit sinkender Auslagerungstemperatur (590°C (Abbildungen 4.29 und 4.30 f)), 550°C h), 400°C 510°C i)) zu, ohne jedoch den hohen Anteil an Korngrenzenbruch der  $\beta$ -annealed Probenreihen zu erreichen. Auch die makroskopische Rauheit nimmt ab.

### Fuchsmaterial

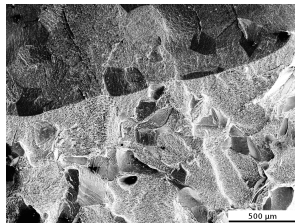
Die Proben mit dem  $\beta$ -annealed Gefüge, das bei einer  $\beta$ -Glühung von 1h bei 990°C entstand, zeigen eine grobe raue Bruchfläche. Die Bruchflächen (Abbildungen 4.31 und 4.32 a)) der Proben mit einer Auslagerung bei 670°C zeigen einen deutlichen Anteil an Korngrenzenbruch mit einem schnellen Übergang von dem Riss innerhalb der Körner nach dem Ermüdungsriss zu dem Korngrenzenbruch, der Bruch ist makroskopisch rau. In der Anschlagfläche ist auch eine deutliche Rauheit erkennbar. Mit abnehmender Auslagerungstemperatur (590°C (Abbildungen 4.31 und 4.32 g)) und 400°C, 510°C m)) nimmt der Anteil an Korngrenzenbruch zu und auch der Übergang von dem Riss innerhalb des Kornes zu Korngrenzenbruch wird kleiner. Die Ermüdungsfläche aus dem Anschwingen wird glatter, die Bruchfläche ist bei den Proben mit der niedrigsten Auslagerungstemperatur deutlich rauer und gröber. Die Übergangslinie zwischen den Ermüdungs- und dem Gewaltbrüchen ist leicht asymmetrisch und bei den Proben mit den Auslagerungen von 670°C und 590°C leicht gewellt. Eine im Vergleich deutlich feinere Bruchfläche ist bei der  $\beta$ -annealed Probenreihe mit der Glühung bei 890°C zu beobachten. Bei hoher Auslagerungstemperatur von 670°C (Abbildungen 4.31 und 4.32 b)) stellt sich ein geringer Anteil an Korngrenzenbruch ein. Die Bruchfläche selber ist makroskopisch am rauesten innerhalb dieser Probenreihe, leichte Scherlippen im Gewaltbruch sind erkennbar. Innerhalb des Ermüdungsbruches ist auch eine stufenförmige Rauheit sichtbar. Der Anteil des Korngrenzenbruchs erhöht sich deutlich bei geringeren Auslagerungstemperaturen (Abbildungen 4.31 und 4.32 h)), bei 590°C tritt der Übergang zu Korngrenzenbruch ungleichmäßig innerhalb einiger Körner auf. Die Bruchfläche ist in beiden Bereichen geringer als bei der Probe mit der Auslagerungstemperatur 670°C. Makroskopisch betrachtet ändert sich die Rauheit zu der niedrigsten Auslagerungstemperatur von 400°C, 510°C nicht signifikant. (Abbildungen 4.31 und 4.32 n)) Auffällig sind jedoch ein Anstieg an glänzenden Facetten, was auf einen höheren Anteil an Korngrenzenbruch hindeutet, dies ist auch in den Aufnahmen zu sehen. Der Übergang zum Korngrenzenbruch befindet sich meist innerhalb der ersten ein bis zwei Körner nach dem Korn, in dem der Ermüdungsriss endete. Bei allen Proben dieser Serie ist die Übergangslinie zum Gewaltbruch unauffällig und gleichmäßig, bei den beiden höheren Auslagerungstemperaturen zeigte sich ein großer Durchhang direkt an



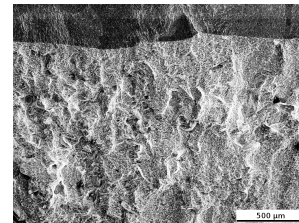
(a) 8h 670°C



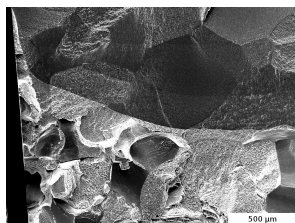
(b) 8h 670°C



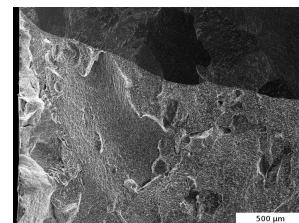
(e) 8h 590°C



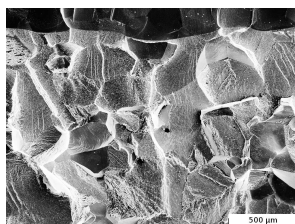
(f) 8h 590°C



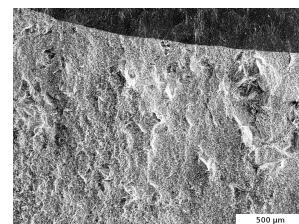
(g) 8h 550°C



(h) 8h 550°C

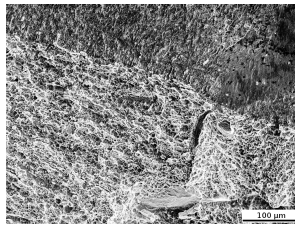


(i) 8h 400°C, 8h 510°C

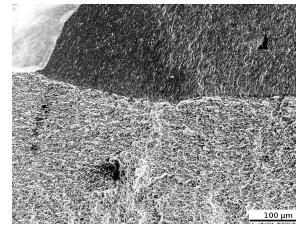


(j) 8h 400°C, 8h 510°C

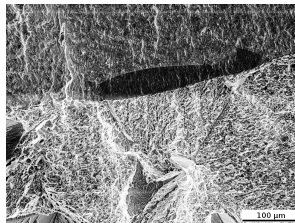
Abbildung 4.29: Bilder der Proben aus dem Ladishmaterial bei 50-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C



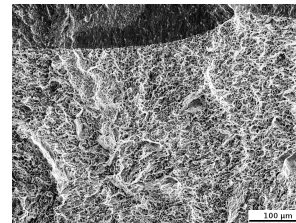
(a) 8h 670°C



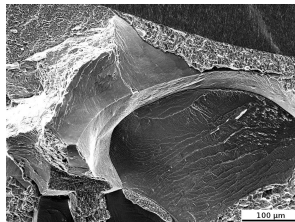
(b) 8h 670°C



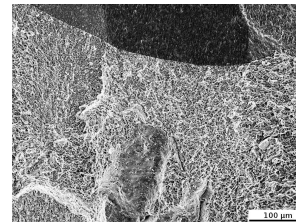
(e) 8h 590°C



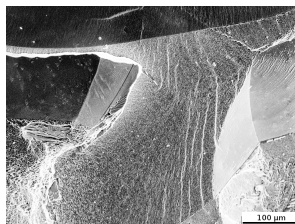
(f) 8h 590°C



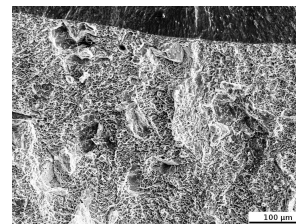
(g) 8h 550°C



(h) 8h 550°C



(i) 8h 400°C, 8h 510°C



(j) 8h 400°C, 8h 510°C

Abbildung 4.30: Bilder der Proben aus dem Ladishmaterial bei 200-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C

der Probenoberfläche.

Die bi-modalen Proben des Fuchsmaterials mit der achtstündigen Glühung bei 850°C zeigen eine etwas rauere Oberfläche als die Bruchflächen der  $\beta$ -annealed Probenserie mit der Glühung (III) bei 890°C. Die Proben mit der höchsten Auslagerungstemperatur (Abbildungen 4.31 und 4.32 c)) zeigen innerhalb dieser Probenserie die höchste Rauheit, es sind auch leichte Scherlippen erkennbar. Bei der hohen Auslagerungstemperatur von 670°C zeigen sich vereinzelt Korngrenzenbrüche, dieser Anteil ist bei den Proben mit einer Auslagerungstemperatur von 590°C größer (Abbildungen 4.31 und 4.32 i)). Die makroskopische Rauheit nimmt geringfügig ab. Wiederum den höchsten Anteil an Korngrenzenbruch zeigen die Proben mit der zweiteiligen Auslagerung bei 400°C und 510°C (Abbildungen 4.31 und 4.32 o)). Bei diesen Proben scheinen aber die Korngrenzen selten als Ganzes frei zu liegen, sondern lediglich Teile von ihnen. Dies lässt sich gut auf der Aufnahme bei 200-facher Vergrößerung beobachten. Zwischen diesen Teilen der freigelegten Korngrenzen liegen Bereiche mit Bruch innerhalb eines Kornes. Bei allen Proben dieser Serie ist die Übergangslinie zum Gewaltbruch unauffällig und gleichmäßig, bei den beiden höheren Auslagerungstemperaturen zeigte sich ein großer Durchhang direkt an der Probenoberfläche. Generell ist eine Zunahme der glatten Teilflächen bei Abnahme der Auslagerungstemperatur zu verzeichnen, also eine Zunahme des Korngrenzenbruches. Wenn der Wechsel vom Anschwingen zum Bruch mit stetig steigender Kraft innerhalb eines Kornes erfolgt, bricht dieses Korn transkristallin, erst an der nächsten Korngrenze erfolgt frühestens der Wechsel in den Korngrenzenbruch.

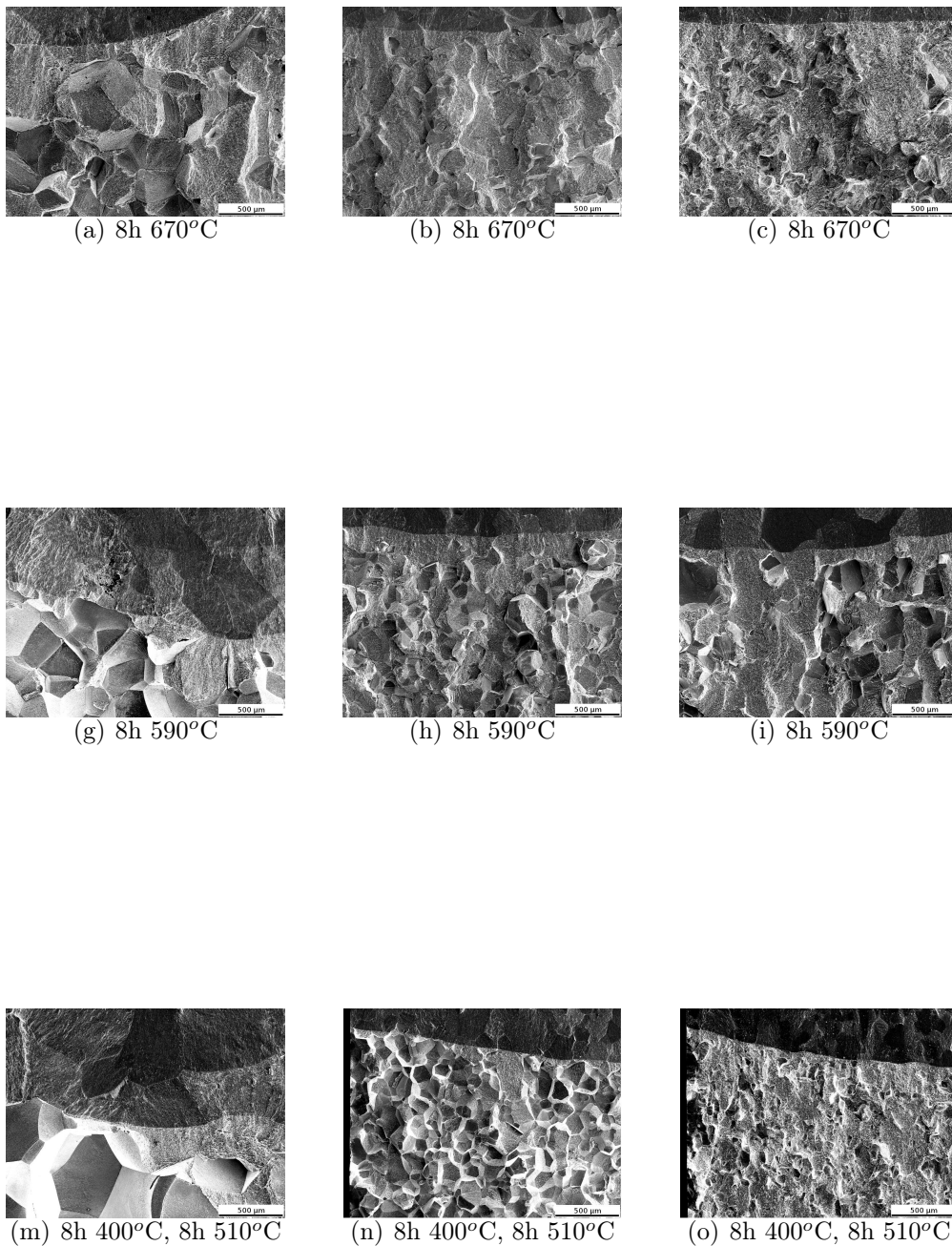


Abbildung 4.31: Bilder der Proben aus dem Fuchsmaterial bei 50-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C

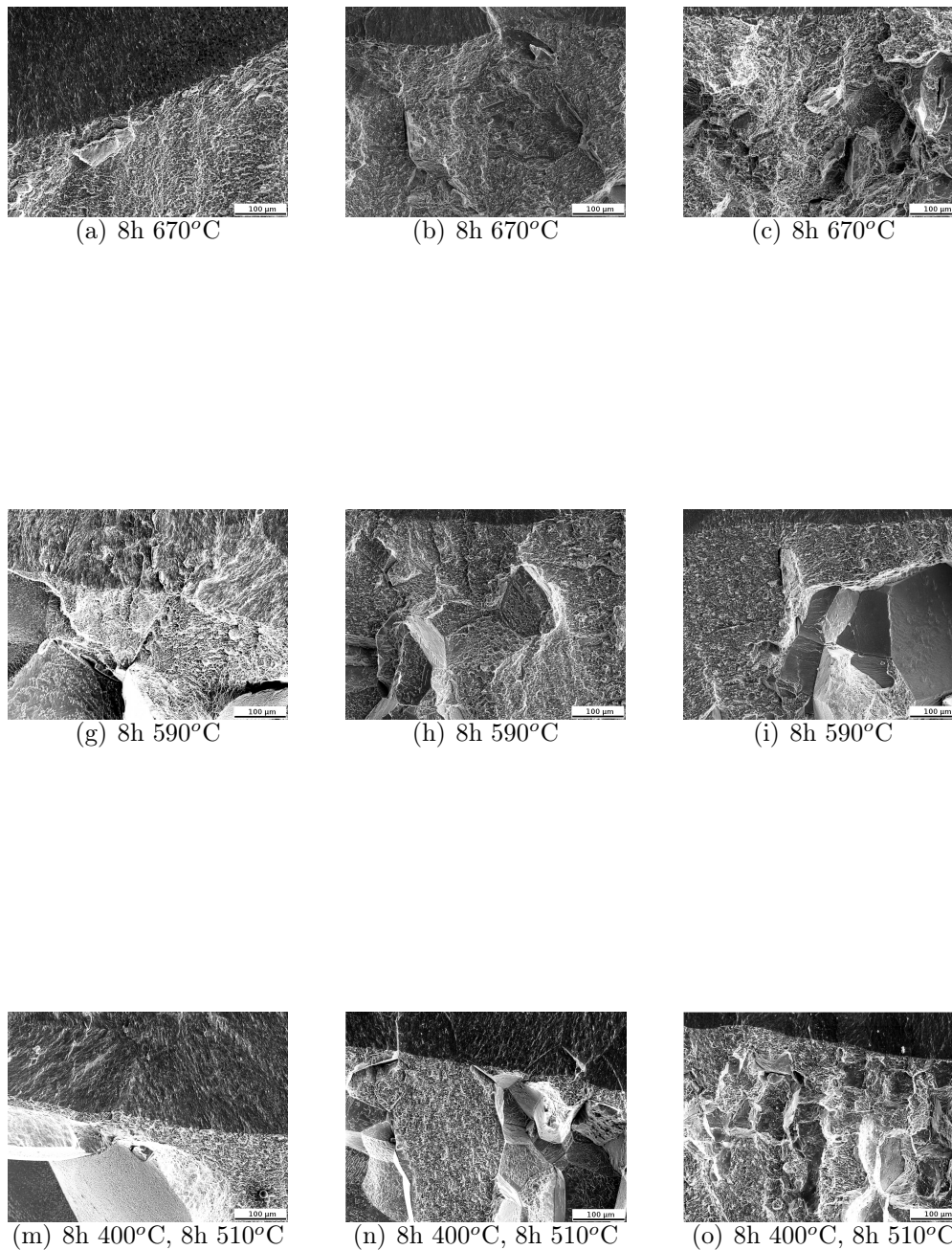


Abbildung 4.32: Bilder der Proben aus dem Fuchsmaterial bei 200-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C

## 4.5 Zusammenfassung der gemessenen Größen

In den Tabellen 4.14 und 4.15 wurden ausgewählte mechanische Kennwerte aus allen Versuchen zusammengetragen, diese Tabellen geben einen schnellen Überblick über die Probenserien und deren Eigenschaften.

Tabelle 4.14: Übersicht über die mechanischen Kennwerte der Zustände aus dem Ladishmaterial

Probenserie Auslagerung (je 8h)		$\beta$ -annealed: unverformt, 1h 890°C 50°C/min. 500 $\mu m$				
		670°C	590°C, 690°C	590°C	550°C	400°C, 510°C
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1020	1100	1290	1370	1910*
E-Modul	[GPa]	104	103	110	111	112
$A_5$	[%]	6,7	4,0	0,5	0,3	0
$\sigma_{10^7}$	[MPa]	525	475	675	725	700
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$		0,51	0,43	0,53	0,52	0,38
$K_Q$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	74		48	41	23
Probenserie Auslagerung (je 8h)		bi-modal: verformt, 1h 830°C 50°C/min, 150 $\mu m$				
		670°C		590°C	550°C	400°C, 510°C
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1060		1250	1400	1660*
E-Modul	[GPa]	106		110	115	114
$A_5$	[%]	12,4		6,9	1,0	0
$\sigma_{10^7}$	[MPa]	550		675	725	700
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$		0,52		0,54	0,52	0,42
$K_Q$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	65		43	37	24

\*ermittelt im Druckversuch

Tabelle 4.15: Übersicht über die mechanischen Kennwerte der Zustände aus dem Fuchsmaterial

Probenserie		$\beta$ -annealed: unverformt, 1h 990°C 50°C/min,		
Auslagerung (je 8h)		1h 810°C 50°C/min, 500 $\mu m$		
		670°C	590°C	400°C, 510°C
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1080	1220	1570*
E-Modul	[GPa]	108	109	115
$A_5$	[%]	2,8	0,4	0
$\sigma_{10^7}$	[MPa]	525	625	650
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$		0,48	0,51	0,42
$K_Q$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	53	36	31
Probenserie		$\beta$ -annealed: verformt, 1h 890°C 50°C/min,		
Auslagerung (je 8h)		1h 810°C 50°C/min, 150 $\mu m$		
		670°C	590°C	400°C, 510°C
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1100	1290	1600*
E-Modul	[GPa]	109	115	115
$A_5$	[%]	9,0	1,7	0
$\sigma_{10^7}$	[MPa]	550	675	625
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$		0,50	0,52	0,39
$K_Q$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	53	38	23
Probenserie		bi-modal: verformt, 1h 850°C 50°C/min, 200 $\mu m$		
Auslagerung (je 8h)		670°C		
		590°C	400°C, 510°C	
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1080	1290	1830*
E-Modul	[GPa]	112	116	115
$A_5$	[%]	8,9	1,5	0
$\sigma_{10^7}$	[MPa]	525	725	700
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$		0,48	0,56	0,38
$K_Q$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	62	40	23
*ermittelt im Druckversuch				



# Kapitel 5

## Diskussion

### 5.1 Mikrostruktur

Die Korngrößen der einzelnen Zustände innerhalb einer Probenserie unterscheiden sich nicht, somit kann man davon ausgehen, dass die Korngrößen unabhängig von den Schritten IVa, IVb, IV der thermomechanischen Behandlung sind. Auffällig sind die ähnlichen Korngrößen (Tabelle 4.5 auf Seite 54) bei den umgeformten Zuständen mit 150-200  $\mu m$  gegenüber den unverformten mit ca. 500  $\mu m$ . Es war ein Ziel bei der Entwicklung dieser Legierung die Mikrostruktur und somit auch die Korngröße, bei großen Bauteilen gezielt einstellen zu können. Bemerkenswert ist auch, dass die Korngröße beim Fuchs-Material mit der Glühung bei 890°C geringfügig kleiner ist als die der bei 850°C geglühten Zustände. Die Temperatur ist für die Diffusion und somit auch für das Kornwachstum entscheidend. Es war eine größere Korngröße vom feinen  $\beta$ -annealed Gefüge des Fuchsmaterials zu erwarten gewesen und eine kleinere Korngröße der bi-modalen Probenserie. Jedoch ist die Haltezeit bei den Glühungen (III) unterschiedlich, 8h 850°C bei dem bi-modalen Gefüge gegenüber 1h 890°C bei dem  $\beta$ -annealed Gefüge. Da die Diffusion auch von der Zeit abhängt, könnte dies die (gegenüber der  $\beta$ -annealed Probenserie) größere Korngröße begründen.

