

# **Mechanisches Verhalten von zwei Titanaluminid Legierungen bei unterschiedlichen Temperaturen und Entwicklung einer neuen Methode zur Bestimmung der Spröd-Duktil-Übergangstemperatur**

Zur Erlangung des akademischen Grades eines

**Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)**

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau  
des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

genehmigte

**Dissertation**

von

**M.Sc. Sarper Nizamoglu**

Tag der mündlichen Prüfung

14. September 2023

Erster Gutachter

Prof. Dr.-Ing. Martin Heilmaier

Zweiter Gutachter

Prof. Dr.-Ing. Eberhard Kerscher



# Kurzfassung

Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl sind vielversprechende Leichtbauwerkstoffe für den Einsatz in Hochtemperaturanwendungen aufgrund ihrer sehr guten massenspezifischen Eigenschaften. Aus diesem Grund ist es wichtig, das mechanische Verhalten dieser Legierungen bei höheren Temperaturen zu charakterisieren. Eine wichtige Eigenschaft dieser Werkstoffe ist der Spröd-Duktil-Übergang. Beim Spröd-Duktil-Übergang ändert sich das spröde Materialverhalten nach Überschreiten der Spröd-Duktil-Übergangstemperatur (BDTT, engl. Brittle-to-Ductile Transition Temperature) hin zu duktilem Verhalten. Sowohl für die Herstellung als auch für die Auslegung ist es wichtig, die BDTT dieser Materialien zu kennen. Im Rahmen dieser Arbeit wird anhand der Legierung Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si eine Methode entwickelt, mit der die BDTT dieses Materials anhand einer Probe bestimmt werden kann. Damit können im Vergleich zu den konventionellen Methoden zur Ermittlung der BDTT Proben und Zeit gespart werden. Die neue Methode beruht auf dehnungskontrollierter zyklischer Belastung, die bei mehreren Temperaturen wiederholt wird. Die Entwicklung der plastischen Dehnungsamplitude mit der Temperatur wird verwendet, um die BDTT des Werkstoffs zu ermitteln. Die BDTTs bei unterschiedlichen Dehnraten, die anhand dieser Methode ermittelt werden können, werden in dieser Arbeit mit den Ergebnissen aus der Literatur verglichen, wo die BDTTs mit konventionellen Methoden Zug- oder Biegeversuchen ermittelt wurden. Der Vergleich zeigt, dass die neu entwickelte Methode für Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si vergleichbare BDTTs liefert wie konventionelle Methoden, jedoch eben nur eine einzige Probe benötigt.

Neben der Legierung Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si wird auch Ti-48Al-2Nb-2Cr mit der entwickelten Methode zur Bestimmung der BDTT untersucht. Um das mechanische Verformungsverhalten von Ti-48Al-2Nb-2Cr näher zu verstehen, werden außerdem Zug- und Wechselverformungsversuche bei unterschiedlichen Temperaturen und zwei Dehnraten sowie mikroskopische Untersuchungen an verformten Proben durchgeführt. Die BDTT ist in beiden Legierungen dehnratenabhängig und der Spröd-Duktil-

Übergang findet durch Einsetzen der diffusionsunterstützten Versetzungsbewegung statt. Neben einem Spröd-Duktil-Übergang zeigen beide untersuchten Legierungen auch dynamische Reckalterung. Dabei diffundieren die Fremdatome schnell genug und bewegen sich während plastischer Verformung mit den Versetzungen zusammen und verankern diese bei ihrer Bewegung. Während dynamische Reckalterung in der Legierung Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si durch die Diffusion von O Atomen entsteht, kommt sie in der Legierung Ti-48Al-2Nb-2Cr durch die Diffusion von O und Cr Atomen zustande. Es zeigt sich, dass Spröd-Duktil-Übergang und dynamische Reckalterung aufgrund der Diffusion von Cr Atomen bei ungefähr gleichen Temperaturen einsetzen. Dies verhindert eine genaue Ermittlung der BDTT von Ti-48Al-2Nb-2Cr mit der entwickelten Methode.

# Abstract

Titanium aluminides based on  $\gamma$ -TiAl are promising lightweight materials for use in high-temperature applications due to their very good mass-specific properties. For this reason, it is important to characterize the mechanical behavior of these alloys at elevated temperatures. An important property of these materials is the brittle-to-ductile transition. The brittle material behavior changes to ductile behavior once the brittle-to-ductile transition temperature (BDTT) is exceeded. It is important to know the BDTT of these materials for both manufacturing and design purposes. In this work, a method is developed utilizing the alloy Ti-48Al-2Nb-0.7Cr-0.3Si to determine the BDTT of this material by using a single specimen. This can save (costly) samples and time compared to conventional methods for determining BDTT. The new method is based on strain-controlled cyclic loading repeated at multiple temperatures. The evolution of plastic strain amplitude with temperature is taken as a measure to determine the BDTT of the material. The BDTTs at different strain rates determined using this method are compared in this work with the results in the literature, where the BDTTs are determined using the conventional methods like tensile and bending tests. The comparison shows that the newly developed method yields comparable BDTTs to conventional methods for Ti-48Al-2Nb-0.7Cr-0.3Si.

In addition to Ti-48Al-2Nb-0.7Cr-0.3Si alloy, Ti-48Al-2Nb-2Cr is also investigated using the developed method to determine the BDTT. In order to further understand the mechanical deformation behavior of Ti-48Al-2Nb-2Cr, tensile and strain-controlled fatigue tests at different temperatures and two strain rates, as well as microscopic studies on deformed specimens are performed. The BDTT is strain rate dependent in both alloys and the brittle-to-ductile transition occurs through the onset of diffusion-assisted dislocation motion. In addition to a brittle-to-ductile transition, both alloys investigated exhibit dynamic strain aging. In this case, the alloying and impurity atoms diffuse fast enough and move together with the dislocations during plastic deformation, anchoring them as they move. While dynamic strain aging in the alloy Ti-48Al-2Nb-0.7Cr-0.3Si occurs due

to the diffusion of O atoms, in the alloy Ti-48Al-2Nb-2Cr it occurs due to the diffusion of O and Cr atoms. It appears that brittle-to-ductile transition and dynamic strain aging due to the diffusion of Cr atoms start at approximately the same temperatures. This prevents accurate determination of the BDTT of Ti-48Al-2Nb-2Cr by the developed method.

# Inhaltsverzeichnis

<b>Kurzfassung .....</b>	<b>i</b>
<b>Abstract .....</b>	<b>iii</b>
<b>Inhaltsverzeichnis .....</b>	<b>v</b>
<b>Abbildungsverzeichnis .....</b>	<b>vii</b>
<b>Tabellenverzeichnis .....</b>	<b>xv</b>
<b>Abkürzungsverzeichnis .....</b>	<b>xvii</b>
<b>Vorwort .....</b>	<b>xxi</b>
<b>1 Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>2 Kenntnisstand.....</b>	<b>3</b>
2.1 Titanaluminide auf Basis von $\gamma$ -TiAl.....	3
2.1.1 Mikrostruktur und Aufbau .....	4
2.1.2 Verformungsmechanismen.....	6
2.2 Quasistatisches Verformungsverhalten von Titanaluminiden.....	8
2.2.1 Streckgrenzenanomalie.....	13
2.2.2 Dynamische Reckalterung.....	16
2.2.3 Spröd-Duktil-Übergang.....	18
2.2.4 Einfluss von Legierungselementen.....	20
2.3 Mechanisches Verhalten metallischer und intermetallischer Werkstoffe unter zyklischer Verformung .....	21
2.3.1 Grundlegende Begriffe .....	21
2.3.2 Mikrostrukturelle Vorgänge.....	23
2.3.3 Mechanisches Verhalten von Titanaluminiden unter zyklischer Belastung .....	24
<b>3 Verwendete Werkstoffe und Probengeometrien.....</b>	<b>27</b>

3.1	Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si .....	27
3.2	Ti-48Al-2Nb-2Cr .....	30
<b>4</b>	<b>Versuchsaufbau, -durchführung und -auswertung .....</b>	<b>33</b>
4.1	Quasistatische Zugversuche .....	33
4.1.1	Versuchsaufbau .....	33
4.1.2	Versuchsdurchführung und -auswertung .....	34
4.2	BDTT-Versuche.....	35
4.2.1	Versuchsaufbau .....	35
4.2.2	Versuchsdurchführung und -auswertung .....	35
4.3	Wechselverformungsversuche.....	42
4.3.1	Versuchsaufbau .....	42
4.3.2	Versuchsdurchführung und -auswertung .....	43
4.4	Mikroskopische Untersuchungen.....	44
4.4.1	Lichtmikroskopische Untersuchungen .....	44
4.4.2	REM Untersuchungen .....	45
4.4.3	TEM Untersuchungen.....	45
<b>5</b>	<b>Ergebnisse und Diskussion .....</b>	<b>47</b>
5.1	Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si .....	47
5.1.1	BDTT-Versuche.....	47
5.1.2	Diskussion der Ergebnisse der BDTT-Versuche.....	50
5.2	Ti-48Al-2Nb-2Cr .....	60
5.2.1	Quasistatische Zugversuche .....	61
5.2.2	Wechselverformungsversuche .....	80
5.2.3	BDTT-Versuche.....	91
5.3	Übergreifende Diskussion der Ergebnisse mit Fokus auf dynamische Reckalterung und BDT .....	96
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung .....</b>	<b>101</b>
<b>7</b>	<b>Literaturverzeichnis.....</b>	<b>105</b>



# Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1: Binäres Phasendiagramm des Systems Titan-Aluminium (mit Erlaubnis des Verlages [19]).....	4
Abbildung 2.2: Elementarzellen der beiden vorkommenden intermetallischen Phasen .....	5
Abbildung 2.3: Spezielle Gefügetypen der Titanaluminide auf Basis von $\gamma$ -TiAl (mit Erlaubnis des Verlages [26]). Jeweils links: Lichtmikroskopische Aufnahme mit polarisiertem Licht und rechts: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme mit dem Rückstreuелеktronenkontrast. ....	6
Abbildung 2.4: $\gamma$ -TiAl mit potenziellen Gleitrichtungen. Hier nur eine Gleitrichtung pro Versetzung dargestellt auf der dicht gepackten Gleitebene (111).....	7
Abbildung 2.5: Plastische Anisotropie eines PST-Kristalls. Abhängigkeit der Fließspannung von $\phi$ , der den Winkel zwischen der Beanspruchungsrichtung entlang z-Achse und entlang (111) Ebene orientierten Lamellengrenzflächen beschreibt. Ergebnisse nach [87]. ....	11
Abbildung 2.6: Fließgrenze über der Temperatur bei Titanaluminiden. Dargestellt sind die Ergebnisse nach [104] und [105]. Die mittlere Korngröße des Materials beträgt in [104] $D = 300 \mu\text{m}$ und in [105] $D = 17,5 \mu\text{m}$ . ....	14
Abbildung 2.7: Herkunft von Verankerungspunkten auf Einfachversetzungen nach <i>Viguier et al.</i> [99]: (a) Zwei Kinkenpaare auf	

unterschiedlichen {111} Ebenen können zusammenstoßen und (b) bilden dann drei-dimensionale Konfigurationen, die nach <i>Viguier et al.</i> die Verankerungspunkte bilden.....	16
Abbildung 2.8: Herkunft von Verankerungspunkten auf Einfachversetzungen durch doppeltes Quergleiten entstandene Jogs nach [113, 122, 129]. .....	16
Abbildung 2.9: Hystereseschleife mit kennzeichnenden Größen bei isothermer Wechselbeanspruchung. ....	22
Abbildung 2.10: Schematische Wechselverformungskurve für eine totaldehnungskontrollierte Verformung, unterteilt in drei charakteristische Bereiche.....	23
Abbildung 2.11: Halbquantitatives Diagramm zur Versetzungsanordnung wechselerformter kfz-Metalle abhängig von Gleitcharakter und Bruchlastspielzahl nach [169, 170]. .....	24
Abbildung 3.1: Ausgangsgefüge von Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si. Aufnahme am Lichmikroskop im Hellfeld Modus.....	28
Abbildung 3.2: Geometrie und Abmessungen der Proben aus Ti-48Al-2Nb- 0,7Cr-0,3Si für BDTT Versuche. ....	29
Abbildung 3.3: a) Schlibbild einer Probe im REM nach Drehen [180]; b) Vorrichtung für das Schleifen mit Diamantkopf. Der Pfeil in (a) zeigt den Mikroriss infolge des Drehprozesses.....	29
Abbildung 3.4: Ausgangsgefüge von Ti-48Al-2Nb-2Cr. Aufnahme am Lichmikroskop im DIC-Modus ohne DIC-Filter. ....	31
Abbildung 3.5: EBSD-Phasenkarte vom untersuchten Material aus Ti-48Al-2Nb- 2Cr. ....	31
Abbildung 3.6: Geometrie und Abmessungen der Proben aus Ti-48Al-2Nb-2Cr für Zug-, BDTT- sowie Wechselverformungsversuche. ....	32
Abbildung 4.1: Gemessene Signale (kontinuierliche Linien) in den ersten zwei Temperaturstufen in Abhängigkeit von der Zeit bei der Versuchsvariante A1. Gestrichelte Linien kennzeichnen die Mittel- sowie die Amplitudengrößen. Während des Versuchs wurde zwischen den Regelgrößen $F$ und $\varepsilon$ mehrmals umgeschaltet. ....	38

Abbildung 4.2: Gemessene Signale in der ersten sowie am Anfang der zweiten Temperaturstufe (kontinuierliche Linien) in Abhängigkeit von der Zeit bei Versuchsvariante B. Gestrichelte Linien kennzeichnen die Mittel- sowie die Amplitudengrößen. ....	39
Abbildung 4.3: Gemessene Signale für die ersten zwei Temperaturstufen (kontinuierliche Linien) in Abhängigkeit von der Zeit bei Versuchsvariante C. Gestrichelte Linien kennzeichnen die Mittel- sowie die Amplitudengrößen.....	40
Abbildung 4.4: Probenmessstrecke mit Entnahmestellen der Proben für die mikroskopischen Untersuchungen.....	46
Abbildung 5.1: Beziehung zwischen der plastischen Dehnungsamplitude und der Temperatur. Aufgetragen ist der Mittelwert aus den Dreieckszyklen pro Dehnrates und Temperatur.....	48
Abbildung 5.2: Verlauf der plastischen Dehnungsamplitude und der Spannungsamplitude über der Temperatur in Versuchsvariante C. Die Punkte im Teil-I und Teil-II sind mit Ausgleichsgeraden verbunden. ....	49
Abbildung 5.3: Bruchdehnung von Proben aus Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si bei unterschiedlichen Temperaturen. Ergebnisse sind aus [13]. ....	53
Abbildung 5.4: Plastische Dehnungsamplitude in jedem Zyklus ab 500 °C und Ermittlung der BDTT bei den Dehnrates (a) $\epsilon = 0,46 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ und $\epsilon = 4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , (b) $\epsilon = 1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ und $\epsilon = 9,2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ sowie (c) $\epsilon = 4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .....	55
Abbildung 5.5: Ausgleichsgeraden und ihre Schnittpunkte für unterschiedliche Definitionen für Teil-I und Teil-II für die Dehnrates von $\epsilon = 1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ : In (a) liegen Teil-I zwischen 550 und 800 °C, Teil-II zwischen 850 und 900 °C und der Schnittpunkt im Teil-I mit 792 °C; in (b) liegen Teil-I zwischen 600 und 700 °C, Teil-II zwischen 750 und 900 °C und der Schnittpunkt im Teil-II mit 756 °C. Der Schnittpunkt, der als BDTT definiert wird, liegt in diesen Fällen nicht zwischen den Bereichen Teil-I und Teil-II.....	56

Abbildung 5.6: Die lineare Beziehung zwischen $\ln \varepsilon$ und $(R \cdot BDTT) - 1$ . Die Ergebnisse in dieser Studie sind zusammen mit der Ausgleichsgerade dargestellt.....	58
Abbildung 5.7: Einige charakteristische Zugkurven bei den in der Legende angegebenen Dehnraten und Temperaturen. ....	62
Abbildung 5.8: Dehngrenzen bei 0,1 % und 1 % plastischer Dehnung in Abhängigkeit von der Temperatur und der Dehnrate im quasistatischen Zugversuch. ....	62
Abbildung 5.9: Maximalspannung und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Temperatur und Dehnrate im quasistatischen Zugversuch .....	64
Abbildung 5.10: Aufnahmen der Bruchflächen von im Zugversuch geprüften Proben mittels REM: (a) $\varepsilon_B = 2,65 \%$ , $\sigma_B = 413 \text{ MPa}$ und (b) $\varepsilon_B = 6,4 \%$ , $\sigma_B = 419 \text{ MPa}$ . ....	65
Abbildung 5.11: Aufnahmen der Bruchflächen von im Zugversuch geprüften Proben mittels REM: (a) $\varepsilon_B = 3,25 \%$ , $\sigma_B = 427 \text{ MPa}$ und (b) $\varepsilon_B = 7 \%$ , $\sigma_B = 442 \text{ MPa}$ . ....	66
Abbildung 5.12: Aufnahmen der Bruchflächen von im Zugversuch geprüften Proben mittels REM: (a) $\varepsilon_B = 24 \%$ , $\sigma_B = 363 \text{ MPa}$ und (b) $\varepsilon_B = 32 \%$ , $\sigma_B = 395 \text{ MPa}$ . ....	67
Abbildung 5.13: Lichtmikroskopaufnahmen der geprüften Zugproben bei (a, c) $\varepsilon = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ und $T = 750 \text{ }^\circ\text{C}$ und (b, d) $\varepsilon = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ und $T = 850 \text{ }^\circ\text{C}$ . Die Bereiche in den blauen Rahmen in (a, b) sind jeweils in (c, d) größer dargestellt. (a, b) ätzpoliert, (c, d) geätzt. Kenngrößen beim Bruch sind in (a, c) $\varepsilon_B = 24 \%$ , $\sigma_B = 363 \text{ MPa}$ und in (b, d) $\varepsilon_B = 32 \%$ , $\sigma_B = 395 \text{ MPa}$ . Alle Aufnahmen sind im DIC-Modus ohne DIC-Filter erstellt worden. Die Lastrichtung ist in (c, d) mit Pfeilen dargestellt. ....	69
Abbildung 5.14: Lichtmikroskopaufnahmen der geprüften Zugproben bei (a) $\varepsilon = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ und $T = 700 \text{ }^\circ\text{C}$ und (b) $\varepsilon = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ und $T = 800 \text{ }^\circ\text{C}$ im ätzpolierten Zustand. Kenngrößen beim Bruch sind in (a) $\varepsilon_B = 7 \%$ , $\sigma_B = 442 \text{ MPa}$ und (b) $\varepsilon_B = 5,5 \%$ , $\sigma_B = 435 \text{ MPa}$ . Beide Aufnahmen sind im DIC-Modus ohne DIC-Filter erstellt worden. ....	70

- Abbildung 5.15: Lichtmikroskopaufnahmen der geprüften Zugproben im geätzten Zustand bei (a, c)  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 750 \text{ °C}$  und (b, d)  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 850 \text{ °C}$ . Die Bereiche in den blauen Rahmen in (c, d) sind jeweils in (a, b) größer dargestellt. Kenngrößen beim Bruch sind in (a, c)  $\epsilon_B = 24 \%$ ,  $\sigma_B = 363 \text{ MPa}$  und in (b, d)  $\epsilon_B = 32 \%$ ,  $\sigma_B = 395 \text{ MPa}$ . Alle Aufnahmen sind im DIC-Modus ohne DIC-Filter erstellt worden. Die Bilder in (c, d) wurden beide jeweils durch Zusammenfügen von zwei Aufnahmen erstellt. Die Lastrichtung ist in (a, b) mit Pfeilen dargestellt..... 71
- Abbildung 5.16: Zugkurven der geprüften Proben bei unterschiedlichen Temperaturen, dargestellt bis  $\epsilon = 2 \%$ . Die Pfeile geben an, dass die Proben bis  $\epsilon = 2 \%$  nicht gebrochen sind. Die Dehnrates beträgt in (a)  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und in (b)  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . ..... 75
- Abbildung 5.17: Vergleich der Streckgrenze bei 0,2 % plastischer Dehnung mit den Ergebnissen in den Arbeiten von *Shih et al.* [29] und *Youn et al.* [119]. Die Nennzusammensetzung in allen Arbeiten beträgt Ti-48Al-2Nb-2Cr. Die Proben haben in der Arbeit von *Shih et al.* ein DP und in der Arbeit von *Youn et al.* ein NG Gefüge. Die mittlere Korngröße der  $\gamma$ -Körner beträgt in dieser Arbeit  $80 \mu\text{m}$  und in den Arbeiten von *Shih et al.* und *Youn et al.* jeweils  $15 \mu\text{m}$  und  $12 \mu\text{m}$ . Die eingetragenen Ergebnisse sind in dieser Arbeit und in der Arbeit von *Shih et al.* aus Zugversuchen mit  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und in der Arbeit von *Youn et al.* aus Druckversuchen mit  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  gerechnet..... 76
- Abbildung 5.18: Vergleich der Verfestigungsraten in wahren Zugkurven bei Temperaturen im Bereich von BDTT für (a)  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und (b)  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Um die Differenz zwischen den Verläufen besser zu sehen, sind beide Verläufe auch in kleineren Skalen dargestellt. Die Verfestigungsrate  $M$  wurde aus geglätteten Daten errechnet. .... 78
- Abbildung 5.19: REM-Aufnahme einer geprüften Probe bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 850 \text{ °C}$ . Der Bereich, in dem sich rekristallisierte Körner befinden ist mit rot gekennzeichnet. Kenngrößen beim Bruch sind  $\epsilon_B = 32 \%$ ,  $\sigma_B = 395 \text{ MPa}$ . Aufnahme mittels BSE-Detektor mit einer

Beschleunigungsspannung von 15 kV. Die Lastrichtung ist mit Pfeilen dargestellt. ....	80
Abbildung 5.20: Entwicklung der (a) plastischen Dehnungsamplitude und der (b) plastischen Verformungsarbeit pro Volumen mit Lastspielzahl bei $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ und unterschiedlichen Temperaturen.....	82
Abbildung 5.21: Entwicklung der (a) plastischen Dehnungsamplitude und der (b) plastischen Verformungsarbeit pro Volumen mit Lastspielzahl bei $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ und unterschiedlichen Temperaturen.....	84
Abbildung 5.22: TEM-Aufnahmen der geprüften Proben bei $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ und (a) RT sowie (b) 300 °C. Die akkumulierte plastische Dehnung beträgt für (a) $\epsilon_{pl. akk.} = 1,19$ und für (b) $\epsilon_{pl. akk.} = 1,16$ . Rote Pfeile in (b) zeigen Verankerungspunkte auf Versetzungslinien. Beide Aufnahmen im STEM Modus. ....	85
Abbildung 5.23: TEM-Aufnahme der bei $T = 700 \text{ °C}$ und $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ geprüften Probe. Die akkumulierte plastische Dehnung beträgt $\epsilon_{pl. akk.} = 1,33$ . Der Bereich im blauen Rahmen in (a) ist in (b) größer dargestellt. Rote Pfeile in (a) zeigen auf Verankerungspunkte auf Versetzungslinien. ....	86
Abbildung 5.24: TEM-Aufnahmen der bei $T = 750 \text{ °C}$ und $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ geprüften Probe. Die akkumulierte plastische Dehnung beträgt $\epsilon_{pl. akk.} = 1,45$ . Der Bereich im blauen Rahmen in (b) ist in (c) vergrößert dargestellt. Rote Pfeile in (c) zeigen Verankerungspunkte auf Versetzungslinien. Die Aufnahme in (c) ist im STEM Modus.....	87
Abbildung 5.25: Vergleich der zyklischen Verfestigung bei $T = 300 \text{ °C}$ . ....	88
Abbildung 5.26: Lichtmikroskopische Aufnahme der wechselverformten Probe bei $T = 850 \text{ °C}$ . Lamellenzersetzung ist mit roten Pfeilen gezeigt. Aufnahme ist im DIC-Modus ohne DIC-Filter erstellt worden. ....	91
Abbildung 5.27: Plastische Dehnungsamplitude in jedem Dreieckszyklus über Temperatur in Versuchsvariante A4. Eingetragen sind die Ergebnisse von zwei Versuchen, die bei unterschiedlichen Dehnraten durchgeführt wurden. ....	92

Abbildung 5.28: Mittelwert der plastischen Dehnungsamplitude pro Temperatur bei unterschiedlichen Versuchsvarianten. Die Dehnrates betrug in beiden Versuchen $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .....	93
Abbildung 5.29: Anwendung der vorgestellten Methode zur Ermittlung der BDTT bei $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .....	95
Abbildung 5.30: Verformungsmechanismenschaubild für Ni-20Cr. Die Schubspannung ist mit dem Schubmodul des Materials bei RT (83,1 GPa) und die Temperatur mit der Schmelztemperatur des reinen Nickels (1726 K) normiert [217].....	97





# Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Mittels ICP-OES ermittelte Legierungszusammensetzung von Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si umgerechnet in At.-%. Die Ergebnisse für O, N und C sind zusätzlich in Klammern als Ma.-ppm angegeben. ....	28
Tabelle 2: Mittels ICP-OES ermittelte Legierungszusammensetzung von Ti-48Al-2Nb-2Cr umgerechnet in At.-%. Die Ergebnisse für O und C sind zusätzlich in Klammern als Ma.-ppm angegeben. ....	30
Tabelle 3: Phasenanteile des untersuchten Materials aus Ti-48Al-2Nb-2Cr, ausgewertet mittels Rietveld-Analyse. ....	32
Tabelle 4: Temperaturstufen in unterschiedlichen BDTT-Versuchsvarianten für Proben aus Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si. ....	37
Tabelle 5: Zusammenfassung der wichtigsten Parameter der BDTT-Versuche, die mit den Proben aus Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si durchgeführt wurden. ....	41
Tabelle 6: Temperaturstufen in unterschiedlichen BDTT-Versuchsvarianten für Proben aus Ti-48Al-2Nb-2Cr. ....	42
Tabelle 7: Parameter der durchgeführten Wechselverformungsversuche. ....	43
Tabelle 8: Vergleich der Ergebnisse im ersten Zyklus bei unterschiedlichen Dehnraten. ....	51
Tabelle 9: BDTT von Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si bei unterschiedlichen Dehnraten ermittelt mit der neuen Methode ....	55
Tabelle 10: Akkumulierte plastische Dehnung in beiden Versuchsvarianten bis zum duktilen Temperaturbereich. ....	59
Tabelle 11: BDTT von TiAl Legierungen für unterschiedliche Dehnraten. ....	60
Tabelle 12: Der Vorfaktor und die Aktivierungsenergie für die Diffusivität von Ti in $\gamma$ -TiAl ....	96

Tabelle 13: Schmelztemperaturen von den in dieser Arbeit untersuchten Legierungen nach Herstellerangaben (für Ti-48Al-2Nb-0,7Cr- 0,3Si siehe [227] und für Ti-48Al-2Nb-2Cr siehe [228]) und die daraus gerechneten Werte für $0,4 \cdot T_S$ in K und °C.....	98
Tabelle 14: Diffusivitäten für die Diffusion von unterschiedlichen Atomen in $\gamma$ - TiAl bei 850 °C.....	98

# Abkürzungsverzeichnis

At.	Atom
BDT	Spröd-Duktil-Übergang (engl. Brittle-to-Ductile Transition)
BDTT	Spröd-Duktil-Übergangstemperatur (engl. Brittle-to-Ductile Transition Temperature)
BSE	Rückstreuelektronen (engl. Backscattered Electrons)
bzw.	Beziehungsweise
CRSS	Kritische Schubspannung zur Aktivierung vom Verformungsmechanismus (engl. Critical Resolved Shear Stress)
d.h.	Das heißt
DIC	Differential-Interferenz-Kontrast (engl. Differential Interference Contrast)
DP	Duplex
EBSD	Rückstreuelektronenbeugung (engl. Electron Backscatter Diffraction)
engl.	Englisch
FL	Völlig lamellar (engl. Fully Lamellar)
Gew.	Gewicht
hdp	Hexagonal dichteste(n) Packung
HF	Hochfrequenz
HIP	Heiß-isostatisches Pressen
IAM-AWP	Institut für Angewandte Materialien – Angewandte Werkstoffphysik

IAM-WK	Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde
ICP-OES	Optische Emissionsspektralanalyse (engl. Inductive Coupled Plasma - Optical Emission Spectroscopy)
krz	Kubisch raumzentriert(e)
kfz	Kubisch flächenzentriert(en)
Ma.	Masse(n)
NG	Nahezu $\gamma$
NL	Nahezu lamellar
OPS	Oxid-Polier-Suspension
PKW	Personenkraftwagen
p.p.m.	Ein Millionstel (engl. parts per million)
REM	Rasterelektronenmikroskop / -ie
RT	Raumtemperatur
sog.	Sogenannte(n)
STEM	Rastertransmissionselektronenmikroskop / -ie (engl. Scanning transmission electron microscope)
TEM	Transmissionselektronenmikroskop / -ie
TGHE	Trägergasheißeextraktion
Vol.	Volumen
XRD	Röntgendiffraktometrie (engl. X-Ray Diffraction)
YSA	Streckgrenzenanomalie (engl. Yield Strength Anomaly)





# Vorwort

Die vorliegende Dissertation konnte nur entstehen, weil mich zahlreiche Personen auf verschiedene Arten und Weisen unterstützt haben und dazu beigetragen haben die Arbeit voranzutreiben. Bei all diesen Personen möchte ich mich bedanken.