Des Weiteren ist es auffällig, dass sich die Korngröße nicht signifikant zwischen der 1h 890°C (Ladish) und 1h 990°C (Fuchs) unterscheidet. Gemeinsam ist diesen beiden Zuständen jedoch der Umformgrad  $\varphi$  von 0, also dass diese Materialien nicht umgeformt wurden. Dagegen wurde bei der feinen  $\beta$ -annealed Mikrostruktur des Fuchsmaterials vor der  $\beta$ -Glühung (III) umgeformt, so dass sich während der Rekristallisation neue Körner mit einer geringeren Größe bilden konnten.

Die Korngröße bei den Proben aus dem Ladish-Material mit einer Glühung von

890°C ist auffällig inhomogen; es existieren einzelne Körner mit einer deutlich größeren Korngröße von bis zu 750  $\mu\text{m}$  bei einer mittleren Korngröße von 500  $\mu\text{m}$ . Da die Zustände dieser Probenreihe nicht umgeformt wurden, kann es auf eine schon vorher da gewesene inhomogene Korngröße oder eine Textur, bei der sich gleichgerichtete Körner während der Glühung (III) verbinden, hindeuten. Die Betrachtung der Korngröße der bi-modalen Zustände zeigte, dass die  $\alpha$ -Körner nicht zwingend auf einer Korngrenze liegen, wie es normalerweise für metastabile  $\beta$ -Titanlegierungen angenommen wird. Dies ist am anschaulichsten in der unausgelagerten Probe (Ladishmaterial in Abbildung 4.1(b) auf Seite 42) zu sehen.

Mit zunehmender Glühungstemperatur des Schrittes III (830°C, 850°C, 890°C und 990°C) zeigen die Korngrenzen größere und vermehrt Sideplates, wobei diese innerhalb eines Zustandes stark variieren, also gibt es in den Zuständen des Fuchsmaterials mit einer Glühung (III) bei 990°C auch Korngrenzen mit sehr kleinen Sideplates. Diese Sideplates lassen sich leicht anätzen, und ergeben so den großen Kontrast der Korngrenzen in den Aufnahmen der Lichtmikroskopie. Auch die kontinuierlichen  $\alpha$ -Säume zusammen mit den ausscheidungsfreien Zonen entlang der Kornflächen werden größer mit höheren Glühungstemperaturen, wie es auch in der Tabelle 4.6 zu sehen war.

Die bi-modalen Zustände mit der hohen Rekristallisationstemperatur von 850°C zeigen kleinere und weniger  $\alpha$ -Körner. Die  $\beta$ -Transustemperatur wird für diese Legierung mit 860°C angegeben, auch wenn vermutet werden kann, dass auf Grund des relativ hohen Aluminiumgehaltes (einem  $\alpha$ -Stabilisator) die Temperatur höher liegt. So ist diese Glühung vermutlich geringfügig unter der  $\beta$ -Transustemperatur. Da die Löslichkeit der  $\alpha$ -Stabilisatoren in der  $\beta$ -Phase steigt, wird das ausgelagerte Volumen der  $\alpha$ -Körner geringer. Hier sind die  $\alpha$ -Körner ca.  $2,7 \times 1,5 \mu\text{m}$  groß, also gestreckt geformt, bei einem deutlich geringeren Volumenanteil als bei dem bi-modalen Gefüge des Ladish Materials. Das bi-modale Gefüge aus dem Material von Ladish mit einer Rekristallisation von 1h 830°C zeigt sphärische 2-3  $\mu\text{m}$  große  $\alpha$ -Körner mit einem Volumenanteil von 2-3 %.

Die Glühung (Schritt IVa), die für eine Stunde mit der Temperatur von 810°C bei den  $\beta$ -annealed Zuständen des Fuchsmaterials durchgeführt wurde, führte zu großen im Mittel 0,45  $\mu\text{m}$  dicken plattenförmigen primären  $\alpha$ -Ausscheidungen. Die Anzahl und auch das Volumenanteil dieser Ausscheidungen nehmen mit sinkender Behandlungstemperatur zu. Bei der Probenreihe mit der  $\beta$ -Glühung bei 990°C bilden sich die primären  $\alpha$ -Ausscheidungen nicht homogen aus, es gibt statt dessen im Schliﬀ linienförmige Bereiche mit einem höheren Anteil. Wahrscheinlich sind diese die Bereiche der ehemaligen kontinuierlichen  $\alpha$ -Säume des Gefüges vor der  $\beta$ -Glühung (III), da sich hierbei

die Konzentrationsunterschiede in der Verteilung der  $\alpha$ -stabilisierenden Legierungselemente nicht vollständig ausgeglichen haben.

Bei der Auslagerung (IV) werden fein verteilte sekundäre  $\alpha$ -Ausscheidungen gebildet. In der Mikrostrukturanalyse wurde gezeigt, dass die Größe dieser Ausscheidungen mit abnehmender Auslagerungstemperatur geringer wird (von ca. 0,3 auf 0,03-0,02  $\mu\text{m}$ ), dies wurde in den Tabellen 4.3 und 4.1 auf den Seiten 43 und 49 dargestellt. Der  $\alpha$ -Volumenanteil steigt, so muss auch deren Anzahl ansteigen, dies konnte sowohl in den lichtmikroskopischen Aufnahmen als auch in den TEM-Aufnahmen bestätigt werden. Der Anteil der  $\alpha$ -Phasen im Gleichgewichtszustand nimmt tendenziell zu, wie es im quasibinären Zustandsdiagramm (Abb. 2.1) zu sehen ist. Da auf Grund der geringeren Diffusion bei geringen Temperaturen längere Zeiten nötig sind, um den Gleichgewichtszustand zu erreichen, werden die sich bildenden Ausscheidungen kleiner. Bei den Zuständen des  $\beta$ -annealed Ladishmaterials wurden keine primären  $\alpha$ -Ausscheidungen gebildet, somit kann hier der maximale Anteil an sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen erreicht werden.

Diese Werte gelten nicht für die Zustände mit der Wärmebehandlung (IVa) mit der Temperatur von 810°C, dort sind die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen kleiner (0,13  $\mu\text{m}$  bei 670°C), da bei dieser Wärmebehandlung primäre  $\alpha$ -Ausscheidungen gebildet wurden. Diese primären  $\alpha$ -Ausscheidungen verringern zum einen den gelösten Anteil an  $\alpha$ -Stabilisatoren und zum anderen den Raum zur Diffusion, da sich die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen nur zwischen den primären  $\alpha$ -Ausscheidungen in der  $\beta$ -Phase bilden können. Jedoch ändert sich dies bei niedrigen Temperaturen, da dann die Konzentration der  $\alpha$ -Stabilisatoren im  $\beta$ -Korn vor dem Schritt IVb relevant ist, die durch die primären  $\alpha$ -Ausscheidungen und die  $\alpha$ -Körner reduziert wird. Dadurch ergibt sich eine größere Plattendicke der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen bei dieser Auslagerungsbehandlung, wenn der Anteil der primären  $\alpha$ -Ausscheidungen oder  $\alpha$ -Körnern größer ist. Das Material von Fuchs scheint tendenziell etwas geringere Dicken der  $\alpha$ -Ausscheidungen aufzuweisen, was zum einen an den im Vergleich zu dem Material von Ladish unterschiedlichen primären  $\alpha$ -Ausscheidungen, bzw.  $\alpha$ -Körnern und auch an dem höheren Aluminiumanteil liegen wird.

## 5.2 Festigkeit und Duktilität

Wie zu erwarten, steigt die Dehngrenze mit abnehmender Auslagerungstemperatur, also mit Abnahme der Größe und der Zunahme des Volumenanteils der  $\alpha$ -Platelets und somit der Abnahme der Abstände zwischen den Plate-

lets. Die Dehngrenze nach der Auslagerung bei  $670^{\circ}\text{C}$  liegt zwischen 1030 MPa und 1100 MPa, bei der Auslagerung von  $590^{\circ}\text{C}$  liegen die Werte im Bereich von 1220 MPa bis 1300 MPa, sowie zwischen 1570 MPa und 1900 MPa (Druckversuch) bei der zweiteiligen Auslagerung  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $510^{\circ}\text{C}$ . Die Dehngrenzen sind, wie erwartet, weitestgehend von der Korngröße unabhängig, bei geringer und mittlerer Festigkeit gibt es die Tendenz, dass die Zustände des Fuchsmaterials bei gleicher Auslagerung höhere Werte zeigen. Dies kann durch den höheren Aluminiumanteil der Legierung und somit auch einem höheren  $\alpha$ -Titananteil erklärt werden, da durch den höheren Anteil die Abstände zwischen den Ausscheidungen sinken müssen. Dies trifft für den Zustand 1h  $990^{\circ}\text{C}$ , 1h  $810^{\circ}\text{C}$ , 8h  $590^{\circ}\text{C}$  nicht zu. Dieser zeigt im Vergleich zu den anderen Probenserien mit der gleichen Auslagerung sehr geringe Werte. Vermutlich ist dies eine Folge der primären  $\alpha$ -Ausscheidungen, wenn sich diese inhomogen bilden, kann auch deren Anteil größer sein als bei der Probenserie Fuchs, 1h  $890^{\circ}\text{C}$ , 1h  $810^{\circ}\text{C}$  und so eine geringere Dehngrenze hervorrufen.

Die sehr hohen Dehngrenzen, die durch die Auslagerung bei  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $510^{\circ}\text{C}$  erreicht wurden, wurden durch wiederholte Druckversuche bestätigt. Der große Unterschied des Zustandes Ladish,  $890^{\circ}\text{C}$ ,  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $510^{\circ}\text{C}$  zu den anderen Zuständen, die bei  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $510^{\circ}\text{C}$  ausgelagert wurden, kann dadurch erklärt werden, dass nur hier keine primären  $\alpha$ -Ausscheidungen gebildet worden sind und sich somit bei  $400^{\circ}\text{C}$  der maximale Anteil an  $\omega$ -Ausscheidungen bilden konnte, die sich bei der Auslagerung bei  $510^{\circ}\text{C}$  in feine  $\alpha$ -Ausscheidungen umwandeln. Daher entsteht nur bei diesem Zustand der höchste Anteil an fein verteilten  $\alpha$ -Ausscheidungen.

Durch die Wärmebehandlung von 8h  $850^{\circ}\text{C}$  (Fuchs-Material, bi-modal), 1h  $830^{\circ}\text{C}$  (Ladish, bi-modal) und 1h  $810^{\circ}\text{C}$  (Fuchs-Material,  $\beta$ -annealed) mit abnehmender Glühungstemperatur, wird ein zunehmend größerer Anteil an primären  $\alpha$ -Ausscheidungen bzw.  $\alpha$ -Körnern gebildet. Durch diesen größeren Anteil an primären  $\alpha$ -Ausscheidungen können nun weniger sekundäre  $\alpha$ -Ausscheidungen (welches die Festigkeit maßgeblich beeinflusst) gebildet werden, da die Konzentration an  $\alpha$ - und  $\beta$ -Stabilisatoren je Material (Ladish, Fuchs) konstant ist.

Die geringfügig niedrigeren Werte des Zustandes Fuchs, 1h  $990^{\circ}\text{C}$ , 1h  $810^{\circ}\text{C}$ , 8h  $400^{\circ}\text{C}$ , 8h  $510^{\circ}\text{C}$  deuten auf den weiter oben bei 8h  $590^{\circ}\text{C}$  beschriebenen Effekt der inhomogenen primären  $\alpha$ -Phase hin.

Durch die Orowan-Beziehung  $\sigma \approx \frac{1}{d}$  (Seite 14) wird die Dehngrenze in Beziehung zu dem Teilchenabstand gesetzt, unter der Annahme, dass der Teilchenabstand der sekundären  $\alpha$ -Phase auch der Dicke der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen entspricht, ist folgendes Diagramm (Abb. 5.1) erstellt worden. Größere Abweichungen treten bei den  $\beta$ -annealed Zuständen des Fuchsmate-

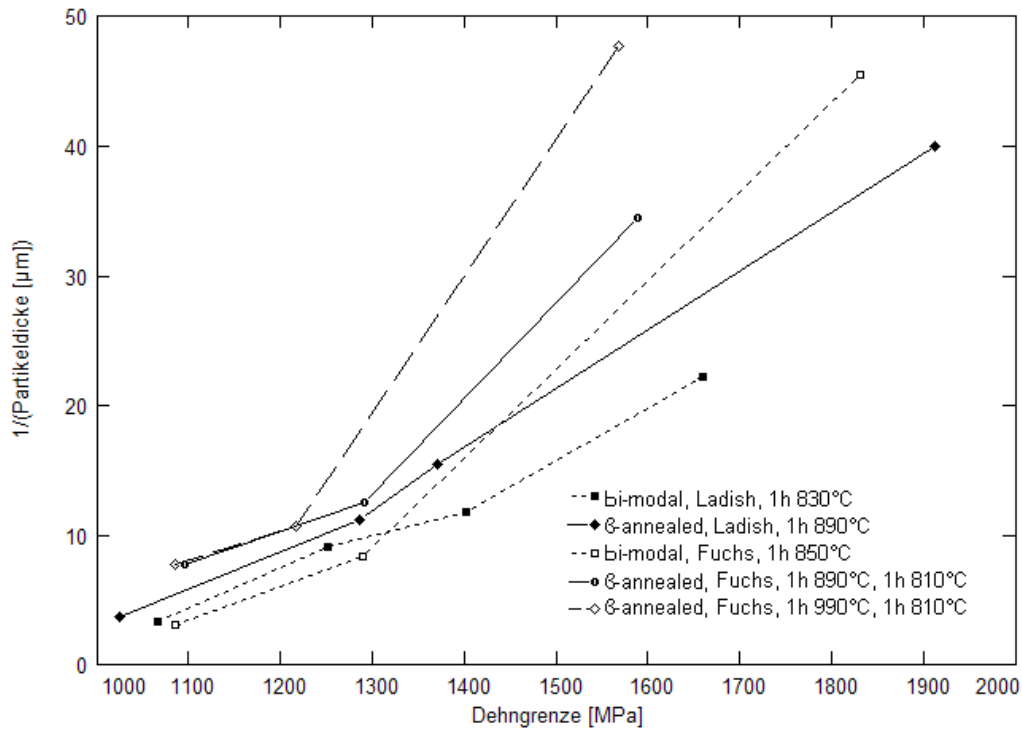


Abbildung 5.1: Diagramm von  $\frac{1}{d_{\alpha_{sec}}}$  über der Dehngrenze

rials auf, diese zeigen einen deutlichen Knick zu den Werten mit der Zustände mit der niedrigsten Auslagerungsbehandlung hin. Gemeinsam ist den beiden Serien die Wärmebehandlung (IVa) mit 1h 810°C, wodurch die primären  $\alpha$ -Ausscheidungen gebildet werden und sich im Vergleich kleinere sekundäre  $\alpha$ -Ausscheidungen bilden. Dies erklärt einen Versatz der Graphen zu höheren  $\frac{1}{d_{\alpha_{sec}}}$ -Werten, bzw. geringeren Dehngrenzen. Durch den mit abnehmender Auslagerungstemperatur (IV) zunehmenden Unterschied zwischen den Dicken der primären und sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen ist es plausibel, dass sich diese Zustände so nicht vollständig beschreiben lassen.

Durch einen ansteigenden Volumenanteil der  $\alpha$ -Platelets wird die Duktilität geringer, da die Versetzungsbewegung massiv behindert wird. Bei der Auslagerung 400°C, 510°C ist annähernd keine plastische Verformung mehr feststellbar und diese Tendenz ist bei allen Versuchsreihen gleich. Es zeigt sich im Vergleich zwischen den Zuständen  $\beta$ -annealed (Fuchs) mit  $\varphi = 0$  und  $\varphi = -1.2$  ein deutlicher Zusammenhang zwischen der Duktilität und der mittleren Korngröße. Das unverformte  $\beta$ -annealed des Ladishmaterials mit einer 1,5 fachen Korngröße (500 µm) zeigt gegenüber den bi-modalen Zuständen (200 µm) eine etwa um den Faktor 3 kleinere Duktilität bei den vergleichba-

ren Zuständen  $670^{\circ}\text{C}$  und  $590^{\circ}\text{C}$ , da sich an den ausscheidungsfreien Zonen Versetzungen über eine größere Länge bewegen und aufstauen können als im Korninneren und so lokale Spannungsüberhöhungen erzeugen, die zum Bruch führen.

Es zeigt sich insbesondere bei den  $\beta$ -annealed Proben und in geringerem Maße auch bei den bi-modalen Proben des Ladishmaterials eine hohe Streuung, die sich auf die Inhomogenitäten der Korngöße und der Sideplates an den Korngrenzen zurückführen lässt.

Der Elastizitätsmodul steigt tendenziell mit zunehmender Festigkeit. Eine mögliche Erklärung wäre, dass durch die abnehmende Auslagerungstemperatur der Anteil der  $\alpha$ -Phase steigt und da die  $\alpha$ -Phase mit 100 GPa in a-Richtung und 145 GPa in c-Richtung des  $\alpha$ -Kristalls einen höheren E-Modul als die reine  $\beta$ -Phase mit 84 GPa hat. Der höhere Gehalt an Aluminium erklärt auch die höheren Moduln der Probenserien der Fuchslegierung gegenüber den Moduln der Ladish.

Diese Hypothese wird aber nicht von allen Zuständen gestützt, bei den Zuständen Ladish,  $890^{\circ}\text{C}$ ,  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $510^{\circ}\text{C}$  und Fuchs,  $990^{\circ}\text{C}$ ,  $810^{\circ}\text{C}$ ,  $590^{\circ}\text{C}$  wurden niedrigere E-Moduln gemessen, dagegen bei Ladish,  $830^{\circ}\text{C}$ ,  $550^{\circ}\text{C}$  höhere als erwartet, jeweils bezogen auf ihre Auslagerungstemperaturen. Dieses könnte aber an einer Orientierung bzw. Textur der  $\alpha$ -Phasen oder auch der Sideplates liegen, da die hexadiagonale Kristallordnung der  $\alpha$ -Phase sehr unterschiedliche E-Moduln in Abhängigkeit der Orientierung des Kristallgitters zeigt.

Weiterhin ist es möglich, dass zwar die Größe der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen bei der niedrigsten Auslagerungstemperatur minimal ist, aber bei dieser Temperatur mit der Glühdauer von acht Stunden nicht der maximale Anteil an  $\alpha$ -Phase ausgeschieden wurde. Dieses zeitabhängige Verhalten wurde in der Abbildung 2.4 auf der Seite 11 schon angedeutet. Somit lässt sich erklären, dass die Unterschiede der E-Moduln mit fallenden Auslagerungstemperaturen geringer werden.

Die beschriebenen, leicht sichtbaren glatten Teilflächen der Bruchfläche deuten auf einen Bruch an der Korngrenze (interkristalliner Bruch) hin. Bei den Bruchflächen ist zu beobachten, dass mit zunehmender Festigkeit;

- der Anteil transkristallinen Bruches abnimmt
- der Anteil interkristallinen Bruches zunimmt
- die Dimpel kleiner werden
- vermehrt die Kornflächen sichtbar werden
- die Rissablenkung größer wird

- die Einschnürung geringer wird
- der Flächenanteil der Scherlippen kleiner wird

Deutlich sichtbar ist der Einfluss der Korngröße auf die Bruchfläche, die Rissablenkung und somit auf die Rauigkeit. Mit zunehmender Korngröße und abnehmender Auslagerungstemperatur werden die Rissablenkung und die Rauigkeit größer.