An erster Stelle bedanke ich mich bei Prof. Martin Heilmaier für die Möglichkeit, diese Dissertation am IAM-WK anfertigen zu können. Für die wissenschaftlichen Ratschläge sowie die schnellen und ausführlichen Feedbacks zu Manuskripten bin ich besonders dankbar. Herzlichen Dank auch an Prof. Eberhard Kerscher für die Übernahme des Korreferats und das Interesse an meine Arbeit.

Ganz besonders möchte ich mich bei Dr. Karl-Heinz Lang und Dr. Stefan Guth für die tatkräftige Unterstützung und stete Diskussionsbereitschaft bedanken. Ihre Türen standen immer offen für mich. Ihre zahlreichen Anregungen haben zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen.

Bei den Mitarbeitern sowie ehemaligen Kollegen des IAM-WK bedanke ich mich für das angenehme Arbeitsumfeld und die vielfältige Unterstützung. Bei Dr. Christoph Breuner bedanke ich mich besonders für die Unterstützung bezüglich Auswertungen mit MATLAB. Bei Dr. Alexander Kauffmann bedanke ich mich vor allem für die Unterstützung bezüglich REM Untersuchungen. Bei Dr. Dorothee Vinga Szabo bedanke ich mich für die Unterstützung bezüglich TEM Untersuchungen. Ganz herzlich danke ich den Technikern Sebastian Höhne und Ralf Rössler, die mir unzählige Male meine defekten Prüfmaschinen wieder funktionstüchtig gemacht haben. Vielen Dank auch an Michaela Nagel für die Unterstützung in der Metallographie.

Ein großes Dankeschön gebührt meinen HiWis Stefan Wacker, Alexander Zeizinger und Mert Koyuncu, die durch hervorragende Leistungen zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Bei meinen Freunden, vor allem bei Ömer Sahin Tas, bedanke ich mich für die Motivationsgespräche während der Promotionszeit.

Abschließend möchte ich mich bei meinen Eltern und Brüdern bedanken, die stets an mich geglaubt und unterstützt haben. Bei meiner Frau Gökce danke ich für ihre Liebe, Geduld und Energie, die es mir ermöglichten, diese Arbeit fertigzustellen.



---

# 1 Einleitung

Leichtbau gewinnt immer mehr Bedeutung in der Automobil- und Luftfahrtindustrie. Um Ressourcen zu schonen, ist Leichtbau eines der wichtigsten Ziele bei der Entwicklung von Triebwerken und weiteren Verbrennungskraftmaschinen. Durch eine Gewichtsreduktion bei rotierenden Bauteilen können die Fliehkräfte verringert, der Kraftstoffverbrauch gesenkt und die Leistung der Triebwerke und Verbrennungsmotoren erhöht werden. Titanaluminide auf Basis von  $\gamma$ -TiAl bieten hierfür aufgrund ihrer hohen spezifischen Steifigkeit [1] und Hochtemperaturfestigkeit [2] sowie guten Oxidationsresistenz [1, 2] und Kriechbeständigkeit [2] ein hervorragendes Potenzial. Unter der Berücksichtigung ihrer Dichte von ca.  $4 \text{ g/cm}^3$  zeichnen sich diese Legierungen durch ihre guten spezifischen mechanischen Eigenschaften bei hohen Temperaturen aus [3]. Somit sind diese Legierungen besonders interessant für Leichtbaukonzepte und gelten als potenzielle Kandidaten, Nickelbasis-Superlegierungen mit der mindestens doppelten Dichte von  $8\text{-}8,5 \text{ g/cm}^3$  für industrielle Anwendung im Gasturbinen- und Motorenbau teilweise zu ersetzen [4–6].

Während durch Leichtbau Ressourcen im Betrieb gespart werden können, können durch eine geeignete Wahl der Untersuchungsmethoden in der Forschung auch Ressourcen geschont werden. Dafür müssen Methoden entwickelt werden, um wichtige Werkstoffeigenschaften für die Auslegung und Herstellung mit weniger Aufwand und Materialeinsatz zu ermitteln. Ein wichtiger Kennwert der Titanaluminide auf Basis von  $\gamma$ -TiAl ist die Spröd-Duktil-Übergangstemperatur (BDTT, engl. Brittle-to-Ductile Transition Temperature). Beim Spröd-Duktil-Übergang ändert sich das spröde Materialverhalten nach Überschreiten der BDTT hin zu duktilem Verhalten. Die konventionelle Ermittlung der BDTT erfolgt durch den Vergleich der Bruchdehnung aus Zugversuchen bei mehreren Temperaturen [7–12]. Um den Einfluss der Verformungsrate auf die BDTT zu finden, müssen diese Versuche bei unterschiedlichen Dehnraten wiederholt werden. Ziel dieser Arbeit ist es daher, durch ein besseres Verständnis des mechanischen Verhaltens bei hohen Temperaturen, die Auslegung von TiAl-Bauteilen zu

erleichtern und die Werkstoffe hinsichtlich ihres Potentials besser auszunutzen, sowie eine Methode zur BDTT-Ermittlung zu entwickeln, die weniger Proben benötigt als die konventionellen Methoden. Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Titanaluminide auf Basis von  $\gamma$ -TiAl sind Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si und Ti-48Al-2Nb-2Cr (beide in At.%). Während Ti-48Al-2Nb-2Cr in der Niederdruckturbine der Triebwerke von General Electric bereits eingesetzt wird [6], steht Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si als Werkstoffkandidat für Abgasturbolader in der Automobilindustrie im Fokus [13–16].

In Kapitel 2 wird zunächst ein Überblick zum mikrostrukturellen Aufbau von Titanaluminiden auf Basis von  $\gamma$ -TiAl gegeben. Hierauf aufbauend wird der aktuelle Stand der Technik über das Verformungsverhalten dieser Legierungen auch bei höheren Temperaturen gegeben. Anschließend werden in den Kapiteln 3 und 4 die untersuchten Werkstoffe sowie die Versuchsdurchführung beschrieben. Die experimentellen Ergebnisse werden im Kapitel 5 vorgestellt und diskutiert. Der Fokus liegt hierbei auf dem Einfluss der Temperatur und der Dehnrate auf das mechanische Verhalten sowie auf die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Methode zur Bestimmung der Spröd-Duktil-Übergangstemperatur. Abschließend werden in Kapitel 6 die wichtigsten Ergebnisse zusammengefasst.

---

## 2 Kennntnisstand

### 2.1 Titanaluminide auf Basis von $\gamma$ -TiAl

Intermetallische Phasen sind chemische Verbindungen aus zwei oder mehr Metallen. Diese Phasen liegen in geordneten Gitterstrukturen vor. Im binären Ti-Al Phasendiagramm, das in Abbildung 2.1 gegeben ist, existieren neben Mischkristallen auch intermetallische Phasen. Von besonderer Bedeutung für technische Hochtemperaturanwendungen sind die Titanaluminide auf Basis der intermetallischen  $\gamma$ -TiAl Phase, die Al Konzentrationen zwischen 44 – 48 At.-% aufweisen und über die  $\beta$ -Phase oder peritektisch erstarren [17, S. 5, 18]. In diesem Zusammensetzungsgebiet stehen bei Raumtemperatur (RT) nach dem binären Phasendiagramm in Abbildung 2.1 die Mischungen der geordneten  $\gamma$ -Phase mit der chemischen Zusammensetzung TiAl und der geordneten  $\alpha_2$ -Phase mit der chemischen Zusammensetzung  $Ti_3Al$  im thermodynamischen Gleichgewicht. Je nach Temperatur und Zusammensetzung kommen in diesem Konzentrationsgebiet neben den beiden intermetallischen Phasen, noch die kubisch raumzentrierte (krz)  $\beta$ -Phase und die  $\alpha$ -Phase mit der hexagonal dichtesten Packung (hdp) als Festkörperphase vor.

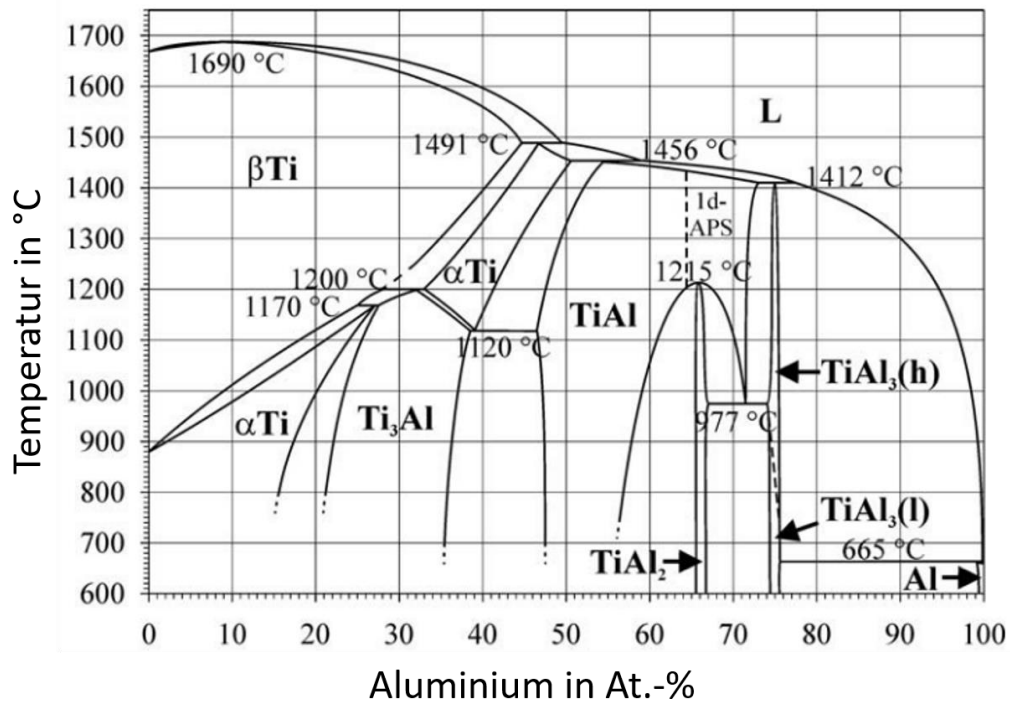


Abbildung 2.1: Binäres Phasendiagramm des Systems Titan-Aluminium (mit Erlaubnis des Verlages [19]).

### 2.1.1 Mikrostruktur und Aufbau

Titanaluminide auf Basis von  $\gamma$ -TiAl bestehen hauptsächlich aus der geordneten tetragonalen  $\gamma$ -Phase mit  $L1_0$ -Kristallstruktur und der geordneten hexagonalen  $\alpha_2$ -Phase mit  $D0_{19}$ -Kristallstruktur. Die Kristallstrukturen der intermetallischen Phasen  $\gamma$ -TiAl und  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al sind in Abbildung 2.2 schematisch dargestellt. Beide intermetallischen Phasen existieren über ein breites Zusammensetzungsgebiet und können somit von der Nennstöchiometrie abweichen. Diese Abweichung erzeugt in  $\gamma$ -TiAl keine strukturell bedingte Leerstelle, da sowohl überzählige Ti- als auch Al-Atome in diesem Fall ihre Plätze gegenseitig besetzen können [20–22]. Die Tetragonalität der  $L1_0$ -Kristallstruktur ist auf die schichtweise angeordneten Ti- und Al-Ebenen in (001)-Richtung zurückzuführen, wodurch die c-Achse tetragonal verzerrt wird. Die Tetragonalität ( $c/a$ -Verhältnis) beträgt bei äquatomarer Zusammensetzung ca. 1,02 und nimmt mit sinkendem Al-Gehalt ab oder steigendem Al-Gehalt zu [21, 23–25]. Sie bleibt bei Temperaturen zwischen RT und 800 °C ungefähr konstant [21].

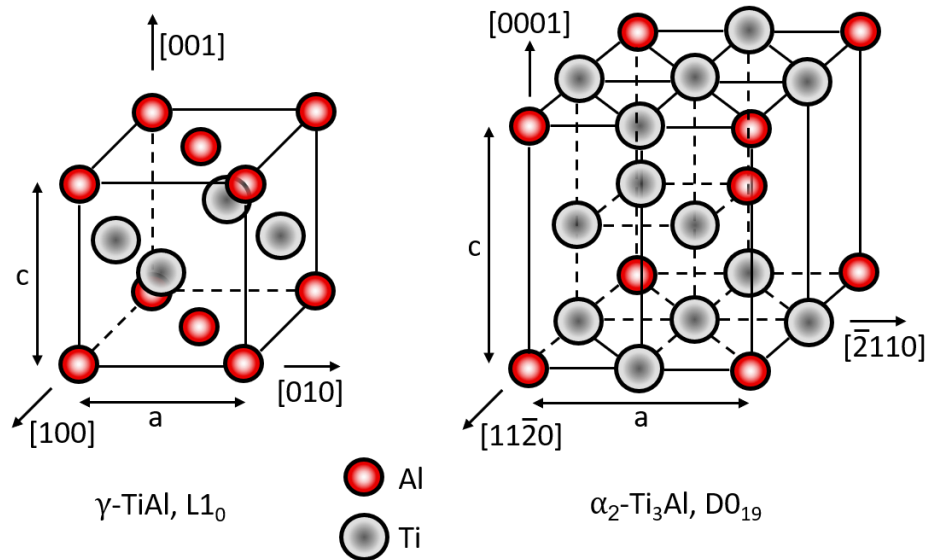


Abbildung 2.2: Elementarzellen der beiden vorkommenden intermetallischen Phasen.

Die intermetallischen Phasen in Titanaluminiden auf Basis von  $\gamma$ -TiAl können sich je nach durchgeführter Wärmebehandlung in verschiedenen Morphologien ausbilden und so zu unterschiedlichen Mikrostrukturen führen. Diese sind vollständig lamellar (FL, engl. Fully Lamellar), nahezu lamellar (NL), duplex (DP), und nahezu  $\gamma$  (NG) [12]. Mikroskopische Aufnahmen von diesen Gefügetypen sind in Abbildung 2.3 gegeben [26]. Das FL Gefüge besteht aus Kolonien, die sich aus den schichtartig angeordneten  $\gamma$ - bzw.  $\alpha_2$ -Phasen zusammensetzen. Befinden sich zwischen den lamellaren Kolonien einphasige  $\gamma$ -Körner, wird von einem NL Gefüge gesprochen. Im DP Gefüge sind die Volumenanteile von einphasigen  $\gamma$ -Körnern und Lamellenkolonien fast gleich und das Gefüge ist feiner im Vergleich zu nahezu lamellarem Gefüge. Das NG Gefüge zeigt einen deutlich höheren Volumenanteil von einphasigen  $\gamma$ -Körnern als von Lamellen. Das vorliegende Gefüge beeinflusst stark die mechanischen Eigenschaften von zweiphasigen Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl. Generell kann dieser Einfluss wie folgt zusammengefasst werden [12, 27–30]: Proben mit FL Gefüge zeigen im Vergleich zu Proben mit NG oder DP Gefüge bessere Kriechwiderstände bei höheren Temperaturen und niedrigere Duktilitäten bei Raumtemperatur, weil eine große Anzahl von Grenzflächen in lamellaren Strukturen die Versetzungsbildung und -bewegung hemmt.

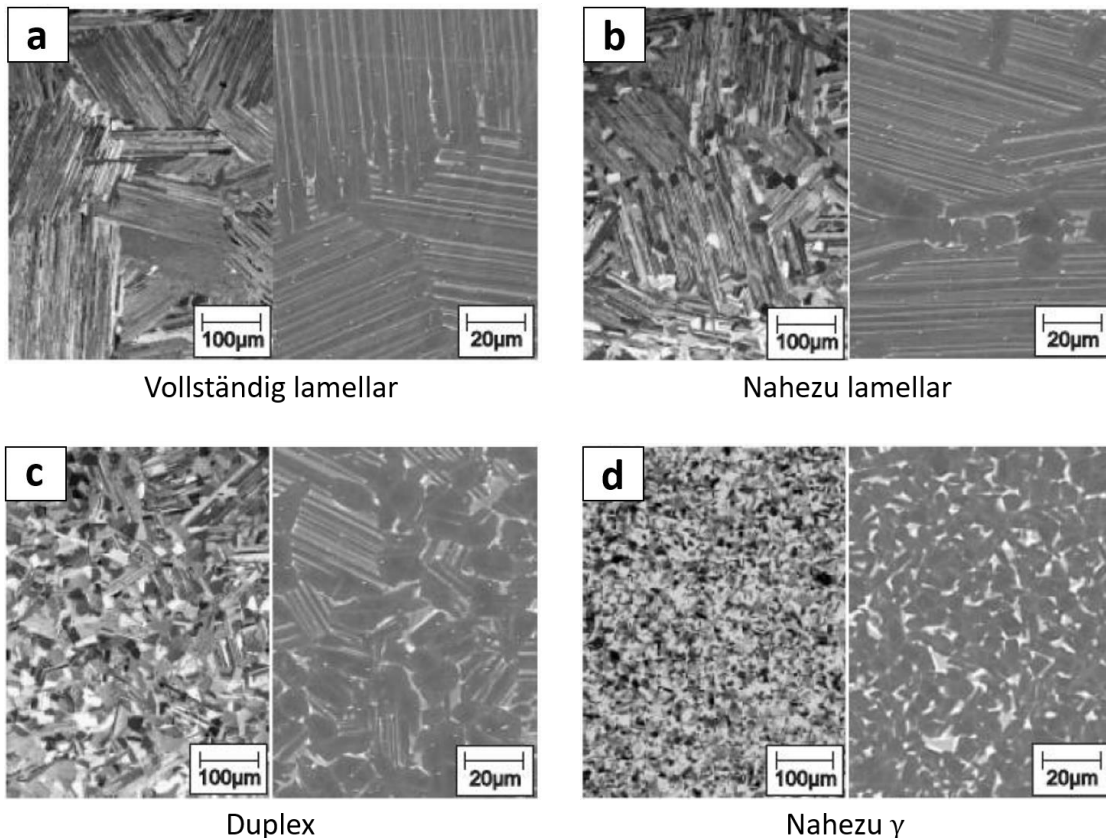


Abbildung 2.3: Spezielle Gefügetypen der Titanaluminide auf Basis von  $\gamma$ -TiAl (mit Erlaubnis des Verlages [26]). Jeweils links: Lichtmikroskopische Aufnahme mit polarisiertem Licht und rechts: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme mit dem Rückstreuerelektronenkontrast.

### 2.1.2 Verformungsmechanismen

Aufgrund der geringen Anzahl von unabhängigen Gleitsystemen ist die  $\alpha_2$ -Phase schwer verformbar [31]. Aus diesem Grund erfolgt die Verformung bei den zweiphasigen Ti-Al Legierungen nahezu ausschließlich in der  $\gamma$ -Phase, unabhängig davon, ob ein lamellares oder ein globulares Gefüge vorliegt [7, 32–35]. In der  $\gamma$ -TiAl Phase erfolgt die Gleitung auf den dichtest gepackten  $\{111\}$ -Ebenen entweder durch Einfachversetzungen mit Burgersvektoren  $b = 1/2\langle\bar{1}10\rangle$  oder Superversetzungen mit den Burgersvektoren  $b = 1/2\langle 11\bar{2}\rangle$  oder  $b = \langle 0\bar{1}1\rangle$  [7, 36], siehe Abbildung 2.4. Es ist zu beachten, dass aufgrund der Tetragonalität der  $L1_0$ -Kristallstruktur die Miller'schen Indizes mit gemischten Klammern  $\langle hkl\rangle$  verwendet werden. Diese Bezeichnung geht

auf *Hug et al.* [37] zurück und bedeutet, dass nur die ersten zwei Indizes (der h- und k-Index) permutierbar sind. Die gleiche Bezeichnung kann auf die Ebenen übertragen werden mit der Notation  $\{hkl\}$ . Die Superversetzungen in der  $\gamma$ -TiAl Phase mit den Burgersvektoren  $b = 1/2\langle 11\bar{2} \rangle$  oder  $b = \langle 0\bar{1}1 \rangle$  sind in der Lage aufzuspalten. In diese Aufspaltungen können aufgrund der geordneten Gitterstruktur unterschiedliche Defekte wie Antiphasengrenzen oder Stapelfehler einbezogen werden [32, 36–40]. Bei den Einfachversetzungen hingegen wurde keine Aufspaltung beobachtet [36, 38].

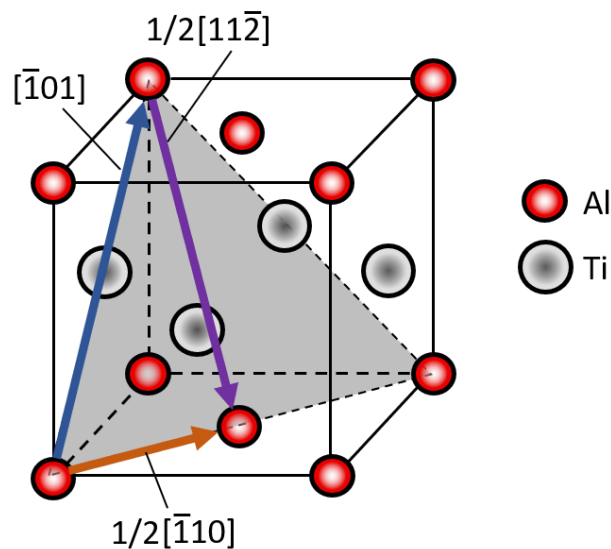


Abbildung 2.4:  $\gamma$ -TiAl mit potenziellen Gleitrichtungen. Hier nur eine Gleitrichtung pro Versetzung dargestellt auf der dicht gepackten Gleitebene (111).

Die Verformung von  $\gamma$ -TiAl kann neben Versetzungsgleitung auch durch mechanische Zwillingsbildung auf den  $\{111\}$ -Ebenen entlang  $b = 1/6 \langle 11\bar{2} \rangle$  erfolgen. Andere Scherrichtungen, die in ungeordneten kubisch flächenzentrierten (kfz) Strukturen existieren, gibt es in L10-Kristallstruktur nicht, da sonst die geordnete Struktur von  $\gamma$ -TiAl gestört wird [41].

## 2.2 Quasistatisches Verformungsverhalten von Titanaluminiden

Das quasistatische Verformungsverhalten von Titanaluminiden hängt von der vorliegenden Mikrostruktur ab. Einphasige  $\gamma$ -Titanaluminide mit feinkörniger Mikrostruktur zeigen höhere Fließgrenzen und Bruchdehnungen als solche mit grobkörniger Mikrostruktur [42–45]. *Vasudevan et al.* [42] haben ihre Ergebnisse mit den Ergebnissen von *Huang* [46] und *Lipsitt et al.* [11] verglichen und haben zwischen der Fließspannung  $\sigma_y$  und der mittleren Korngröße  $D$  eine Hall-Petch-Beziehung gefunden, die in Gleichung (2.1) dargestellt ist:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y \frac{1}{\sqrt{D}}. \quad (2.1)$$

Dabei ist  $\sigma_0$  die Fließspannung des Einkristalls und  $k_y$  die materialspezifische Hall-Petch-Konstante. Nach ihren Ergebnissen hat die Hall-Petch-Konstante den Wert  $k_y = 1,37 \text{ MPa}\sqrt{m}$  für einphasige, polykristalline  $\gamma$ -Titanaluminide bei RT. *Kawabata et al.* [45] haben nach ihren Versuchen auch eine Hall-Petch-Beziehung zwischen  $\sigma_y$  und  $D$  gefunden, jedoch liegt  $k_y$  nach ihren Ergebnissen bei RT bei  $1,08 \text{ MPa}\sqrt{m}$ . Die Abweichung zwischen diesen Ergebnissen kann damit erklärt werden, dass in beiden Arbeiten einphasige  $\gamma$ -Titanaluminide mit unterschiedlichen Zusammensetzungen untersucht wurden, wobei die Zusammensetzung das quasistatische Verformungsverhalten beeinflusst [45, 47, 48]. *Huang und Hall* [48] sowie *Kawabata et al.* [47] haben Untersuchungen an binären, einphasigen  $\gamma$ -Titanaluminiden mit unterschiedlichen Zusammensetzungen und gleichen mittleren Korndurchmessern von etwa  $50 \mu\text{m}$  [48] bzw.  $\sim 120 \mu\text{m}$  [47] durchgeführt. Die Ergebnisse beider Untersuchungen bei RT zeigen, dass bei binären Titanaluminiden mit von 50 auf 54 At.-% zunehmendem Al-Gehalt die Streckgrenze steigt und die Bruchdehnung sinkt. Dieser Effekt kann auf die zunehmende Tetragonalität der  $L1_0$ -Kristallstruktur mit steigendem Al-Gehalt zurückgeführt werden [28, 47]. Auch durch Verunreinigungen wird das mechanische Verhalten einphasiger  $\gamma$ -Titanaluminide beeinflusst. Ergebnisse zeigen, dass die Fließspannungen von stöchiometrischem TiAl sowie Ti-56Al in Druckversuchen nach Zugabe von 0,3 Gew.-% Sauerstoff um den Faktor von ca. 1,5 zunehmen [49]. Auf den Einfluss



anderer Legierungselemente auf das quasistatische Verformungsverhalten einphasiger  $\gamma$ -Titanaluminide wird im Abschnitt 2.2.4 eingegangen.

Zweiphasige Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl haben in der Regel größere Bruchdehnungen (außer mit FL Gefüge) und höhere Streckgrenzen bei RT als einphasige  $\gamma$ -Titanaluminide [47, 48, 50, 51]. Ein Grund für dieses Verhalten ist, dass zweiphasige Titanaluminide, vor allem mit DP Gefüge, feinere Gefüge aufweisen als einphasige [47, 48, 52–54]. Ein weiterer Grund für die höhere Duktilität ist, dass interstitiell gelöste Atome in der  $\alpha_2$ -Phase angereichert werden und dadurch die  $\gamma$ -Phase von den Verunreinigungen befreit wird, was die Verformbarkeit der  $\gamma$ -Phase erhöht [32, 48, 55, 56]. Dieser reinigende Effekt der  $\alpha_2$ -Phase wurde von *Uemori et al.* [57] sowie von *Yamauchi und Shiraishi* [58] für Sauerstoff und von *Denquin et al.* [59] für Sauerstoff und Kohlenstoff gezeigt. Der Einfluss des O-Gehalts auf die mechanischen Eigenschaften polykristalliner, zweiphasiger Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl wurde von *Morris* untersucht [60]. Die Ergebnisse zeigen, dass eine Legierung mit einem O-Gehalt von 645 Gew. p.p.m. eine kleinere Fließspannung und eine größere Bruchdehnung zeigt, als die Legierungen mit einem O-Gehalt von 1 Gew.-%. Es ist hier anzumerken, dass die Löslichkeitsgrenze von O in Legierungen mit 1 Gew.-% O überschritten war, sodass im Gefüge dieser Legierungen Aluminiumoxid Partikel zu sehen waren [61].

In mehreren Arbeiten wurde der Einfluss der Phasenmorphologie auf das quasistatische Verformungsverhalten zweiphasiger Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass bei gleicher Zusammensetzung sowohl für binäre als auch für polynäre Legierungen, die Proben mit einem DP oder NG Gefüge in der Regel höhere Fließgrenzen und größere Bruchdehnungen bei RT zeigen als die Proben mit einem FL Gefüge [29, 48, 62–71]. In diesen Arbeiten hatten die Proben mit einem NG oder DP Gefüge Korngrößen zwischen 10 – 100  $\mu\text{m}$  und die mit einem FL Gefüge Korngrößen zwischen 100 – 1500  $\mu\text{m}$ . Kleinere Korngrößen im NG und DP Gefüge resultieren in höheren Fließgrenzen [63, 69] und Duktilitäten [48, 63, 65, 66, 69, 70, 72] im Vergleich zu FL Gefügen.

Kornfeinung erhöht in mehrphasigen Titanaluminiden die Fließgrenze und Bruchdehnung, auch wenn die Phasenmorphologie, also der Volumenanteil von lamellaren Kolonien, sonst nicht signifikant verändert wird. Dies wurde anhand von Untersuchun-

gen an Proben mit NG [73, 74], DP [75], NL [9, 76] und FL [69, 77] Gefüge nachgewiesen. Neben der mittleren Korngröße hängen die mechanischen Eigenschaften zweiphasiger Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl auch vom Volumenanteil der  $\gamma$ -TiAl Körner [72, 75, 78] sowie von der Homogenität ihrer Größe ab [62, 72, 79, 80]. Proben mit DP und NG Gefüge zeigen größere Bruchdehnungen, wenn die Größe der  $\gamma$ -TiAl Körner klein und homogen ist. Denn vereinzelt große  $\gamma$ -TiAl Körner in einem sonst feinen Gefüge können durch vorzeitige Rissinitierung bruchauslösend wirken und dadurch die Duktilität reduzieren [62, 79]. Das quasistatische Verformungsverhalten der zweiphasigen Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl, vor allem derjenigen mit NL oder FL Gefüge, hängt außerdem von der Breite der  $\gamma$ -Lamellen  $\lambda_L$  ab [76, 77, 81–83]. Die Lamellengrenzen stellen ein effektives Hindernis für Versetzungsbewegungen dar und somit wird die Verformbarkeit der  $\gamma$ -Lamellen durch die Grenzflächen zwischen den Lamellen begrenzt [81, 84, 85]. Dadurch wird mit sinkendem  $\lambda_L$  die Bruchdehnung reduziert und die Fließspannung erhöht. Nach *Umakoshi et al.* [86] existiert bei RT zwischen  $\lambda_L$  und Fließspannung  $\sigma_y$  eine Hall-Petch-Beziehung, die analog zu Gleichung (2.1) gegeben ist und anstatt der mittleren Korngröße  $D$  die Lamellenbreite  $\lambda_L$  berücksichtigt:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y \frac{1}{\sqrt{\lambda_L}}. \quad (2.2)$$

Nach ihren Ergebnissen hat die Hall-Petch-Konstante den Wert  $k_y = 0,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  für einen Winkel zwischen Beanspruchungsrichtung und Lamellenplatte von  $\phi = 90^\circ$ . Die Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften der lamellaren Mikrostruktur wurde von *Fujiwara et al.* [87] anhand eines binären PST-Kristalls (engl. Polysynthetically Twinned) mit einer Zusammensetzung von Ti-49,3Al untersucht. PST-Kristalle sind lamellare Modellwerkstoffe, bei denen alle Lamellen mit einer spezifischen Orientierung parallel zueinander angeordnet sind. Die größten Streckgrenzen wurden für die Winkel  $\phi = 90^\circ$  und  $\phi = 0^\circ$  gemessen und die kleinsten für die Winkel  $\phi$  zwischen  $30^\circ$  und  $50^\circ$ , siehe Abbildung 2.5. Der Grund hierfür ist, dass für Verformungen mit  $\phi = 36^\circ$  die Versetzungsbewegung durch Lamellengrenzflächen aufgrund Oktaedergleitung nicht begrenzt wird. Die Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften der lamellaren Mikrostruktur von Titanaluminiden wurde später in anderen Arbeiten für unterschiedliche Zusammensetzungen bestätigt [82, 86, 88–90].

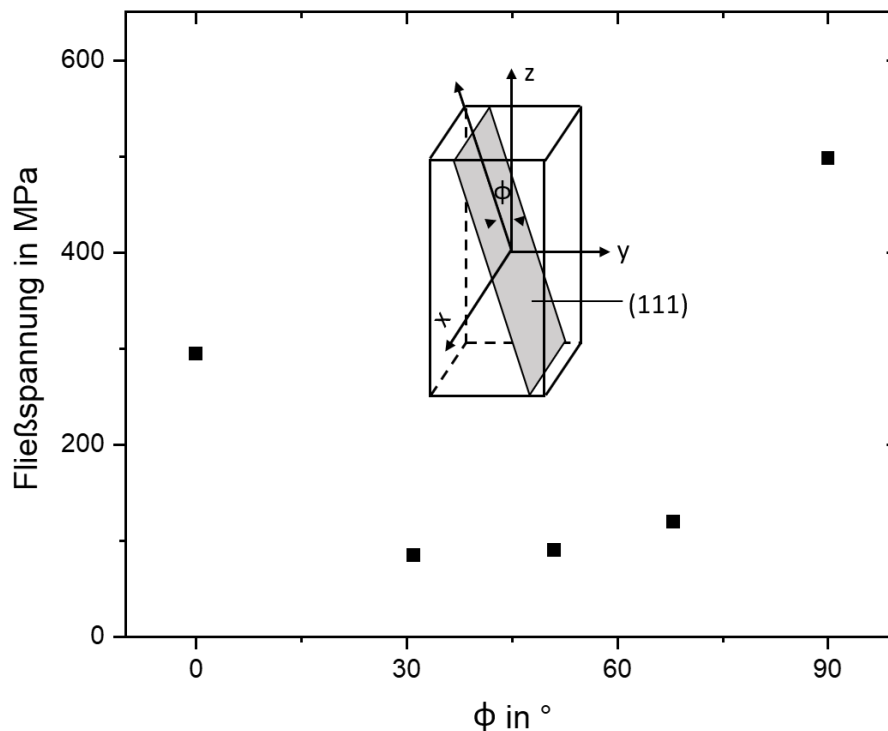


Abbildung 2.5: Plastische Anisotropie eines PST-Kristalls. Abhängigkeit der Fließspannung von  $\phi$ , der den Winkel zwischen der Beanspruchungsrichtung entlang z-Achse und entlang (111) Ebene orientierten Lamellengrenzflächen beschreibt. Ergebnisse nach [87].

In mehreren Arbeiten wurde untersucht, welche Verformungsmechanismen hauptsächlich die quasistatische plastische Verformung von einphasigen  $\gamma$ -Titanaluminiden tragen. Dazu sind in der Literatur teilweise widersprüchliche Ergebnisse zu finden. Während in einigen Arbeiten die Gleitung von Einfachversetzungen mit Burgersvektoren  $b = 1/2\langle\bar{1}10\rangle$  als dominierender Verformungsmechanismus bei RT genannt wird [43, 91, 92], berichten andere, dass Superversetzungen mit Burgersvektoren  $b = \langle 0\bar{1}1\rangle$  zur plastischen Verformung mindestens genauso viel beitragen wie die Einfachversetzungen [11, 43, 93–98]. Außerdem wurden in einigen Arbeiten keine Verformungszwillinge nach einer Verformung bei RT beobachtet [48, 91, 99], wohingegen diese in anderen Arbeiten nach einer Verformung bei RT beobachtet wurden [11, 36, 93]. *Inui et al.* [95] haben kritische Schubspannungen zur Aktivierung der Verformungsmechanismen

(CRSS, engl. Critical Resolved Shear Stress) bei Einkristallen mit einer Zusammensetzung von Ti-56Al bestimmt. Ihre Ergebnisse haben sie mit den Ergebnissen von *Fujiwara et al.* [87] verglichen und sind zur Schlussfolgerung gekommen, dass die CRSS vom Al-Gehalt abhängt und die Gleitung der Einfachversetzungen sowie Zwillingsbildung einfacher werden, wenn der Al-Gehalt von 56 auf 50 At.-% reduziert wird. Untersuchungen von *Kad und Fraser* haben gezeigt, dass bei polykristallinen, einphasigen  $\gamma$ -Titanaluminiden die Einfachversetzungen mit von 1250 auf 750 Gew. p.p.m. sinkendem O-Gehalt aktiver werden [100]. Außerdem zeigen die Ergebnisse von *Hug et al.* [36] sowie *Kawabata et al.* [94], dass Zwillingsbildung erst bei höheren Dehnungen zur plastischen Verformung beiträgt. Dies kann erklären, warum in den Arbeiten von *Viguier et al.* [99], *Huang und Hall* [48] sowie *Sriram et al.* [91] keine Verformungszwillinge nach einer Verformung bei RT zu beobachten waren, denn die untersuchten Proben in diesen Arbeiten wurden bis zu einer Maximaldehnung von lediglich etwa 1 % verformt.

Die Ergebnisse bei den zweiphasigen Titanaluminiden sind konsistenter als bei den einphasigen  $\gamma$ -Titanaluminiden: Zwillingsbildung und Gleitung der Einfachversetzungen tragen mehr zur plastischen Verformung dieser Werkstoffe bei als Gleitung von Superversetzungen [35, 42, 51, 60, 75, 88, 89, 91, 101–105]. Die unterschiedlichen Verformungsmechanismen in den ein- und zweiphasigen Titanaluminiden wird mit dem reinigenden Effekt der  $\alpha_2$ -Phase erklärt. Dadurch, dass die interstitiell gelösten Atome von der  $\alpha_2$ -Phase aufgenommen werden und die  $\gamma$ -Phase von diesen befreit wird, sinkt die Stapelfehlerenergie [27] sowie die Anisotropie der Peierls-Spannung [32]. Als Folge wird die Beweglichkeit der Einfachversetzungen erhöht und die Zwillingsbildung vereinfacht [27, 32]. Außerdem zeigen die Ergebnisse von *Inui et al.* [88], dass die CRSS für Zwillingsbildung und für Gleitung der Einfachversetzungen kleiner sind als die CRSS für Gleitung der Superversetzungen mit Burgersvektoren  $b = \langle 101 \rangle$ . Sie schreiben aber auch, dass die Differenzen in CRSS zwischen den unterschiedlichen Mechanismen nicht so hoch sind, sodass alle drei zur plastischen Verformung beitragen können, wenn die Proben bis über 2 - 3 % plastische Dehnung verformt werden.

### 2.2.1 Streckgrenzenanomalie

Für höhere Temperaturen wird die Versetzungsbewegung zunehmend thermisch aktiviert, was zu einer leichteren plastischen Verformung führt. Aus diesem Grund nimmt die Fließgrenze bei vielen metallischen Werkstoffen mit steigender Temperatur kontinuierlich ab. Bei intermetallischen Titanaluminiden ist dies nicht der Fall. Diese Werkstoffe haben einen Temperaturbereich, in dem die Fließgrenze mit steigender Temperatur zunimmt. Dieses Verhalten wird Streckgrenzenanomalie (YSA, engl. Yield Strength Anomaly) genannt und wurde sowohl für einphasige  $\gamma$ -Titanaluminide [37, 43, 91, 94–97, 104, 106–113] als auch für zweiphasige Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl [9, 60, 61, 75, 76, 88, 105, 110, 114–121] beobachtet. Die Abhängigkeit der Streckgrenze von der Temperatur kann für Titanaluminide in drei Bereiche unterteilt werden, siehe Abbildung 2.6. Im Temperaturbereich I nimmt die Fließgrenze aufgrund der thermischen Aktivierung der Versetzungsbewegung mit steigender Temperatur ab. Im Bereich II, in dem das Material die YSA zeigt, steigt die Fließgrenze mit steigender Temperatur, siehe schwarze Messpunkte nach [104] in Abbildung 2.6. Nachdem ein lokales oder globales Maximum erreicht ist, sinkt die Fließgrenze wieder mit steigender Temperatur. Die Abnahme der Fließgrenze nach dem Maximum wird der erhöhten Mobilität von Einfachversetzungen durch Kletterprozesse zugeschrieben [33, 85, 90, 97, 99, 100, 122, 123]. Bei welcher Temperatur das Maximum im Bereich II auftritt und wie hoch dieses ist, hängen von der Materialzusammensetzung [33, 107, 109, 116], Mikrostruktur [107] und im Fall eines Einkristalls auch von der Orientierung des Einkristalls ab [94, 95, 97, 113]. Bei polykristallinen Titanaluminiden wurde das Maximum bei Temperaturen zwischen 400 – 800 °C [33, 43, 96, 99, 104, 107, 109, 115] und bei Einkristallen zwischen 700 – 1000 °C gemessen [94, 95, 97, 111]. Daneben kann die YSA durch Kornfeinung oder Ausscheidungshärtung überdeckt werden [46, 107, 110, 119, 124]. In diesem Fall bleibt die Fließgrenze im Temperaturbereich II ungefähr konstant (Plateaubereich) oder zeigt nur ein leichtes Maximum. Dieser Fall ist in Abbildung 2.6 mit Ergebnissen aus [105] (rote Messpunkte) dargestellt.

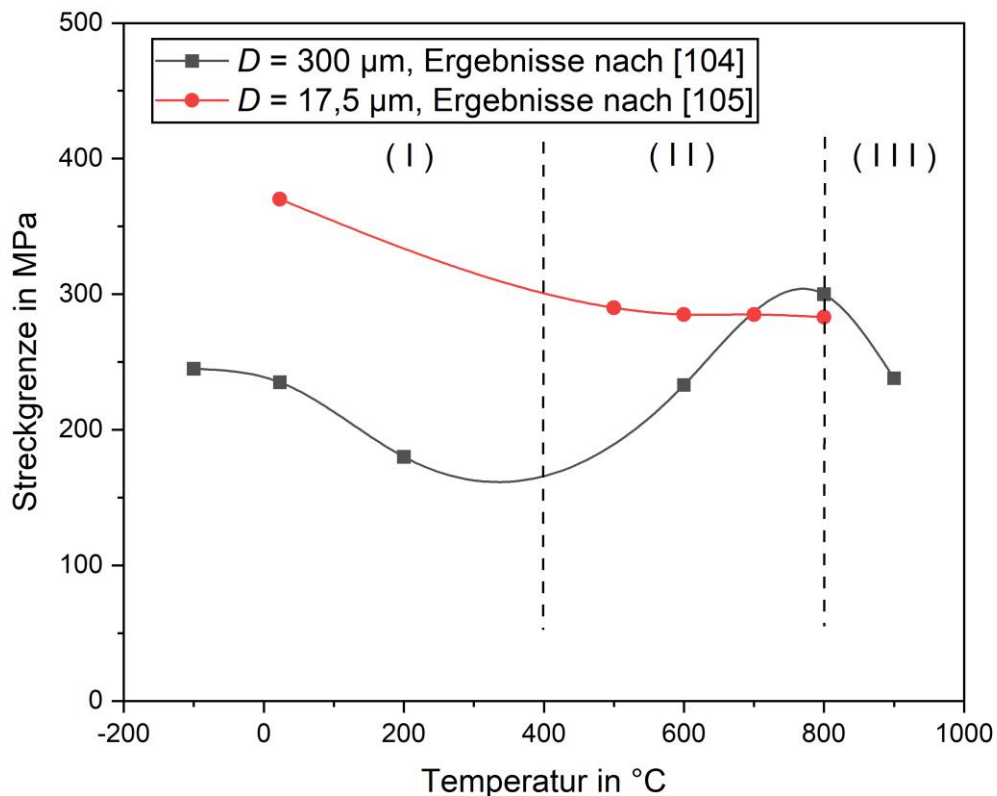


Abbildung 2.6: Fließgrenze über der Temperatur bei Titanaluminiden. Dargestellt sind die Ergebnisse nach [104] und [105]. Die mittlere Korngröße des Materials beträgt in [104]  $D = 300 \mu\text{m}$  und in [105]  $D = 17,5 \mu\text{m}$ .

Eine YSA wurde sowohl für Gleitung von Superversetzungen mit Burgersvektoren  $b = \langle 0\bar{1}1 \rangle$  [37, 95, 97, 107, 111, 113, 125] als auch für Gleitung von Einfachversetzungen mit Burgersvektoren  $b = 1/2\langle \bar{1}10 \rangle$  beobachtet [43, 94, 95, 112, 113, 116, 121, 122]. Im Fall von Superversetzungen wurde die YSA anhand von einphasigem  $\gamma$ -TiAl mit einem Al-Gehalt von über 54 At.-% untersucht und analog zu  $\text{Ni}_3\text{Al}$  mit der Bildung von Kear-Wilsdorf-Typ Sperren verbunden [37, 43, 95, 97, 125, 126]: Mit steigender Temperatur wird das Quergleiten von Partialversetzungen mit  $b = 1/2\langle 0\bar{1}1 \rangle$  von  $\{111\}$  Ebenen auf  $\{010\}$  Ebenen thermisch aktiviert. Zwischen den beiden Partialversetzungen einer Superversetzung befindet sich eine Antiphasengrenzfläche. Um deren Größe aus energetischen Gründen gering zu halten, bewegen sie sich als Paare. Nach Quergleiten einer Partialversetzung von einer  $\{111\}$  Ebene auf eine  $\{010\}$  Ebene, können die beiden Partialversetzungen sich nicht mehr als Paare bewegen, da sonst die Antiphasengrenzfläche wachsen würde. Aus diesem Grund werden sie gesperrt.

Im Fall von Einfachversetzungen wird die YSA mit der zunehmenden Bildung von Verankerungspunkten in den Versetzungslinien mit steigender Temperatur verbunden [75, 99, 108, 112, 122, 127]. Für die Herkunft dieser Verankerungspunkte liegen unterschiedliche Interpretationen vor. *Viguier et al.* [99] sowie *Louchet und Viguier* [128] haben die Verankerungspunkte den Strukturen zugeordnet, die durch Zusammenstoßen von zwei Kinken auf einer Schraubenversetzung entstehen. Kinken sind Sprünge in der Versetzungslinie, die auf der Gleitebene der Versetzung liegen. Durch thermische Aktivierung entstehen in den Schraubenanteilen der Einfachversetzungen Kinkenpaare, die auf unterschiedlichen  $\{111\}$  Ebenen liegen können. Wenn zwei Kinken auf unterschiedlichen Ebenen zusammenstoßen, dann bilden sie drei-dimensionale Konfigurationen. Dieser Prozess ist in Abbildung 2.7 schematisch dargestellt. Diese Strukturen wirken dann als Hindernisse gegen Versetzungsgleitung. Weil die Entstehung dieser Kinken ein thermisch aktivierter Prozess ist, steigt die Kinkenanzahl mit steigender Temperatur, was dann zur YSA führt. Bei noch höheren Temperaturen können sich diese drei-dimensionalen Strukturen durch Kletterprozesse bewegen [99], wodurch die Fließspannung wieder abnimmt. In einigen Studien wurden die Verankerungspunkte in Einfachversetzungen den durch doppeltes Quergleiten entstandenen Jogs zugeordnet [75, 112, 113, 122, 127, 129, 130]. Jogs sind auch Sprünge in der Versetzungslinie, die im Gegensatz zu Kinken nicht auf der Gleitebene der Versetzungen liegen. Für Schraubenversetzungen stellen Jogs Hindernisse für die Bewegung dar. Ergebnisse von *Jiao et al.* [122] sowie *Feng und Whang* [113, 129] haben gezeigt, dass in Einfachversetzungen Jogs durch Quergleiten der Schraubenanteile von  $\{111\}$  Ebenen auf  $\{110\}$  Ebenen entstehen, siehe die schematische Darstellung in Abbildung 2.8. Dieser Prozess ist thermisch aktiviert und führt dadurch zur YSA. Bei noch höheren Temperaturen können diese Versetzungen durch diffusionsgesteuerte Kletterprozesse wieder aktiv werden. Andere Autoren haben die Verankerungszentren den interstitiell gelösten Fremdatomen [10, 123, 131], Substitutionsatomen [132] oder Anti-Struktur-Defekten (Ti-Atome auf Al-Plätze und umgekehrt) zugeordnet [10, 133] und die YSA bzw. die Temperaturunabhängigkeit der Fließgrenze in einem bestimmten Temperaturbereich der dynamischen Reckalterung zugeschrieben [92, 133–135].

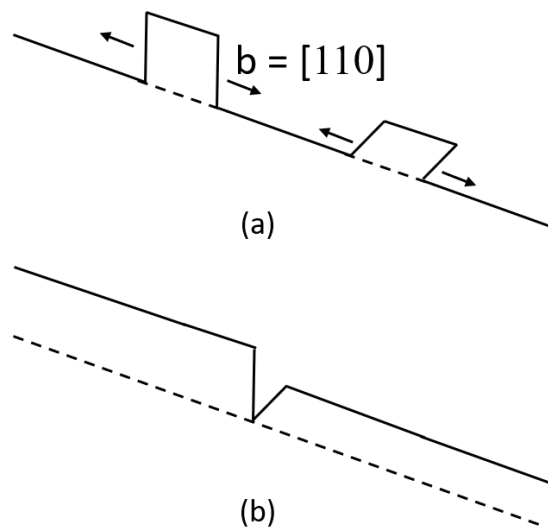


Abbildung 2.7: Herkunft von Verankerungspunkten auf Einfachversetzungen nach *Viguier et al.* [99]: (a) Zwei Kinkenpaare auf unterschiedlichen  $\{111\}$  Ebenen können zusammenstoßen und (b) bilden dann drei-dimensionale Konfigurationen, die nach *Viguier et al.* die Verankerungspunkte bilden.

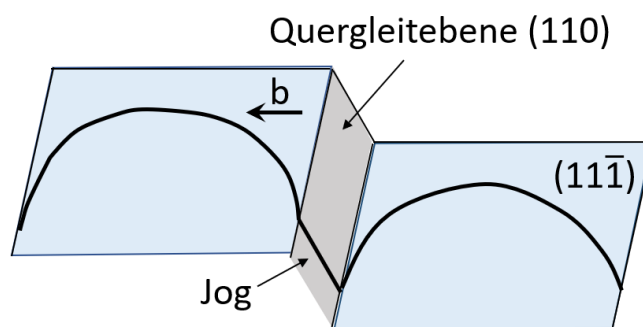


Abbildung 2.8: Herkunft von Verankerungspunkten auf Einfachversetzungen durch doppeltes Quergleiten entstandene Jogs nach [113, 122, 129].

## 2.2.2 Dynamische Reckalterung

Bei bestimmten Temperaturen und quasistatischen Dehnraten können sich Fremdatome in oder in der Nähe von sich bewegenden Versetzungskernen anreichern. Die Diffusion dieser Fremdatome ist dann schnell genug, um der Versetzungsbewegung zu folgen, ohne dass die Probe entlastet und ausgelagert werden muss. Durch elastische Wechselwirkungen zwischen diffundierenden Fremdatomen und Gleitversetzungen



entsteht ein zusätzlicher Widerstand gegen Versetzungsgleitung. Dieses Phänomen wird dynamische Reckalterung genannt [134, 136].

Charakteristisch für die dynamische Reckalterung ist ein unregelmäßig gezackter Verlauf im Spannungs-Dehnungs-Diagramm oberhalb einer kritischen plastischen Dehnung. In diesem Fall sind die diffundierenden Atome um die Gleitversetzungen angereichert. Die Versetzungen werden durch diese Fremdatomwolken verankert und es wird eine größere Spannung erforderlich, um die Versetzungen wieder loszureißen. Ist dies erfolgt, so fällt die Spannung wieder ab. Während die losgerissenen Versetzungen gleiten, diffundieren die Fremdatome erneut zu diesen Versetzungen. Durch diese abwechselnden Losreiß- und Einfangsprozesse zeigen die Verfestigungskurven im Fall einer dynamischen Reckalterung einen gezackten Verlauf [134, 136].

Dynamische Reckalterung kann die Fließgrenze, die Zugfestigkeit und die Duktilität eines Werkstoffes beeinflussen. Da dabei die Bewegung der Gleitversetzungen erschwert wird, führt dies zu einer zusätzlichen Verfestigung des Materials. Infolgedessen steigen die Fließgrenze und die Zugfestigkeit, während die Bruchdehnung sinkt [136–139].

Besonders ausgeprägt ist dynamische Reckalterung, wenn die mittlere Geschwindigkeit der Gleitversetzungen  $\bar{v}$  ungefähr mit der Diffusionsgeschwindigkeit der Atome  $v_D$ , die der temperaturabhängigen Diffusivität  $D(T)$  proportional ist, übereinstimmt, also

$$\bar{v} = v_D \sim D(T) \tag{2.3}$$

ist [140, S. 186]. Soll bei der Verformung eine bestimmte plastische Dehnungsgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_{pl.}$  von einer Gleitversetzungsdichte  $\rho$  aufrechterhalten werden, so muss die Bedingung

$$\dot{\epsilon}_{pl.} \sim \rho \bar{v} \tag{2.4}$$

erfüllt sein. Somit folgt aus Gleichungen (2.3) und (2.4) als Voraussetzung für auftretende dynamische Reckalterung [140, S. 186]

$$\dot{\epsilon}_{pl.} \sim \rho D(T). \tag{2.5}$$

Die temperaturabhängige Diffusivität  $D(T)$  in Feststoffen wird durch die folgende Arrhenius-Gleichung beschrieben:

$$D(T) = D_0 \cdot \exp(Q/RT) \quad (2.6)$$

wobei  $D_0$  den Vorfaktor der Arrhenius-Gleichung,  $Q$  die Aktivierungsenergie für die Diffusion,  $R$  die universelle Gaskonstante und  $T$  die absolute Temperatur bezeichnen.

Aus Gleichungen (2.5) und (2.6) wird ersichtlich, dass dynamische Reckalterung bei vorgegebenen Temperaturen nur für bestimmte Dehnraten auftritt. Daraus folgt, dass die Fließgrenze und Zugfestigkeit des Werkstoffes im Temperaturbereich der dynamischen Reckalterung eine negative oder keine Dehnratenabhängigkeit zeigen können [136, 141].

Sowohl einphasige  $\gamma$ -Titanaluminide [92, 134, 135] als auch zweiphasige Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl [132, 138, 142–144] haben in Studien dynamische Reckalterung gezeigt. Während *Molenat et al.* [134] sowie *Häussler et al.* [92] dieses Phänomen bei in-situ Verformungsexperimenten bei Temperaturen von 473 K, 673 K [134] sowie über 850 K [92] beobachtet haben, haben die Verfestigungskurven in den Untersuchungen von *Chiu et al.* [135] sowie *Inui et al.* [95] nach Zugversuchen bei mittleren Temperaturen einen gezackten Verlauf gezeigt. Eine negative Dehnratenabhängigkeit der Spannung bei Dehnratenwechselversuchen wurde für Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl mit unterschiedlichen Zusammensetzungen beobachtet [132, 142] und deutet auch auf dynamische Reckalterung hin. Es wurde die Diffusion von Interstitutionsatomen [132, 145], Substitutionsatomen [132, 144] und Anti-Struktur-Atomen [92, 135] als Ursache für dynamische Reckalterung bei Titanaluminiden vorgeschlagen.

### 2.2.3 Spröd-Duktil-Übergang

Mit steigender Temperatur zeigen einige intermetallischen Legierungen einen Übergang vom spröden zum duktilen Materialverhalten. Dieser Spröd-Duktil-Übergang (BDT, engl. Brittle-to-Ductile Transition) kann allmählich mit steigender Temperatur stattfinden, oder sprunghaft in einem Temperaturintervall kleiner als 100 °C [12]. Diese Temperatur wird dann als Spröd-Duktil Übergangstemperatur (BDTT, engl. Brittle-to-Ductile Transition Temperature) bezeichnet. Ein BDT eines Werkstoffes kann in Kerbschlagbiegeversuchen [146], Vier-Punkt Biegeversuchen [147, 148] oder Zugversuchen [7–12] beobachtet werden. Nach Überschreiten der BDTT steigen bei Kerb-

schlagbiegeversuchen die Schlagzähigkeit und bei Zugversuchen die Bruchdehnung signifikant. Bei Vier-Punkt Biegeversuchen nimmt die Durchbiegung vor dem Bruch nach Übergang zum duktilen Verhalten deutlich zu. Jedoch gibt es bis heute keine einheitliche Definition für die BDTT in der Literatur. *Lin et al.* [9] und *Noebe et al.* [149] haben ihre Ergebnisse aus den Zugversuchen verwendet, um die BDTT der untersuchten Werkstoffe zu definieren. *Lin et al.* haben die BDTT einer Ti-47Al-2Mn-2Nb Legierung definiert als die Temperatur, bei der die Bruchdehnung 7,5 % erreicht. Diese Definition haben sie mit der Tatsache begründet, dass die Bruchfläche ab einer Bruchdehnung von 7,5 % Wabenstruktur zeigt. *Noebe et al.* haben die Temperatur, bei der zwei NiAl Legierungen Bruchdehnungen von mindestens 5 % haben, als BDTT definiert. Nach Kerbschlagbiegeversuchen an binären FeAl Legierungen bei unterschiedlichen Temperaturen haben *Hermann et al.* [146] die BDTT dieser Werkstoffe angegeben als die mittlere Temperatur im Übergangsbereich vom niedrigen zum hohen Kerbschlagzähigkeitswert. *Risanti et al.* [147] haben die Temperatur als BDTT definiert, bei der die Oberfläche der Vier-Punkt Biegeproben aus FeAl Legierungen, die unter Zugbeanspruchung stand, eine Durchbiegung von 3 % bis zum Bruch erreichen. Zur Bestimmung der BDTT müssen diese Versuche bei unterschiedlichen Temperaturen durchgeführt werden, um den Einfluss der Temperatur auf die charakteristischen Größen zu finden. Der BDT von TiAl-Legierungen ist ein verformungsgeschwindigkeitsabhängiger Prozess. Untersuchungen an unterschiedlichen TiAl Legierungen haben gezeigt, dass der BDT mit steigender Verformungsgeschwindigkeit zu höheren Temperaturen verschoben wird [8–10, 66, 150, 151]. Um den Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf den BDT zu untersuchen, müssen diese Versuche bei unterschiedlichen Verformungsraten wiederholt werden. Dadurch steigt auch die Anzahl der notwendigen Proben.

Neben der Verformungsrate wird die BDTT auch durch die Phasenmorphologie beeinflusst. *Lin et al.* [9] haben gezeigt, dass der BDT von einer Ti-47Al-2Mn-2Nb Legierung durch Zugabe von 1 At.-% B aufgrund von Kornfeinung zu niedrigeren Temperaturen verschoben wird. Außerdem wurde in mehreren Studien gezeigt, dass zweiphasige TiAl Legierungen auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl mit einem FL oder NL Gefüge eine höhere BDTT aufweisen als mit einem DP Gefüge [10, 29, 66, 151, 152].