### 5.3 Schwingfestigkeit

Im Allgemeinen steigt die Dauerschwingfestigkeit mit steigender Dehngrenze. Es ist bekannt, dass die Rissbildung maßgeblich mit der Dehngrenze zusammenhängt. Es wird davon ausgegangen, dass sich durch Versetzungsbewegung entlang von Gleitbändern stufenförmige Vertiefungen und Erhöhungen an der Probenoberfläche bilden. Diese führen bei Belastung durch Kerbwirkung zu lokalen Spannungsüberhöhungen, an denen Risse initiiert werden. Sowohl die Dehngrenze als auch die Stufenbildung an der Probenoberfläche hängen von der Beweglichkeit der Versetzungen ab. Somit verringern sich die Stufen an der Probenoberfläche bei einer Verringerung der Versetzungsbeweglichkeit. Daraufhin erhöhen sich sowohl die Dehngrenze als auch die Dauerschwingfestigkeit.

Bei Dehngrenzen bis etwa 1400 MPa steigt die Dauerschwingfestigkeit annähernd linear. Bei sehr hohen Festigkeiten ändert sich dies: dort ist der Anstieg geringer und kann sogar negativ werden. Durch die feiner werdenden sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen wird das Korninnere immer weiter ausgehärtet. Hier wirken die gleich bleibenden und von der Glühung (III) abhängigen Korngrenzen, mit der auf ihnen kontinuierlich ausgeschiedenen  $\alpha$ -Phase und den sich gebildeten ausscheidungsfreien Zonen als Fehler, an denen sich der Riss bildet. Da sich die Versetzungen bei hohen Unterschieden in der Festigkeit zwischen Korninnerem und der ausscheidungsfreien Zone hauptsächlich entlang der weichen ausscheidungsfreien Zone bewegen, bilden sich dort Stufen, wo diese Zonen an die Probenoberfläche treffen und dort überhöht sich lokal die Spannung. Die Rissbildung findet in der Regel an der polierten Probenoberfläche statt. Jedoch findet bei den Zuständen Ladish 830°C, 400°C, 510°C und Fuchs 890°C, 810°C, 400°C, 510°C teilweise innen und bei der Probenserie Ladish 890°C unterhalb der Auslagerungstemperatur (IV) von 670°C innen statt, mit der Tendenz, dass die Rissbildung im Inneren mit abnehmender Auslagerungstemperatur zunimmt, beispielhaft deutlich in der Abbildung 4.23 e) auf Seite 75 zu sehen. Dies widerspricht bei diesen Zuständen der Theorie, dass die niedrigeren Dauerschwingfestigkeiten bei sehr hohen Festigkeiten auf Mechanismen

an der Probenoberfläche, wie Gleitstufen und sich herauslösende Phasen, zurückzuführen sind, da dort definitiv Rissbildung außen sein muss. Rissbildung im Inneren deutet auf größere Schwachstellen im Gefüge hin, die zu einem Bruch führen, bevor die Mechanismen an der Probenoberfläche den Riss initiieren. Daher führt im Allgemeinen die Rissbildung im Inneren zu geringeren Dauerschwingfestigkeiten als bei identischen Proben ohne Fehler im Inneren. Der zunehmende Festigkeitsunterschied zwischen dem gehärteten Korninneren und der weichen ausscheidungsfreien Zone zeigt Ähnlichkeit mit dem Mechanismus des Korngrenzgleiten. Jedoch bewegen sich hier die Körner durch Versetzungsbewegung entlang ihrer ausscheidungsfreien Zonen. Aufgrund dieser Relativbewegung bilden sich mit der Korngröße zunehmend große Spannungsüberhöhungen an Punkten, wo mehrere Kornflächen aufeinander treffen. Wenn nun diese Spannungsüberhöhungen durch zunehmende Aushärtung und abnehmende Versetzungsbeweglichkeit größer werden als die Spannungsüberhöhungen an den Gleitstufen der Probenoberfläche, bilden sich die Risse innen. Die inhomogene Korngröße des  $\beta$ -annealed Gefüges aus dem Material von Ladish begünstigt so durch die teils sehr großen Körner und somit auch große ausscheidungsfreie Zonen die Rissbildung im Inneren der Probe.

Die Verläufe der Wöhlerkurven der einzelnen Zustände werden tendenziell steiler, je höher die Dehngrenze wird. Also nehmen die Lastwechsel bis zur Rissbildung mit fallender Wechsellastspannung weniger zu als bei geringen Festigkeiten. Aufgrund dieses Verlaufes kann es sein, dass gerade bei den höchsten Dehngrenzen (Auslagerungstemperatur (IV):  $510^{\circ}\text{C}$ ) sich eine niedrigere Dauerschwingfestigkeit einstellen würde, wenn man die Laufzeit deutlich über die Laufzeit von  $10^7$  Lastwechseln verlängern würde. Bei den Zuständen mit der  $\beta$ -annealed Mikrostruktur des Ladishmaterials zeigt sich eine mit zunehmender Dehngrenze größer werdende Streuung. Dies ist vermutlich eine Folge der inhomogenen Korngröße dieser Probenreihe.

Bei dem Fuchsmaterial zeigen sich höhere Werte der feinen Gefüge, wobei die bi-modale Probenreihe höher liegt. Die höheren Werte gehen einher mit den kleineren Längen der ausscheidungsfreien Zonen, die bei dem feinen  $\beta$ -annealed Gefüge durch die Korngröße und bei den bi-modalen Probenreihe zusätzlich durch die  $\alpha$ -Körner unterbrochen wird. Nur das grobe  $\beta$ -annealed zeigt zu der kleinsten Auslagerungstemperatur hin einen Anstieg der Dauerschwingfestigkeit. Wie bei den Zuständen aus dem Material von Ladish zeigen auch die Zustände mit der höchsten Dehngrenze, die aus dem Material von Fuchs hergestellt wurden, aus den gleichen Gründen an einigen Proben Bruchinitiierung im Inneren.

Auch bei dem Ladishmaterial liegen die Dauerschwingfestigkeiten der Probenreihe mit dem bi-modalen Gefüge und den kleineren Körnern höher als die

$\beta$ -annealed Probenserie mit ihrer großen Korngröße. Jedoch gilt dies nicht für die höchste Festigkeit, bzw. niedrigste Auslagerungstemperatur, dort ist der Wert des groben  $\beta$ -annealed Gefüges höher. Die geringfügig kleineren Bruchzähigkeiten, die größere Korngröße und die Neigung zum Bruch im Inneren des  $\beta$ -annealed Gefüges sprechen gegen den höheren Wert des  $\beta$ -annealed Zustandes. So dass nur die inhomogene Korngröße als Erklärungsansatz bleibt, also zufällig die Proben, die zu dieser Dauerschwingfestigkeit geführt haben, eine geringere Inhomogenität der Korngröße im Prüfungsvolumen aufzeigten und so eine höhere Dauerschwingfestigkeit gemessen wurde.

Der  $\beta$ -annealed Zustand mit der Auslagerung von 8h 590°C, 8h 690°C, der aus dem Ladishmaterial hergestellt wurde, wies eine sehr geringe Dauerschwingfestigkeit von 50 MPa unter der von 1h 890°C, 8h 670°C auf. Die Größen der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen sind bei diesen beiden Zuständen annähernd gleich. Die Dehngrenze des Zustandes mit der Auslagerung (IV) bei 690°C ist etwas höher, daher wird der Anteil an sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen etwas höher sein und somit die Abstände zwischen den Plattchen kleiner. Aber normalerweise führt die Steigerung der Dehngrenze auch zu einer Steigerung der Dauerschwingfestigkeit, jedoch nicht in diesem Fall. Ein Unterschied in der Mikrostruktur war eine im Vergleich zu dem Zustand 1h 890°C, 8h 670°C eine höhere Anzahl (bei gleicher Breite) der beobachtbaren ausscheidungsfreien Zonen an den Korngrenzen. Diese könnten zu einer höheren Wahrscheinlichkeit einer für die Rissbildung günstig gelegenen langen, ausgeprägten ausscheidungsfreien Zone führen, die die geringe Dauerschwingfestigkeit erklären kann. Bei dem Betrachten der Bruchflächen fällt zum einen auf, dass der Flächenanteil des Ermüdungsbruches mit abnehmender Auslagerungstemperatur kleiner wird. Der mit steigender Dehngrenze sinkende Anteil der Ermüdungsbruchfläche deutet auf eine zunehmende Empfindlichkeit auf bestehende Risse hin, die zu einer instabilen Rissausbreitung führen. Dies entspricht einer sinkenden Bruchzähigkeit. Die Gewaltbruchfläche entspricht weitgehend der der Zugproben, also gilt weiterhin:

- die Kornflächen werden vermehrt sichtbar, also nimmt der Anteil an interkristallinen Bruch zu
- der Anteil an transkristallinen Bruch nimmt ab

## 5.4 Bruchzähigkeit

Generell nimmt die Bruchzähigkeit mit fallender Auslagerungstemperatur (IV) und zunehmender Dehngrenze ab. Wie beschrieben, steigt mit abnehmender Auslagerungstemperatur die Dehngrenze, hervorgerufen durch einen höheren

Anteil an sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen, welche fein verteilt vorliegen und sich somit die nach Hall-Petch bestimmende Größe  $d$  verkleinert. Ein genereller Zusammenhang zwischen  $K_Q$  und  $\sigma_{0.2}$  ist bekannt. Da die Plastizität abnimmt, wird die plastisch verformte Zone kleiner, was wiederum den Anteil an Verformungsenergie senkt, die zu dem Bruch benötigt wird. Daher steht ein größerer Anteil an Energie für die Bildung der Oberfläche zur Verfügung und somit kann der Riss sich leichter ausbreiten. Innerhalb einer Probenserie nimmt die Rauigkeit mit Zunahme der Dehngrenze ab.

Die Korngrenzen bilden Schwachstellen, da an ihnen der kontinuierliche  $\alpha$ -Saum ausgeschieden wurde und sich die ausscheidungsfreie Zone gebildet hat gegenüber dem hochausgehärteten Korninneren. Je stärker die Aushärtung im Korninneren (bzw. je höher  $\sigma_{0.2}$  oder je niedriger die Auslagerungstemperatur) desto größer sind die Unterschiede und der Riss geht schneller in den Korngrenzenbruch über.

Die Steigung der Graphen ändert sich, (im Bereich von 1200-1400 MPa bzw. bei 550-590°C) in diesem Bereich nähert sich die Bruchdehnung  $A_5$  der Null und bei den meisten Probenserien fängt der Korngrenzenbruch an den Bruch im Inneren des Kornes abzulösen, die vergleichsweise weichen Bereiche an den Korngrenzen dominieren zunehmend die Verformung des gesamten Materials. Im Vergleich der Graphen im  $K_Q-T$ -Diagramms (Abb. 4.27 auf Seite 84) fällt auf, dass die grobkörnige Probenserie mit der  $\beta$ -Glühung bei 990°C also der  $\beta$ -annealed Mikrostruktur des Fuchsmaterials bei den beiden höheren Auslagerungstemperaturen sehr geringe Bruchzähigkeiten aufwies, aber mit einer Auslagerung (IV) von 8h 400°C und 8h 510°C einen im Vergleich dazu hohen  $K_Q$ -Wert zeigte. Der  $K_Q$ -Wert von  $30 \text{ MPa}\sqrt{m}$  ist höher als der, den die beiden anderen Fuchszustände mit dieser niedrigsten Auslagerungsbehandlung aufweisen.

Die Bruchzähigkeitswerte der Proben der  $\beta$ -annealed Zustände mit der  $\beta$ -Glühung bei 990°C und den Auslagerungen von 8h 670°C sowie 8h 590°C sind deutlich geringer als die entsprechenden Werte der anderen Zustände aus dem Material von Fuchs mit diesen Auslagerungen. Der Zustand Fuchs 990°C, 810°C, 590°C weist zusätzlich eine geringe Dehngrenze von 1230 MPa auf, was in einem Zusammenhang mit einer relativ niedrigen Bruchzähigkeit zu einem deutlichem Abstand zu den anderen Zuständen führt.

Dies ist ein Widerspruch, da in der Hypothese davon ausgegangen wurde, dass Proben mit groben Gefüge bei sehr hohen Dehngrenzen niedrigere Bruchzähigkeiten zeigen als die feinen und die Bruchzähigkeiten ungefähr linear von der Dehngrenze abhängen. Die Rauigkeit dieser Bruchfläche war für diesen Zustand mit der geringsten Auslagerungstemperatur deutlich höher als für die anderen Fuchszustände mit der niedrigsten Auslagerungstemperatur, aber auch rauer

als die anderen Auslagerungszustände mit der Glühung (III) bei  $990^{\circ}\text{C}$ . Es wäre plausibel, wenn der Riss bei transkristallinem Bruch sich entlang der inhomogen ausgeschiedenen primären  $\alpha$ -Ausscheidungen ausbreitet, die schon in der Lichtmikroskopieaufnahme in der Abbildung 4.6 a) auf Seite 50 aufgefallen waren. Daher wird der Riss in dem Anteil des transkristallinen Bruchs nicht nur an den Korngrößen abgelenkt sondern auch entlang der inhomogenen primären  $\alpha$ -Ausscheidungen. Dies führt zu einer glatteren Bruchfläche und kleineren Bruchzähigkeiten.

Gerade bei den unverformten  $\beta$ -annealed Zuständen ist es möglich, dass sich die thermomechanische Behandlung vor der Glühung (III) auf das neu entstandene Gefüge auswirkt, wie hier in der Verteilung der primären  $\alpha$ -Ausscheidungen und somit den Unterschied in der Verteilung zu der verformten  $\beta$ -annealed Probenserie mit der Glühung (III) bei  $890^{\circ}\text{C}$  ermöglicht.

Die etwas größere Korngröße der bi-modalen ( $200\ \mu\text{m}$ ) kann die im Vergleich zu der feinen  $\beta$ -annealed Mikrostruktur mit der Glühung bei  $890^{\circ}\text{C}$  ( $150\ \mu\text{m}$ ) höheren Bruchzähigkeiten hinreichend durch größere Rissablenkung erklären. Bei dem Material von Ladish zeigt die Probenserie mit dem groben  $\beta$ -annealed Gefüge die höheren Werte, nur bei der höchsten Dehngrenze hat der bi-modale Zustand die höhere Bruchzähigkeit, der Unterschied ist allerdings mit ca.  $1\ \text{MPa}\sqrt{m}$  recht gering. Es kann darauf hinweisen, dass der geometrischen Effekt (vertikaler Versatz je höher, je größer das Gefüge) des  $\beta$ -annealed Zustandes nicht hoch genug ist, um die intrinsischen Unterschiede in der Steigung zu kompensieren. In dem Diagramm 4.28 auf Seite 84 ist die Bruchzähigkeit gegenüber der Dehngrenze aufgetragen. Bei den je Probenserie höchsten Dehngrenzen sind die Graphen differenzierter, da sich die Dehngrenzen bei der Auslagerung von 8h  $400^{\circ}\text{C}$ , 8h  $510^{\circ}\text{C}$  deutlich unterscheiden. Bei allen Probenserien sind die Steigungen in einem Bereich von 1000 MPa bis 1300 MPa betragsmäßig größer, je größer die Korngröße der Serien ist. Dies stimmt mit der Hypothese über ein, in der der intrinsische Anteil mit zunehmender Korngröße stärker mit Erhöhung der Dehngrenze abnimmt. Auch bestätigt wurde die Annahme, dass die Bruchzähigkeit mit steigender Korngröße ansteigt, jedoch stimmt dies nicht, wie beschrieben, für die grobe  $\beta$ -annealed Probenserie des Fuchsmaterials.

Es konnte jedoch kein direkt linear abhängiges Verhalten der Bruchzähigkeit gegenüber der Dehngrenze beobachtet werden. Die sich ändernde Steigung bei der Auftragung der Bruchzähigkeit gegenüber der Dehngrenze deutet also auf sich ändernde Bruchmechanismen hin, von transgranularem Bruch bei niedrigen Dehngrenzen hin zu einem interkristallinem Bruch bei hohen Festigkeiten, der durch das Verhalten der ausscheidungsfreien Zone dominiert wird.

Möglicherweise wären höhere Bruchzähigkeiten mit einer Glühung bei  $990^{\circ}\text{C}$

als bei der  $\beta$ -annealed Probenserie mit  $890^\circ\text{C}$  (eventuell auch  $850^\circ\text{C}$ ) möglich, bei noch niedrigeren Dehngrenzen als in dieser Arbeit eingestellt wurden, wenn man die Steigungen der Graphen zwischen  $670^\circ$  und  $590^\circ\text{C}$  als konstant annimmt. Solche geringen Dehngrenzen sind normalerweise nicht erwünscht, da sie meist zu hohen erforderlichen Querschnitten und somit zu hohem Bauteilgewicht führen.

Ein Unterschied zwischen den  $\beta$ -annealed und den bi-modalen Probenserien, der bei dem Betrachten der Bruchflächen auffällt, ist ein geringerer Anteil an Korngrenzenbruch bei den bi-modalen Zuständen. Dies könnte auf eine Rissablenkung durch die primären  $\alpha$ -Ausscheidungen hinweisen, welche an der Korngrenze gebildet worden sind und so die weiche ausscheidungsfreie Zone unterbricht. Daher wechselt der Risspfad von der Korngrenze ins Korninnere, sichtbar sind häufige Wechsel von inter- zu transkristallinen Brüchen in den Rasterelektronenmikroskopiebildern der Abbildung 4.32 i) und o).

## 5.5 Vergleich der Materialien

In diesem Kapitel sollen zusammenfassend beide Materialien verglichen werden. Bei den von der Firma Ladish und der Firma Fuchs zur Verfügung gestellten Materialien weist das von Fuchs einen höheren Aluminium- und einen kleineren Eisenanteil auf. Durch den höheren Aluminiumanteil ergibt sich für das Material von Fuchs ein höherer Aluminiumäquivalenzwert und bei gleicher Auslagerung gegenüber dem Material von Ladish ein höherer Anteil an  $\alpha$ -Phase im Gefüge.

In der Abbildung 5.2 ist je Probenserie ein Lichtmikroskopiebild (wiederholend) abgebildet, jeweils jenes mit der Auslagerung bei  $670^\circ\text{C}$ . Nun lässt sich die Mikrostruktur leichter vergleichen. In der oberen Reihe (a, b, c) sind die  $\beta$ -annealed Zustände und in der unteren (d und e) die bi-modalen Zustände abgebildet worden. Die große Korngröße des Zustandes aus dem Fuchsmaterial mit der Glühung bei  $990^\circ\text{C}$  ist nicht gut zu erkennen, da die primären  $\alpha$ -Ausscheidungen irritieren. Denn es existieren linienförmige Bereiche mit einem erhöhten Anteil an primären  $\alpha$ -Ausscheidungen, die leicht mit Korngrenzen verwechselt werden können. Die  $\beta$ -annealed Probenserie mit der Glühung bei  $890^\circ\text{C}$  aus dem Fuchsmaterial weist eine kleinere Korngröße auf als der von Ladish, aber dieser wurde vor der  $\beta$ -Glühung nicht verformt. Die Korngrößen der unverformten Zustände des Fuchsmaterials und des Ladishmaterials sind jedoch gleich. Die bi-modalen Proben des Fuchsmaterials zeigen eine etwas gröbere Mikrostruktur als die bi-modale Probenserie aus dem Ladishmaterial, dies liegt vor allem an der längeren Glühdauer aber auch an der etwas höheren Glühtemperatur. Die Ladishzustände, hier besonders die mit dem  $\beta$ -annealed

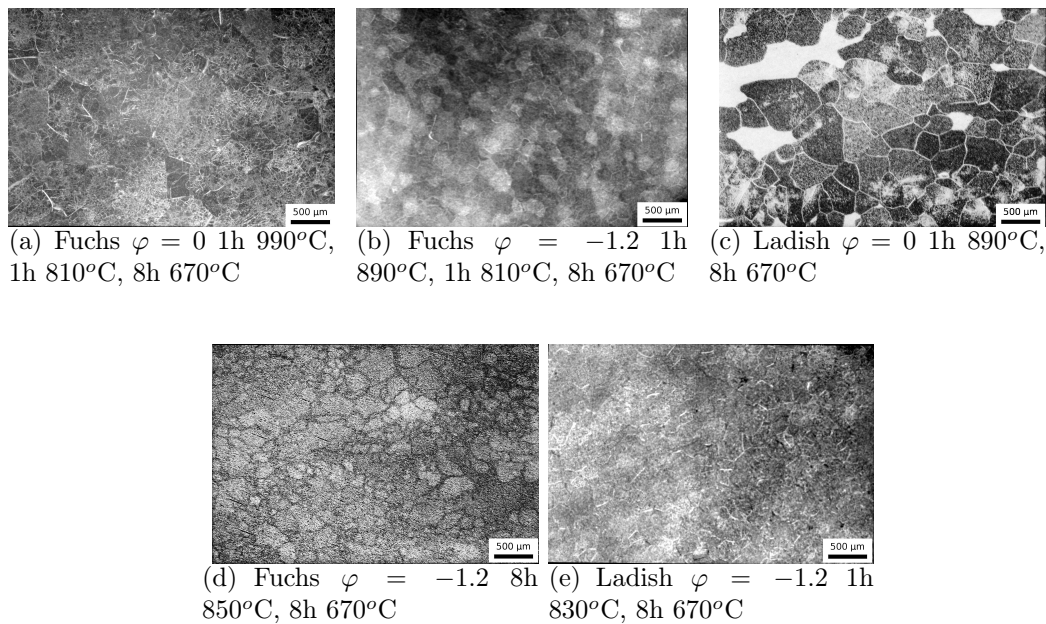


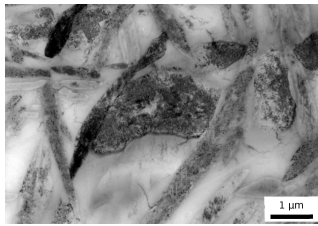
Abbildung 5.2: Lichtmikroskopiebilder bei niedriger Vergrößerung (20-fach)

Gefüge, zeigen eine inhomogene Korngröße, dies war bei den Proben aus dem Fuchsmaterial nicht zu beobachten. Dies könnte eine Folge der Vorbehandlung des Materials sein, da die grobe  $\beta$ -annealed Probenserie nicht umgeformt wurde, wurden auch keine neuen Körner gebildet. Dies erklärt auch die geringere Streuung der Korngröße der bi-modalen Zustände, welche umgeformt wurden.