Der BDT bei Titanaluminiden wurde in mehreren Arbeiten dem Klettern der Einfachversetzungen zugeschrieben [9, 75, 100, 105, 131, 153, 154]. *Kad und Fraser* [100] sowie

*Appel et al.* [131] haben bei verformten Proben, die duktilen Verhalten gezeigt hatten, spiralförmige Einfachversetzungen mittels Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) beobachtet und diese Form der Versetzungen dem Versetzungsklettern zugeordnet. Neben Klettern von Einfachversetzungen wurde der BDT bei Titanaluminiden auch der dynamischen Rekristallisation [88, 155, 156] und erhöhter Zwillingsbildungsaktivität [11, 157, 158] zugeschrieben. Aufgrund dieser unterschiedlichen Ergebnisse in der Literatur kann keine allgemeingültige Aussage über die Ursache des BDT bei Titanaluminiden gemacht werden. Je nach Zusammensetzung und Phasenmorphologie der untersuchten Legierung kann ein Prozess ausgeprägter sein als die anderen oder unter bestimmten Bedingungen können die Prozesse gleichzeitig auftreten, was eine Interpretation der Ursache des BDT bei Titanaluminiden erschwert.

#### **2.2.4 Einfluss von Legierungselementen**

Die mechanischen Eigenschaften der Titanaluminide werden von den Legierungselementen beeinflusst. Allerdings sind die Einflüsse der Legierungselemente nicht immer klar, da durch Zulegieren die Mikrostruktur des Materials ebenfalls verändert werden kann. Dadurch können die intrinsischen Effekte verdeckt werden. Da PST-Kristalle immer FL Gefüge zeigen, bietet es sich an, die Effekte von Legierungselementen auf die mechanischen Eigenschaften zweiphasiger Titanaluminide anhand von PST-Kristallen zu untersuchen, sofern sich der Lamellenabstand nicht ändert. Für Ti-(48-49)Al PST Kristalle wurde Mischkristallhärtung durch Zugabe von V, Cr, Mn, Nb, Ta und Zr in einer Menge von 0,6 bis 1 At.-% [72, 82] beobachtet. Unter diesen Elementen haben Zr, Ta und Nb den stärksten Verfestigungseffekt gezeigt, weil die Tetragonalität von  $\gamma$ -TiAl durch Zulegieren von diesen Elementen stärker zunimmt. Der Einfluss der Legierungselemente auf die Fließgrenze und Duktilität polykristalliner Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl wurde in mehreren Arbeiten untersucht [47, 52, 65, 80, 82, 85, 114, 159–162]. Während Cr bei einer zweiphasigen Legierung mit der Basiszusammensetzung von Ti-48Al die Fließgrenze der Legierung erhöht hat [47, 65], hat Zulegieren von 3 At.-% Cr die Fließgrenze der Basislegierung Ti-45Al reduziert und die Duktilität erhöht [162]. Von einer Erhöhung der Duktilitäten zweiphasiger Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl durch Zulegieren von Cr wurden auch in [52, 163] berichtet. *Clemens et al.* [28] haben diesen Effekt mit einer verringerten Stapelfehlerenergie und

damit einer höheren Raumtemperaturduktilität durch verstärkte mechanische Zwillingsbildung erklärt. Höhere Duktilitäten durch verringerte Stapelfehlerenergien wurden auch für die Legierungselemente Mn [28, 159], V [28] und Nb [164] vorgeschlagen. In mehreren Arbeiten wurde durch Zulegieren von Nb eine Erhöhung der Fließgrenze polykristalliner Titanaluminide beobachtet [161, 165, 166]. Dieser Effekt wurde in [165, 166] der Mischkristallverfestigung zugeordnet.

Den BDT zweiphasiger Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl mit unterschiedlichen Legierungselementen haben *Beddoes et al.* untersucht [157]. Während eine Legierung mit der Zusammensetzung Ti-47,5Al-3Cr zwischen 700 – 850 °C einen BDT gezeigt hat, hat eine Legierung mit der Zusammensetzung Ti-48Al-2W bis 850 °C kein BDT gezeigt. Das unterschiedliche Verhalten haben sie damit erklärt, dass W einen stärkeren Mischkristallverfestigungseffekt zeigt als Cr und somit durch Zulegieren von W die Zwillingsbildung bei höheren Temperaturen effektiver reduziert wird.

## 2.3 Mechanisches Verhalten metallischer und intermetallischer Werkstoffe unter zyklischer Verformung

### 2.3.1 Grundlegende Begriffe

Das mechanische Verformungsverhalten eines zyklisch beanspruchten Werkstoffs lässt sich anhand eines Spannungs-Dehnungs-Diagramms charakterisieren. Im Falle makroskopisch rein elastischer Beanspruchung ergibt sich hierbei eine (elastische) Gerade. Eine elastisch-plastische Verformung führt zu Hystereseschleifen wie schematisch in Abbildung 2.9 gezeigt wird. Aus den Hystereseschleifen kann für eine gegebene Spannungsamplitude  $\sigma_a$  neben der Totaldehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,t}$  die elastische  $\varepsilon_{a,e}$  und plastische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}$  abgelesen werden mit:

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} \cdot \quad (2.7)$$

$\varepsilon_{a,p}$  ist als halbe Hysteresenbreite auf Höhe von der Mittelspannung  $\sigma_m$  definiert. Die von einer Hystereseschleife umschlossene Fläche  $W$  stellt die plastische Verformungsarbeit pro Volumen dar.

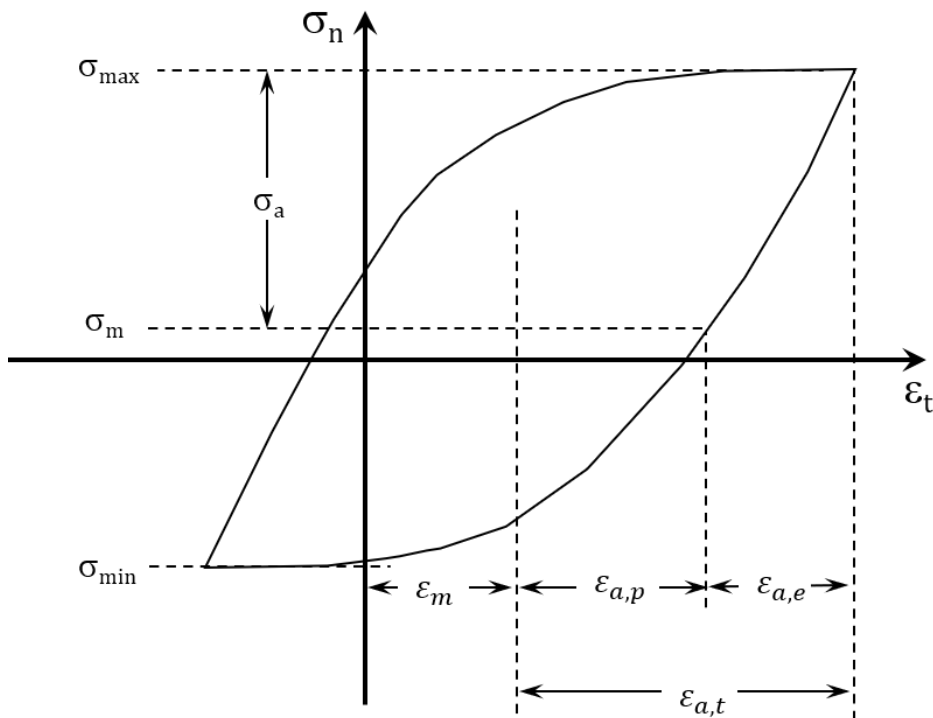


Abbildung 2.9: Hystereseschleife mit kennzeichnenden Größen bei isothermer Wechselbeanspruchung.

Durch Auftragen der Kenngrößen der Hystereseschleifen über der Lastspielzahl ergeben sich die sog. Wechselverformungskurven. Diese ermöglichen die Beschreibung und Bewertung des Verformungsverhaltens einer Probe unter zyklischer Beanspruchung. Die Wechselverformungskurve hat für viele metallische Werkstoffe einen charakteristischen Verlauf, der in Abbildung 2.10 für eine totaldehnungskontrollierte Verformung schematisch dargestellt ist. Meist wird zu Beginn der Wechselverformung (Bereich I) eine Ver- oder Entfestigung beobachtet. Die Verfestigung äußert sich in einer Abnahme und die Entfestigung in einer Zunahme von  $\varepsilon_{a,p}$  und  $W$ . An diesen Anfangsbereich schließt sich in der Regel der Sättigungsbereich (Bereich II) an, bei dem die Festigkeit des Werkstoffes gleich bleibt oder sich nur leicht verändert. Im

letzten Bereich (Bereich III) setzt die Ausbreitung eines makroskopischen Risses ein, der letztlich zum Versagen des Werkstoffes führt.

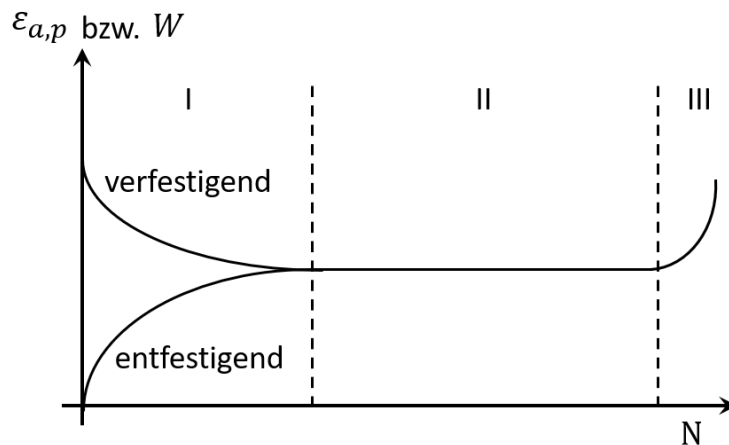


Abbildung 2.10: Schematische Wechselverformungskurve für eine totaldehnungskontrollierte Verformung, unterteilt in drei charakteristische Bereiche.

### 2.3.2 Mikrostrukturelle Vorgänge

Bei plastischer Wechselverformung kommt es häufig zu Änderungen der Versetzungsanordnung und -dichte. Durch Versetzungsmultiplikation und Versetzungsannihilation kann die Ausgangsversetzungsdichte erhöht bzw. vermindert werden, wodurch der Werkstoff zyklisch ver- bzw. entfestigt. Im Sättigungszustand sind dafür die Versetzungsdichte und -struktur quasistationär. Die resultierende Versetzungsstruktur hängt vom Gleitcharakter der Versetzungen ab, wobei zwischen planarem und welligem Gleitcharakter unterschieden wird [167]. Planares Gleitverhalten wird durch geringe Temperaturen, kleine Dehnungen sowie geringe Stapelfehlerenergie begünstigt. Dagegen wird welliges Gleitverhalten durch hohe Stapelfehlerenergien, große Dehnungen und vor allem durch erhöhte Temperaturen gefördert. Die meisten Metalle zeigen bei Temperaturen  $T \geq 0,4 \cdot T_S$ , wobei  $T_S$  die Schmelztemperatur in K ist, welliges Gleitverhalten, da die Versetzungen durch thermisch aktivierte Quergleit- und Kletterprozesse ihre ursprüngliche Gleitebene verlassen können [168]. Die Zusammenhänge zwischen Gleitcharakter, Bruchlastspielzahl im Ermüdungsversuch und der sich ausbildenden Versetzungsstruktur sind halbquantitativ in Abbildung 2.11 darge-

stellt. Für hinreichend geringe Belastungen entstehen unabhängig von der Lebensdauer planare Versetzungsanordnungen. Bei hauptsächlich welligem Gleitverhalten entstehen bei hohen Belastungen (kurze Lebensdauern) Zellstrukturen und bei kleineren Belastungen (hohe Lebensdauern) Versetzungsdipole und Gleitbandstrukturen [169].

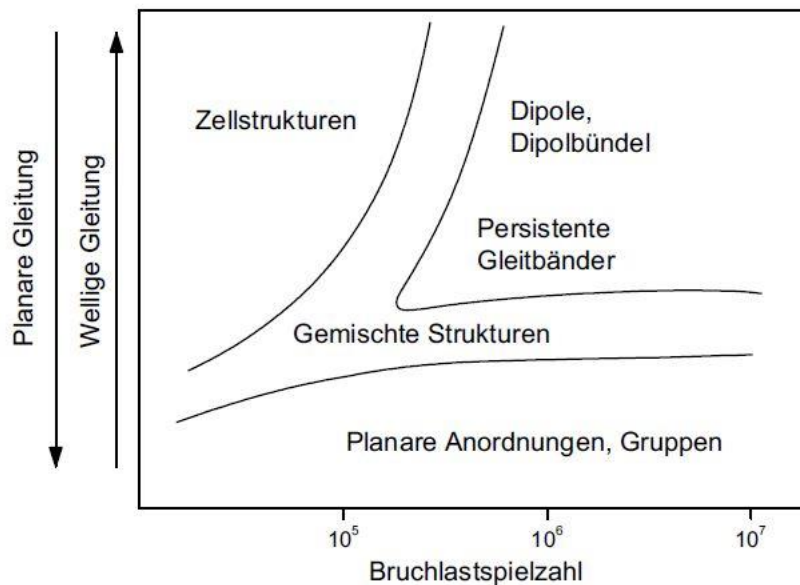


Abbildung 2.11: Halbquantitatives Diagramm zur Versetzungsanordnung wechselverformter kfz-Metalle abhängig von Gleitcharakter und Bruchlastspielzahl nach [169, 170].

Dynamische Reckalterung begünstigt die Entstehung planarer Versetzungsgruppen. In isothermen Ermüdungsversuchen am austenitischen Stahl bildeten sich im Bereich von dynamischer Reckalterung bei  $T = 400\text{ °C}$  planare Strukturen und bei  $T = 250$  und  $650\text{ °C}$  dagegen Zellstrukturen [171].

### 2.3.3 Mechanisches Verhalten von Titanaluminiden unter zyklischer Belastung

Das Lebensdauer- und Verformungsverhalten zweiphasiger Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl unter zyklischer Belastung wurde von *Yasuda et al.* [172, 173] sowie *Umakoshi et al.* [174, 175] anhand von PST-Kristallen untersucht. Den Einfluss der



Lamellenorientierung auf das zyklische Verhalten bei RT haben *Yasuda et al.* [173] mit totaldehnungskontrollierten Versuchen analysiert. Während Proben, die unter  $\phi = 0^\circ$  geprüft wurden, d.h die Beanspruchungsrichtung ist parallel zu den Lamellenplatten, eine ausgeprägte zyklische Verfestigung gezeigt haben, sind Proben, die unter  $\phi = 45^\circ$  geprüft wurden, ohne signifikante zyklische Verfestigung gebrochen. In einer anderen Studie haben *Yasuda et al.* [172] berichtet, dass bei den Proben, die keine ausgeprägte zyklische Verfestigung gezeigt haben, mechanische Zwillingbildung der dominierende Verformungsmechanismus ist, während Versetzungsgleiten bei den Proben mit ausgeprägter zyklischer Verfestigung aktiver ist. Den Einfluss der Lamellenorientierung auf das zyklische Verhalten bei höheren Temperaturen haben *Umakoshi et al.* [175] mit spannungskontrollierten Versuchen analysiert. Für beide untersuchten Lamellenorientierungen mit  $\phi = 0^\circ$  und  $\phi = 45^\circ$  hat eine Erhöhung der Temperatur im Bereich zwischen -196 und 700 °C die zyklische Lebensdauer verringert. Außerdem haben die Proben mit der Lamellenorientierung parallel zur Belastungsrichtung keine signifikante zyklische Verfestigung bei 700 °C gezeigt. Dieses Verhalten haben die Autoren mit der Änderung des Verformungsverhaltens aufgrund der dynamischen Erholung sowie des Versetzungskletterns bei 700 °C erklärt.

*Recina* [176] hat den Einfluss der Phasenmorphologie auf das zyklische Verformungsverhalten zweiphasiger polykristalliner Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl anhand der Legierung Ti-45Al-2Mn-2Nb mit 0,8 Vol.-% TiB<sub>2</sub> bei 600 °C untersucht. In totaldehnungskontrollierten Wechselverformungsversuchen haben die Proben mit DP Gefüge eine deutliche zyklische Verfestigung gezeigt. Dahingegen haben die Proben mit NL Gefüge sich nicht stark verfestigt. Die Proben mit NL Gefüge erreichten höhere Lebensdauern.

Das zyklische Verformungsverhalten der Titanaluminide ändert sich oberhalb der BDTT. In totaldehnungskontrollierten Wechselverformungsversuchen mit Ti-47Al-2Mn-2Nb mit 0,8 Vol.-% TiB<sub>2</sub> haben die Proben, die bei Temperaturen unterhalb der BDTT geprüft wurden, eine ausgeprägte zyklische Verfestigung gezeigt, während diejenigen, die bei Temperaturen über der BDTT geprüft wurden, ohne zyklische Verfestigung versagten [177]. Das Bruchverhalten der zyklisch verformten Proben hat sich vom Spaltbruch zum Wabenbruch geändert, wenn die Temperatur BDTT überschritten hat [178]. Bei niedrigen Temperaturen war Versetzungsgleiten der dominierende Verfor-

mungsmechanismus, wobei die Anzahl der Verformungszwillinge bei Temperaturen über der BDTT signifikant gestiegen ist [179].

---

## 3 Verwendete Werkstoffe und Probengeometrien

Die untersuchten intermetallischen Werkstoffe sind die Legierungen mit den Nennzusammensetzungen Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si und Ti-48Al-2Cr-2Nb in At.-%.

### 3.1 Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si

Die Legierung ist unter dem Handelsnamen RNT650 bekannt. RNT650 ist eine Gusslegierung, die nach dem Abgießen ein völlig lamellares Gefüge zeigt. Das Untersuchungsmaterial wurde zunächst in Form von Zylindern mit einem Durchmesser von 20 mm und Länge von  $L = 130$  mm im Levicast-Verfahren gegossen [13]. Anschließend wurden die Zylinder bei  $1150$  °C / 200 MPa für 4 Stunden heiß-isostatisch in Argonatmosphäre gepresst (HIP, engl. Hot Isostatic Pressing). Das völlig-lamellare Gefüge nach dem HIP-Prozess besitzt eine durchschnittliche Korngröße von  $358$   $\mu\text{m}$  und Lamellenabstand von  $1,55$   $\mu\text{m}$  [13]. Eine mikroskopische Aufnahme des Gefüges ist in Abbildung 3.1 zu sehen. Die Zusammensetzung des Materials wurde durch ICP-OES (Optische Emissionsspektralanalyse, engl. Inductive Coupled Plasma - Optical Emission Spectroscopy) am Institut für Angewandte Materialien – Angewandte Werkstoffphysik (IAM-AWP) untersucht. Nach Ätzen und Lösen der Proben mit Säure im Graphitofen wurden die Elemente mit ICP-OES analysiert. O und N wurden mit TGHE (Trägergasheißextraktion) und C mit einem CS-Analysator analysiert. Das Ergebnis in Tabelle 1 zeigt, dass die gemessene Zusammensetzung Verunreinigungen von O, N und C aufweist, aber ansonsten mit der Nennzusammensetzung übereinstimmt.



Abbildung 3.1: Ausgangsgefüge von Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si. Aufnahme am Lichtmikroskop im Hellfeld Modus.

Tabelle 1: Mittels ICP-OES ermittelte Legierungszusammensetzung von Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si umgerechnet in At.-%. Die Ergebnisse für O, N und C sind zusätzlich in Klammern als Ma.-ppm angegeben.

Ti	Al	Nb	Cr	Si	O	N	C
Basis	48	2	0,7	0,3	0,22	0,01	0,01
					(924 ppm)	(37 ppm)	(42 ppm)

Aus den gegossenen Zylindern wurden für die BDTT-Versuche runde Vollproben zunächst mit 0,4 mm Übermaß in der Messstrecke gedreht und anschließend mit einem Diamantschleifkopf geschliffen. Danach wurde die Messstrecke der Proben mit Schleifpapier bis zu einer Körnung von P2500 auf Endmaß feingeschliffen. Somit hatten die Proben für die BDTT-Versuche die in Abbildung 3.2 gegebenen Abmessungen. Es wurde anhand mechanischer Versuche gezeigt, dass die TiAl Proben gegenüber Oberflächenrisse extrem empfindlich sind [80]. Das Schleifen mit Diamantschleifkopf wurde eingesetzt, um Mikrorisse, die auf der Probenoberfläche in Folge des Drehprozesses entstanden waren, zu entfernen. Dabei wurde die Messstrecke der rotierenden Probe mit einem ebenfalls rotierenden und in der Längsachse beweglichen Diamantkopf herausgefräst. Ein Schliffbild einer Probe im Rasterelektronenmikroskop nach dem Drehen sowie die Vorrichtung für das automatische Schleifen sind in Abbildung 3.3 zu sehen. Nach dem Schleifprozess waren in der Messstrecke keine Risse zu sehen.

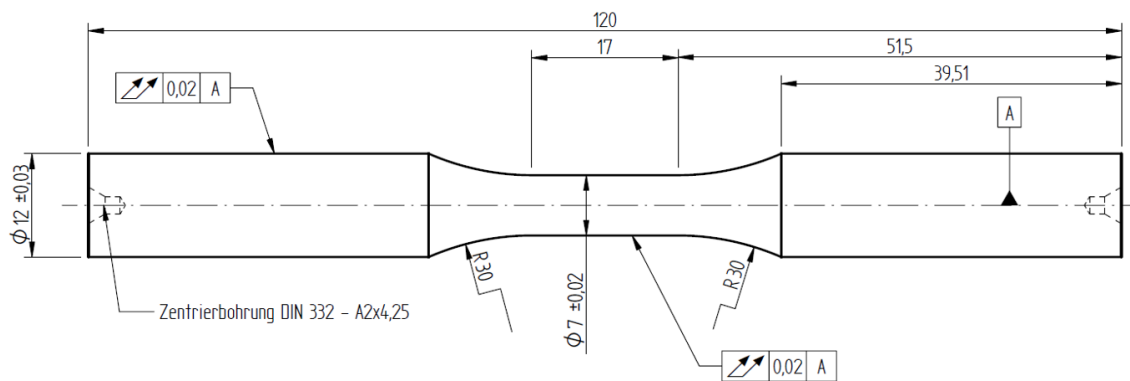


Abbildung 3.2: Geometrie und Abmessungen der Proben aus Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si für BDTT Versuche.

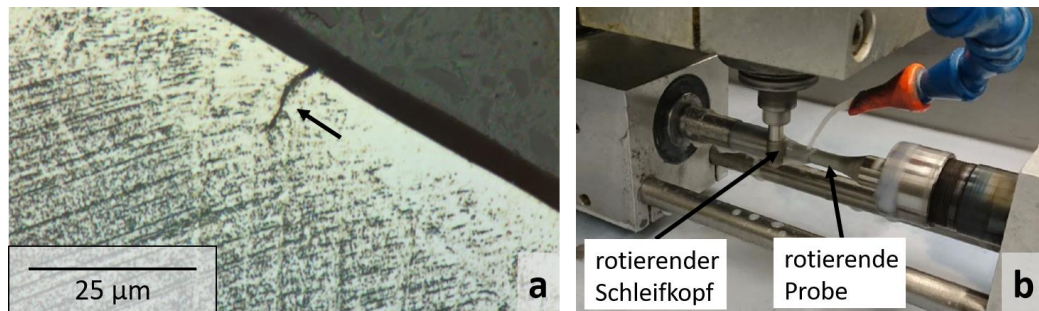


Abbildung 3.3: a) Schliffbild einer Probe im REM nach Drehen [180]; b) Vorrichtung für das Schleifen mit Diamantkopf. Der Pfeil in (a) zeigt den Mikroriss infolge des Drehprozesses.

Die Rauheit der Proben nach dem Feinschleifen wurde mittels einem konfokalen Weißlichtmikroskop  $\mu\text{Surf}$  von der Firma NanoFocus in der Messstrecke gemessen. Dabei betrug die Messlänge 0,8 mm. Bei jeder Probe wurden drei Messungen durchgeführt. Die größten Kenngrößen bei allen Proben waren  $R_a(max) = 0,3 \mu\text{m}$  und  $R_z(max) = 1,5 \mu\text{m}$ .

## 3.2 Ti-48Al-2Nb-2Cr

Dieses Untersuchungsmaterial wurde zunächst in Form von Zylindern mit einem Durchmesser von 80 mm und einer Länge von 400 mm durch Schleuderguss hergestellt. Anschließend wurden die Zylinder bei 1200 °C / 190 MPa für 4 Stunden ge-HIP-t (Heiß-isostatisches Pressen). Die Zusammensetzung des Materials wurde anhand von Proben aus der Stangenmitte am IAM-AWP mit der gleichen Methode wie bei Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si untersucht. Das Ergebnis in Tabelle 2 zeigt, dass die gemessene Zusammensetzung Verunreinigungen von O und C aufweist aber ansonsten mit der Nennzusammensetzung übereinstimmt. N war in den untersuchten Proben nicht nachweisbar. Das Gefüge nach dem HIP-Prozess ist in Abbildung 3.4 zu sehen. Es besteht hauptsächlich aus (globularen)  $\gamma$ -Körnern. Die Körner haben nach dem Linienschnittverfahren eine mittlere Korngröße von 80  $\mu\text{m}$  und weisen zahlreiche Glühzwillinge auf.

Tabelle 2: Mittels ICP-OES ermittelte Legierungszusammensetzung von Ti-48Al-2Nb-2Cr umgerechnet in At.-%. Die Ergebnisse für O und C sind zusätzlich in Klammern als Ma.-ppm angegeben.

<b>Ti</b>	<b>Al</b>	<b>Nb</b>	<b>Cr</b>	<b>O</b>	<b>C</b>
Basis	48	2	2	0,06	0,01
				(231 ppm)	(30 ppm)

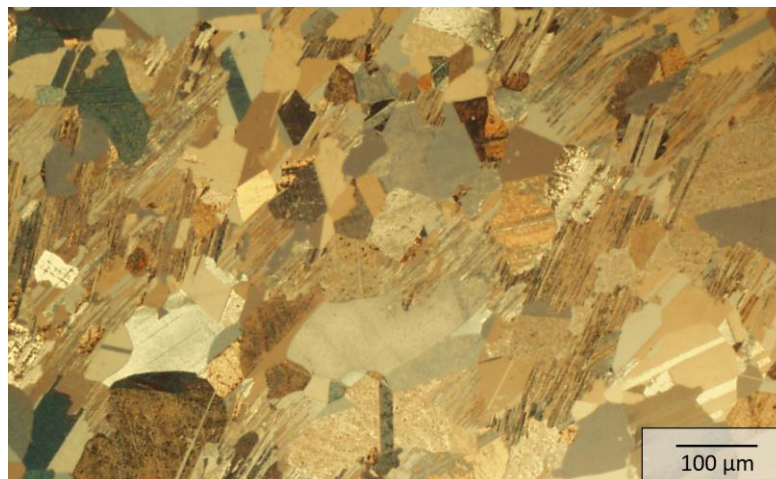


Abbildung 3.4: Ausgangsgefüge von Ti-48Al-2Nb-2Cr. Aufnahme am Lichtmikroskop im DIC-Modus ohne DIC-Filter.

Neben  $\gamma$ -Körnern sind größere lamellare Bereiche zu beobachten. Diese bestehen hauptsächlich aus einzelnen, aneinander gereihten  $\gamma$ -Lamellen. Die weiteren Phasen wie  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al und  $\beta$ -Ti lagern sich hauptsächlich zwischen den lamellaren und globularen Bereichen an, siehe Rückstreuungskarte (EBSD-Karte, engl. Electron Backscatter Diffraction) in Abbildung 3.5.

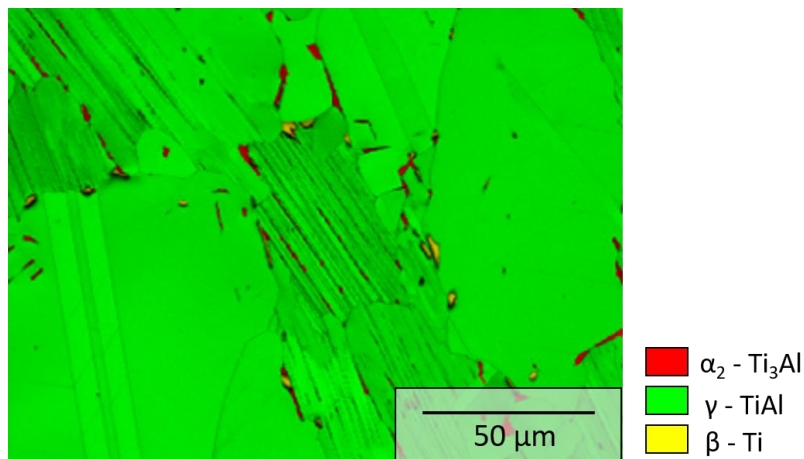


Abbildung 3.5: EBSD-Phasenkarte vom untersuchten Material aus Ti-48Al-2Nb-2Cr.