In der Abbildung 5.3 sind TEM-Aufnahmen der beiden bi-modalen Probenserien zusammengefasst worden, auf der linken Seite a), e) und i) die Probenserie aus dem Material von Fuchs, sowie auf der rechten Seite b), f), h) und j) die Probenserie, die aus dem Material von Ladish hergestellt wurde. In diesen Abbildungen lassen sich die  $\alpha$ -Körner und die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen besser vergleichen. Die  $\alpha$ -Körner sind im Vergleich beim Fuchsmaterial länglicher und beim Ladishmaterial runder ausgebildet und mit einem Anteil von 2-3% bei dem Ladishmaterial deutlich höher liegt, denn bei dem Fuchsmaterial ließ sich der Anteil nicht eindeutig bestimmen.

Die Größen der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen der bi-modalen Probenserien sind recht ähnlich, bis auf die bei der niedrigsten Auslagerungstemperatur, da hier der größere Anteil an  $\alpha$ -Körnern des Ladishzustandes zu einem kleineren Volumenanteil an sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen führt und somit die größeren Abmessungen hervorruft.

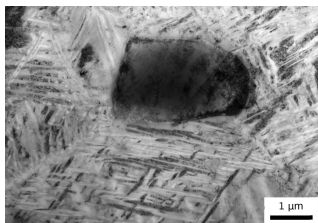
In der Abbildung 5.4 sind TEM-Aufnahmen der drei  $\beta$ -annealed Zustände



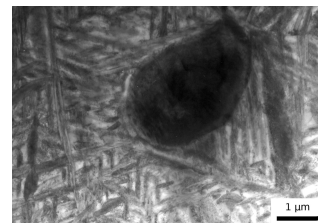
(a) 8h 670°C



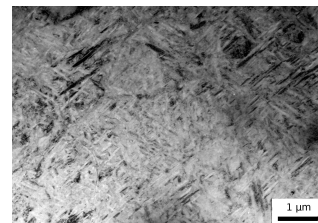
(b) 8h 670°C



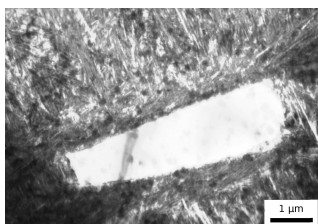
(e) 8h 590°C



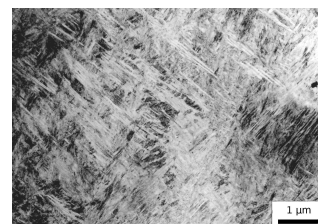
(f) 8h 590°C



(h) 8h 550°C



(i) 8h 400°C, 8h 510°C



(j) 8h 400°C, 8h 510°C

Abbildung 5.3: TEM-Bilder der Proben bei 10k-facher Vergrößerung; links: Fuchsmaterial, verformt, 8h 850°C; rechts: Ladishmaterial, verformt, 1h 830°C

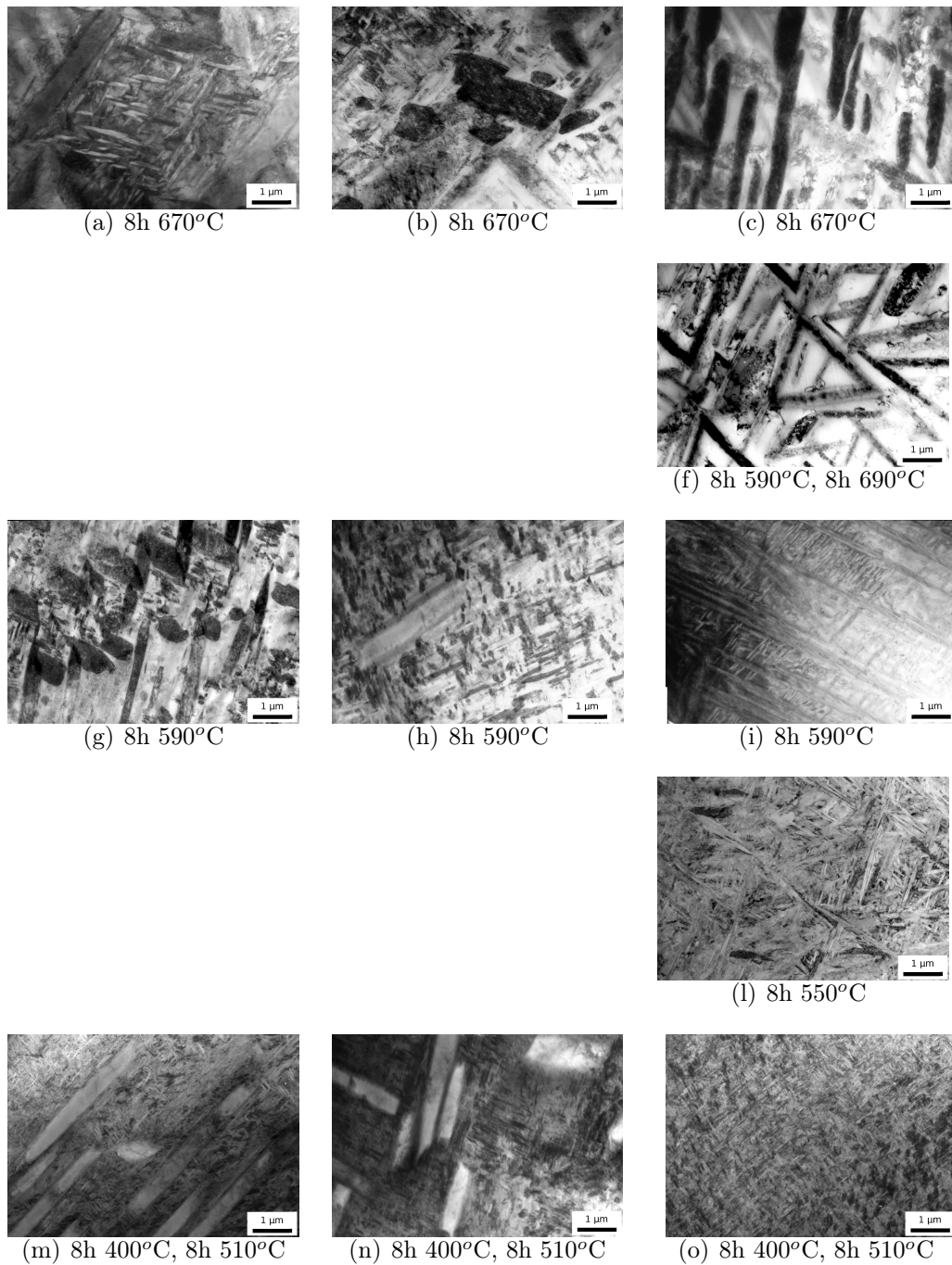


Abbildung 5.4: TEM-Bilder der Probenserien bei 10k-facher Vergrößerung; links: Fuchsmaterial, nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: Fuchsmaterial, verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: Ladishmaterial, unverformt 1h 890°C

zusammengefasst. Auch hier lassen sich die primären und sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen nun einfacher vergleichen. Bei den Ladishzuständen wurden keine primären  $\alpha$ -Ausscheidungen gebildet, bei Fuchs schon, dies ist auch deutlich sichtbar. Bei der hohen Auslagerungstemperatur von  $670^{\circ}\text{C}$  sind die Unterschiede in den sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen am ausgeprägtesten zwischen Ladish und Fuchs. Die sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen des Fuchsmaterials sind feiner als die des Ladish, die Unterschiede werden mit abnehmender Auslagerungstemperatur kleiner und gleichen sich an. Fuchs zeigt einen größeren Anteil der gesamten  $\alpha$ -Phase, also die Summe der Anteile von primären und sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen, da der Anteil an Aluminium und somit der Aluminiumäquivalenzwert bei diesem Material höher ist.

Nun zu den Auswirkungen der durch die thermomechanischen Behandlung eingestellten Mikrostruktur. Die Dehngrenze der Probenserien aus dem Material von Fuchs sind im Vergleich zu denen aus dem Material von Ladish bei den Auslagerungstemperaturen von  $670^{\circ}\text{C}$  und  $590^{\circ}\text{C}$  höher. Dies wird ein Effekt des höheren Anteils an  $\alpha$ -Phase der Legierung sein, bewirkt durch den höheren Aluminiumanteil. Die maximale Dehngrenze je Probenserie bei der Auslagerung von  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $510^{\circ}\text{C}$  staffelt sich nach dem Anteil der primären  $\alpha$ -Ausscheidungen. Die  $\beta$ -annealed Zustände des Fuchsmaterials liegen fast gleichauf, nächst höher liegt die Dehngrenze des bi-modalen Ladishzustandes mit dem etwas höheren Anteil an primären  $\alpha$ -Ausscheidungen, am zweithöchsten liegt die Dehngrenze des bi-modalen Fuchszustandes, mit dem geringen Anteil an primären  $\alpha$ -Ausscheidungen. Den höchsten Wert weist der  $\beta$ -annealed Zustand des Ladishmaterials auf, bei dem keine primären  $\alpha$ -Ausscheidungen gebildet wurden.

Die E-Moduln sind beim Fuchsmaterial tendenziell bei den Auslagerungstemperaturen von  $590^{\circ}\text{C}$  und  $670^{\circ}\text{C}$  höher als die des Ladishmaterials und steigen mit der Abnahme der Auslagerungstemperatur. Die höheren Werte des Fuchsmaterials können mit dem höheren Gesamtanteil der  $\alpha$ -Phase im Gefüge erklärt werden.

Hinsichtlich der Bruchdehnung scheint das Ladishmaterial ein besseres Potenzial zu haben, was jedoch durch die hohe Streuung der Messwerte nicht ausgenutzt und mit der inhomogenen Korngröße begründet werden kann. Die Dehnung nimmt generell mit abnehmender Korngröße zu.

Bei dem Vergleich der Bruchflächen werden auch hier die inhomogene Korngröße der  $\beta$ -annealed Probenserie des Ladishmaterials gegenüber den anderen Probenserien deutlich. Bei allen Serien steigt mit Abnahme der Auslagerungstemperatur und Zunahme der Dehngrenze der Anteil an Korngrenzenbruch. Der Anteil des Korngrenzenbruches ist bei dem Fuchsmaterial höher, beziehungsweise Korngrenzenbruch tritt bei dem Fuchsmaterial schon bei höhe-

ren Auslagerungstemperaturen auf. Das wiederum ist ein Effekt der höheren Dehngrenze, durch den höheren Anteil an  $\alpha$ -Phase und somit dem höheren Festigkeitsunterschied zwischen dem gehärteten Korninneren und der weichen ausscheidungsfreien Zone.

Im Vergleich der Ermüdungseigenschaften bei hohen Lastwechseln, also der Dauerschwingfestigkeit, zeigen alle feinen Gefüge eine geringere Dauerschwingfestigkeit bei der Auslagerung bei 400°C, 510°C als der Messwert bei der nächst höheren Auslagerungstemperatur, also 550°C bzw. 590°C, trotz der weiter angestiegenen Dehngrenze. Bei den groben Gefügen wurden im Gegensatz zu den feinen Korngrößen die höchsten Dauerschwingfestigkeiten bei den niedrigsten Auslagerungstemperaturen gemessen. Daraus folgt, dass die Probenreihen mit den kleinen Korngrößen, also alle bei denen im Schritt II der thermomechanischen Behandlung eine Umformung stattgefunden hatte, ein Maximum der Dauerschwingfestigkeit bei einer Auslagerungstemperatur von 550°C bis 590°C aufzeigen.

Beide bi-modale Probenreihen weisen im Bereich der Dehngrenzen von 1200 MPa bis 1600 MPa höhere Dauerschwingfestigkeiten als die  $\beta$ -annealed Zustände auf. Bei höheren Dehngrenzen nehmen die Unterschiede zwischen dem Inneren der Körner und deren Grenzflächen zu. Die bi-modalen Probenreihen weisen auf Grund der niedrigeren Glühtemperaturen und der kleinen Korngröße geringere weiche ausscheidungsfreie Zonen auf, sowie  $\alpha$ -Körner an den Korngrenzen, die diese Zonen unterbrechen und so zu höheren Dauerschwingfestigkeiten führen.

Die niedrigsten Auslagerungstemperaturen führen zu den höchsten Dehngrenzen. Jedoch sind diese maßgeblich durch den Anteil der primären  $\alpha$ -Ausscheidungen und  $\alpha$ -Körnern beeinflusst. Daher liegt die Dauerschwingfestigkeit des  $\beta$ -annealed Zustandes des Ladishmaterials bei einer Stauchgrenze von 1900 MPa höher als die der anderen Zustände.

Die Bruchflächen der Ermüdungsproben können in die Ermüdungsbruchfläche und die Restbruchfläche unterteilt werden. Der Anteil der Ermüdungsbruchfläche wird mit zunehmender Dehngrenze geringer, was auf eine Abnahme der Bruchzähigkeit schließen lässt. Die Restbruchflächen verhalten sich analog zu den Zugbruchflächen.

Das Hauptergebnis der Bruchmechanikversuche, ist die Bruchzähigkeit und wird unabhängig von der Probenreihe größer, je kleiner die Dehngrenze bzw. je höher die Auslagerungstemperatur ist. Generell zeigen die Probenreihen mit großen Korngrößen auch hohe Bruchzähigkeiten. Jedoch bildet das grobe  $\beta$ -annealed Gefüge aus dem Material von Fuchs eine Ausnahme, da hier beim Rissverlauf innerhalb des Kornes der Riss von den inhomogen verteilten primären  $\alpha$ -Ausscheidungen abgelenkt wird und so durch häufige Rissablen-

kung die Rauigkeit verkleinert wird.

Die bi-modalen Zustände, wobei das Fuchsmaterial da eine um  $50 \mu m$  größere Korngröße aufweist, zeigen sehr ähnliche Werte, bis auf die Werte bei der höchsten Dehngrenze, da hier der größere Anteil an  $\alpha$ -Körnern die Dehngrenze niedrig hält.

Auch bei den Bruchflächen der Bruchmechanikversuche zeigt sich, dass das Fuchsmaterial bei höheren Auslagerungen vermehrt Korngrenzenbruch aufweist. Auch bei den bi-modalen Zuständen zeigt das Fuchsmaterial einen mit der Dehngrenze zunehmenden Anteil an Korngrenzenbruch, auch wenn selbst bei der höchsten Dehngrenze noch ein deutlicher Anteil an transgranularem Bruch erkennbar ist.

# Kapitel 6

## Zusammenfassung und Ausblick

Die metastabile  $\beta$ -Titanlegierung Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr liegt bei Raumtemperatur zweiphasig vor, die Körner bestehen aus der  $\beta$ -Titanphase, in denen  $\alpha$ -Titanphase ausgeschieden wurde. Oberhalb der  $\beta$ -Transustemperatur von ca.  $860^\circ\text{C}$  löst sich die  $\alpha$ -Phase auf und die Legierung liegt einphasig in  $\beta$ -Mischkristallen vor. Unterhalb der  $\beta$ -Transustemperatur sinkt die Löslichkeit der  $\alpha$ -stabilisierenden Legierungselemente mit abnehmender Temperatur und es wird ein zunehmend größerer Anteil an  $\alpha$ -Phase ausgeschieden.

Es wurde Material von zwei verschiedenen Firmen (Otto Fuchs AG und Laidish) zur Verfügung gestellt, diese unterschieden sich leicht in ihrer chemischen Zusammensetzung. Das Material von Fuchs wies einen höheren Aluminiumanteil und somit auch einen höheren Aluminiumäquivalenzwert auf.

Diese Materialien wurden thermomechanisch behandelt und die sich daraus ergebenden Mikrostrukturen und die jeweiligen mechanischen Eigenschaften wie Dehngrenze, Bruchdehnung, Elastizitätsmodul, Dauerschwingfestigkeit und Bruchzähigkeit ermittelt und verglichen.

In der Abbildung 6.1 ist die übliche thermomechanische Behandlung schematisch

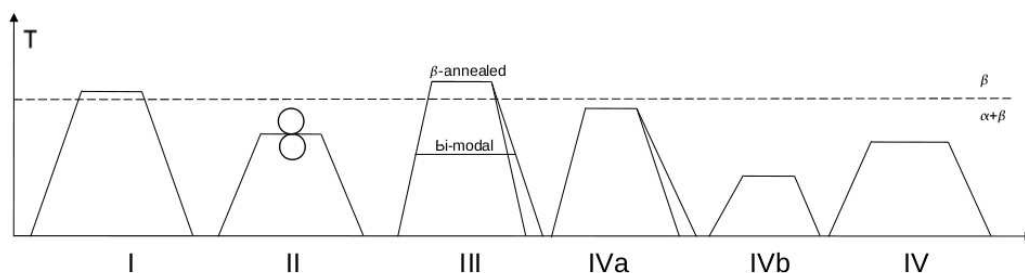


Abbildung 6.1: Schematischer Pfad der thermomechanischen Behandlung von Ti-5553

tisch dargestellt. Im Weiteren wird zusammengefasst, wie sich die thermomechanische Behandlung auf die Mikrostruktur auswirkt und somit die mechanischen Eigenschaften ändert. Durch die Schritte Umformung (II) und Glühung (III) können die Kornform, Korngröße und im Falle einer Glühung im  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet auch einen Teil der primären  $\alpha$ -Ausscheidungen definiert werden.

Bei einer Glühung (III) im  $\beta$ -Phasengebiet entsteht ein so genanntes  $\beta$ -annealed Gefüge, ein Gefüge mit großer Korngröße. Es wurden zwei  $\beta$ -annealed Probenserien ohne Umformung (II) erstellt. Zum einen eine Probenserie aus dem Ladishmaterial, die für eine Stunde  $30^\circ\text{C}$  oberhalb der  $\beta$ -Transustemperatur und zum anderen eine Probenserie aus dem Fuchsmaterial, die weitere  $100^\circ\text{C}$  höher geglüht wurde. Bei diesen Probenserien stellte sich eine Korngröße von  $500\ \mu\text{m}$  ein.

Durch eine Umformung (II) unterhalb der  $\beta$ -Transustemperatur werden Versetzungen in das Material eingebracht, die anschließend in der Rekristallisation (III) zur Keimbildung neuer Körner führen. Eine Verringerung der Diffusion durch geringere Glüh Temperatur und Glühdauer der Glühung (III) führt zu einer kleineren Korngröße, die kleiner sein kann als die vor der Verformung. Eine weitere  $\beta$ -annealed Probenserie des Fuchsmaterials wurde umgeformt und anschließend rekristallisiert, es ergab sich eine Korngröße von  $150\ \mu\text{m}$ .

Bei einer Glühung im  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet mit zwingend vorangegangener Umformung im  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet wird das bi-modale Gefüge eingestellt, durch eine geringere Glüh Temperatur im Zweiphasengebiet und gleicher Glühdauer bildet sich auch eine kleinere Korngröße. Aus jedem Material wurde auch je ein bi-modales Gefüge eingestellt, wobei das Ladishmaterial bei niedrigeren Temperaturen rekristallisiert wurde als das Fuchsmaterial. Bei der bi-modalen Probenserie des Ladishmaterials stellte sich eine Korngröße von  $150\ \mu\text{m}$  ein, die des Fuchsmaterials war  $200\ \mu\text{m}$ .

Eine inhomogene Korngröße, wie es in dieser Arbeit bei der  $\beta$ -annealed Probenserie des Materials von Ladish vorkam, sollte vermieden werden, denn diese führte zu großen Streuungen und somit zu unnötig niedrigen technisch verwendbaren Bruchdehnungen und Dauerschwingfestigkeiten.

Die sich bei der Glühung im  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet ausscheidenden  $\alpha$ -Körner bildeten sich bei der niedrigeren Glüh Temperatur des Ladishmaterials sphärisch aus und es stellte sich ein höherer Anteil ein. Diese Streuungen werden umso größer, je höher die Dehngrenze wird, da dann der Unterschied zwischen dem gehärteten Korninneren und den weichen Zonen an den Korngrenzen größer wird. Abhängig von der Glühung (III) ist auch die Ausprägung der Korngrenzen, also der ausgeschiedenen  $\alpha$ -Phase an den Korngrenzen zusammen mit den weichen ausscheidungsfreien Zonen. Die ausscheidungsfreien Zonen wer-

den bei gleicher Abkühlrate mit abnehmender Glüh­temperatur (III) geringer, lassen sich aber nicht gänzlich vermeiden. Das grobe  $\beta$ -annealed Gefüge aus dem Fuchsmaterial zeigte die größte Breite (für beide ausscheidungs­freie Zonen und den  $\alpha$ -Saum) mit etwa  $1\ \mu\text{m}$ , mit abnehmender Glüh­temperatur konnte sie auf  $0.1$  bis  $0.4\ \mu\text{m}$  bei dem bi-modalen Ladishmaterial reduziert werden. Nicht nur die Breite wird mit abnehmender Glühungsdauer geringer, sondern mit Verringerung der Korngröße wird auch die Länge der Korngrenzen und die Länge der ausscheidungs­freien Zone kleiner. Da die Risse bei höheren Festigkeiten meist in der weichen Zone gebildet werden, hat ein feineres Gefüge<sup>1</sup> einen positiven Einfluss auf die Duktilität und das Ermüdungsverhalten. Dagegen steigert eine größere Korngröße durch eine erhöhte Rissablenkung, also höhere Rauigkeit die Bruch­zähigkeit. Die Festigkeit kann davon unabhängig durch eine mehrstufige Auslagerung (IVa, IVb, IV) beeinflusst werden.

Bei der ersten Glühung (IVa) werden grobe primäre  $\alpha$ -Ausscheidungen im Inneren des  $\beta$ -Korns gebildet, der hierfür genutzte Anteil an  $\alpha$ -stabilisierenden Legierungselementen kann anschließend nicht mehr bei der Auslagerung (IV) zur Bildung der festigkeitsbestimmenden sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen dienen. Bei dem  $\beta$ -annealed Gefüge des Fuchsmaterials hat sich eine Ausscheidungs­breite von  $0,45\ \mu\text{m}$  eingestellt. Allgemein führt eine geringere Auslagerungstemperatur (IV) zu einem höheren Anteil, aber durch geminderte Diffusion zu kleineren  $\alpha$ -Ausscheidungen. Für Probenserien des Fuchsmaterials wurden je drei (Ladishmaterial: vier) Zustände mit unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen getestet. Für eine homogene Verteilung der  $\alpha$ -Ausscheidungen kann es bei niedrigen Auslagerungstemperaturen im Schritt IV sinnvoll sein, vorher im Schritt IVb der thermomechanischen Behandlung bei niedrigeren Temperaturen metastabile  $\beta'$ - und  $\omega$ -Ausscheidungen zu bilden, die in der anschließenden Auslagerung (IV) als Keimbildungspunkte der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen dienen. In dieser Arbeit wurde dies für die niedrigste Auslagerung (IV) durchgeführt, es ergibt sich so eine zweiteilige Wärmebehandlung. Bei den Probenserien ohne Glühung (IVa), also den groben  $\beta$ -annealed und den bi-modalen Zuständen, ergaben sich bei der höchsten Auslagerungstemperatur Dicken der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen von etwa  $0.27$ - $0.3\ \mu\text{m}$ , woraus sich Dehngrenzen von  $1020$  MPa bis  $1080$  MPa ergaben. Mit der nächst geringeren Auslagerungstemperatur ( $590^\circ\text{C}$ ) senkten sich auch die Ausscheidungs­dicken auf  $0.09$ - $0.12\ \mu\text{m}$ , bei diesen Zuständen wurden Dehngrenzen in einem Bereich von  $1250$ - $1290$  MPa ermittelt.

Bei den Probenserien mit primären  $\alpha$ -Ausscheidungen ergaben sich bei der höchsten Auslagerungstemperatur kleinere sekundäre  $\alpha$ -Ausscheidungen von  $0.13\ \mu\text{m}$ , bei geringfügig höheren Dehngrenzen von  $1080$ - $1100$  MPa. Die Dicken

---

<sup>1</sup>durch kleinere Längen und Breiten der ausscheidungs­freien Zonen

der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen verringerten sich auf 0.08-0.09  $\mu\text{m}$  bei der nächst geringeren Auslagerungstemperatur und korrelieren mit der auf 1220-1290 MPa steigenden Dehngrenze.

Bei allen Probenreihen ergab sich bei der Auslagerung mit der geringsten Temperatur eine Breite der Ausscheidungen von 0.2-0.3  $\mu\text{m}$  bis auf die bi-modale Probenreihe des Ladishmaterials, bei der sich etwas größere Ausscheidungen von 0.04-0.05  $\mu\text{m}$  bildeten. Diese geringen Abstände führten zu Stauchgrenzen von 1560-1900 MPa.

Mit geringer werdenden Abständen zwischen den sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen wird die Versetzungsbewegung erschwert. Daher bilden sich kleinere stufenförmige Vertiefungen und Erhöhungen durch Versetzungsbewegung an der Probenoberfläche. Die Spannungsüberhöhungen an diesen Stufen werden kleiner, was dann erst bei höheren Spannungen zur Rissbildung führt und somit der Wert der Dauerschwingfestigkeit steigt. Bei den niedrigsten Dehngrenzen stellten sich Dauerschwingfestigkeiten von 525-550 MPa ein, die bei den mittleren Festigkeiten zu Beträgen von 625-725 MPa anstiegen. Zu den höchsten Dehngrenzen hin stieg die Dauerschwingfestigkeit meist nicht mehr an, es ergaben sich Werte von 625-700 MPa.

Die Bruchzähigkeit sinkt zusammen mit der plastischen Verformbarkeit der Zustände, von 53-74 MPa bei den niedrigsten Festigkeiten zu 23-31 MPa bei den höchsten Dehngrenzen. Auch leichte Änderungen der Legierungszusammensetzung beeinflussen die durch die thermomechanische Behandlung eingestellten mechanischen Eigenschaften. Der höhere Anteil an Aluminium in dem Fuchsmaterial bewirkt bei gleicher Auslagerungstemperatur die Bildung eines höheren Anteils an  $\alpha$ -Phase, was zu höheren Dehngrenzen und Dauerschwingfestigkeiten, aber auch zu niedrigeren Bruchdehnungen und Bruchzähigkeiten führt.

Die zur Zeit üblichen thermomechanischen Behandlungen beschränken sich auf Dehngrenzen unter 1200 MPa, da dies zu vielseitig einsetzbaren Eigenschaftsprofilen führt.

Es ist jedoch möglich diese Legierung Ti-5553 hinsichtlich einer beliebigen mechanischen Eigenschaft zu optimieren, dabei ändern sich mit der Optimierung auch die anderen mechanischen Eigenschaften, die Tendenzen wurden in der Tabelle 6.1 dargestellt.

Wie durch eine Anpassung der thermomechanischen Behandlung eine Erhöhung einer bestimmten mechanischen Eigenschaft möglich ist und wie sich dies auf die anderen Eigenschaften auswirkt, wird nun für den technologisch wichtigen Teil des untersuchten Bereiches der Dehngrenzen von 1020 MPa bis etwa 1300 MPa<sup>2</sup> beschrieben:

---

<sup>2</sup> was den Auslagerungen bei 670°C und 590°C entspricht

Tabelle 6.1: Tendenzen der Mikrostrukturparameter und einiger mechanischer Kennwerte in Abhängigkeit der thermomechanischen Behandlung

	<i>Vol.</i> % $\alpha$ -Ausscheidungen	Korn- größe	$\sigma_{0.2}$	$A_5$	$\sigma_{10^7}$	$K_{IC}$
steigende Verformung (II) und fallende Rekr.-temperatur (III)	0	↓	0	↑	↑	↓
sinkende Auslagerungstemperatur (IV)	↑	0	↑	↓	↑	↓

### Erhöhung der Festigkeit

Die Festigkeit hängt ausschließlich von den Abständen zwischen und der Größe der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen ab. Eine Verringerung dieser Größen lässt sich durch eine **niedrige Auslagerungstemperatur (IV)** erreichen. Die niedrigere Beweglichkeit der Versetzungen verkleinert die lokalen Spannungsüberhöhungen an den Stufen der Probenoberfläche. Bei sämtlichen Probenreihen stieg mit der Dehngrenze die Dauerschwingfestigkeit aus einem Bereich von 525-550 MPa auf 625-725 MPa an. Durch die kleinen Abstände zwischen den Ausscheidungen wird die Versetzungsbewegung erschwert und somit auch die Duktilität geringer. Dies wurde bei allen Probenreihen beobachtet, beispielsweise sinkt die Bruchdehnung  $A_5$  von etwa 9% auf 1,5-1,7% bei den feinen Gefügen des Fuchsmaterials. Mit sinkender Duktilität, also mit sinkender plastischer Verformbarkeit, verringert sich auch die plastische Zone an der Risspitze, daher nimmt auch die Bruchzähigkeit ab. Auch dies war bei allen Probenreihen beobachtbar, so war bei beiden  $\beta$ -annealed Probenreihen des Fuchsmaterials ein Abfall der Bruchzähigkeit von 53 auf 36 bzw. 38  $MPa\sqrt{m}$  zu verzeichnen.

### Erhöhung der Duktilität

Die plastische Verformbarkeit wird durch die Versetzungsbewegung bestimmt, somit sind größere Abstände zwischen den sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen vorteilhaft. Dies kann durch eine **hohe Auslagerungstemperatur** und / oder einen hohen Anteil an primären  $\alpha$ -Ausscheidungen erreicht werden, der während der **Glühung IVa** eingestellt wird. Bei den beiden groben  $\beta$ -annealed Gefügen ergab sich ein Anstieg der Duktilität von 0.4 zu 2.8% bei Fuchs bzw. von 0.5 auf 6,7% bei Ladish, durch Anheben der Auslagerungstemperatur (IV). Jedoch sinken durch die großen Abstände zwischen den sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen die Dehngrenze und die Dauerschwingfestigkeit.

Weiterhin hat auch die Rissbildung durch lokale Spannungsüberhöhungen einen

Einfluss darauf, wann die Probe bricht und somit auch auf die Bruchdehnung. Bei dieser metastabilen  $\beta$ -Titanlegierung bilden sich die entscheidenden Spannungsüberhöhungen an Versetzungsaufstauungen innerhalb der ausscheidungsfreien Zonen. Diese Zonen wiederum können zusammen mit der Korngröße durch **Absenkung der Glühtemperatur und -dauer der Glühung (III)** und Durchführung einer **Umformung (II) im  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet** verringert werden. Es ergibt sich bei ähnlicher Dehngrenze eine höhere Duktilität der feineren bi-modalen im Vergleich zu den groben  $\beta$ -annealed Gefügen. Am deutlichsten ist dies bei dem Ladishmaterial mit der hohen Auslagerung 6,7% gegenüber 12,4% und bei der niedrigeren Auslagerungstemperatur von 590°C mit 0,5% gegenüber 6,9% zu sehen. Es bieten sich hier **bi-modale Gefüge** an, da die  $\alpha$ -Körner das Kornwachstum verringern und eine kleinere ausscheidungsfreie Zone aufweisen. Zusätzlich können die  $\alpha$ -Körner den kontinuierlichen  $\alpha$ -Saum unterbrechen. Die Verringerung der lokalen Spannungsüberhöhungen hat auch einen Effekt auf die Rissbildung bei wechselnder Belastung, daher steigt tendenziell die Dauerschwingfestigkeit. Eine kleine Korngröße führt zu einer geringeren Rissablenkung bei instabilem Rissfortschritt, verringert also die Rauigkeit der Bruchfläche, was zu geringen Bruchzähigkeitswerten führt.

#### **Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit bei hohen Lastwechseln**

Innerhalb einer Korngröße kann die Dauerschwingfestigkeit durch Verminderung der Gleitstufen an der Probenoberfläche erhöht werden. Eine Verringerung der Beweglichkeit der Versetzungen erreicht man indem die Abstände zwischen den  $\alpha$ -Ausscheidungen zusammen mit der **Auslagerungstemperatur (IV) verringert werden**. Bei niedrigen Festigkeiten (1020-1100 MPa) wurden für alle Probenserien Dauerschwingfestigkeiten von 525-550 MPa festgestellt. Bei höheren Festigkeiten werden die Unterschiede in den Festigkeiten zwischen Korninnerem und der ausscheidungsfreien Zone deutlicher, was dazu führt, dass sich die Versetzungen leichter in den ausscheidungsfreien Zonen bewegen können als im Korninnerem. Die Dauerschwingfestigkeit des groben  $\beta$ -annealed Gefüges aus dem Fuchsmaterial steigt geringer auf 625 MPa an als das feine, bei dem der Wert auf 675 MPa steigt. Bei dem bi-modalen Gefüge aus dem Fuchsmaterial steigt die Dauerschwingfestigkeit sogar auf 725 MPa. Beide Probenserien des Ladishmaterials steigen auf 675 MPa an. Eine verminderte Versetzungsbewegung führt zu einer erhöhten Dehngrenze, aber auch zu verringerter Bruchdehnung und Bruchzähigkeit, wie es oben schon beschrieben wurde.

Weiterhin können durch eine Verringerung der Korngröße, also durch eine **Verringerung der Glühtemperatur und der Glühzeit der Glühung (III)**, auch die ausscheidungsfreien Zonen klein gehalten werden. Durch Einstellen

eines **bi-modalen Gefüges**, indem man die Glüh­temperatur (III) innerhalb des  $\alpha + \beta$ -Zwei­phasengebiets durch­führt, kann die Korn­größe weiter ge­senkt werden. Wo­durch die hö­heren Dehn­grenzen der feinen Gefüge bezogen auf die Festigkeit er­klärt werden können. Die ver­ringerten Span­nungsüberhö­hungen haben zu­sätzlich einen po­sitiven Ein­fluss auf die Bruch­dehnung. Aber die kleine Korn­größe ver­ringert auch die Riss­ablenkung, somit ver­liert die Ge­walt­bruch­fläche an Rau­igkeit und die Bruch­zähigkeit ver­ringert sich.

### Erhöhung der Bruch­zähigkeit

Einen großen Bei­trag zu der Bruch­zähigkeit hat der in­trinsische Anteil, dieser hängt von der plas­tischen Ver­formung an der Riss­spitze, also von der Ver­setzungs­bewegung ab. Somit wirkt sich eine Ver­größerung der Ab­stände der sekun­dären  $\alpha$ -Aus­scheidungen durch eine **hohe Auslagerungs­temperatur (IV)** auch po­sitiv auf die Bruch­zähigkeit aus. Bei niedrigen Dehn­grenzen wur­den je Proben­serie auch die hö­chsten Bruch­zähigkeiten (53-74 MPa) ge­messen. Die Steigung der Graphen der Bruch­zähigkeit gegen­über der Dehn­grenze in ei­nem Bere­ich von 1000 MPa bis 1300 MPa nimmt mit stei­gender Korn­größe zu, was die Ab­hängigkeit von der plas­tischen Ver­formung an der Riss­spitze be­stätigt. Aber durch die leichtere Be­weglichkeit der Ver­setzungen sin­ken, wie oben be­schrieben, die Werte der Dehn­grenze und der Dau­erschwing­festigkeit.

Die Bruch­zähigkeit wird weiter­hin direkt von dem geo­metrischen Anteil be­ein­flusst, dieser hängt von der Riss­ablenkung ab, was sich auf die Rau­igkeit der Ge­walt­bruch­fläche aus­wirkt. Die Riss­ablenkung ist von der Korn­größe ab­hän­gig, da der Riss spä­testens beim Wech­sel der Kör­ner durch deren un­terschied­liche Ori­entierung seine Rich­tung wech­seln muss. Daher führt eine Ver­größerung des Gefüges, durch **Erhöhung der Glüh­temperatur und/oder Ver­länge­rung der Glüh­zeit der Glühung (III)** und der Ein­satz der  $\beta$ -annealed **Mikrostruktur**, zu hö­heren Bruch­zähigkeiten. Dies lässt sich aus den hö­heren Bruch­zähigkeiten des groben  $\beta$ -annealed Gefüges ( $74/48 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ) gegen­über dem bi-modalen Gefüge ( $65/43 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ) ableiten. Be­stätigt wurde es im Ver­gleich zwi­schen dem et­was grö­ßeren bi-modalen ( $62/40 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ) gegen­über dem feinen  $\beta$ -annealed Gefüge ( $53/38 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ) des Fuchsmaterials.

Die Bruch­zähigkeiten der groben zeigen gegen­über der feinen  $\beta$ -annealed Proben­serie kei­nen An­stieg ( $53/36 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ). Diese ge­ringen Werte lassen sich wahr­scheinlich durch die nicht ho­mogen ver­teilten primären  $\alpha$ -Aus­scheidungen er­klären, die sich ent­lang von Linien in einer hö­heren Dichte ge­bildet haben. Da sich der Riss bei Riss­ausbrei­ung im Korn­inneren von dem primären  $\alpha$ -Aus­scheidungen lei­ten lässt, ver­ringert sich die Riss­ablenkung. Die Proben dieser Serie wur­den nicht um­ge­formt, daher ist es mög­lich dass die in­homo­gene Ver­teilung sich aus einer An­sammlung an  $\alpha$ -Phase, wie zum Bei­spiel dem  $\alpha$ -Saum aus dem Gefüge vor der Glühung (III), ge­bildet hat. Jedoch hat, wie

oben beschrieben, eine große Korngröße negative Auswirkung auf die Rissbildung und führt zwangsweise zu abnehmender Bruchdehnung und abnehmender Dauerschwingfestigkeit. Bei einer hohen Bruchzähigkeit wechselt der Bruch erst bei größeren Anrissen zu einem instabilen Rissfortschritt. Diese großen Anrisse können leichter in der Wartung, zum Beispiel bei einer Ultraschall- oder Röntgenuntersuchung vor dem finalen Bauteilversagen entdeckt werden.

Bei einer groben bi-modalen Struktur wurden durch die  $\alpha$ -Körner an den  $\beta$ -Korngrenzen erzwungene Wechsel von Korngrenzenbruch zu transkristallinem Bruch beobachtet, was scheinbar die Bruchzähigkeit positiv beeinflusste.

Die Optimierung zu hohen Dehngrenzen hängt nur von den sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen, also der Auslagerung, aber nicht von der Glühung (III) ab. Alle anderen Optimierungen hinsichtlich einer anderen mechanischen Eigenschaft hängen sowohl von der Korngröße als auch von den sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen ab. Im Allgemeinen werden sich daher bei einer massiven Erhöhung einer mechanischen Eigenschaft andere mechanische Eigenschaften teils stark reduzieren. Somit wird ein Kompromiss nötig sein, damit die Anforderungen bestmöglich erfüllt werden können. Mit Hilfe dieser Arbeit ist es nun möglich, durch die festgestellten Beziehungen zwischen der thermomechanischen Behandlung, der sich ausbildenden Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften eine geeignete thermomechanische Behandlung zu wählen.