Zur Bestimmung der Phasenanteile wurden drei Proben aus unterschiedlichen Bereichen des Zylinders mittels Röntgendiffraktometrie (XRD, engl. X-Ray Diffraction) unter-

sucht. Die Auswertung wurde über eine Rietveld-Analyse durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 3 zusammengefasst. Das Gefüge des HIP-Zustandes ändert sich vom Rand zum Kern des Zylinders nicht signifikant.

Tabelle 3: Phasenanteile des untersuchten Materials aus Ti-48Al-2Nb-2Cr, ausgewertet mittels Rietveld-Analyse.

$\gamma$ -TiAl	$\alpha_2$ -Ti <sub>3</sub> Al	$\beta$ -Ti
98,6 %	1 %	0,4 %

Aus den Zylindern wurden für Zug-, BDTT- sowie Wechselverformungsversuche runde Vollproben mit den in Abbildung 3.6 gegebenen Abmessungen hergestellt. Die dabei verwendeten Verfahren waren Drahterosion, Drehen, Schleifen mittels Diamantschleifkopf und anschließendem manuellen Feinschleifen der Messstrecke mit Schleifpapier bis zur Körnung P2500.

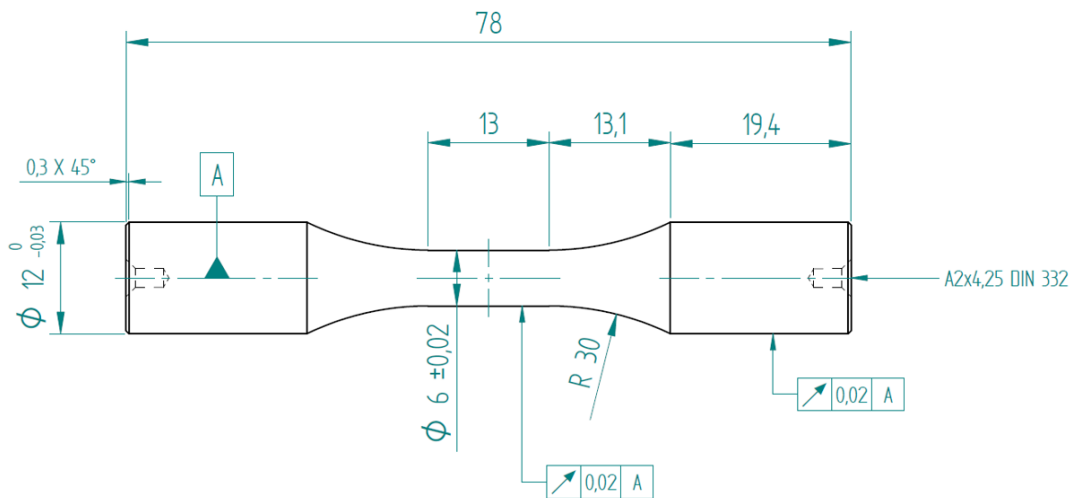


Abbildung 3.6: Geometrie und Abmessungen der Proben aus Ti-48Al-2Nb-2Cr für Zug-, BDTT- sowie Wechselverformungsversuche.

Die Rauheit der Proben nach dem Feinschleifen wurde mit dem gleichen konfokalen Weißlichtmikroskop und Verfahren wie bei den Proben vom Material Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si gemessen. Die Feinschleifschritte wurden solange wiederholt bis die größten Kenngrößen bei allen Proben  $R_a (max) = 0,25 \mu m$  und  $R_z (max) = 1,4 \mu m$  waren.



---

# **4 Versuchsaufbau, -durchführung und -auswertung**

## **4.1 Quasistatische Zugversuche**

Quasistatische Zugversuche wurden mit den Proben aus Ti-48Al-2Nb-2Cr durchgeführt. In den folgenden Unterkapiteln werden Aufbau, Durchführung und Auswertung dieser Versuche beschrieben.

### **4.1.1 Versuchsaufbau**

Für die quasistatischen Zugversuche stand eine modifizierte elektromechanische Prüfmaschine der Firma Zwick zur Verfügung. Die Rundproben wurden kraftschlüssig über eine kegelförmige Spannzange eingespannt, die durch einen Hydraulikkolben in die Fassungen gedrückt wurden. Der Spanndruck betrug bei allen Versuchen 180 bar. Die auf die Probe wirkende Axialkraft wurde mit einer 100 kN Kraftmessdose der Firma Interface gemessen. Für Warmzugversuche wurden die Proben induktiv mittels einer wassergekühlten Kupferspule und einem 5 kW Hochfrequenzgenerator der Firma Hüttinger aufgeheizt. Vor den einzelnen Versuchsreihen wurde das Temperaturfeld in der Messstrecke optimiert. Hierzu wurden die Temperaturen in der Probenmitte sowie am unteren und oberen Ende der Messstrecke mittels Bandthermoelementen vom Typ K (NiCr-Ni) gemessen. Die Spulengeometrie und Einspannposition wurden so optimiert, dass die axiale Temperaturabweichung innerhalb Messstrecke maximal 5 °C betrug. Für die Messung der Längenänderung innerhalb der Messstrecke wurde ein wassergekühlter, kapazitiver Wegaufnehmer mit einer Ausgangsmesslänge von 10 mm verwendet. Dieser wurde mit einem Federblechsystem an die Probe gedrückt, um

einen sicheren Sitz zu gewährleisten. Der Wegaufnehmer konnte für eine maximale Längenänderung von 0,52 mm (5,2 % Dehnung) mit einem konstanten Faktor kalibriert werden. Um Längenänderungen über 0,52 mm messen zu können und um konstante Traversengeschwindigkeit realisieren zu können, wurde der Traversenweg zusätzlich mit einem induktiven Wegaufnehmer gemessen, dessen Messbereich  $\pm 20$  mm ist. Die Regelung der Kraft, sowie des Traversenwegs über den induktiven Wegaufnehmer erfolgte mit einem digitalen PI-Regler. Dieser ermöglicht ein Umschalten zwischen Kraft- und Traversenwegregelung. Für die Temperaturregelung wurde ein weiterer digitaler PI-Regler verwendet. Die Sollwertvorgaben erfolgten mit dem am Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde (IAM-WK) entwickelten Programm Test-Cluster.

#### **4.1.2 Versuchsdurchführung und -auswertung**

Die Versuche erfolgten mit zwei unterschiedlichen konstanten Traversengeschwindigkeiten. Diese wurden so eingestellt, dass die Anfangsdehnraten  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  waren. Die Versuche wurden bei Raumtemperatur (RT), 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 650 °C, 700 °C, 750 °C, 800 °C und für die Dehnrates von  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  zusätzlich bei 850 °C durchgeführt. In Warmzugversuchen wurden die Proben mit einer Aufheizrate von 1 °C / s unter Kraftkontrolle auf die jeweilige Nenntemperatur erwärmt. Die Temperatur der Proben wurde in der Mitte der Messstrecke gemessen und geregelt. Nach einer Durchwärmphase von 180 Sekunden wurden die Proben geprüft. Die Abweichung der Temperatur vom Sollwert während der Prüfung lag unter 2 °C. Das Umgebungsmedium war jeweils Luft. Nach Bruch der Proben wurde der HF-Generator ausgeschaltet, sodass das Abkühlen an Luft erfolgte.

Die Signale von Temperatur, Kraft, Probenverlängerung und Traversenweg wurden kontinuierlich erfasst. Die Erfassungsfrequenz betrug 50 Hz. Die so erhaltenen Daten wurden mit einem Tiefpassfilter zweiter Ordnung bei einer Grenzfrequenz von 5 Hz gefiltert. Falls die Probenverlängerung beim Bruch größer als der kalibrierte Bereich des Extensometers war, wurde die Bruchdehnung anhand des Traversenwegsignals unter Berücksichtigung der Maschinensteifigkeit berechnet.

## **4.2 BDTT-Versuche**

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine neue Methode zur Bestimmung der Spröd-Duktil-Übergangstemperatur entwickelt. Dies erfolgte mit den Proben aus Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si und Ti-48Al-2Nb-2Cr. Versuchsaufbau, -durchführung und -auswertung dieser neuen Methode werden in den folgenden Unterkapiteln beschrieben.

### **4.2.1 Versuchsaufbau**

Für die BDTT-Versuche wurde eine servohydraulische Prüfmaschine der Firma Schenk verwendet. Die Einspannung und die Aufheizung der Proben erfolgten analog zu den Zugversuchen. Die Spulengeometrie und Einspannposition wurden so optimiert, dass die axiale Temperaturabweichung innerhalb Messstrecke maximal 2 % der Nenntemperatur betrug. Die auf die Probe wirkende Axialkraft wurde mit einer 100 kN Kraftmessdose der Firma Interface gemessen. Für die Längenänderungsmessung der Probe wurden wassergekühlte, kapazitive Wegaufnehmer mit einer Ausgangslänge von 10 mm bzw. im Fall von Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si mit einer Ausgangsmesslänge von 15 mm verwendet. Die Regelung der Kraft, sowie der Probenverlängerung erfolgten mit einem digitalen PID-Regler, der ein Umschalten zwischen Kraft- und Dehnungsregelung ermöglicht. Für die Temperaturregelung wurde ein PID-Regler der Firma Jumo verwendet. Die Sollwertvorgaben erfolgten mit dem am IAM-WK entwickelten Programm SWNEU.

### **4.2.2 Versuchsdurchführung und -auswertung**

Für die Entwicklung einer neuen Methode zur Bestimmung der BDTT wurden unterschiedliche Versuchsvarianten durchgeführt. In jeder Variante wurde mehrmals zwischen Kraft- und Dehnungsregelung umgeschaltet. Die Aufheizung der Proben erfolgte kraftfrei unter Kraftkontrolle, um thermisch induzierte Spannungen zu vermeiden. Die Abweichung der gemessenen Temperatur von der Nenntemperatur lag jeweils unter 3 °C. Im Versuch wurde die Temperatur der Proben in der Mitte der Messstrecke gemes-

sen und geregelt. Das Umgebungsmedium war jeweils Luft. Nach Ende der Versuche wurde der HF-Generator ausgeschaltet, sodass das Abkühlen an Luft erfolgte.

Die Signale von Temperatur, Kraft und Probenverlängerung wurden kontinuierlich mit einer Frequenz von 2000 Hz erfasst. Die so erhaltenen Daten wurden mit einem Tiefpassfilter zweiter Ordnung bei einer Grenzfrequenz von 10 Hz gefiltert. Als plastische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}^{mech}$  wurde die halbe Hysteresenbreite auf Höhe der Mittelspannung  $\sigma_m$  definiert. In den folgenden Unterkapiteln wird im Detail auf die Durchführung der einzelnen Varianten eingegangen.

#### **4.2.2.1 Versuchsdurchführung für Proben aus Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si**

Für Proben aus Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si wurden drei unterschiedliche Varianten, nämlich Variante A1, B und C verwendet. Mit der Versuchsvariante A1 wurden zwei Proben mit jeweils unterschiedlichen Dehnraten geprüft. Pro Versuchsvariante B und C wurde jeweils eine Probe verwendet. Die Versuche beinhalteten mehrere Temperaturstufen. Diese sind in Tabelle 4 gegeben.

Tabelle 4: Temperaturstufen in unterschiedlichen BDTT-Versuchsvarianten für Proben aus Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si.

Variante A1 und B	Variante C
-	RT
-	100 °C
-	200 °C
-	300 °C
-	400 °C
500 °C	500 °C
550 °C	550 °C
600 °C	600 °C
650 °C	650 °C
700 °C	700 °C
750 °C	750 °C
800 °C	800 °C
850 °C	850 °C
900 °C	900 °C

Der Ablauf der Variante A1 ist für zwei Temperaturstufen in Abbildung 4.1 illustriert. Der Versuch beinhaltet neun Temperaturstufen mit Schritten von jeweils 50 °C. Die Probe wurde zuerst auf 500 °C erhitzt. Nach einer Durchwärmphase von 40 s wurde in Dehnungsregelung umgeschaltet. Anschließend wurde die Probe mit einer mechanischen Dehnungsamplitude von  $\varepsilon_a^{mech.} = 0,23\%$  dreieckförmig mit fünf Zyklen belastet. Die Dehnrates betrug  $0,46 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  oder  $4,6 \cdot 10^{-4}$  und das Lastverhältnis  $R_\varepsilon = -1$ . Nach dem fünften Zyklus wurde in Kraftregelung umgeschaltet. Anschließend wurde die Restkraft auf der Probe auf null gefahren und die Probe wurde auf die nächste Temperaturstufe von 550 °C erhitzt. Nach einer Durchwärmphase von 40 s wurde wiederum in Dehnungsregelung umgeschaltet und die gleiche Belastungsstrategie wurde bei dieser Temperatur sowie bei den nächsten Temperaturstufen wiederholt. Diese Versuchsvariante wurde verwendet, um die BDTT des Materials bei einer Dehnrates von  $0,46 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $4,6 \cdot 10^{-4}$  jeweils mit einer Probe zu finden.

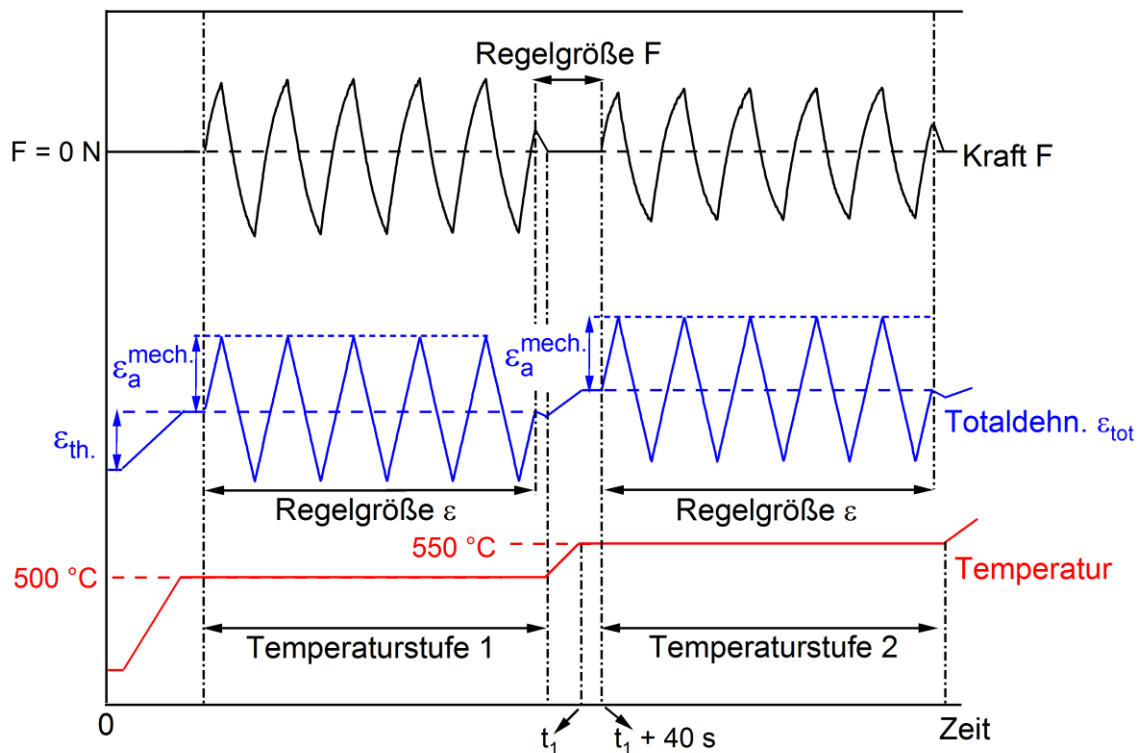


Abbildung 4.1: Gemessene Signale (kontinuierliche Linien) in den ersten zwei Temperaturstufen in Abhängigkeit von der Zeit bei der Versuchsvariante A1. Gestrichelte Linien kennzeichnen die Mittel- sowie die Amplitudengrößen. Während des Versuchs wurde zwischen den Regelgrößen  $F$  und  $\epsilon$  mehrmals umgeschaltet.

Der Ablauf der Variante B ist für die erste sowie für den Anfang der zweiten Temperaturstufe in Abbildung 4.2 illustriert. Der Versuch beinhaltete die gleichen Temperaturstufen wie Variante A1. Nach Aufheizung der Probe auf  $500^\circ\text{C}$  und anschließender Durchwärmphase von  $40 \text{ s}$  wurde die Probe dreieckförmig mit der gleichen mechanischen Dehnungsamplitude und dem gleichen Lastverhältnis wie bei der Variante A1 mit einer Dehnrates von  $9,2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  insgesamt mit drei Zyklen belastet. Nach dem dritten Zyklus wurde in Kraftregelung umgeschaltet und die Restkraft auf der Probe auf null gefahren. Anschließend wurde in Dehnungsregelung umgeschaltet und die Probe mit den gleichen Randbedingungen für drei weitere Zyklen bei einer Dehnrates von  $1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  belastet. Nach dem dritten Zyklus wurde wiederum in Kraftregelung umgeschaltet, die Restkraft auf der Probe auf null gefahren und die Probe auf die nächste Temperaturstufe aufgeheizt. Nach einer Durchwärmphase von  $40 \text{ s}$  wurde die gleiche Belastungsstrategie für diese sowie für die nächsten Temperaturstufen in Tabelle 4

wiederholt. Diese Versuchsvariante wurde verwendet, um die BDTT des Materials bei zwei unterschiedlichen Dehnraten von  $9,2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  anhand einer Probe zu finden.

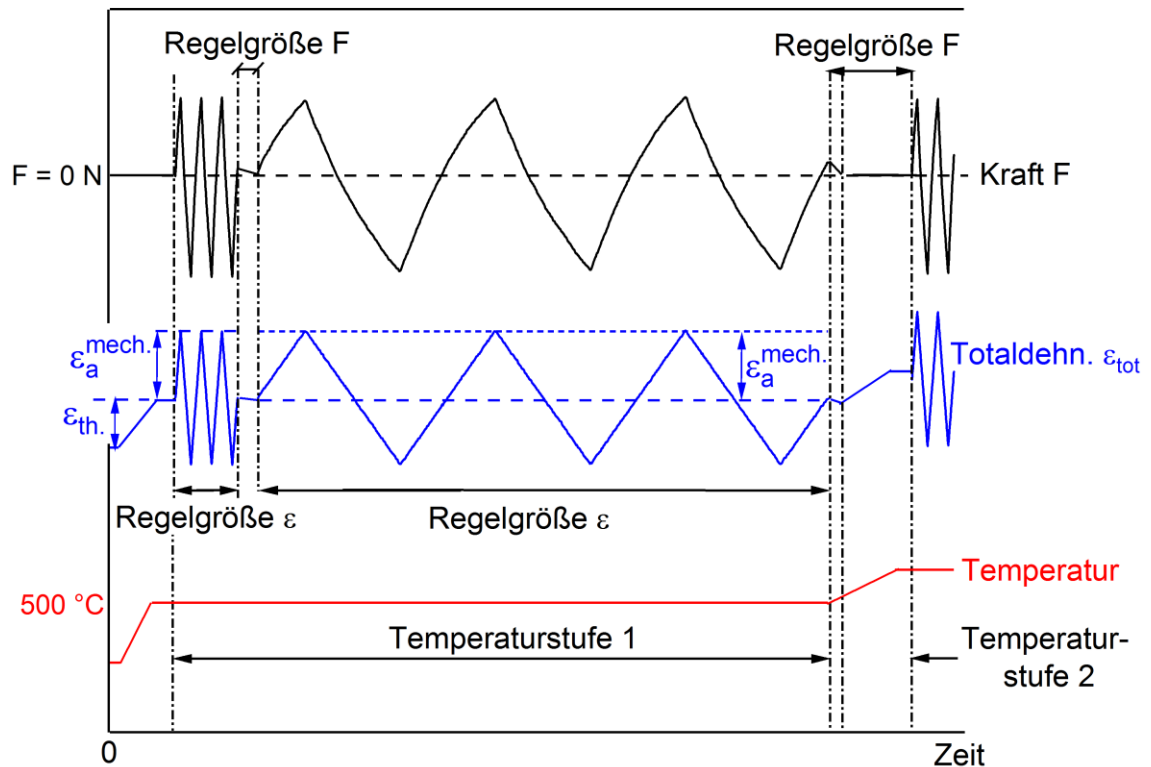


Abbildung 4.2: Gemessene Signale in der ersten sowie am Anfang der zweiten Temperaturstufe (kontinuierliche Linien) in Abhängigkeit von der Zeit bei Versuchsvariante B. Gestrichelte Linien kennzeichnen die Mittel- sowie die Amplitudengrößen.

Der Ablauf der Variante C ist für zwei Temperaturstufen in Abbildung 4.3 illustriert. Der Versuch beinhaltete 14 Temperaturstufen zwischen RT und 900 °C. Die Probe wurde zunächst bei Raumtemperatur unter Dehnungskontrolle mit einer Dehnrates von  $4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  dreieckförmig belastet, mit der gleichen mechanischen Dehnungsamplitude und dem gleichen Lastverhältnis wie bei den Varianten A1 und B. Nach dem fünften Zyklus wurde die mechanische Dehnung der Probe bei der gleichen Amplitude zunächst beim Maximalwert unter Zuglast und dann beim Minimalwert unter Drucklast für jeweils 60 s konstant gehalten. Nach der Relaxationszeit im Druck wurde die mechanische Dehnung auf null gefahren. Anschließend wurde von Dehnungsregelung in die

Kraftregelung umgeschaltet und die Restkraft auf der Probe auf null gefahren. Dann wurde die Probe auf 100 °C aufgeheizt und nach einer Durchwärmphase von 40 s wurde die gleiche Belastungsstrategie für diese sowie für die nächsten Temperaturstufen in Tabelle 4 wiederholt. Diese Versuchsvariante enthält Haltezeiten nach den Dreieckszyklen. Somit ist die Belastungshistorie im Vergleich zu den anderen Varianten unterschiedlich. Ein Vergleich der Ergebnisse aus den Versuchsvarianten A1 und C ermöglicht den Einfluss der unterschiedlichen Belastungshistorie auf die BDDT des Materials zu untersuchen.

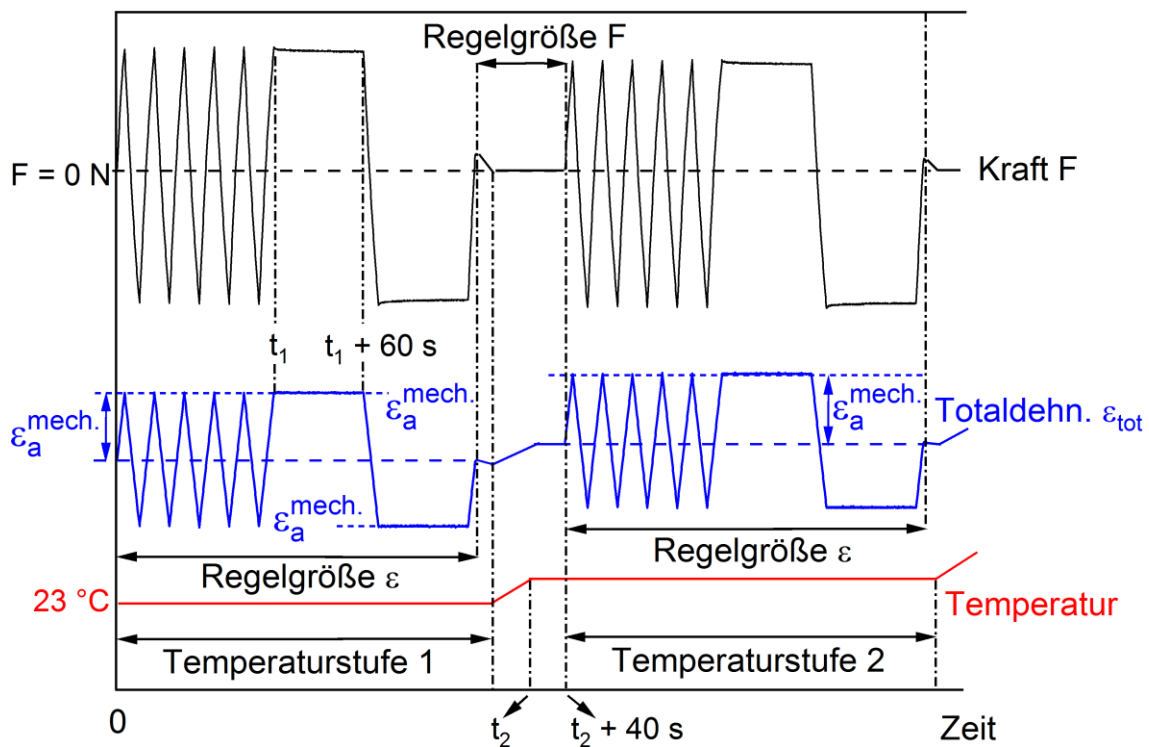


Abbildung 4.3: Gemessene Signale für die ersten zwei Temperaturstufen (kontinuierliche Linien) in Abhängigkeit von der Zeit bei Versuchsvariante C. Gestrichelte Linien kennzeichnen die Mittel- sowie die Amplitudengrößen.

In Tabelle 5 sind die wichtigsten Unterschiede der Versuchsvarianten sowie die Anzahl der verwendeten Proben zusammengefasst. Es ist zu beachten, dass die Belastungsamplitude bei jeder Variante gleich war, nämlich  $\varepsilon_a^{\text{mech.}} = 0,23 \%$ .



Tabelle 5: Zusammenfassung der wichtigsten Parameter der BDTT-Versuche, die mit den Proben aus Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si durchgeführt wurden.

Variante	Anzahl Proben	Dehnrate in $s^{-1}$	Anzahl Temperaturstufen	Signalform
A1	1	$0,46 \cdot 10^{-4}$	9	Dreieck
A1	1	$4,6 \cdot 10^{-4}$	9	Dreieck
B	1	$10^{-4}$ & $9,2 \cdot 10^{-4}$	9	Dreieck
C	1	$4,6 \cdot 10^{-4}$	14	Dreieck + Haltezeiten

#### 4.2.2.2 Versuchsdurchführung der Proben aus Ti-48Al-2Nb-2Cr

Für die BDTT-Versuche der Proben aus Ti-48Al-2Nb-2Cr wurden verschiedene Versionen der Versuchsvariante A1 verwendet. In diesen Versionen, die im Folgenden als A2, A3 und A4 bezeichnet werden, war die Dehnrate während des gesamten Versuchs konstant und betrug  $1 \cdot 10^{-4} s^{-1}$  oder  $1 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ . Pro Temperaturstufe wurden die Proben in allen Versionen mit drei Dreieckszyklen belastet. Die Anfangstemperaturen sowie Zwischentemperaturstufen der unterschiedlichen Versionen sind in Tabelle 6 zusammengefasst.

Tabelle 6: Temperaturstufen in unterschiedlichen BDTT-Versuchsvarianten für Proben aus Ti-48Al-2Nb-2Cr.

Version A2	Version A3	Version A4
RT	RT	RT
-	-	100 °C
-	-	200 °C
-	-	300 °C
-	-	400 °C
500 °C	-	500 °C
600 °C	600 °C	600 °C
650 °C	650 °C	-
700 °C	700 °C	700 °C
750 °C	750 °C	-
800 °C	800 °C	800 °C
850 °C	850 °C	850 °C
900 °C	900 °C	900 °C
950 °C	950 °C	-
1000 °C	1000 °C	1000 °C

## 4.3 Wechselverformungsversuche

Wechselverformungsversuche wurden mit den Proben aus Ti-48Al-2Nb-2Cr durchgeführt. In den folgenden Unterkapiteln werden Aufbau, Durchführung und Auswertung dieser Versuche beschrieben.

### 4.3.1 Versuchsaufbau

Für die Wechselverformungsversuche wurde die gleiche Prüfmaschine wie für die BDTT-Versuche verwendet. Der Versuchsaufbau war ebenfalls identisch. Die Spulen-

geometrie und Einspannposition wurden für diese Versuche so optimiert, dass die axiale Temperaturabweichung innerhalb Messstrecke maximal 3 °C betrug.

### 4.3.2 Versuchsdurchführung und -auswertung

Bei den Wechselverformungsversuchen erfolgte die Belastung dreieckförmig unter konstanter mechanischer Dehnungsamplitude von  $\varepsilon_a^{mech.} = 0,23 \%$  und bei einem Lastverhältnis von  $R_\varepsilon = -1$ . Bei 5 Proben betrug die Dehnrates  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und bei 6 Proben  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Die Temperaturen, bei denen die Versuche durchgeführt wurden, sowie die Lastspielzahlen und Dehnrates sind in Tabelle 7 zusammengefasst.

Tabelle 7: Parameter der durchgeführten Wechselverformungsversuche.