Oberhalb von Dehngrenzen mit Werten von etwa 1300 MPa ändert sich das Verhalten aller Probenreihen. Die Bruchdehnung ist hier sehr gering, bei weiter ansteigender Dehngrenze (über 1400 MPa) sinkt die Bruchdehnung unter 0.2% plastische Verformung. Der Anteil des Korngrenzenbruchs steigt weiter an und dominiert das Bruchverhalten, der Riss breitet sich bevorzugt entlang der ausscheidungsreichen Zonen aus. Durch Glühtemperaturen der Glühung (III) und (IVa) im  $\alpha + \beta$ -Phasengebiet oberhalb der Auslagerungstemperatur binden primäre  $\alpha$ -Ausscheidungen einen Teil der  $\alpha$ -Stabilisatoren. Deren Anteil und Größe wird mit ansteigender Glühungstemperatur kleiner. Der gebundene Anteil der  $\alpha$ -Stabilisatoren kann bei der Auslagerung (IV) nicht mehr zur Bildung der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen genutzt werden, dies führt zu einer geringeren maximalen Dehngrenze. Um die maximale Dehngrenze zu erreichen, sollte der Schritt IVa ausgelassen werden. Die Stauchgrenzen nehmen also bei gleicher Auslagerung mit abnehmendem Anteil an primärer  $\alpha$ -Phase von 1570/1600 MPa ( $\beta$ -annealed, Fuchsmaterial), 1660 MPa (bi-modal, Ladishmaterial) über 1830 MPa (bi-modal, Fuchsmaterial) bis maximal 1900 MPa ( $\beta$ -annealed, Ladishmaterial, ohne primäre  $\alpha$ -Phase) zu.

Die Dauerschwingfestigkeit nimmt bei den getesteten feinkörnigen Zuständen bis zu Dehngrenzen von etwa 1400 MPa nochmals zu (auf 725 MPa), oberhalb

davon sinkt sie bei den meisten Probenreihen wieder um 25 MPa (bzw. 50 MPa bei dem feinen  $\beta$ -annealed Gefüge des Fuchsmaterials) ab. Nur bei den Probenreihen mit dem groben  $\beta$ -annealed Gefüge war ein weiterer Anstieg um je 25 MPa festgestellt worden. Die Abflachung der Kurve kann mit den großen Festigkeitsunterschieden zwischen den weichen Zonen an den Korngrenzen und dem Korninneren begründet werden, da sich hier auf relativ langen Strecken die Versetzungen bewegen können, ergeben sich Spannungsüberhöhungen, an denen sich die Risse bilden.

Es wurde eine Zunahme der Rissinitiierungsstellen an Korngrenzen im Inneren der Probe mit zunehmenden Dehngrenzen festgestellt. Dies lässt sich über einen dem Korngrenzgleiten ähnlichen Mechanismus erklären. Die Körner bewegen sich durch Versetzungsbewegung entlang ihrer ausscheidungsfreien Zonen und so entstehen an den Trippelpunkten hohe lokale Spannungen, an denen sich der Riss bildet.

Die Bruchzähigkeit nimmt mit weiter ansteigender Dehngrenze oberhalb von 1300 MPa ( $\beta$ -annealed, Ladish oberhalb von 1400 MPa) geringer ab. Bei den meisten Probenreihen von  $38-41 \text{ MPa}\sqrt{m}$  auf  $23-24 \text{ MPa}\sqrt{m}$ , außer bei der groben  $\beta$ -annealed Serie des Fuchsmaterials. Durch den höheren Festigkeitsunterschied zwischen Korninnerem und den ausscheidungsfreien Zonen steigt auch der Anteil an Korngrenzenbruch. Die ausscheidungsfreien Zonen leiten den Riss entlang der Korngrenzen und bestimmen so die Rissablenkung. Da die Ausprägung der ausscheidungsfreien Zonen nicht von der Aushärtung beeinflusst wurden, kommt es zu dieser geringer werdende Abhängigkeit von der Dehngrenze.

Bei der groben  $\beta$ -annealed Probenreihe sinkt der Wert nur von 36 auf  $31 \text{ MPa}\sqrt{m}$ , diese geringe Verringerung kommt daher zustande, dass die Bruchzähigkeiten dieser Probenreihe bei geringen Festigkeiten durch die inhomogen verteilten primären  $\alpha$ -Ausscheidungen sehr gering waren. Die Erhöhung der Bruchzähigkeit führte nun zu vermehrtem Korngrenzenbruch, an dem die primären  $\alpha$ -Ausscheidungen nicht beteiligt sind und so die hohe beobachtete Rauheit der Probe erklären.

Zusammenfassend konnten die Grundlagen der Hypothese zum Verhalten der Bruchzähigkeit bei Steigerung derselben bestätigt werden, bei relativ niedrigen Dehngrenzen (unter 1300 MPa), weisen die Bruchzähigkeiten von Probenreihen mit größerer Korngröße ein höheres Niveau auf (größerer geometrischer Anteil) und eine stärkere Abnahme der Bruchzähigkeit mit Zunahme der Dehngrenze (größere Abhängigkeit des intrinsischen Anteils) als Probenreihen mit kleinerer Korngröße. Jedoch ändern sich bei der Legierung Ti-5553 oberhalb von 1300 MPa die Bruchmechanismen und die Hypothese ist dort nicht mehr anwendbar.

Die Kenntnis dieser Zusammenhänge trägt wesentlich dazu bei, dass das Festigkeitspotential auch oberhalb von 1200 MPa der Legierung Ti-5553 besser genutzt werden kann. Die Tabelle 6.1 kann genutzt werden, um bestehende thermomechanische Behandlungen zu optimieren und abzuschätzen, welche anderen mechanischen Eigenschaften sich dabei auch ändern.

Für eine vollständige Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur fehlen noch Untersuchungen zu dem stabilen Rissausbreitungsverhalten.

# Literaturverzeichnis

- [BB05] R.R. Boyer and R.D. Briggs. The use of  $\beta$ -titanium alloys in the aerospace industry. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 14(6):681–685, 2005.
- [BCH<sup>+</sup>83] H.J. Bargel, P. Cardinal, Hilbrands H., G. Schulze, and G. Wurzel. *Werkstoffkunde*. 1983.
- [Boy10] R.R. Boyer. Attributes, characteristics and applications of titanium and its alloys. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 62(5):21–24, 2010.
- [BSN07] Y Bruhis, W. Sebring, and D. Noland. High performance milling in aerospace materials. 2007.
- [CD77] R. Chait and T.S. DeSisto. The influence of grain size on the high cycle fatigue crack initiation of a metastable  $\beta$ -Ti alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 8(6):1017–1020, 1977.
- [CF77] J.C. Chesnutt and F.H. Froes. Effect of  $\alpha$ -phase morphology and distribution on the tensile ductility of a metastable  $\beta$ -titanium alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 8(6):1013–1017, 1977.
- [Cha75] R. Chait. Factors affecting the tensile ductility of a metastable  $\beta$ -titanium alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 6(12):2301–2303, 1975.
- [CLJ07] N. Clement, A. Lenain, and P.J. Jacques. Mechanical property optimization via microstructural control of new metastable beta titanium alloys. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 59(1):50–53, 2007.
- [DP64] RW Davidge and PL Pratt. Plastic deformation and work-hardening in NaCl. *physica status solidi (b)*, 6(3):759–776, 1964.

- [Fan05] J.C. Fanning. Properties of TIMETAL 555 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.6 Fe). *Journal of Materials Engineering and Performance*, 14(6):788–791, 2005.
- [Fer05] J.G. Ferrero. Candidate materials for high-strength fastener applications in both the aerospace and automotive industries. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 14(6):691–696, 2005.
- [GBD<sup>+</sup>09] A.F. Gerday, M.B. Bettaieb, L Duchêne, N. Clément, H. Diarra, and Habraken. A.M. Interests and limitations of nanoindentation for bulk multiphase material identification: Application to the  $\beta$  phase of Ti-5553. *Acta Materialia*, 57(17):5186–5195, 2009.
- [GJ60] J.J. Gilman and W.G. Johnston. Behavior of individual dislocations in strain-hardening fcc crystals. *Journal of applied Physics*, 31(4):687–692, 1960.
- [Gre94] J.K. Gregory. Fatigue crack propagation in titanium alloys. 1994.
- [Hil60] R. Hill. *The mathematical theory of plasticity*. Oxford : Clarendon Press, 1, repr. edition, 1960.
- [JG59] W.G. Johnston and J.J. Gilman. Dislocation velocities, dislocation densities and plastic flow in lithium fluoride crystals. *Journal of applied Physics*, 30(4):129–144, 1959.
- [Kru07] T. Krull. *Bruch- und Ermüdungsverhalten der  $\beta$ -Titanlegierung Ti-6246 bei sehr hohen Festigkeiten*. Shaker Verlag, 2007.
- [LW07] G. Lütjering and J.C. Williams. *Titanium*. Springer Verlag, 2007.
- [MSM71] D. Munz, K. Schwalbe, and P. Mayr. *Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe*. Vieweg Braunschweig, 1971.
- [NBS<sup>+</sup>09] S. Nag, R. Banerjee, R. Srinivasan, J.Y. Hwang, M. Harpers, and H.L. Franzer.  $\omega$ -Assisted nucleation and growth of  $\alpha$  precipitates in the Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe  $\beta$ -Titanium alloy. *Acta Materialia*, 57(7):2136–2147, 2009.
- [Oro34] E. Orowan. Zur Kristallplastizität. III. *Zeitschrift für Physik*, 89(9):634–659, 1934.
- [Pet54] N. Petch. The fracture of metals. *Progress in Metal Physics*, 5:1–52, 1954.

- 
- [RV07] D Radaj and M. Vormwald. *Ermüdungsfestigkeit Grundlagen für Ingenieure*. Springer, 2007.
- [Sch80] K.H. Schwalbe. *Bruchmechanik metallischer Werkstoffe*. Hanser Munchen, 1980.
- [VLBB05] S. Veeck, D. Lee, R.R. Boyer, and R. Briggs. The Castability of Ti-5553 Alloy: Its Microstructure and Properties. *Journal of Advanced Materials*, 37(4), 2005.



# Abbildungsverzeichnis

1.1	Vergleich der verwendeten Materialien der Boeing 777 und der Boeing 787 [BSN07] . . . . .	2
2.1	Schematischer Schnitt durch ein pseudo-binäres Phasendiagramm für Titanlegierungen [CLJ07] . . . . .	6
2.2	Die Aluminium- und Molybdänäquivalenzen einiger Titanlegierungen und deren Zuordnung [CLJ07] . . . . .	7
2.3	Schaubild für die $\beta$ -annealed Wärmebehandlung in Anlehnung an Lütjering et al.[LW07] . . . . .	9
2.4	Annahme des Verhaltens der Dehngrenze über der Auslagerungszeit bei verschiedenen Auslagerungstemperaturen . . . . .	11
2.5	Vergleichende Aufnahmen der Legierung TI-88823 [Cha75] . . . . .	12
2.6	Schaubild für die bi-modale Wärmebehandlung in Anlehnung an Lütjering et al.[LW07] . . . . .	13
2.7	Rissbildung durch Korngrenzengleitung [MSM71] . . . . .	16
2.8	Bruchmechanismen nach Schwalbe [Sch80] . . . . .	18
2.9	Bruchmechanismen für Brüche an Korngrenzen nach Schwalbe [Sch80] . . . . .	19
2.10	Schematisches Verhalten der Bruchzähigkeit $K_{IC}$ über der Dehngrenze $\sigma_{0.2}$ nach der Hypothese von Krull [Kru07] . . . . .	20
2.11	Landefahrwerk der Boeing 787 mit markierten Bauteilen, bei denen Ti-5553 verwendet werden könnte. [Boy10] . . . . .	22
2.12	Festigkeitswerte in MPa abgebildet mit Kreisen und die Bruchdehnungswerte als Dreiecke über der Auslagerungstemperatur. Die gestrichelte Linie zeigt das Verhalten mit spröden Bruch an. [CLJ07] . . . . .	23
2.13	Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen, a)-c) $\beta$ -annealed Proben mit folgenden Auslagerungstemperaturen: a) 800°C, b) 700°C, c) 500°C und in d) ein bi-modaler Zustand [CLJ07] . . . . .	24

3.1	Lichtmikroskopieaufnahmen des Auslieferungszustandes des Ladishmaterials in der linken Spalte und die des Fuchsmaterials in der rechten. . . . .	27
3.2	Übersicht über die Entnahme der Proben . . . . .	30
3.3	Lage der Zug-, Wöhler- (P) und der CT-Proben (C) . . . . .	31
3.4	Anordnung der Proben in den Platten für die bi-modalen Gefüge	32
3.5	Schematische Darstellung des elektrolytischen Polierens für die TEM-Präparation . . . . .	33
3.6	Proben für den Zugversuch . . . . .	34
3.7	SN-Proben zur Bestimmung der Dauerschwingfestigkeit ( $\sigma_{10^7}$ ) .	36
3.8	CT-Proben mit denen der $K_{IC}$ -Wert bestimmt werden soll . . .	38
4.1	Korngröße und -struktur der Probenserien des Ladishmaterials im Vergleich . . . . .	42
4.2	Lichtmikroskopiebilder der Proben aus dem Ladishmaterial bei 20-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C . . . . .	44
4.3	Lichtmikroskopiebilder der Proben aus dem Ladishmaterial bei 1000-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C . . . . .	45
4.4	TEM-Bilder der Proben aus dem Ladishmaterial bei 10k-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C . . . . .	46
4.5	TEM-Bilder der Proben aus dem Ladishmaterial bei 28k-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C . . . . .	47
4.6	Lichtmikroskopiebilder der Proben aus dem Fuchsmaterial bei 20-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C . .	50
4.7	Lichtmikroskopiebilder der Proben aus dem Fuchsmaterial bei 1000-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C . .	51
4.8	TEM-Bilder der Probenserien aus dem Fuchsmaterial bei 10k-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C . . . . .	52
4.9	TEM-Bilder der Probenserien aus dem Fuchsmaterial bei 28k-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C . . . . .	53
4.10	Aufnahmen von Korngrenzen, Ladishmaterial . . . . .	56
4.11	Dehngrenze über Anlasstemperatur . . . . .	59

4.12	REM-Bilder der Zugproben aus dem Ladishmaterial bei 20-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C . . . . .	60
4.13	REM-Bilder der Zugproben aus dem Ladishmaterial bei 100-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C . . . . .	61
4.14	REM-Bilder der Zugproben aus dem Fuchsmaterial bei 20-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C . . . . .	65
4.15	REM-Bilder der Zugproben aus dem Fuchsmaterial bei 100-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C . . . . .	66
4.16	Wöhlerkurven des Ladishmaterials, $\beta$ -annealed, unverformt, 1h 890°C, getestet bei R=-1 . . . . .	70
4.17	Wöhlerkurven des Ladishmaterials, bi-modal, verformt, 1h 830°C, getestet bei R=-1 . . . . .	70
4.18	Wöhlerkurven des Fuchsmaterials, $\beta$ -annealed, unverformt, 1h 990°C, 1h 810°C, getestet bei R=-1 . . . . .	71
4.19	Wöhlerkurven des Fuchsmaterials, $\beta$ -annealed, verformt, 1h 890°C, 1h 810°C, getestet bei R=-1 . . . . .	71
4.20	Wöhlerkurven der Fuchsmaterials, bi-modal, verformt, 1h 850°C, getestet bei R=-1 . . . . .	72
4.21	Diagramm der Dauerschwingfestigkeit über der Auslagerungstemperatur . . . . .	73
4.22	Diagramm der Dauerschwingfestigkeit über der Dehngrenze . . . . .	74
4.23	REM-Bilder der SN-Proben aus dem Ladishmaterial bei 25-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C . . . . .	75
4.24	REM-Bilder der SN-Proben aus dem Ladishmaterial bei 200-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C . . . . .	76
4.25	REM-Bilder der SN-Proben aus dem Fuchsmaterial bei 25-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C . . . . .	78
4.26	REM-Bilder der SN-Proben aus dem Fuchsmaterial bei 200-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C . . . . .	79
4.27	Übersicht der $K_{IC}$ -Werte über der Temperatur . . . . .	84
4.28	Übersicht der $K_{IC}$ -Werte über der Dehngrenze . . . . .	84

4.29	Bilder der Proben aus dem Ladishmaterial bei 50-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C . . . . .	87
4.30	Bilder der Proben aus dem Ladishmaterial bei 200-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 890°C; rechts: verformt, 1h 830°C . . . . .	88
4.31	Bilder der Proben aus dem Fuchsmaterial bei 50-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C . . . . .	90
4.32	Bilder der Proben aus dem Fuchsmaterial bei 200-facher Vergrößerung; links: nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: 8h 850°C . . . . .	91
5.1	Diagram von $\frac{1}{d_{\alpha_{sec}}}$ über der Dehngrenze . . . . .	99
5.2	Lichtmikroskopiebilder bei niedriger Vergrößerung (20-fach) . . . . .	107
5.3	TEM-Bilder der Proben bei 10k-facher Vergrößerung; links: Fuchsmaterial, verformt, 8h 850°C; rechts: Ladishmaterial, verformt, 1h 830°C . . . . .	108
5.4	TEM-Bilder der Probenserien bei 10k-facher Vergrößerung; links: Fuchsmaterial, nicht verformt, 1h 990 °C, 1h 810°C; mitte: Fuchsmaterial, verformt, 1h 890°C, 1h 810°C; rechts: Ladishmaterial, unverformt 1h 890°C . . . . .	109
6.1	Schematischer Pfad der thermomechanischen Behandlung von Ti-5553 . . . . .	113
B.1	Vorversuche mit 20-facher Vergrößerung . . . . .	152
B.2	Vergleich zweier $\beta$ -annealed Zustände, beide wurden wie folgt wärmebehandelt: 1h 860°C, 8h 670°C, der Unterschied liegt in der Verformung vor der $\beta$ -Glühung . . . . .	153
B.3	Vorversuche mit 20-facher Vergrößerung mit Verformung . . . . .	153
B.4	Lichtmikroskopieaufnahmen der Fuchslegierung mit der Wärmebehandlung 1h 990°C, 1h 810°C . . . . .	154

# Tabellenverzeichnis

2.1	Vergleich zwischen $\alpha$ - und $\beta$ - Ti Phase [LW07] . . . . .	4
2.2	Gruppierung der Legierungselemente [LW07] . . . . .	5
2.3	Einfluss der Wärmebehandlung auf die $\beta$ -annealed Mikrostruktur . . . . .	11
2.4	Einfluss der Wärmebehandlung auf die bi-modale Mikrostruktur	14
2.5	Literaturwerte einiger mechanischer Eigenschaften von Ti-5553 .	23
3.1	Materialanalysen . . . . .	27
3.2	Übersicht über die thermomechanischen Behandlungen des Ladishmaterials . . . . .	28
3.3	Übersicht über die thermomechanischen Behandlungen des Fuchsmaterials . . . . .	28
4.1	Partikeldicken der $\alpha_{sec}$ -Ausscheidungen der Ladishzustände . .	43
4.2	Partikeldicken der $\alpha_p$ -Ausscheidungen und Durchmesser der $\alpha$ -Körner der Ladishzustände . . . . .	48
4.3	Partikeldicken der $\alpha_{sec}$ -Ausscheidungen der Fuchszustände . .	49
4.4	Partikeldicken der $\alpha_p$ -Ausscheidungen und der $\alpha$ -Körner der Fuchszustände . . . . .	49
4.5	Korngröße . . . . .	54
4.6	Breite der beiden ausscheidungsfreien Zonen und des kontinuierlichen $\alpha$ -Saums . . . . .	55
4.7	Übersicht über die Zugkennwerte der Ladishzustände . . . . .	57
4.8	Übersicht über die Zugkennwerte der Zustände aus dem Fuchsmaterial . . . . .	58
4.9	Übersicht über die Dauerschwingfestigkeit $\sigma_{10^7}$ der Probenserien aus dem Ladishmaterial . . . . .	67
4.10	Übersicht über die Dauerschwingfestigkeit $\sigma_{10^7}$ der Probenserien aus dem Fuchsmaterial . . . . .	68
4.11	Rissentstehungsorte in einer Übersicht (A: Außen, I: Innen, A+I je nach Probe Innen als auch Außen möglich) . . . . .	80

4.12	Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche der Probenreihen aus dem Ladishmaterial . . . . .	81
4.13	Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche der Probenreihen aus dem Fuchsmaterial . . . . .	82
4.14	Übersicht über die mechanischen Kennwerte der Zustände aus dem Ladishmaterial . . . . .	92
4.15	Übersicht über die mechanischen Kennwerte der Zustände aus dem Fuchsmaterial . . . . .	93
6.1	Tendenzen der Mikrostrukturparameter und einiger mechanischer Kennwerte in Abhängigkeit der thermomechanischen Behandlung . . . . .	117
A.1	Übersicht über die Zugkennwerte der Zustände aus dem Ladishmaterial . . . . .	136
A.2	Übersicht über die Zugkennwerte der Zustände aus dem Fuchsmaterial . . . . .	137
A.3	Übersicht über die Zugkennwerte der Zustände aus dem Fuchsmaterial . . . . .	138
A.4	Ergebnisse der Zugversuche, $\beta$ -annealed Gefüge (unverformt, 1h 890°C 50°C/min) KG: 500 $\mu\text{m}$ Ladish . . . . .	139
A.5	Ergebnisse der Zugversuche, bi-modales Gefüge (verformt, 1h 830°C 50°C/min) KG: 150 $\mu\text{m}$ Ladish . . . . .	140
A.6	Ergebnisse der Zugversuche, $\beta$ -annealed Gefüge (verformt, 1h 890°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min) KG: 150 $\mu\text{m}$ Fuchs . . . . .	140
A.7	Ergebnisse der Zugversuche, bi-modales Gefüge (verformt, 1h 850°C 50°C/min) KG: 200 $\mu\text{m}$ Fuchs . . . . .	141
A.8	Ergebnisse der Zugversuche, $\beta$ -annealed Gefüge (unverformt, 1h 990°C 50°C/min, 1h 830°C 50°C/min) KG: 150 $\mu\text{m}$ Fuchs . . . . .	141
A.9	Ergebnisse aus den Wöhlerversuchen, $\beta$ -annealed (unverformt, 1h 890°C 50°C/min, KG: 500 $\mu\text{m}$ Ladish . . . . .	142
A.10	Ergebnisse aus den Wöhlerversuchen, bi-modales Gefüge (verformt, 1h 830°C 50°C/min) KG: 150 $\mu\text{m}$ Ladish . . . . .	143
A.11	Ergebnisse aus den Wöhlerversuchen, $\beta$ -annealed Gefüge (unverformt, 1h 990°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min) KG: 500 $\mu\text{m}$ Fuchs . . . . .	143
A.12	Ergebnisse aus den Wöhlerversuchen, $\beta$ -annealed Gefüge (verformt, 1h 890°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min) KG: 150 $\mu\text{m}$ Fuchs . . . . .	144
A.13	Ergebnisse aus den Wöhlerversuchen, bi-modales Gefüge (verformt, 1h 850°C 50°C/min) KG: 200 $\mu\text{m}$ Fuchs . . . . .	144

---

A.14	Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche, $\beta$ -annealed Gefüge (unverformt, 1h 890°C 50°C/min, Ladish) . . . . .	145
A.15	Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche, bimodales Gefüge (verformt, 1h 830°C 50°C/min, Ladish) . . . . .	145
A.16	Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche, bimodales Gefüge (verformt, 1h 850°C 50°C/min, Fuchs) . . . . .	146
A.17	Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche, $\beta$ -annealed Gefüge (verformt, 1h 890°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min, Fuchs)	146
A.18	Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche, $\beta$ -annealed Gefüge (unverformt, 1h 990°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min, Fuchs) . . . . .	147
B.1	Übersicht über die Ergebnisse der Vorversuche mit $\beta$ -annealed Gefügen . . . . .	150
B.2	Übersicht über die Ergebnisse der Vorversuche mit einer Umformung von $\varphi=1,2$ bei 810°C . . . . .	151
B.3	Vergleich der vermuteten Dehngrenzen aus den Vorversuchen mit gemessenen Werten, alles Ladishmaterial . . . . .	155



# Anhang A

## Detaillierte Messergebnisse

Tabelle A.1: Übersicht über die Zugkennwerte der Zustände aus dem Ladishmaterial

Probenserie Auslagerung (je 8h)		$\beta$ -annealed: unverformt, 1h 890°C 50°C/min				
		670°C	590°C, 690°C	590°C	550°C	400°C, 510°C
$R_m$	[MPa]	1070	1099	1291	1333	1275
$A_{gl}$	[%]	5,9	3,4	0,4	0,3	0
$A_5$	[%]	6,7	4,0	0,5	0,3	0
$R_f$	[MPa]	1044	1060	1291	1333	1275
$\epsilon_f$	[%]	15,5	12,7	4,5	3,1	1,9
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1025	1095	1285	1370	1912*
E-Modul	[GPa]	104	103	110	111	112
$\sigma_{10^7}$	[MPa]	525	475	675	700	725
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$		0,51	0,43	0,53	0,52	0,38
$K_0$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	51		39	33	19
$K_{max}$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	82		51	43	27
$K_Q$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	74		48	41	23
Probenserie Auslagerung (je 8h)		bi-modal: verformt, 1h 830°C 50°C/min				
		670°C	590°C	550°C	400°C, 510°C	
$R_m$	[MPa]	1110	1318	1446	1381	
$A_{gl}$	[%]	8,6	3,1	1,0	0	
$A_5$	[%]	12,4	6,9	1,0	0	
$R_f$	[MPa]	984	1283	1446	1381	
$\epsilon_f$	[%]	36,1	14,0	3,9	0,6	
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1064	1251	1400	1660*	
E-Modul	[GPa]	106	110	115	114	
$\sigma_{10^7}$	[MPa]	550	675	725	700	
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$		0,52	0,54	0,52	0,42	
$K_0$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	45	34	31	23	
$K_{max}$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	69	44	41	24	
$K_Q$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	65	43	37	24	
*ermittelt im Druckversuch						

## A. Detaillierte Messergebnisse

---

Tabelle A.2: Übersicht über die Zugkennwerte der Zustände aus dem Fuchsmaterial

Probenserie		$\beta$ -annealed: unverformt, 1h 990°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min		
Auslagerung (je 8h)		670°C	590°C	400°C, 510°C
$R_m$	[MPa]	1110	1227	1085
$A_{gl}$	[%]	2,6	0,4	0
$A_5$	[%]	2,8	0,4	0
$R_f$	[MPa]	1087	1225	1085
$\epsilon_f$	[%]	10,9	3,3	0,3
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1084	1217	1567*
E-Modul	[GPa]	108	109	115
$\sigma_{10^7}$	[MPa]	525	625	650
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$		0,48	0,51	0,42
$K_0$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	58	38	25
$K_{max}$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	40	32	31
$K_Q$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	53	36	31
Probenserie		$\beta$ -annealed: verformt, 1h 890°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min		
Auslagerung (je 8h)		670°C	590°C	400°C, 510°C
$R_m$	[MPa]	1156	1334	1239
$A_{gl}$	[%]	7,8	1,7	0
$A_5$	[%]	9,0	1,7	0
$R_f$	[MPa]	1140	1334	1239
$\epsilon_f$	[%]	14,7	5,2	2,7
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1095	1291	1598*
E-Modul	[GPa]	109	115	115
$\sigma_{10^7}$	[MPa]	550	675	625
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$		0,50	0,52	0,39
$K_0$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	42	30	22
$K_{max}$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	56	40	24
$K_Q$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	53	38	23

\*ermittelt im Druckversuch

Tabelle A.3: Übersicht über die Zugkennwerte der Zustände aus dem Fuchsmaterial

Probenserie Auslagerung (je 8h)		bi-modal: verformt, 1h 850°C 50°C/min		
		670°C	590°C	400°C, 510°C
$R_m$	[MPa]	1156	1313	1505
$A_{gl}$	[%]	8,2	1,5	0
$A_5$	[%]	8,9	1,5	0
$R_f$	[MPa]	1243	1362	1505
$\epsilon_f$	[%]	16,7	6,4	2,4
$\sigma_{0.2}$	[MPa]	1085	1289	1830*
E-Modul	[GPa]	112	116	115
$\sigma_{10^7}$	[MPa]	525	725	700
$\frac{\sigma_{10^7}}{\sigma_{0.2}}$		0,48	0,56	0,38
$K_0$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	42	33	22
$K_{max}$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	71	43	23
$K_Q$	[MPa $\sqrt{m}$ ]	62	40	23
*ermittelt im Druckversuch				

Tabelle A.4: Ergebnisse der Zugversuche,  $\beta$ -annealed Gefüge (unverformt, 1h 890°C 50°C/min) KG: 500  $\mu\text{m}$  Ladish

Probe:	$R_m$ MPa	$A_{gl}$ %	$A_5$ %	$R_f$ MPa	$\varepsilon_f$ %	$\sigma_{0,2}$ MPa	E GPa
8h 670°C-1	1080	6,5	7,5	1044	15,0	1020	105,1
8h 670°C-2	1074	4,5	5,3	1050	15,6	1040	103,7
8h 670°C-3						1014	105,3
8h 670°C-4	1051	6,6	7,3	1039	15,8	1029	107,9
8h 670°C-Druck						1047	
8h 590°C-1	1306	0,6	0,6	1306	4,5	1286	109,2
8h 590°C-2	1276	0,3	0,3	1276	4,5	—	110,8
8h 400°C, 8h 510°C-1	1362	0	0	1362	2,4	—	112,2
8h 400°C, 8h 510°C-2	1188	0	0	11188	1,4	—	111,9
8h 400°C, 8h 510°C-Druck						1850	
8h 400°C, 8h 510°C-Druck						1963	
8h 400°C, 8h 510°C-Druck						1923	
8h 550°C-1	1373	0,5	0,5	1373	3,2	1369	111,3
8h 550°C-2	1292	0	0	1292	3,0	—	112
8h 590°C, 8h 690°C-1	1102	1,7	2,3	1050	4,9	1082	103,8
8h 590°C, 8h 690°C-2	1093	5,0	5,6	1069	20,5	1061	102,3

Tabelle A.5: Ergebnisse der Zugversuche, bi-modales Gefüge (verformt, 1h 830°C 50°C/min) KG: 150  $\mu\text{m}$  Ladish

Probe:	$R_m$ MPa	$A_{gl}$ %	$A_5$ %	$R_f$ MPa	$\varepsilon_f$ %	$\sigma_{0,2}$ MPa	E GPa
8h 670°C-1	1123	9,0	9,2	1025	30,6	1074	106,4
8h 670°C-2	1117	8,3	12,9	981	37,7	1069	107,7
8h 670°C-3	1086	6,6	11,0	958,5	33,9	1046	103,2
8h 670°C-4	1115	10,3	16,4	970,7	42,3	1065	106,8
8h 670°C-Druck						1100	
8h 670°C-Druck						1096	
8h 590°C-1	1325	4,5	5,2	1309	10,0	1258	109,8
8h 590°C-2	1311	1,6	8,5	1256	18,1	1244	110,9
8h 400°C, 8h 510°C-1	1384	0	0	1384	0,8	–	113,3
8h 400°C, 8h 510°C-2	1377	0,1	0,1	1377	0,4	–	114,1
8h 400°C, 8h 510°C-Druck						1630	
8h 400°C, 8h 510°C-Druck						1667	
8h 400°C, 8h 510°C-Druck						1682	
8h 550°C-1	1443	1,1	1,1	1440	2,2	1443	114,8
8h 550°C-2	1448	0,9	0,9	1450	5,6	1448	114,6

Tabelle A.6: Ergebnisse der Zugversuche,  $\beta$ -annealed Gefüge (verformt, 1h 890°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min) KG: 150  $\mu\text{m}$  Fuchs

Probe:	$R_m$ MPa	$A_{gl}$ %	$A_5$ %	$R_f$ MPa	$\varepsilon_f$ %	$\sigma_{0,2}$ MPa	E GPa
8h 670°C-1L	1121	6,5	7,8	1093	15,0	1076	109
8h 670°C-2L	1139	7,9	9,5	1127	16,4	1083	106
8h 670°C-1H	1183	8,3	9,4	1166	13,7	1111	110
8h 670°C-2H	1179	8,5	9,1	1174	13,7	1107	109
8h 590°C-1L	1351	2,6	2,6	1351	4,6	1308	114
8h 590°C-2L	1331	1,6	1,6	1331	4,2	1290	113
8h 590°C-2H	1326	1,2	1,2	1326	5,6	1280	115
8h 590°C-2H	1329	1,5	1,5	1329	6,3	1285	116
8h 400°C, 8h 510°C-1	1234	0	0	1234	2,7	–	114
8h 400°C, 8h 510°C-2	1244	0	0	1244	2,6	–	115
8h 400°C, 8h 510°C-Druck						1600	
8h 400°C, 8h 510°C-Druck						1595	
L: Leissner, H: Herzberg							

## A. Detaillierte Messergebnisse

Tabelle A.7: Ergebnisse der Zugversuche, bi-modales Gefüge (verformt, 1h 850°C 50°C/min) KG: 200  $\mu\text{m}$  Fuchs

Probe:	$R_m$ MPa	$A_{gl}$ %	$A_5$ %	$R_f$ MPa	$\varepsilon_f$ %	$\sigma_{0,2}$ MPa	E GPa
8h 670°C-1G	1168	8,0	8,5	1343	16,3	1096	111
8h 670°C-2G	1156	7,4	7,9	1356	15,6	1080	108
8h 670°C-1H	1153	9,9	11,5	1136	21,0	1082	113
8h 670°C-2H	1147	7,5	7,7	1136	13,8	1081	113
8h 590°C-1G	1262	1,6	1,6	1369	9,7	1262	115
8h 590°C-2G	1261	1,8	1,8	1352	6,4	1252	113
8h 590°C-1H	1363	1,1	1,1	1363	4,4	1320	117
8h 590°C-2H	1365	1,5	1,5	1365	4,9	1322	117
8h 400°C, 8h 510°C-1	1470	0	0	1470	2,4	—	115
8h 400°C, 8h 510°C-2	1540	0	0	1540	2,4	—	114
8h 400°C, 8h 510°C-Druck						1800	
8h 400°C, 8h 510°C-Druck						1860	
G: Göhler, H: Herzberg							

Tabelle A.8: Ergebnisse der Zugversuche,  $\beta$ -annealed Gefüge (unverformt, 1h 990°C 50°C/min, 1h 830°C 50°C/min) KG: 150  $\mu\text{m}$  Fuchs

Probe:	$R_m$ MPa	$A_{gl}$ %	$A_5$ %	$R_f$ MPa	$\varepsilon_f$ %	$\sigma_{0,2}$ MPa	E GPa
8h 670°C-1	1111	3,2	3,4	1073	5,8	1087	108,6
8h 670°C-2	1109	1,9	2,1	1101	16,0	1081	107,5
8h 670°C-3-Druck						1144	
8h 670°C-4-Druck						1131	
8h 590°C-1	1240	0,4	0,4	1240		1220	108,3
8h 590°C-2	1214	0,3	0,3	1210	6,5	1214	109,3
8h 590°C-3-Druck						1313	
8h 590°C-4-Druck						1339	
8h 400°C, 8h 510°C-1	1085	0	0	1085	0,3	—	115
8h 400°C, 8h 510°C-Druck						1561	
8h 400°C, 8h 510°C-Druck						1573	

Tabelle A.9: Ergebnisse aus den Wöhlerversuchen,  $\beta$ -annealed (unverformt, 1h 890°C 50°C/min, KG: 500  $\mu\text{m}$  Ladish

Auslagerung Nr	8h 670°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]			525	575	525	600
Lastspielanzahl			$10^7$	$2,4 * 10^4$	$1 * 10^7$	$2,9 * 10^4$
Auslagerung Nr	8h 590°C, 8h 690°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	600	475	550	520	500	
Lastspielanzahl	$2,1 * 10^4$	$10^7$	$5,1 * 10^4$	$5,6 * 10^4$	$10^4$	
Auslagerung Nr	8h 590°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]				675	700	750
Lastspielanzahl				$10^7$	$3,1 * 10^6$	$3,2 * 10^4$
Auslagerung Nr	8h 550°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	750	775	800	725		700
Lastspielanzahl	$6,2 * 10^6$	$10^7$	$2,7 * 10^5$	$3,8 * 10^6$		$10^7$
Auslagerung Nr	8h 400°C, 8h 510°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	725	775	750	810	800	
Lastspielanzahl	$10^7$	$9,4 * 10^6$	$6,6 * 10^6$	$1,4 * 10^6$	$6,7 * 10^6$	

## A. Detaillierte Messergebnisse

---

Tabelle A.10: Ergebnisse aus den Wöhlerversuchen, bi-modales Gefüge (verformt, 1h 830°C 50°C/min) KG: 150  $\mu\text{m}$  Ladish

Auslagerung Nr	8h 670°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]				550	625	575
Lastspielanzahl				$10^7$	$1,9 * 10^4$	$1,3 * 10^5$
Auslagerung Nr	8h 590°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]				675	700	750
Lastspielanzahl				$10^7$	$2,9 * 10^5$	$3,4 * 10^4$
Auslagerung Nr	8h 550°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	750	800	775	750	725	
Lastspielanzahl	$10^7$	$2,5 * 10^5$	$5,7 * 10^6$	$4,6 * 10^5$	$10^7$	
Auslagerung Nr	8h 400°C, 8h 510°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	700	725	775	800	825	
Lastspielanzahl	$10^7$	$7,3 * 10^6$	$4,0 * 10^5$	$1,1 * 10^6$	$7,4 * 10^5$	

Tabelle A.11: Ergebnisse aus den Wöhlerversuchen,  $\beta$ -annealed Gefüge (unverformt, 1h 990°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min) KG: 500  $\mu\text{m}$  Fuchs

Auslagerung Nr	8h 670°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	750	650	600	550	525	500
Lastspielanzahl	$1 * 10^4$	$1,5 * 10^4$	$2,3 * 10^4$	$3,8 * 10^5$	$10^7$	$10^7$
Auslagerung Nr	8h 590°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	625	675	700	650	650	
Lastspielanzahl	$10^7$	$4,4 * 10^6$	$1,7 * 10^5$	$10^7$	$3,1 * 10^6$	
Auslagerung Nr	8h 400°C, 8h 510°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	775	725	675	625	650	650
Lastspielanzahl	$1,7 * 10^4$	$8,3 * 10^4$	$3,8 * 10^4$	$10^7$	$10^7$	$10^7$

Tabelle A.12: Ergebnisse aus den Wöhlerversuchen,  $\beta$ -annealed Gefüge (verformt, 1h 890°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min) KG: 150  $\mu\text{m}$  Fuchs

Auslagerung Nr	8h 670°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	600	550	575	550	700	500
Lastwechsel	$9,4 * 10^4$	$10^7$	$2,0 * 10^5$	$10^7$	$1,2 * 10^4$	$10^7$
Auslagerung Nr	8h 590°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	750	700	700	675	650	750
Lastwechsel	$4,1 * 10^4$	$2,0 * 10^4$	$4,1 * 10^4$	$10^7$	$10^7$	$9,8 * 10^4$
Auslagerung Nr	8h 400°C, 8h 510°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	775	750	650	675	650	700
Lastwechsel	$2,6 * 10^4$	$1,6 * 10^4$	$1 * 10^7$	$1,1 * 10^5$	$6,4 * 10^5$	$2,5 * 10^6$
Nr	7	8				
Spannung [MPa]	625	625				
Lastwechsel	$1 * 10^7$	$1 * 10^7$				

Tabelle A.13: Ergebnisse aus den Wöhlerversuchen, bi-modales Gefüge (verformt, 1h 850°C 50°C/min) KG: 200  $\mu\text{m}$  Fuchs

Auslagerung Nr	8h 670°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	575	550	625	525	550	550
Lastspielanzahl	$4,7 * 10^6$	$1,2 * 10^5$	$4,4 * 10^4$	$10^7$	$10^7$	$10^7$
Auslagerung Nr	8h 590°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	700	750	725	725	750	775
Lastspielanzahl	$10^7$	$7,3 * 10^4$	$10^7$	$10^7$	$1,3 * 10^6$	$1,4 * 10^4$
Auslagerung Nr	8h 400°C, 8h 510°C					
	1	2	3	4	5	6
Spannung [MPa]	725	800		700	750	700
Lastspielanzahl	$4,4 * 10^6$	$1,74 * 10^6$		$1 * 10^7$	$1 * 10^7$	$1 * 10^7$

Tabelle A.14: Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche,  $\beta$ -annealed Gefüge (unverformt, 1h 890°C 50°C/min, Ladish)

Probe	$K_0$	$K_{max}$	$K_Q$	$K_Q = K_{IC}$
8h 670°C C1	57,4	75,1	74,8	nein
8h 670°C C2	45,5	88,9	73,5	nein
8h 670°C	51,4	82,0	74,2	
8h 590°C C1	39,8	50,1	47,0	ja
8h 590°C C2	37,6	52,3	49,6	ja
8h 590°C	38,7	51,2	48,3	
8h 550°C C1	33,1	42,7	37,3	nein
8h 550°C C2	32,3	44,1	44,1	ja
8h 550°C	32,7	43,4	40,7	
8h 400°C, 510°C C1	18,7	25,3	22,3	nein
8h 400°C, 510°C C2	19,4	28,4	24,5	nein
8h 400°C, 510°C	19,0	26,9	23,4	

Tabelle A.15: Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche, bi-modales Gefüge (verformt, 1h 830°C 50°C/min, Ladish)