Probe	Dehnrates in $\text{s}^{-1}$	Temperatur	Zyklusanzahl
TiAl-RT-4	$10^{-4}$	RT	1467
TiAl-300-4	$10^{-4}$	300 °C	1950
TiAl-650-4	$10^{-4}$	650 °C	1881
TiAl-700-4	$10^{-4}$	700 °C	1623
TiAl-750-4	$10^{-4}$	750 °C	1645
TiAl-RT-3	$10^{-3}$	RT	1953
TiAl-300-3	$10^{-3}$	300 °C	1974
TiAl-500-3	$10^{-3}$	500 °C	2081
TiAl-650-3	$10^{-3}$	650 °C	2114
TiAl-750-3	$10^{-3}$	750 °C	2144
TiAl-850-3	$10^{-3}$	850 °C	2019

In Wechselverformungsversuchen bei Temperaturen über RT wurden die Proben mit einer Aufheizrate von 1 °C / s unter Kraftregelung auf die jeweilige Nenntemperatur erwärmt. Die Temperatur der Proben wurde in der Mitte der Messstrecke gemessen und geregelt. Nach einer Durchwärmphase von 180 Sekunden wurden die Proben geprüft. Die Abweichung der gemessenen Temperatur von der Nenntemperatur während der Prüfung lag unter 2 °C.

Die Signale von Temperatur, Kraft und Probenverlängerung wurden kontinuierlich erfasst. Im Falle der Dehnrate von  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  betrug die Datenaufnahmefrequenz 500 Hz und im Falle von  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  betrug diese 50 Hz. Die so erhaltenen Daten wurden mit einem Tiefpassfilter zweiter Ordnung bei einer Grenzfrequenz von 5 Hz gefiltert. Als plastische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}^{mech.}$  wurde die halbe Hysteresenbreite auf Höhe der Mittelspannung  $\sigma_m$  definiert.

## 4.4 Mikroskopische Untersuchungen

### 4.4.1 Lichtmikroskopische Untersuchungen

Die Lichtmikroskopischen Untersuchungen zur Charakterisierung des Gefüges wurden an ätzpolierten und geätzten Proben mit einem Mikroskop der Firma Leitz vom Typ Aristomet mit einem maximalen Vergrößerungsfaktor von 1000 durchgeführt. Dazu wurden die Proben beginnend mit grobem Schleifpapier der Körnung P320 bis zum feinkörnigen Schleifpapier der Körnung P4000 in mehreren Stufen geschliffen. Anschließend wurden diese mittels Diamantsuspension bis  $3 \mu\text{m}$  poliert. Nach dem Poliervorgang wurden diese mit einer Mischung aus 100 ml Oxid-Polier-Suspension (OPS) und 20 ml  $\text{H}_2\text{O}_2$  ätzpoliert. Am Ende wurden die Proben insgesamt 5 s nach Kroll geätzt.

Ein Teil der geprüften Zugproben wurden auch mittels Lichtmikroskopie untersucht. Dabei wurden Längsschliffe verwendet, siehe Abbildung 4.4. Die Längsstücke wurden dafür aus den Messstrecken der geprüften Proben herausgerodiert. Die Präparation erfolgte gleich wie für die Charakterisierung des Gefüges.

#### **4.4.2 REM Untersuchungen**

Bruchflächenuntersuchungen der geprüften Zugproben wurden mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) der Firma Zeiss vom Typ EVO 50 mit einer Beschleunigungsspannung von 20 kV durchgeführt.

#### **4.4.3 TEM Untersuchungen**

Die Entwicklung der Mikrostruktur nach Wechselverformungsversuchen mit Proben aus Ti-48Al-2Nb-2Cr wurde mittels Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) untersucht. Die Untersuchungen hierzu wurden am IAM-AWP des Karlsruher Instituts für Technologie durchgeführt. Es stand ein TEM der Firma Philips vom Typ Technai F20 mit einer Beschleunigungsspannung von 200 kV sowie der Firma Thermo Fischer Scientific vom Typ Themis 300 mit einer Beschleunigungsspannung von 300 kV zur Verfügung. Zuerst wurden aus der Messstrecke der Proben 1 mm dicke Querstücke heraufgerodiert, siehe Abbildung 4.4. Dann wurden diese mittels SiC-Papier auf etwa 0,1 mm Dicke geschliffen. Anschließend wurden Scheiben mit 3 mm Durchmesser ausgestanzt und so lange elektrolytisch gedünnt, bis ein Loch entstand. Im Randbereich dieser Löcher war das Material häufig durchstrahlbar.

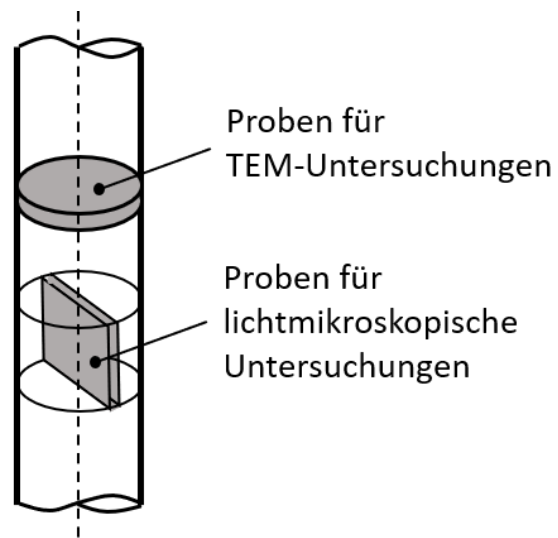


Abbildung 4.4: Probenmessstrecke mit Entnahmestellen der Proben für die mikroskopischen Untersuchungen.

## 5 Ergebnisse und Diskussion

### 5.1 Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si

In den nächsten Unterkapiteln werden die Ergebnisse der BDTT-Versuche, die mit dem Material Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si durchgeführt wurden, vorgestellt und diskutiert. Ein Teil dieser Ergebnisse ist in [181] veröffentlicht.

#### 5.1.1 BDTT-Versuche

Aus den Spannungs-Dehnungs-Hysteresen wurde die plastische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}$  in jedem Zyklus abgelesen. Dann wurde pro Temperatur und Dehnrage der Mittelwert der plastischen Dehnungsamplitude berechnet. Die Mittelwerte sind in Abbildung 5.1 über der Temperatur aufgetragen. In dieser Abbildung sind die Ergebnisse von allen Varianten der BDTT-Versuche zusammengefasst, die mit Ti-48Al-2Cr-0,3Si durchgeführt wurden, außer Ergebnisse der Variante A1 mit der Dehnrage  $0,46 \cdot 10^{-4}$ , um ein Überlappen der Messpunkte im Diagramm zu vermeiden.

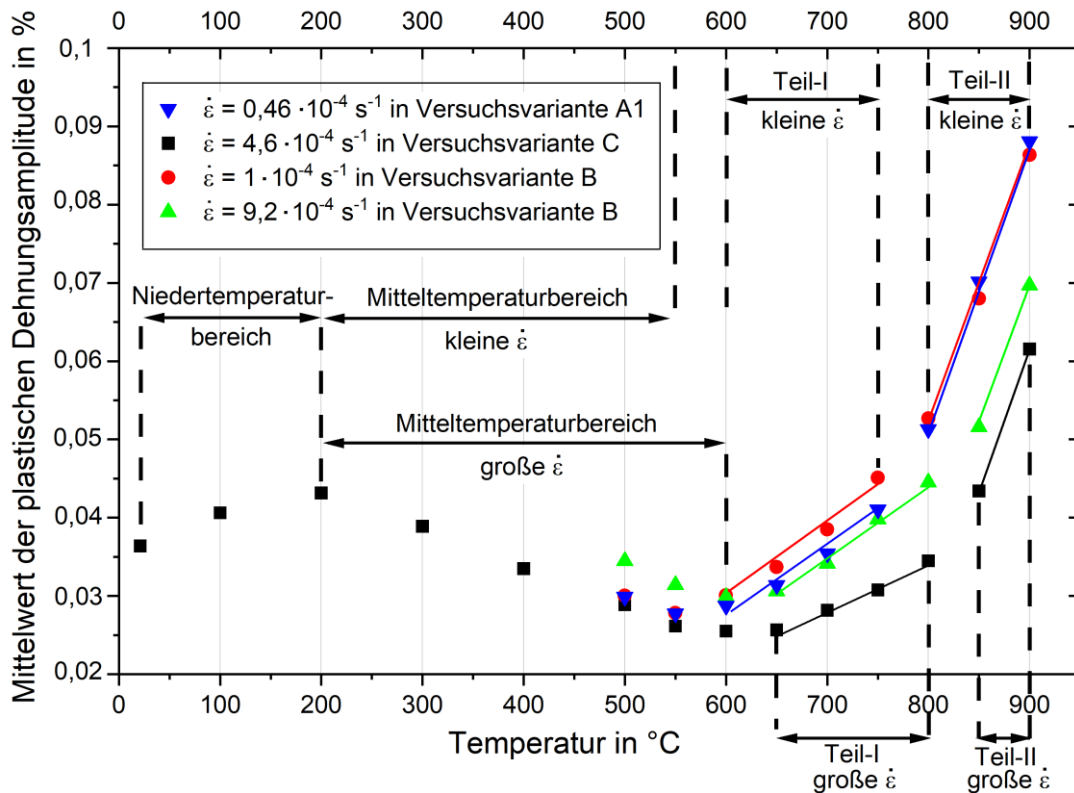


Abbildung 5.1: Beziehung zwischen der plastischen Dehnungsamplitude und der Temperatur. Aufgetragen ist der Mittelwert aus den Dreieckszyklen pro Dehnrates und Temperatur.

Die Änderung der plastischen Dehnungsamplitude über der Temperatur in Abbildung 5.1 kann in vier Temperaturbereiche unterteilt werden: Der Niedertemperaturbereich von RT bis 200 °C, der Mitteltemperaturbereich von 200 bis 550 °C für niedrige Dehnraten ( $0,46 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ), bzw. bis 600 °C für hohe Dehnraten ( $4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $9,2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ), sowie der Hochtemperaturbereich mit Teil-I und Teil-II. Im Niedertemperaturbereich nimmt die plastische Dehnungsamplitude mit der Temperatur zu. Im Mitteltemperaturbereich zeigt das Material eine negative Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit der plastischen Dehnungsamplitude. Im Teil-I und Teil-II des Hochtemperaturbereichs steigt die plastische Dehnungsamplitude mit zunehmender Temperatur, wobei die Steigung im Teil-II größer ist als die im Teil-I. Es ist anzumerken, dass für die zwei niedrigeren Dehnraten Teil-I des Hochtemperaturbereichs zwischen 600 und 750 °C und für die beiden höheren Dehnraten zwischen 650 und 800 °C ist. Die Ergebnisse im Teil-I sowie Teil-II sind für jede Dehnrates mit Ausgleichsgeraden verbunden.



In Abbildung 5.2 ist die Spannungsamplitude  $\sigma_a$  in Versuchsvariante C zusammen mit der plastischen Dehnungsamplitude über der Temperatur aufgetragen. Die Ergebnisse zeigen, dass der Verlauf der Spannungsamplitude über der Temperatur in die gleichen vier Temperaturbereiche wie jener der plastischen Dehnungsamplitude unterteilt werden kann. Im Niedertemperaturbereich sinkt die Spannungsamplitude mit steigender Temperatur ab. Im Mitteltemperaturbereich bleibt sie ungefähr konstant. Im darauffolgenden Hochtemperaturbereich nimmt sie mit steigender Temperatur wieder ab. Die Abnahme im Hochtemperaturbereich ist im Teil-II stärker als im Teil-I.

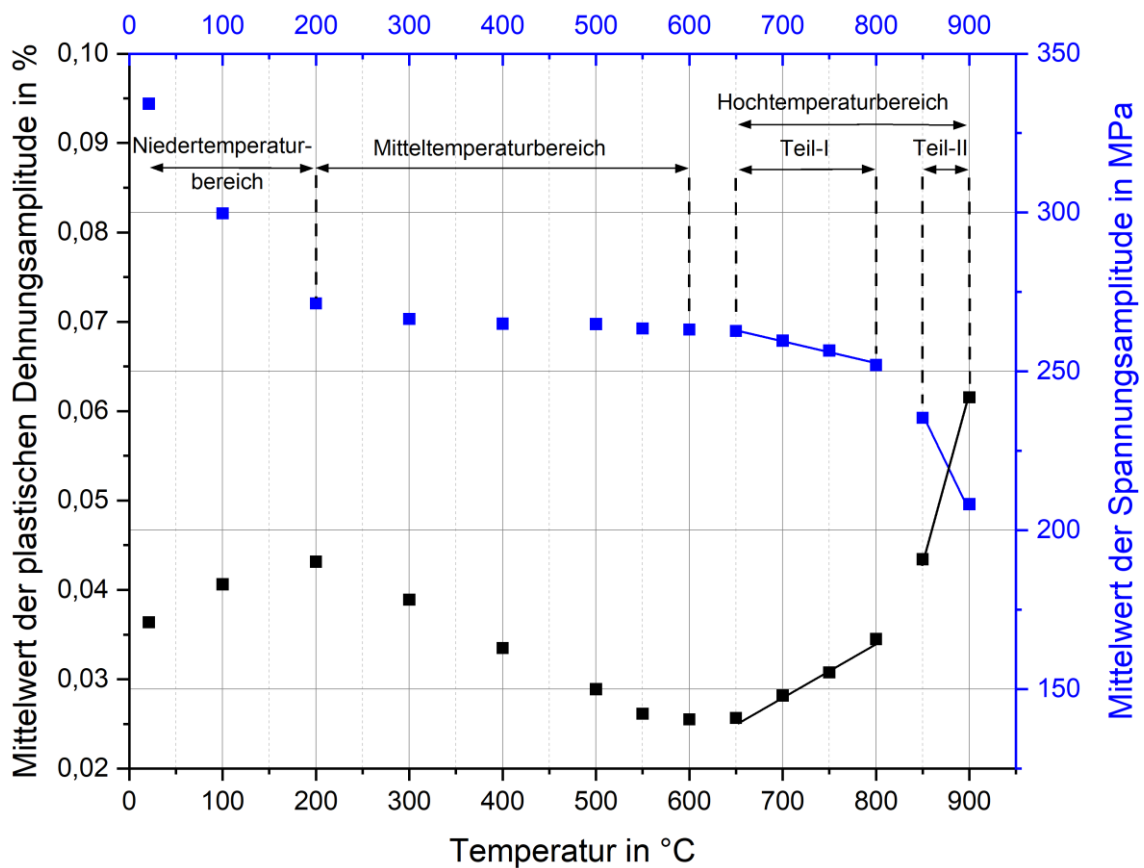


Abbildung 5.2: Verlauf der plastischen Dehnungsamplitude und der Spannungsamplitude über der Temperatur in Versuchsvariante C. Die Punkte im Teil-I und Teil-II sind mit Ausgleichsgeraden verbunden.

## 5.1.2 Diskussion der Ergebnisse der BDTT-Versuche

### 5.1.2.1 Das mechanische Verhalten des Materials in unterschiedlichen Temperaturbereichen

Ergebnisse aus Zugversuchen an Ti-47Al-2Cr-0,2Si mit FL Gefüge zeigen, dass die Fließspannung zwischen RT und 200 °C aufgrund der Zunahme der thermischen Aktivierung der Versetzungsbewegung mit steigender Temperatur abnimmt [10]. Die Abnahme der Spannungsamplitude sowie die Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude im Niedertemperaturbereich der BDTT-Versuche kann auch mit der Zunahme der thermischen Aktivierung der Versetzungsbewegung erklärt werden.

Durch dynamische Reckalterung wird die Versetzungsbewegung erschwert. Aus diesem Grund wirkt sie der thermischen Aktivierung der Versetzungsbewegung entgegen. Das spiegelt sich in der abnehmenden plastischen Dehnungsamplitude mit steigender Temperatur wider [182, 183]. Dies ist im Mitteltemperaturbereich der BDTT-Versuche auch zu beobachten, siehe Abbildung 5.1. Somit deutet dieses Verhalten auf dynamische Reckalterungseffekte hin. In Tabelle 8 sind die Ergebnisse der ersten Zyklen der Versuchsvarianten A1 und B zusammengefasst. Die zyklische Belastung hat in beiden Versuchsvarianten bei 500 °C angefangen. Bei der kleineren Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 0,46 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  ist die Maximalspannung größer und die plastische Dehnungsamplitude kleiner als bei der größeren Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 9,2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Eine negative Dehnratesabhängigkeit der Maximalspannung und eine positive Abhängigkeit der plastischen Dehnungsamplitude mit der Dehnrates deuten ebenfalls auf dynamische Reckalterung hin [184]. Dynamische Reckalterung ist bei einer Dehnrates in einem begrenzten Temperaturbereich aktiv. Mit steigender Dehnrates wird dieser Bereich zu höheren Temperaturen verschoben, siehe Gleichung 2.5. Dies erklärt, warum der Mitteltemperaturbereich in Abbildung 5.1, also der Bereich der dynamischen Reckalterung, für die beiden höheren Dehnrates zu höheren Temperaturen verschoben ist. Während dynamische Reckalterungseffekte für die Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 0,46 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bis ca. 600 °C effektiv sind, sind sie für die Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $\dot{\epsilon} = 9,2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bis ca. 650 °C effektiv.

Es wurde in [132, 145] vorgeschlagen, dass Reckalterung in Titanaluminidlegierungen im mittleren Temperaturbereich durch die Diffusion der Sauerstoffatome in der  $\gamma$ -Phase

zustände kommen können. Die Legierung Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si mit FL Gefüge in dieser Arbeit enthält 0,22 At.-% Sauerstoff, siehe Tabelle 1. In technischen Titanaluminidlegierungen auf Basis von  $\gamma$ -TiAl liegt der Volumenanteil der  $\alpha_2$ -Phase im FL Gefüge typischerweise zwischen 5 und 25 % [17, S. 59, 40, 61, 119, 185]. Auch für die Legierung in dieser Arbeit kann auch angenommen werden, dass der Volumenanteil der  $\alpha_2$ -Phase in diesem Bereich liegt. *Morris* hat in [61] Ti-48Al und Ti-47,5Al-2,5Cr untersucht mit jeweils FL Gefüge und einem Volumenanteil der  $\alpha_2$ -Phase von 15 (Ti-47,5Al-2,5Cr) bzw. 22 (Ti-48Al) %. Die Legierungen enthielten ca. 0,1 Gew.-% Sauerstoff [116, 145], was ca. 0,25 At.-% entspricht. Dieser Wert liegt nur 0,03 At.-% höher als Sauerstoffgehalt von Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si in dieser Arbeit. Im Gefüge von beiden Legierungen hat *Morris* [61]  $\text{Al}_2\text{O}_3$  Partikel beobachtet. Dies bedeutet, dass für beide Legierungen die Löslichkeitsgrenze von Sauerstoff überschritten war. Obwohl im Gefüge der Legierung Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si in dieser Arbeit keine  $\text{Al}_2\text{O}_3$  Partikel zu finden sind, kann angenommen werden, dass auch in der  $\gamma$ -Phase dieser Legierung Sauerstoff gelöst ist. Denn Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si in dieser Arbeit hat auch ein FL Gefüge wie die Legierungen von *Morris* und der Sauerstoffgehalt unterscheidet sich nicht signifikant von jenem der Legierungen in ihrer Arbeit. Der Kohlenstoffgehalt der Legierung Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si liegt mit 0,01 At.-% deutlich unter dem Sauerstoffgehalt. *Morris et al.* [145] haben  $\gamma$ -TiAl Legierungen mit unterschiedlichen O- und C-Konzentrationen untersucht und sind zu dem Schluss gekommen, dass im Fall von höheren Konzentrationen an Sauerstoff als Kohlenstoff, die beobachteten Reckalterungseffekte in der Legierung eher vermutlich auf die Diffusion von Sauerstoffatomen zurückzuführen sind. Aus diesen Gründen kann angenommen werden, dass die dynamische Reckalterung in der Legierung Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si in dieser Arbeit vermutlich auch durch die Diffusion der Sauerstoffatome in der  $\gamma$ -Phase zustande kommt.

Tabelle 8: Vergleich der Ergebnisse im ersten Zyklus bei unterschiedlichen Dehnraten.

Temperatur	Dehnrade in $\text{s}^{-1}$	Maximalspannung	Plastische Dehnungsamplitude
500 °C	$0,46 \cdot 10^{-4}$	268 MPa	0,034 %
500 °C	$9,2 \cdot 10^{-4}$	262 MPa	0,037 %

Wenn der Temperaturbereich der dynamischen Reckalterung überschritten ist, sinkt die Fließgrenze mit steigender Temperatur aufgrund der erhöhten thermischen Aktivierung der Versetzungsbewegung wieder ab. Dies ist der Grund, warum im Hochtemperaturbereich die plastische Dehnungsamplitude mit steigender Temperatur wieder zunimmt. Die Zunahme ist im Teil-II stärker ausgeprägt als im Teil-I. Dies deutet darauf hin, dass die Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude im Teil-II nicht nur mit der thermischen Aktivierung der Versetzungsbewegung verbunden ist. Die Bruchdehnung der Proben vom gleichen Material bei einer Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  ist in Abbildung 5.3 über der Temperatur aufgetragen. Während die Bruchdehnung zwischen RT und 750 °C von 0,5 % auf 4 % zunimmt, steigt sie zwischen 750 und 800 °C sprunghaft auf ca. 17,5 %. Das zeigt, dass zwischen 750 und 800 °C und bei einer Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  der Spröd-Duktil-Übergang für dieses Material stattfindet und dass die unterschiedlichen Steigungen der linearen Ausgleichsgeraden in Teil-I und Teil-II mit dem Spröd-Duktil-Übergang des Materials verbunden sind. Die Tatsache, dass Teil-II des Hochtemperaturbereichs bzw. der duktile Temperaturbereich für die beiden kleineren Dehnrates ab 800 °C und für die beiden höheren Dehnrates erst ab 850 °C anfängt, hängt mit der Dehnratesabhängigkeit der BDTT zusammen.

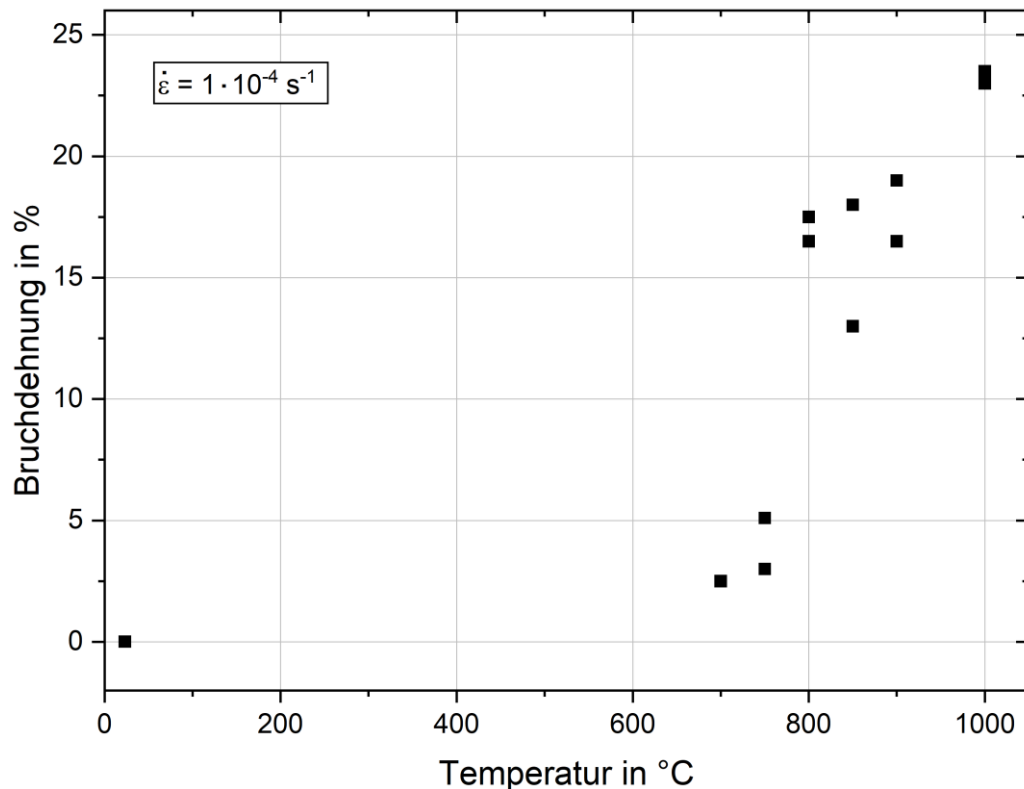
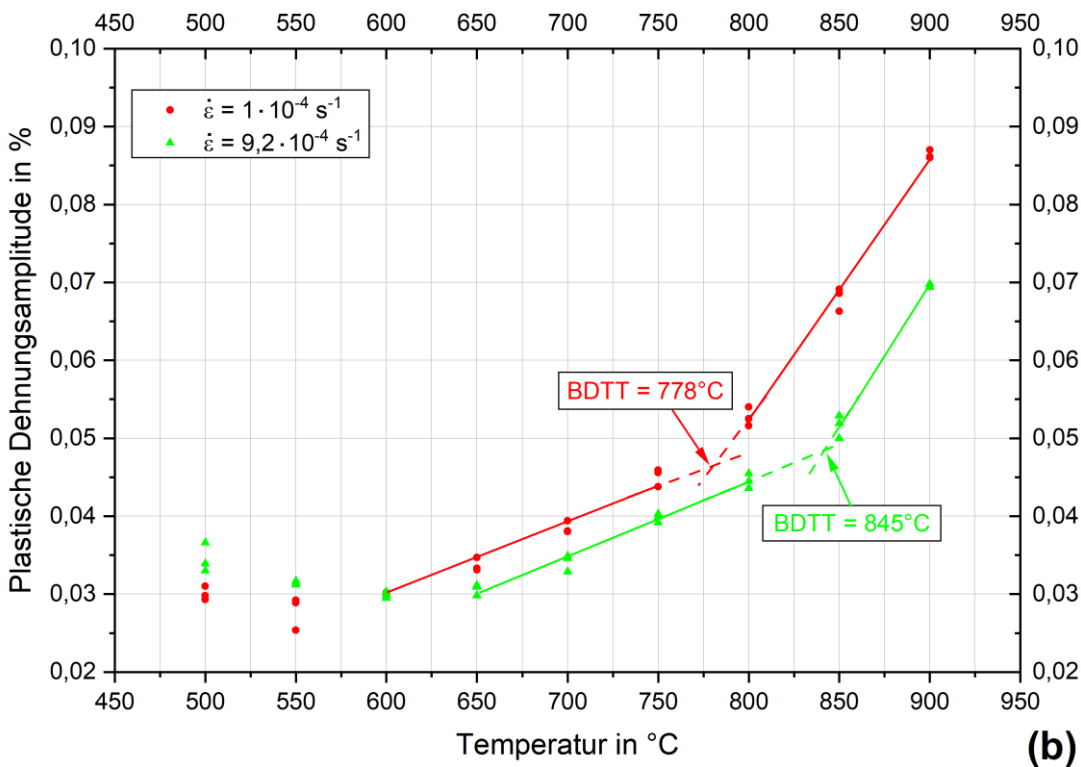
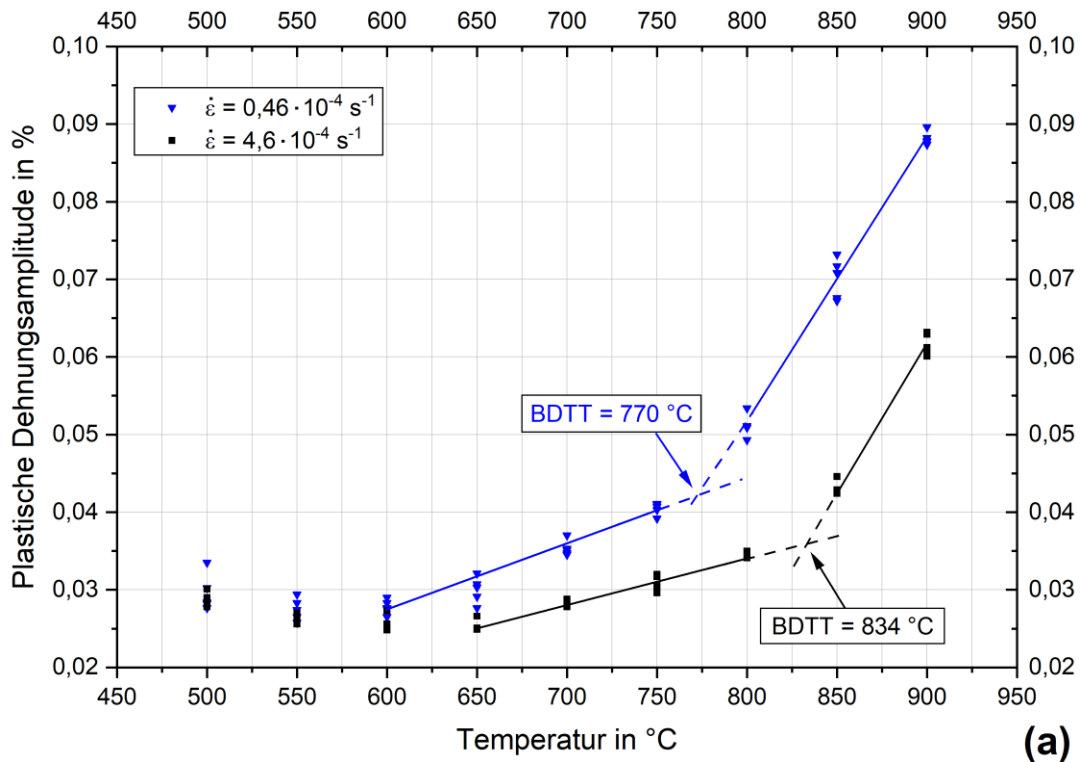


Abbildung 5.3: Bruchdehnung von Proben aus Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si bei unterschiedlichen Temperaturen. Ergebnisse sind aus [13].

### 5.1.2.2 Bestimmung von BDTT mit einer neuen Methode

Die Ausgleichsgeraden für die plastischen Dehnungsamplituden im Teil-I und Teil-II der Hochtemperaturphase werden verlängert, um den Schnittpunkt der beiden Geraden zu finden. Die x-Koordinate des Schnittpunkts wird dann als BDTT definiert. Diese Methode wird in Abbildung 5.4 (a), (b) und (c) für die unterschiedlichen Dehnraten und Versuchsvarianten verwendet, um die BDTTs zu bestimmen. Es ist zu beachten, dass jeder Datenpunkt in den Diagrammen die plastische Dehnungsamplitude in einem Zyklus darstellt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 9 zusammengefasst.



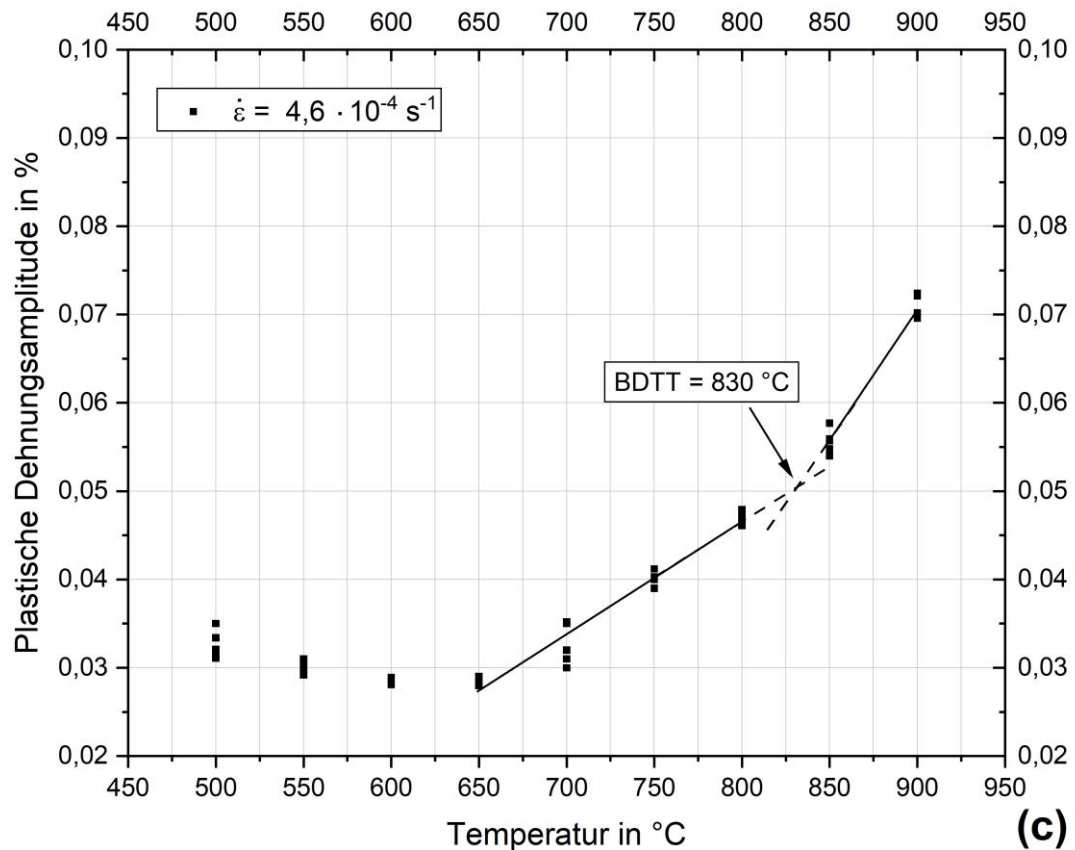


Abbildung 5.4: Plastische Dehnungsamplitude in jedem Zyklus ab 500 °C und Ermittlung der BDTT bei den Dehnraten (a)  $\dot{\epsilon} = 0,46 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $\dot{\epsilon} = 4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , (b)  $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $\dot{\epsilon} = 9,2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  sowie (c)  $\dot{\epsilon} = 4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

Tabelle 9: BDTT von Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si bei unterschiedlichen Dehnraten ermittelt mit der neuen Methode.

Versuchsvariante	Dehnrates	BDTT
A1	$0,46 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	770 °C
B	$1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	778 °C
A1	$4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	830 °C
C	$4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	834 °C
B	$9,2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	845 °C

Bei dieser Methode werden die Ausgleichsgeraden für Teil-I und Teil-II der Hochtemperaturphase separat bestimmt. Je nachdem, wie die Hochtemperaturphase in Teil-I und Teil-II unterteilt ist, kann sich die x-Koordinate des Schnittpunkts ändern. Deswe-

gen kann die Unterteilung der Hochtemperaturphase die Genauigkeit der Ermittlung von BDTT beeinflussen. Um die BDTT möglichst genau zu ermitteln, muss der Schnittpunkt der Ausgleichsgeraden zwischen dem Teil-I und dem Teil-II liegen. Denn der Übergang vom spröden zum duktilen Verhalten findet in diesem Zwischenbereich statt. Liegt der Schnittpunkt nicht zwischen den beiden Teilen, dann sind diese falsch voneinander abgegrenzt. Dadurch kann überprüft werden, ob die Hochtemperaturphase richtig unterteilt ist. Um dies zu bestätigen, wurden in Abbildung 5.5 die beiden Bereiche für die Dehnrates von  $\dot{\varepsilon} = 1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  anders definiert, als in Abbildung 5.4 (b). Die Schnittpunkte der Ausgleichsgeraden liegen für die Fälle in Abbildung 5.5 nicht in dem Bereich zwischen Teil-I und Teil-II. Somit sind die Definitionen für Teil-I und Teil-II in Abbildung 5.5 nicht zulässig, um die BDTT mit der vorgestellten Methode zu ermitteln.

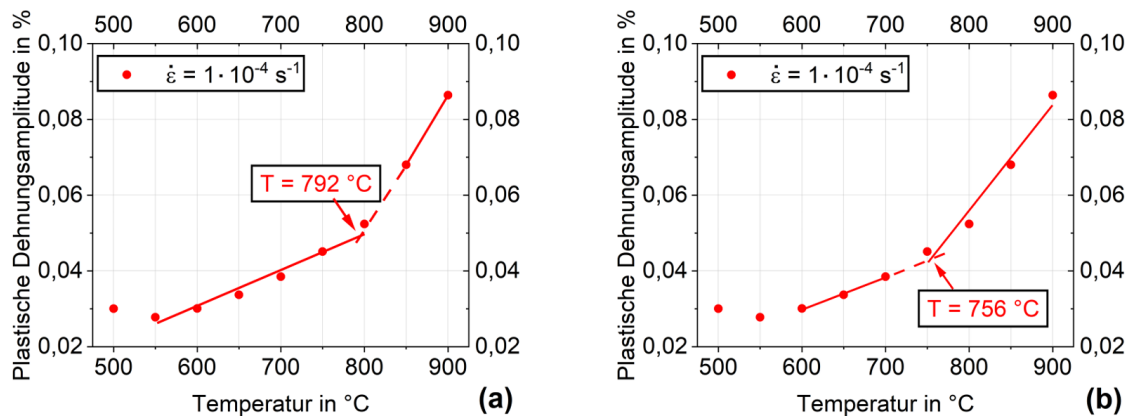


Abbildung 5.5: Ausgleichsgeraden und ihre Schnittpunkte für unterschiedliche Definitionen für Teil-I und Teil-II für die Dehnrates von  $\dot{\varepsilon} = 1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ : In (a) liegen Teil-I zwischen 550 und 800 °C, Teil-II zwischen 850 und 900 °C und der Schnittpunkt im Teil-I mit 792 °C; in (b) liegen Teil-I zwischen 600 und 700 °C, Teil-II zwischen 750 und 900 °C und der Schnittpunkt im Teil-II mit 756 °C. Der Schnittpunkt, der als BDTT definiert wird, liegt in diesen Fällen nicht zwischen den Bereichen Teil-I und Teil-II.

Durch den Vergleich des Ergebnisses mit der konventionellen Methode zur Ermittlung der BDTT kann die vorgestellte Methode validiert werden. Dafür sind in Abbildung 5.3 die Ergebnisse der Zugversuche zu finden. Bei einer Dehnrates von  $\dot{\varepsilon} = 1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  zeigt die Bruchdehnung zwischen 750 und 800 °C einen sprunghaften Anstieg von 4 auf ca. 17,5 %. Somit liegt die BDTT bei dieser Dehnrates nach der konventionellen Methode zwischen diesen Temperaturen vor. Mit der vorgestellten Methode wurde die BDTT bei der gleichen Dehnrates ermittelt als 778 °C, siehe Tabelle 9. Dieser Wert liegt



zwischen 750 und 800 °C und somit stimmt das Ergebnis der vorgestellten Methode sehr gut mit dem Ergebnis der konventionellen Methode überein.

Die BDTTs bei unterschiedlichen Dehnraten, die mit der neuen Methode ermittelt wurden und in Tabelle 9 gegeben sind, sind in Abbildung 5.6 in Abhängigkeit von der Dehnrates  $\dot{\epsilon}$  in einer Arrhenius-Darstellung aufgetragen. In dieser Abbildung beschreibt  $R$  die ideale Gaskonstante. Es ist eine lineare Abhängigkeit zwischen  $\ln \dot{\epsilon} / s$  und  $(R \cdot BDTT)^{-1}$  zu finden, die mit der Ausgleichsgerade in Abbildung 5.6 dargestellt ist. Für einen thermisch aktivierbaren Prozess kann der Effekt von Dehnrates  $\dot{\epsilon}$  und Temperatur  $T$  nach *Zener und Hollomon* [186] zusammengefasst werden als:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT). \quad (5.1)$$

$Q$  ist die scheinbare Aktivierungsenergie und Gleichung 5.1 beschreibt, dass unabhängig von jeder Temperatur - Dehnrates - Kombination die mechanischen Eigenschaften für gleiche  $Z$ -Werte identisch sind. Wird ein konstanter  $Z$ -Wert beim Spröd-Duktil-Übergang angenommen, kann die Gleichung 5.1 umgestellt werden in:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln(Z) - Q \cdot (R \cdot BDTT)^{-1}. \quad (5.2)$$

Somit beschreibt die Steigung der Ausgleichsgerade in Abbildung 5.6 die scheinbare Aktivierungsenergie für den BDT, die 341 kJ/mol beträgt. Ein Vergleich dieser Größe mit der Literatur ist im Abschnitt 5.3 gegeben.

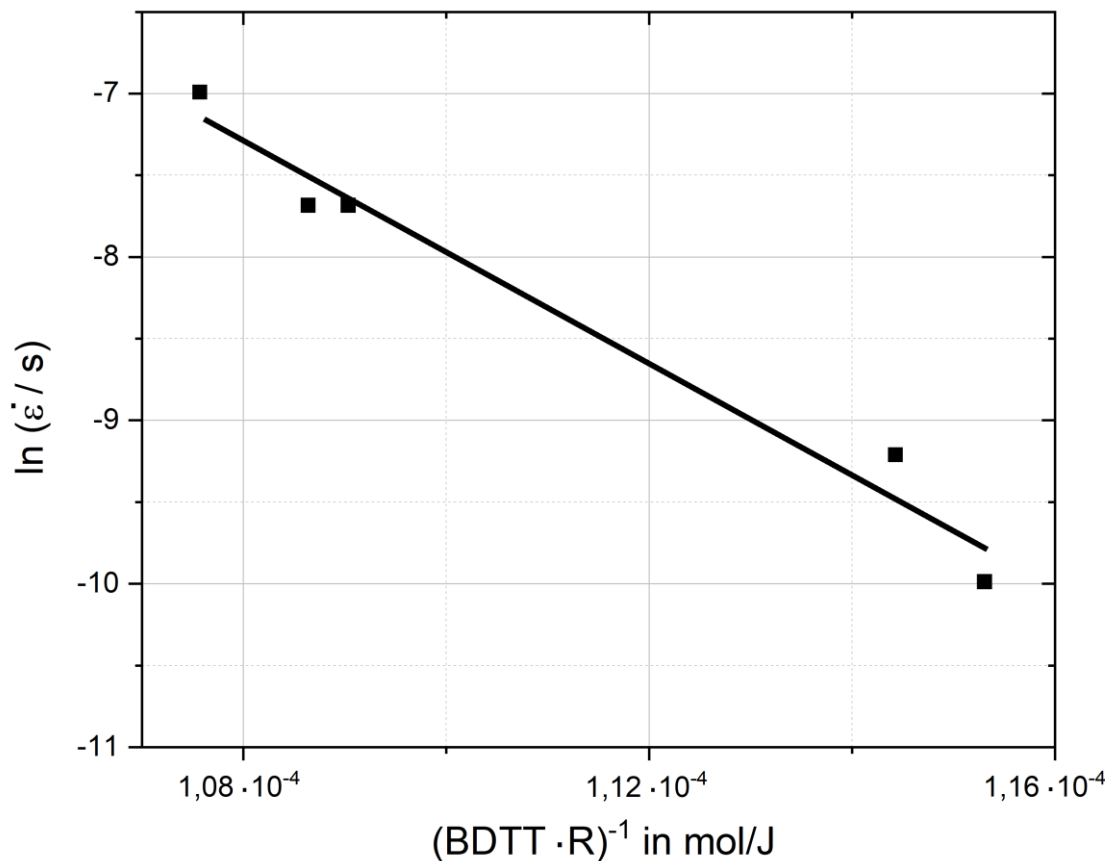


Abbildung 5.6: Die lineare Beziehung zwischen  $\ln \dot{\epsilon}$  und  $(R \cdot BDTT)^{-1}$ . Die Ergebnisse in dieser Studie sind zusammen mit der Ausgleichsgerade dargestellt.

### 5.1.2.3 Einfluss unterschiedlicher Belastungsstrategien auf die neue Methode

In Tabelle 10 ist die akkumulierte plastische Dehnung  $\epsilon_{pl.}^{akk.}$  bis Teil-II der Hochtemperaturphase (800 °C) für die Versuchsvarianten C und A1 und für die Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  angegeben. Dabei wurden die Schwingbreite der plastischen Dehnungsamplitude in den Dreieckszyklen, die plastische Dehnung am Anfang der Haltezeiten und die induzierte plastische Dehnung  $\epsilon_{pl.}^{rel.}$  infolge der Spannungsrelaxation  $\Delta\sigma$  zusammenaddiert. Letztere lässt sich berechnen mit:

$$\epsilon_{pl.}^{rel.} = \Delta\sigma/E, \quad (5.3)$$

wobei der E-Modul  $E$  aus dem linear elastischen Bereich im ersten Zyklus der Temperaturstufe berechnet werden kann. Infolge der Beanspruchung der Probe bei Temperaturen unter 500 °C und den zusätzlichen Haltezeiten bei jeder Temperaturstufe wird in der Probe bei der Versuchsvariante C eine größere akkumulierte plastische Dehnung hervorgerufen. Dies hat nach den Ergebnissen in Tabelle 9 keinen signifikanten Einfluss auf die BDTT des Materials, denn die neue Methode liefert für die Versuchsvarianten C und A1 und für die Dehnrates von  $\dot{\varepsilon} = 4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  fast die gleichen BDTT-Ergebnisse mit 830 °C aus der Variante A1 und 834 °C aus der Variante C. Werden hingegen die plastischen Dehnungsamplituden bei gleicher Temperatur verglichen, wird festgestellt, dass diese im Fall von Versuchsvariante C kleiner als die der anderen Versuchsvarianten sind. Dies kann durch die akkumulierte Verfestigung der Probe in den Temperaturstufen bis 400 °C in der Variante C erklärt werden. Die induzierte Verfestigung bei diesen Temperaturstufen scheint bis zu Temperaturen oberhalb von BDTT effektiv zu sein, da die plastischen Dehnungen in der Variante C auch bei Temperaturen oberhalb von BDTT am kleinsten sind. Dies bedeutet, dass die Ermittlung der BDTT mit der neuen Methode durch die akkumulierte Verfestigung bei kleineren Temperaturen nicht beeinflusst wird, obwohl die plastische Dehnungsamplitude dadurch reduziert wurde.

Tabelle 10: Akkumulierte plastische Dehnung in beiden Versuchsvarianten bis zum duktilen Temperaturbereich.

Versuchsvariante	Dehnrates	$\varepsilon_{pl.}^{akk.}$
A1	$4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	2,46 %
C	$4,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	4,87 %

Die plastischen Dehnungsamplituden bei jeder Dehnrates und Temperaturstufe zeigen kleine Streuungen, siehe Abbildung 5.4 (a) und (b), mit einer maximalen Standardabweichung von kleiner als 0,01 %. Es ist zu beachten, dass in den Versuchsvarianten A1 und C die Mittelwerte aus fünf Zyklen und in der Versuchsvariante B diese aus drei Zyklen berechnet wurden. Folglich sind drei bis fünf Zyklen pro Dehnrates bei jeder Temperaturstufe genug, um die Ausgleichsgeraden im Hochtemperaturbereich zu ermitteln und dadurch die BDTT des Materials zu finden. Für Materialien mit größerer Streuung können mehr als fünf Zyklen nötig sein, um das Ergebnis statistisch abzusi-

chern. Gleichzeitig muss aber untersucht werden, ob die durch die erhöhte Zyklenzahl größere akkumulierte plastische Deformation die BDTT des Werkstoffes beeinflusst.

Obwohl unterschiedliche Versuchsvarianten unterschiedliche Belastungsstrategien beinhalten, konnte die BDTT mit jeder Versuchsvariante anhand der vorgestellten Methode berechnet werden. In Tabelle 11 werden die Ergebnisse dieser Arbeit mit Literaturwerten verglichen. Dieser Vergleich zeigt, dass die Ergebnisse mit der Literatur gut übereinstimmen.

Tabelle 11: BDTT von TiAl Legierungen für unterschiedliche Dehnraten.

Material	Mikrostruktur	Dehnraten in $10^{-4} \text{ s}^{-1}$	BDTT in °C	BDTT Ermittlung mit	Quelle
Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si	FL	0,46 – 9,2	770 - 845	Methode in dieser Arbeit	Diese Arbeit
Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si	FL	1	750 - 800	Zugversuche	[13]
TiAlMnNb	NL	0,1 - 100	750 - 1000	Zugversuche	[9]
TiAlMnNbB	NL	0,1 - 100	612 - 837	Zugversuche	[9]
Ti-46Al-3Nb-2Cr-0,2W	FL	1 - 20	800 - 870	Zugversuche	[151]
Ti-46Al-3Nb-2Cr-0,2W	DP	1 - 20	700 - 780	Zugversuche	[151]
TiAl	-	1	700 - 800	Zugversuche	[11]
Ti-47Al-2Nb-2Cr-0,2B	FL	5	800	Zugversuche	[187]
Ti-43,5Al-4Nb-1Mo-0,1B	NL	0,8	700 - 800	Zugversuche	[188]
Ti-44Al-4Nb-4V-0,3Mo-Y	NL	1	800 - 850	Zugversuche	[189]
Ti-47Al-3Nb-3Cr	DP	-	700 - 800	4-Punkt Biegeversuche	[190]
Ti-48Al-2Nb-2Cr	DP	-	750 - 800	Zugversuche	[191]

## 5.2 Ti-48Al-2Nb-2Cr

In den nächsten Unterkapiteln werden die Ergebnisse der Zugversuche, Wechselverformungsversuche und BDTT-Versuche, die mit dem Material Ti-48Al-2Nb-2Cr durch-

geführt wurden, vorgestellt und diskutiert. Ein Teil der Ergebnisse aus den Zugversuchen ist in [192] veröffentlicht.

## 5.2.1 Quasistatische Zugversuche

### 5.2.1.1 Mechanisches Verhalten

Pro Dehnrates und Temperatur wurden zwei Zugversuche durchgeführt. Charakteristische Zugkurven sind in Abbildung 5.7 gegeben. Zu bemerken sind vor allem die hohen Bruchdehnungen bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $750 \text{ }^\circ\text{C}$  sowie bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und  $850 \text{ }^\circ\text{C}$  im Vergleich zu den niedrigeren Temperaturen bei den gleichen Dehnraten. Da die Dehngrenze bei 0,1 % plastischer Dehnung ( $R_{p\ 0,1}$ ) bei  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  in beiden Zugversuchen eine Abweichung von 15 MPa hatte, wurden zwei weitere Versuche bei diesen Bedingungen durchgeführt, um einen statistisch besser abgesicherten Mittelwert abzubilden. Die Dehngrenzen der Proben bei 0,1 % plastischer Dehnung und bei 1 % plastischer Dehnung ( $R_{p\ 1}$ ) sind in Abbildung 5.8 dargestellt. Die Fehlerbalken bezeichnen bei  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  die Standardabweichung und bei anderen Messdaten die Maximal- und Minimalgrößen.

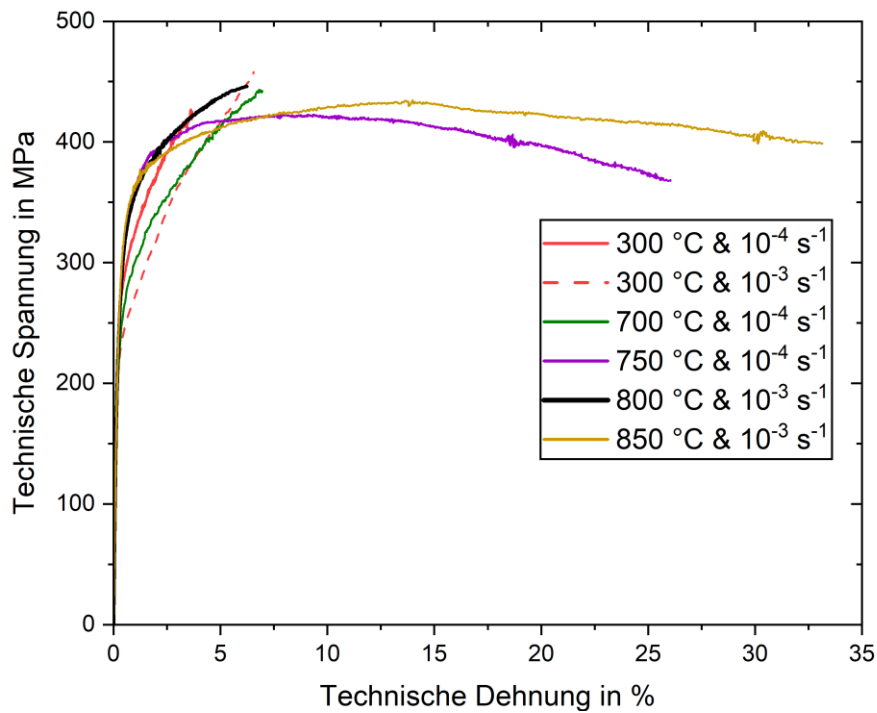


Abbildung 5.7: Einige charakteristische Zugkurven bei den in der Legende angegebenen Dehnraten und Temperaturen.

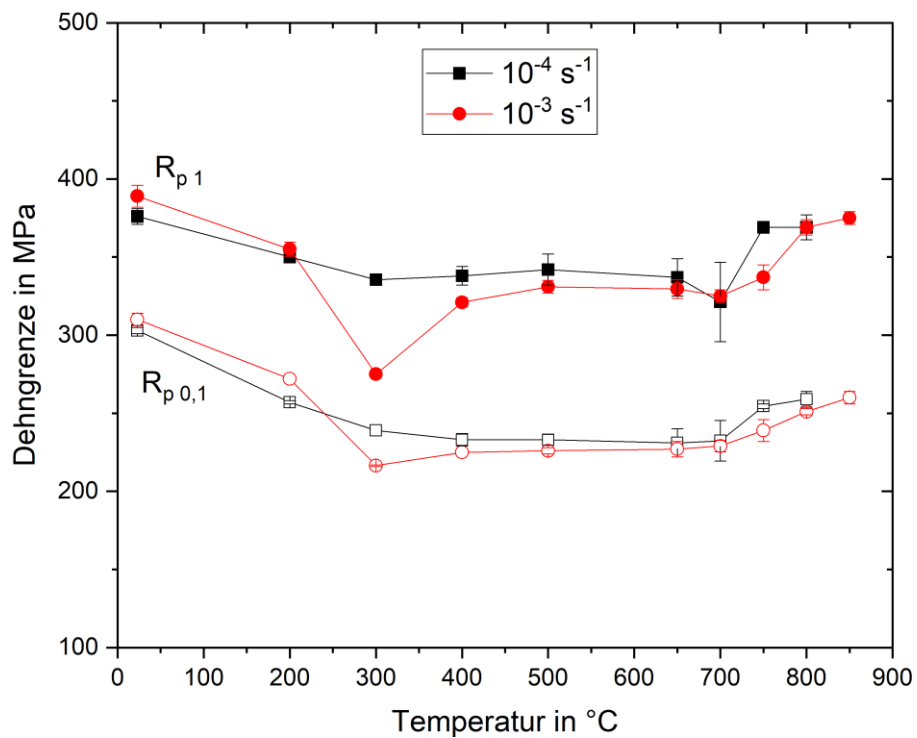


Abbildung 5.8: Dehngrenzen bei 0,1 % und 1 % plastischer Dehnung in Abhängigkeit von der Temperatur und der Dehnrates im quasistatischen Zugversuch.

Für  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  sinkt die Dehngrenze mit steigender Temperatur von RT bis 300 °C. Zwischen 300 und 700 °C bleibt sie ungefähr konstant. Zwischen 700 und 750 °C ist eine Zunahme der Dehngrenze um ca. 15 % zu beobachten, nämlich von 232 auf 254 MPa für  $R_{p0,1}$  und von 321 auf 369 MPa für  $R_{p1}$ . Zwischen 750 und 800 °C bleibt die Dehngrenze ungefähr konstant. Für  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  sinkt die Dehngrenze mit steigender Temperatur zwischen RT und 300 °C, wobei sie zwischen 400 und 750 °C ungefähr konstant bleibt. Oberhalb von 750 °C steigt sie mit zunehmender Temperatur. Wird die Dehngrenze bei unterschiedlichen Dehnraten verglichen, ist eine positive Dehnratenabhängigkeit zwischen RT und 200 °C zu beobachten. Auffällig ist die negative Dehnratenabhängigkeit der Dehngrenze bei 300 und 750 °C. Zwischen diesen Temperaturen sowie bei 800 °C ist die Dehnratenabhängigkeit weniger stark ausgeprägt.

In Abbildung 5.9 sind die Maximalspannungen und Bruchdehnungen aus Zugversuchen in Abhängigkeit der Temperatur und Dehnraten aufgetragen. Bei der Temperatur von  $T = 400 \text{ °C}$  und Dehnraten von  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  sind die Proben außerhalb der Messstrecke gebrochen, deswegen ist für diese Bedingungen kein Datenpunkt aufgetragen. Für  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bezeichnet die Maximalspannung für  $T \leq 700 \text{ °C}$  die Bruchspannung und für  $T \geq 750 \text{ °C}$  die Zugfestigkeit, weil die Proben für  $T \leq 700 \text{ °C}$  ohne Einschnürung gebrochen sind. Da die Proben für  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  nur bei  $T = 850 \text{ °C}$  mit Einschnürung gebrochen sind, bezeichnet die Maximalspannung für diese Dehnraten und für  $T = 850 \text{ °C}$  die Zugfestigkeit und bei den anderen Temperaturen die Bruchspannung, siehe Abbildung 5.7. Für  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  korreliert die Maximalspannung mit der Bruchdehnung bis 700 °C. Wenn die Bruchdehnung mit steigender Temperatur zunimmt (abnimmt), dann nimmt die Maximalspannung auch mit der Temperatur zu (ab), außer zwischen 200 und 300 °C. Zwischen diesen Temperaturen steigt die Maximalspannung, obwohl die Bruchdehnung sinkt. Oberhalb von 700 °C nimmt die Maximalspannung bei weiterer Temperaturzunahme ab. Auffällig ist die sprunghafte Zunahme der Bruchdehnung von  $\epsilon_B = 7,9 \%$  bei 700 °C auf  $\epsilon_B = 24 \%$  bei 750 °C. Für  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  nehmen die Bruchdehnung und die Maximalspannung bis 300 °C mit steigender Temperatur zu. Die beiden Kenngrößen bleiben bei weiterer Temperaturerhöhung bis 750 °C ungefähr konstant. Zwischen 750 und 800 °C ist eine Zunahme der Bruchdehnung und Maximalspannung zu beobachten. Die sprunghafte Zunahme der Bruchdehnung von  $\epsilon_B = 6,4 \%$  auf  $\epsilon_B = 32 \%$  findet für  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  zwischen 800 und 850 °C statt. Gleichzeitig nimmt die Maximalspannung zwischen 800 und 850 °C von 453 auf 420 MPa ab.