Probe	$K_0$	$K_{max}$	$K_Q$	$K_Q = K_{IC}$
8h 670°C C1	39,1	62,3	58,7	ja
8h 670°C C2	50,9	76,0	71,1	nein
8h 670°C	45,0	69,1	64,9	
8h 590°C C1	33,3	45,2	43,3	ja
8h 590°C C2	34,0	43,0	42,6	ja
8h 590°C	33,6	44,1	42,9	
8h 550°C C1	28,1	36,7	33,5	ja
8h 550°C C2	33,2	44,9	41,2	ja
8h 550°C	30,6	40,8	37,4	
8h 400°C, 8h 510°C C1	23,6	25,1	25,1	ja
8h 400°C, 8h 510°C C2	22,5	23,3	23,4	ja
8h 400°C, 8h 510°C	23,0	24,2	24,2	

Tabelle A.16: Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche, bi-modales Gefüge (verformt, 1h 850°C 50°C/min, Fuchs)

Probe	$K_0$	$K_{max}$	$K_Q$	$K_Q = K_{IC}$
8h 670°C C1	36	71	61	nein
8h 670°C C2	47	70	63	nein
8h 670°C			62	
8h 590°C C1	33	41	38	ja
8h 590°C C2	33	45	41	ja
8h 590°C			40	
8h 400°C, 8h 510°C C1	21	23	23	ja
8h 400°C, 8h 510°C C2	22	23	23	ja
8h 400°C, 8h 510°C	22	23	23	

Tabelle A.17: Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche,  $\beta$ -annealed Gefüge (verformt, 1h 890°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min, Fuchs)

Probe	$K_0$	$K_{max}$	$K_Q$	$K_Q = K_{IC}$
8h 670°C C1	40	55	53	ja
8h 670°C C2	44	57	53	ja
8h 670°C	42	56	53	
8h 590°C C1	27	40	37	ja
8h 590°C C2	33	40	38	ja
8h 590°C	30	40	38	
8h 400°C, 8h 510°C C1	21	24	22	ja
8h 400°C, 8h 510°C C2	22	24	24	ja
8h 400°C, 8h 510°C	22	24	23	

Tabelle A.18: Übersicht über die Ergebnisse der Bruchmechanikversuche,  $\beta$ -annealed Gefüge (unverformt, 1h 990°C 50°C/min, 1h 810°C 50°C/min, Fuchs)

Probe	$K_0$	$K_{max}$	$K_Q$	$K_Q = K_{IC}$
8h 670°C C1	59	39	53	nein
8h 670°C C2	55	41	52	ja
8h 670°C	58	40	53	
8h 590°C C1	38	31	37	ja
8h 590°C C2	37	32	34	ja
8h 590°C	38	32	36	
8h 400°C, 8h 510°C C1	25	31	31	ja
8h 400°C, 8h 510°C C2	25	31	30	ja
8h 400°C, 8h 510°C	25	31	31	



# Anhang B

## Vorversuche

Es waren Vorversuche notwendig, da die Parameter der Auslagerung für die Zustände mit der höchsten Festigkeit, sowie die der Rekristallisationsglühung für die bi-modalen Gefüge mit der kleinen Korngröße noch unbekannt waren. Um die Parameter der thermomechanischen Behandlung festzustellen, wurden Vorversuche an kleinen Proben mit ca. 10 mm Kantenlänge durchgeführt.

Die Auslagerung für die hochfesten Zustände wurde getestet, indem die Proben bei 890°C lösungsgeglüht wurden, diese Temperatur liegt 30°C über der nominalen  $\beta$ -Transustemperatur, was eine übliche Wärmebehandlung ist. Anschließend wurden die Proben noch bei verschiedenen Temperaturen ausgelagert.

Die sich durch diese Behandlung einstellende Härte, wurde mit der Methode Vickers mit der Prüfkraft von 2 kp (HV2) vermessen.

Für die Härtemessung nach DIN EN ISO 6507 wurde ein Kleinlasthärteprüfer VMHT der Firma UHL benutzt. Üblicherweise wurde nach dem Verfahren HV2 gemessen, dies bedeutet, dass eine Masse von 2 kg verwendet wurde, um die Diamantpyramide in den Prüfling zu drücken. Der dabei entstandene Abdruck wurde mit der Härteprüfmaschine vermessen. Mit Hilfe der Theorie von Hill [Hil60] kann von der Härte ( $p$ ) auf die zu erwartende Dehngrenze ( $\sigma_{0.2}$ ) zurückgeschlossen werden.

$$p = 3\sigma_{0.2} \quad (\text{B.1})$$

Im Allgemeinen werden die Prüfkraft zur Härtebestimmung jedoch in kp angegeben, während die Kräfte aus denen z.B. die Dehngrenze berechnet werden, in Newton (N) angegeben werden, daher bringt eine Umrechnung der Einheit "kp" in Newton Sinn:

$$\frac{G}{3}p = \frac{9,81}{3}p = 3,27p = \sigma_{0.2} \quad (\text{B.2})$$

Tabelle B.1: Übersicht über die Ergebnisse der Vorversuche mit  $\beta$ -annealed Gefügen

Probe	Wärmebehandlung	Härte [HV 2]	n	Std. Abw.	Max	Min	3.2* HV	3.7* HV	KG [ $\mu\text{m}$ ]
VA1	1h 890°C, 8h 590°C	397	22	12,89	419	379	1275	1300	390
VA2	1h 890°C, 8h 540°C	421	21	10,32	444	405	1350	1375	350
VA3	1h 890°C, 24h 510°C	452	17	12,79	484	434	1450	1480	310
VA4	1h 890°C, 8h 510°C	442	20	8,72	463	431	1415	1445	240
VA5	1h 890°C, 8h 400°C, 8h 510°C	471	20	7,52	484	456	1505	1540	270
VA6	1h 890°C	272	20	11,42	316	259	870	890	335
AS		327	15	7,6	338	317	1050	1070	561

Also kann die Dehngrenze mit dem 3,27-fachen der Härte nach Vickers abgeschätzt werden.

Die Korngröße wurde nach dem Linienschnittverfahren ermittelt. Aus einem Vergleich von Proben (Ladishmaterial 1h 890°C, 8h 590°C) aus der Arbeit von Herrn Salik ergibt sich die Beziehung  $\sigma_{0,2} \approx 3.2p$  für diese Legierung, welche in den Zeilen 3,2\*HV bzw. 3,27\*HV der Tabelle dargestellt ist. In der Tabelle B.1 sind die Ergebnisse dargestellt, für die höchste Härte wurde eine Behandlung mit 8h 510°C, sowie eine mit 400°C, 8h 510°C durchgeführt. Die Spalte AS steht für das Ausgangsmaterial ohne weitere Behandlung.

Für die Rekristallisationsglühung der bi-modalen Zustände wurden die Glühungen 1h 810°C und 1h 830°C getestet. Die mittlere Korngröße ist bei dem Zustand mit 1h 830°C kleiner. Die Messungen sind in der Tabelle B.2, zum Vergleich um die Probe CR ergänzt, dargestellt, welche nicht umgeformt und weiter wärmebehandelt wurde.

Tabelle B.2: Übersicht über die Ergebnisse der Vorversuche mit einer Umformung von  $\varphi=1,2$  bei  $810^\circ\text{C}$ 

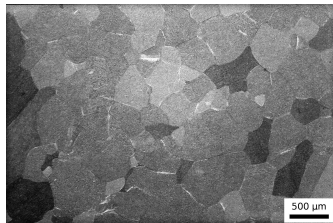
Probe	Wärme- behand- lung	Härte [HV 2]	n	Std. Abw.	Max	Min	3.2* HV	3.7* HV	KG [ $\mu\text{m}$ ]
VB1	1h $810^\circ\text{C}$	290	16	8,39			930	950	468
VB2	1h $830^\circ\text{C}$ 8h $400^\circ\text{C}$ 8h $510^\circ\text{C}$	456	20	5,01	464	446	1460	1490	174
CR		297	22	4,60	306	290	950	970	355

## B.1 Abbildungen

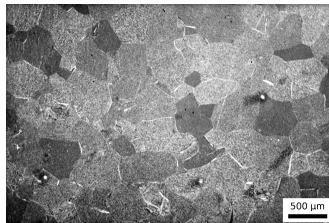
### B.1.1 $\beta$ -annealed Mikrostruktur

Hier nun die lichtmikroskopischen Abbildungen der Proben, die schon in Tabelle B.1 verwendet wurden. In den Abbildungen B.1 a-j sind die Proben mit einer  $\beta$ -Glühung dargestellt.

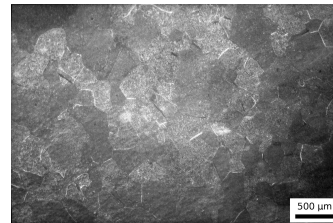
In der Abbildung B.2 sind zwei Proben dargestellt die jeweils mit 1h  $890^\circ\text{C}$   $50^\circ\text{C}/\text{min}$ , 8h  $670^\circ\text{C}$  behandelt wurden. Der Unterschied besteht in dem Umformgrad  $\varphi=-1,21$  vor der Glühung (III). Deutlich zu sehen ist der Unterschied in der Korngröße.



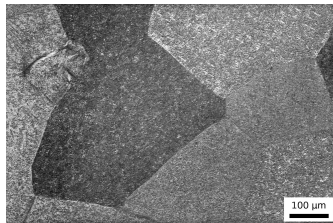
(a) VA1: 1h 890°C, 8h 590°C



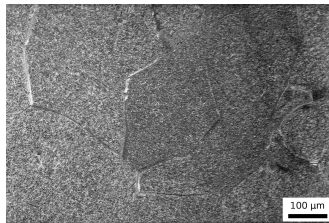
(b) VA2: 1h 890°C, 8h 540°C



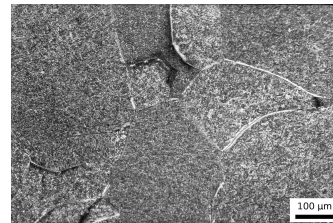
(c) VA3: 1h 890°C, 24h 510°C



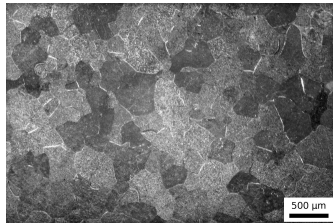
(d) VA1: 1h 890°C, 8h 590°C



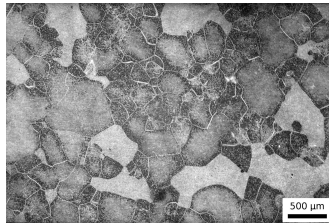
(e) VA2: 1h 890°C, 8h 540°C AC



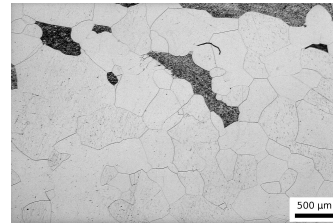
(f) VA3: 1h 890°C, 24h 510°C



(g) VA4: 1h 890°C, 8h 510°C



(h) VA5: 1h 890°C, 8h 400°C 8h 510°C



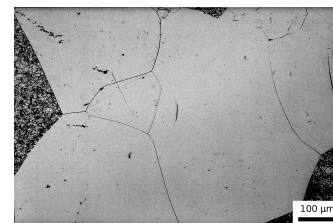
(i) VA6: 1h 890°C



(j) VA4: 1h 890°C, 8h 510°C



(k) VA5: 1h 890°C, 8h 400°C



(l) VA6: 1h 890°C

Abbildung B.1: Vorversuche mit 20-facher Vergrößerung

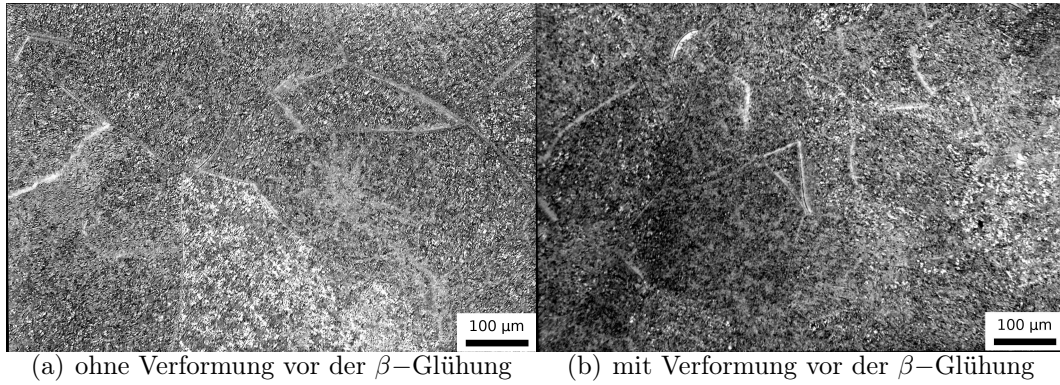


Abbildung B.2: Vergleich zweier  $\beta$ -annealed Zustände, beide wurden wie folgt wärmebehandelt: 1h 860°C, 8h 670°C, der Unterschied liegt in der Verformung vor der  $\beta$ -Glühung

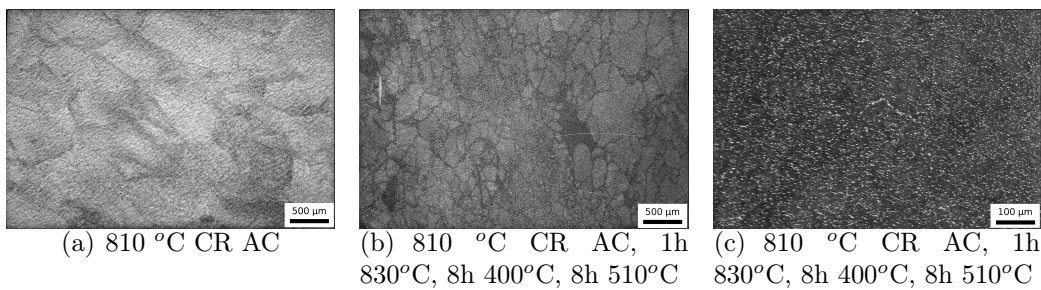


Abbildung B.3: Vorversuche mit 20-facher Vergrößerung mit Verformung

### B.1.2 Bi-modale Mikrostruktur

Hier nun die lichtmikroskopischen Abbildungen der Proben, die schon in Tabelle B.2 verwendet wurden. In den Bildern der Abbildung B.3 wird zum einen die umgeformte Probe ohne weitere Wärmebehandlung und zum anderen der Zustand mit der zusätzlichen Wärmebehandlung 1h 830°C 50°C/min, 8h 400°C, 8h 510°C dargestellt.

### B.1.3 Fuchsmaterial

Die Legierung bildet bei einer Rekristallisation von 1h 890°C und 850°C annähernd identische Korngrößen aus, wenn vorher mit  $\Phi = -1,2$  umgeformt wurde. Daher wurde noch ein Zustand mit einer Rekristallisationsglühung von 1h 990°C ohne vorherige Verformung angefertigt (Abbildung B.4).

## B.2 Zusammenfassung

Es ist möglich durch die zweigeteilte Auslagerung bei 400°C, 510°C einen höchstfesten Zustand einzustellen, durch die Zweiteilung kann ein gleichmäßigeres Ausscheiden der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidungen als bei 24h 510°C ermöglicht werden. Durch den Vergleich der Härtemessungen kann für diese Zustände auch eine hohe Zugfestigkeit vorausgesagt werden. Bei der Rekristallisationsglühung von 1h 810°C war die Korngröße noch extrem ungleichmäßig, was auf eine unvollständige Rekristallisation schließen lässt. Daher bietet sich die Wärmebehandlung von 1h 830°C an. Durch den Schritt der Umformung kann die Korngröße beeinflusst werden. In den Aufnahmen des Fuchsmaterials (1h 990°C, 1h 810°C) kann leicht die primäre  $\alpha$ -Phase beobachtet werden.

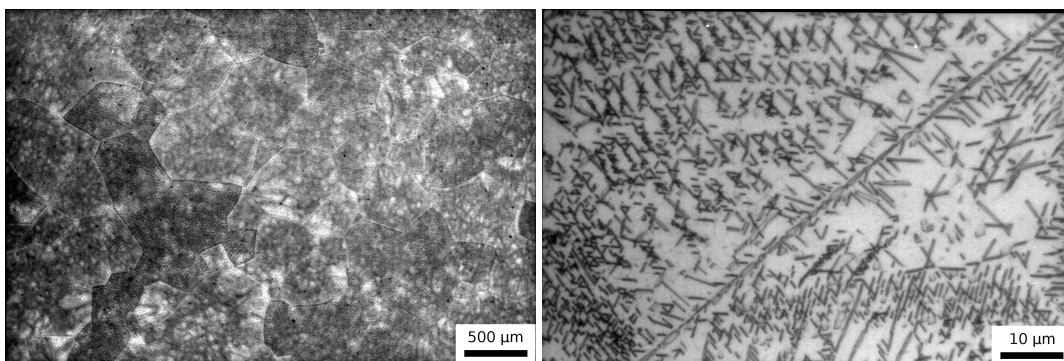


Abbildung B.4: Lichtmikroskopieaufnahmen der Fuchslegierung mit der Wärmebehandlung 1h 990°C, 1h 810°C

Tabelle B.3: Vergleich der vermuteten Dehngrenzen aus den Vorversuchen mit gemessenen Werten, alles Ladishmaterial

Probe	Wärmebehandlung	Härte [HV 2]	3.2* HV	3.7* HV	$\sigma_{0.2}$ [MPa]
VA1	1h 890°C, 8h 590°C	397	1275	1300	1285
VA2	1h 890°C, 8h 540°C	421	1350	1375	1370 <sup>+</sup>
VA5	1h 890°C, 8h 400°C, 8h 510°C	471	1505	1540	1912*
VB2	1h 830°C, 8h 400°C, 8h 510°C	456	1460	1490	1660*

<sup>+</sup>8h 550°C, \*Druckversuch

## B.3 Härte

Die Vorversuche wurden durchgeführt, um Voraussagen von vorhandenen Härtewerten auf die Dehngrenzen der Proben aus dem Ladishmaterial treffen zu können. In Tabelle B.3 sind die Werte nochmals als Vergleich zusammengestellt worden. Der Wert für die  $\beta$ -annealed Proben mit der Auslagerung von 590°C kommt gut hin, aber dieser war aus der Literatur bekannt gewesen. Der Wert für die Auslagerung 8h 550°C liegt mit 1370 MPa höher als erwartet, denn für 540°C war eine Dehngrenze von 1350-1375 MPa zu erwarten gewesen, da die Auslagerung 10°C höher durchgeführt wurde, wäre eher eine geringere Dehngrenze zu erwarten gewesen. Die gemessenen Werte der Proben mit einer Auslagerungstemperatur (IV) von 510°C sind deutlich höher, jedoch stimmt die Tendenz, dass  $\beta$ -annealed (ohne primäre  $\alpha$ -Phase) eine höhere Dehngrenze aufweist als die bi-modale Probenserie.

---

# Danksagung

Hier danke ich als erstes meiner Frau, die auch diese Phase meines Lebens an meiner Seite durchgestanden hat. Großer Dank gilt auch meiner Schwester die mit mir die Arbeit Korrektur gelesen hat.

Herrn Wilfried Bucher mit dessen Hilfe ich die mechanische Prüfung durchgeführt habe. Mit Anleitung von Frau Lida Wang wurden die Mikrostrukturaufnahmen erstellt.

Für den wissenschaftlichen Austausch danke ich auch Herr Prof. Dr.-Ing. Albrecht und Dr. rer.-nat. Lütjering. Sowie allen weiteren Mitarbeitern des Zentralbereiches Elektronenmikroskopie der TUHH.

## Lebenslauf

<b>Name</b>	Rodenberg
<b>Vorname</b>	Jan-Cord
<b>Geburtsdatum</b>	30.05.1979
<b>Geburtsort, -land</b>	Hamburg, Deutschland
<b>08.1985-01.1991</b>	Grundschule in Hamburg-Hinschenfelde
<b>01.1991-06.1999</b>	Gymnasium in Hamburg-Tonndorf
<b>07.1999-03.2000</b>	Wehrdienst in Appen bei Pinneberg
<b>04.2000-09.2000</b>	Grundpraktikum bei der "Schweiß- Lehr- und Versuchsanstalt Nord"
<b>10.2000-04.2007</b>	Studium an der Technischen Universität Harburg in Hamburg. Abschluss: Dipl.-Ing. Maschinenbau- Werkstofftechnik
<b>09.2004-02.2005</b>	Fachpraktikum bei Lufthansa-Technik, Re- paraturentwicklung
<b>06.2007-31.05.2011</b>	Wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Tech- nischen Universität Harburg in Hamburg im Arbeitsbereich "Metallkunde und Werkstoff- technik"