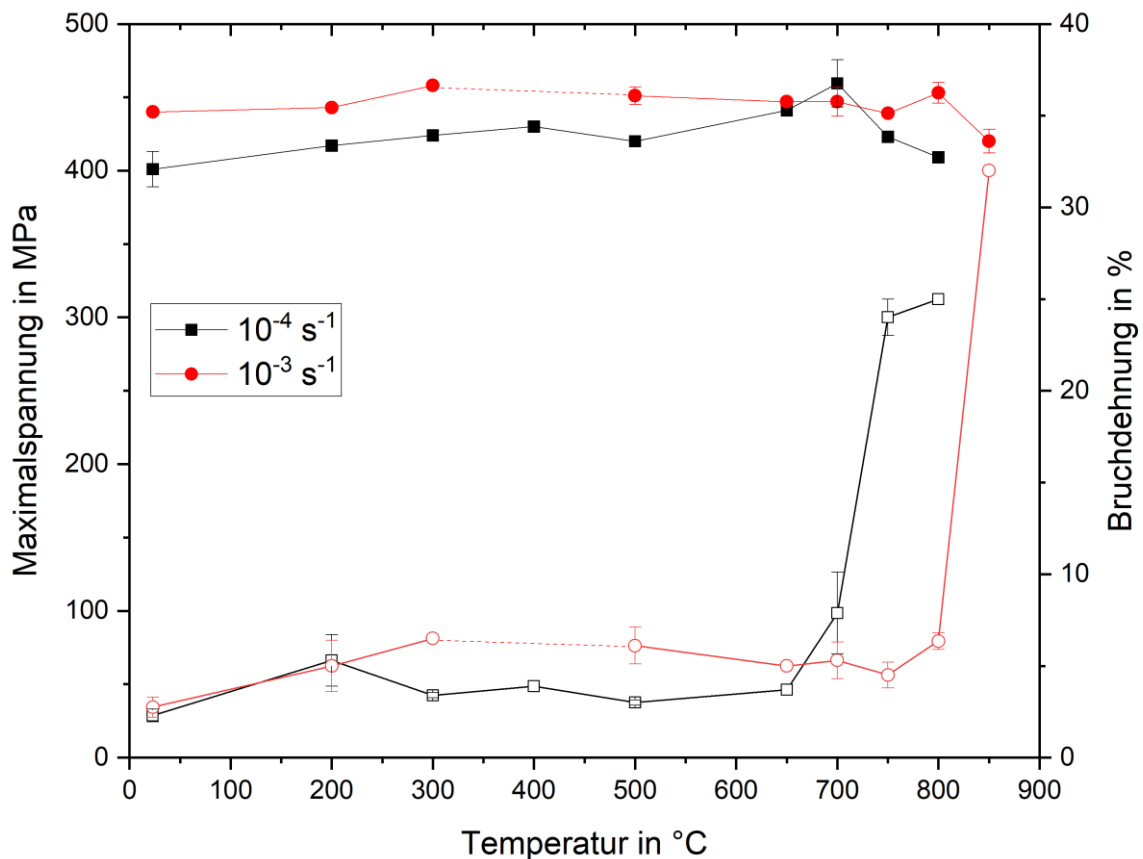


Abbildung 5.9: Maximalspannung und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Temperatur und Dehnrates im quasistatischen Zugversuch.

Während die Bruchdehnung bis 200 °C unabhängig von der Dehnrates ist, zeigt sie zwischen 300 und 650 °C eine positive Dehnratesabhängigkeit. Eine positive Dehnratesabhängigkeit ist für die Maximalspannung von RT bis 650 °C zu beobachten. Auffällig ist außerdem, dass die beiden Kenngrößen bei 700 °C eine negative Dehnratesabhängigkeit zeigen und die Maximalspannung ab 750 °C eine positive Dehnratesabhängigkeit zeigt.

### 5.2.1.2 Bruchflächenanalyse mittels Rasterelektronenmikroskopie

Bei den geprüften Zugproben sind zwei Brucharten zu unterscheiden: Spaltbruch und Mischbruch. Während die Proben für  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bis zu einer Temperatur von 700 °C Spaltbruch zeigen, zeigen sie für  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  bis zu einer Temperatur von 800 °C Spaltbruch. Der Spaltbruch ist für beide Dehnrates bis 200 °C transkristallin. Dabei



sind in mikrofraktographischen Aufnahmen der Bruchfläche im REM Spaltflächen, Spaltstufen und -linien zu erkennen. Diese Merkmale sind in Abbildung 5.10 (a) und (b) zu sehen. Außerdem befinden sich Risse senkrecht zur Bruchfläche in Abbildung 5.10 (b). Die Probe mit der Bruchfläche in (a) wurde bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und RT und die Probe mit der Bruchfläche in (b) wurde bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 200 \text{ °C}$  geprüft.

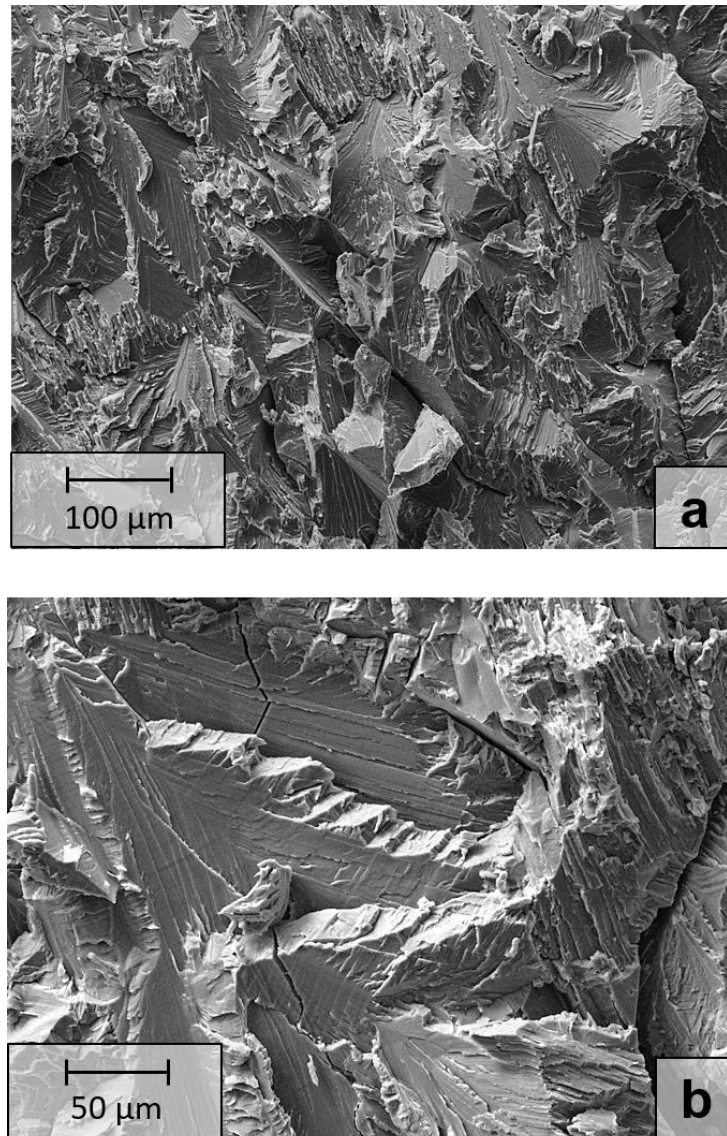


Abbildung 5.10: Aufnahmen der Bruchflächen von im Zugversuch geprüften Proben mittels REM: (a)  $\epsilon_B = 2,65 \%$ ,  $\sigma_B = 413 \text{ MPa}$  und (b)  $\epsilon_B = 6,4 \%$ ,  $\sigma_B = 419 \text{ MPa}$ .

In Abbildung 5.11 (a) und (b) sind repräsentative Aufnahmen der Bruchflächen von zwei Proben im REM gezeigt. Die Probe mit der Bruchfläche in Abbildung 5.11 (a) wurde bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 300 \text{ °C}$  und die andere Probe wurde bei der gleichen Dehnrates und  $T = 700 \text{ °C}$  geprüft. Auf den beiden Bruchflächen sind zusätzlich zu den transkristallinen Spaltbruchmerkmalen auch interkristalline Bereiche sowie Risse zu erkennen. Der Anteil an interkristallinem Bruch nimmt mit steigender Temperatur von 300 auf 700 °C zu.

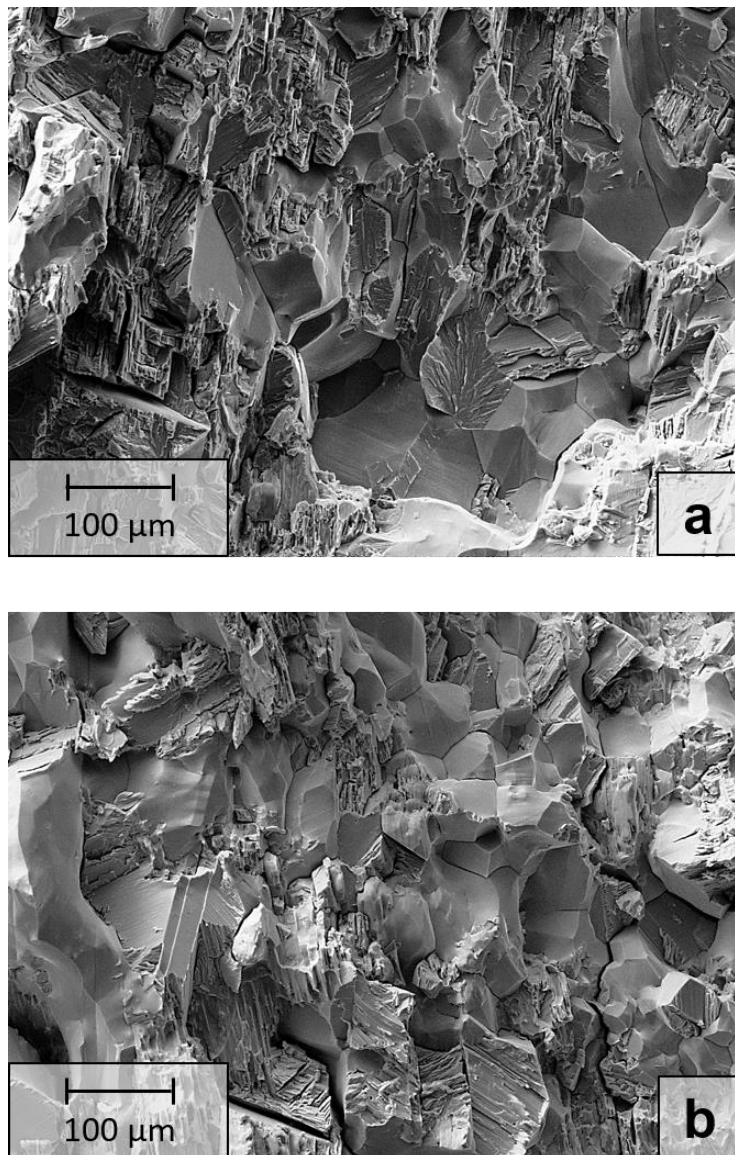


Abbildung 5.11: Aufnahmen der Bruchflächen von im Zugversuch geprüften Proben mittels REM: (a)  $\epsilon_B = 3,25 \%$ ,  $\sigma_B = 427 \text{ MPa}$  und (b)  $\epsilon_B = 7 \%$ ,  $\sigma_B = 442 \text{ MPa}$ .

Die Probe, deren Bruchfläche in Abbildung 5.12 (a) zu sehen ist, wurde bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 750 \text{ °C}$  und die andere, deren Bruchfläche in Abbildung 5.12 (b) zu sehen ist, wurde bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 850 \text{ °C}$  geprüft. In beiden Bruchflächen sind neben Spaltbruchmerkmalen auch Wabenbruchanteile zu finden.

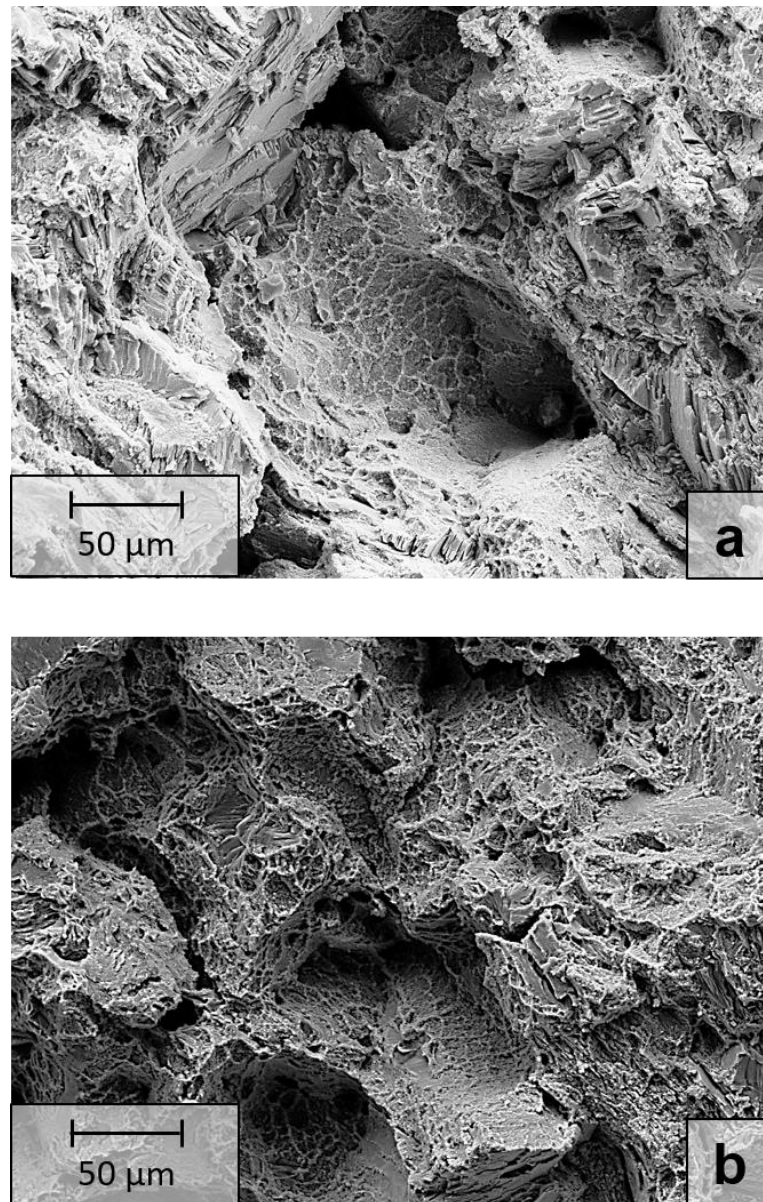


Abbildung 5.12: Aufnahmen der Bruchflächen von im Zugversuch geprüften Proben mittels REM: (a)  $\epsilon_B = 24 \%$ ,  $\sigma_B = 363 \text{ MPa}$  und (b)  $\epsilon_B = 32 \%$ ,  $\sigma_B = 395 \text{ MPa}$ .

### 5.2.1.3 Mikrostrukturelle Untersuchungen mittels Lichtmikroskopie

In Abbildung 5.13 (a) und (b) sind Längsschliffaufnahmen von zwei geprüften Proben im Lichtmikroskop zu sehen. Die Probe, deren Schliffaufnahme in Abbildung 5.13 (a) zu sehen ist wurde bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 750 \text{ °C}$ , die andere in Abbildung 5.13 (b) wurde bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 850 \text{ °C}$  geprüft. In beiden Aufnahmen sind Risse und Poren zu erkennen, deren Anzahl mit Entfernung von der Bruchfläche abnimmt. Die Poren und Risse befinden sich an den Korngrenzen, siehe Abbildung 5.13 (c) und (d). In den Längsschliffaufnahmen der Proben, die bei geringeren Temperaturen und gleichen Dehnraten geprüft sind, sind keine Risse oder Poren zu erkennen, siehe Abbildung 5.14 (a) und (b).

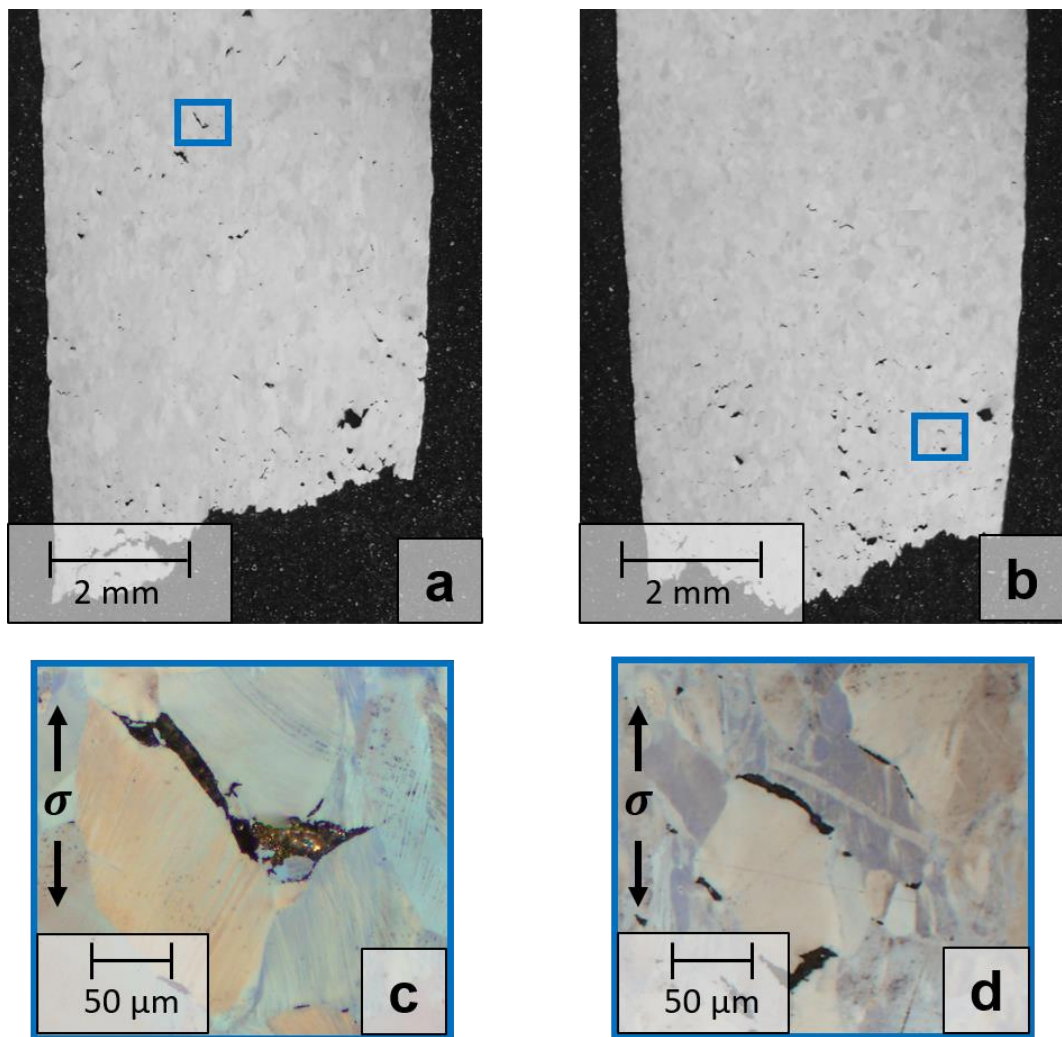


Abbildung 5.13: Lichtmikroskopaufnahmen der geprüften Zugproben bei (a, c)  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 750 \text{ °C}$  und (b, d)  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 850 \text{ °C}$ . Die Bereiche in den blauen Rahmen in (a, b) sind jeweils in (c, d) größer dargestellt. (a, b) ätzpoliert, (c, d) geätzt. Kenngrößen beim Bruch sind in (a, c)  $\epsilon_B = 24 \%$ ,  $\sigma_B = 363 \text{ MPa}$  und in (b, d)  $\epsilon_B = 32 \%$ ,  $\sigma_B = 395 \text{ MPa}$ . Alle Aufnahmen sind im DIC-Modus ohne DIC-Filter erstellt worden. Die Lastrichtung ist in (c, d) mit Pfeilen dargestellt.

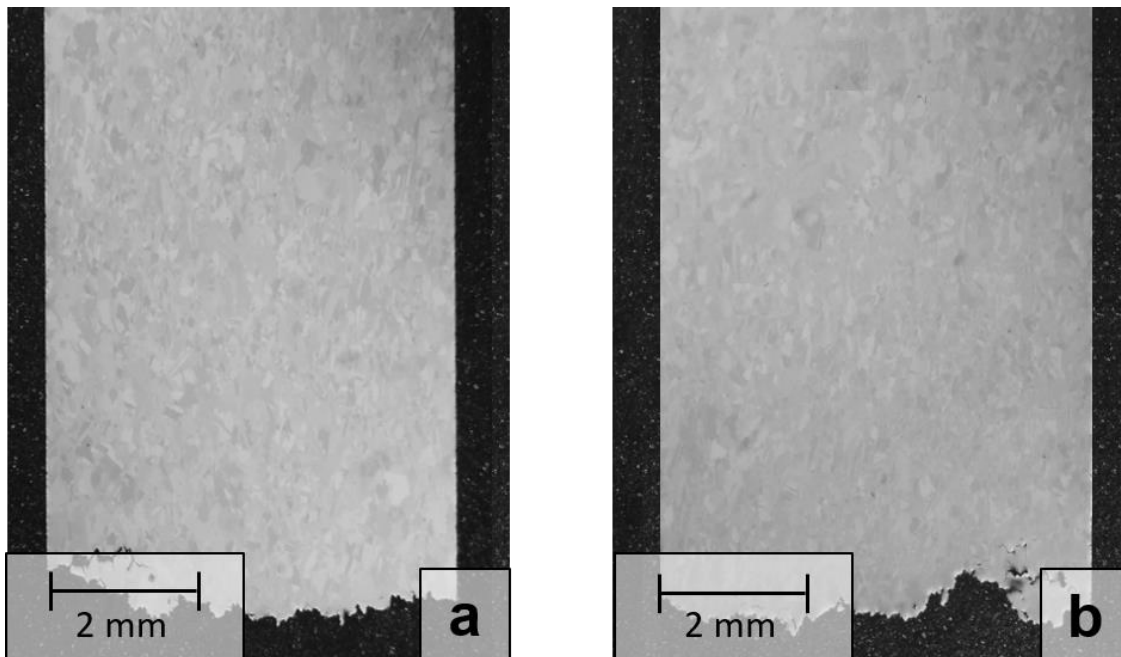


Abbildung 5.14: Lichtmikroskopaufnahmen der geprüften Zugproben bei (a)  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 700 \text{ °C}$  und (b)  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 800 \text{ °C}$  im ätzpolierten Zustand. Kenngrößen beim Bruch sind in (a)  $\varepsilon_B = 7 \%$ ,  $\sigma_B = 442 \text{ MPa}$  und (b)  $\varepsilon_B = 5,5 \%$ ,  $\sigma_B = 435 \text{ MPa}$ . Beide Aufnahmen sind im DIC-Modus ohne DIC-Filter erstellt worden.

Bei den Proben, die mit den Parametern von  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $T \geq 750 \text{ °C}$  sowie  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 850 \text{ °C}$  geprüft sind, sind in Lichtmikroskopaufnahmen gebogene Lamellen zu sehen. Aufnahmen von zwei solcher Proben sind in Abbildung 5.15 (a) und (b) zu sehen. Der Ort der Aufnahmen ist jeweils in Abbildung 5.15 (c) und (d) dargestellt. Es ist anzumerken, dass ausschließlich in den Einschnürbereichen gebogene Lamellen zu finden waren.

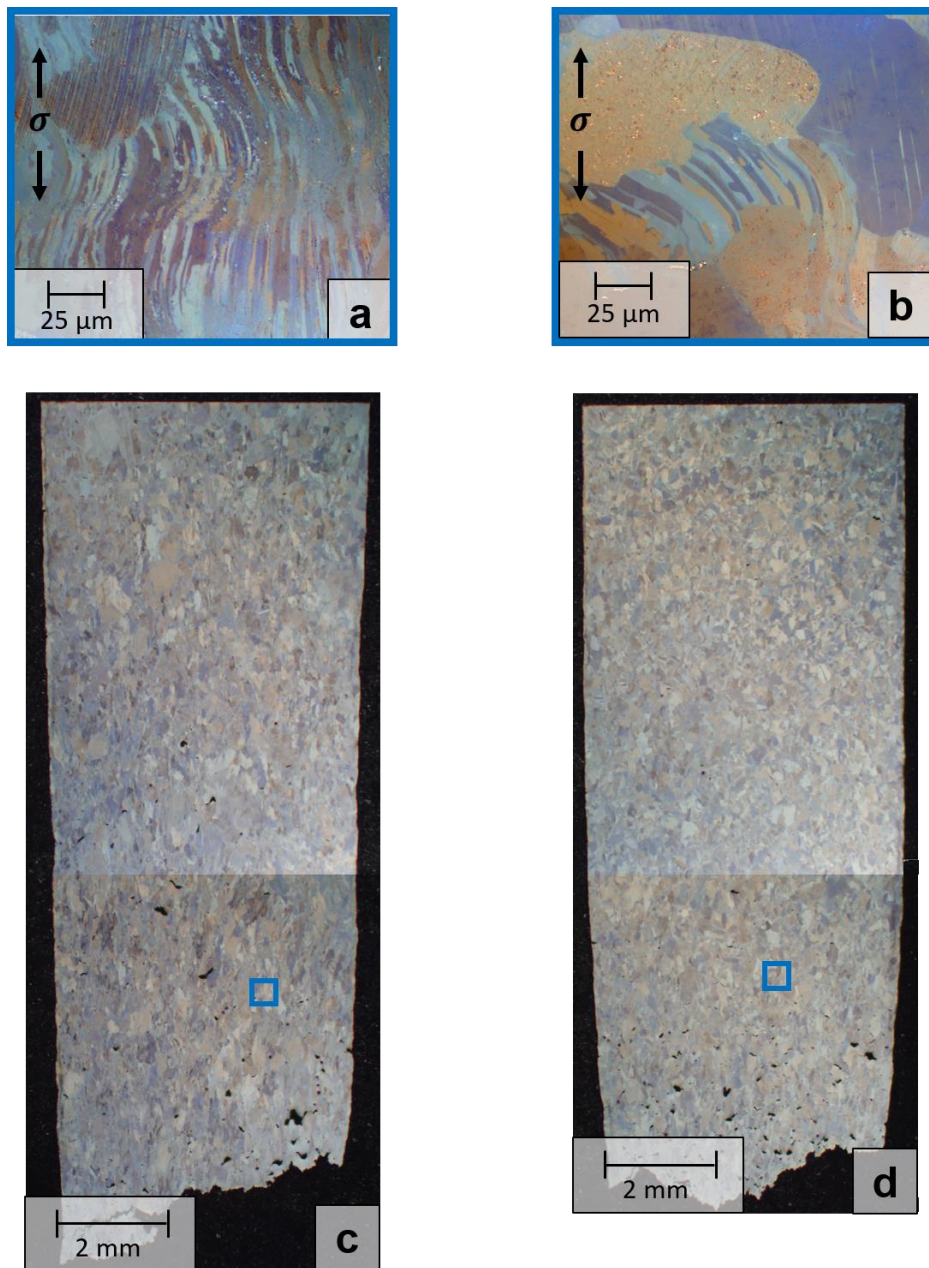


Abbildung 5.15: Lichtmikroskopaufnahmen der geprüften Zugproben im geätzten Zustand bei (a, c)  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 750 \text{ °C}$  und (b, d)  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 850 \text{ °C}$ .

Die Bereiche in den blauen Rahmen in (c, d) sind jeweils in (a, b) größer dargestellt. Kenngrößen beim Bruch sind in (a, c)  $\epsilon_B = 24 \%$ ,  $\sigma_B = 363 \text{ MPa}$  und in (b, d)  $\epsilon_B = 32 \%$ ,  $\sigma_B = 395 \text{ MPa}$ . Alle Aufnahmen sind im DIC-Modus ohne DIC-Filter erstellt worden. Die Bilder in (c, d) wurden beide jeweils durch Zusammenfügen von zwei Aufnahmen erstellt. Die Lastrichtung ist in (a, b) mit Pfeilen dargestellt.

#### 5.2.1.4 Diskussion der Ergebnisse der Quasistatischen Zugversuche

Thermische Aktivierung der Versetzungsbewegung führt bei beiden Dehnraten zwischen RT und 200 °C zur Reduzierung der Dehngrenze und Erhöhung der Bruchdehnung, weil plastische Verformung leichter stattfinden kann. In Abbildung 5.16 (a) und (b) sind charakteristische Zugkurven bei unterschiedlichen Temperaturen bis zu einer Dehnung von  $\varepsilon = 2\%$  gegeben. Für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $T \geq 300 \text{ °C}$  sowie für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und  $T \geq 400 \text{ °C}$  zeigen die Zugkurven unstetige Verläufe. Unstetige Spannungs-Dehnungsverläufe haben auch andere Autoren in Zugversuchen mit Titanaluminiden beobachtet [142, 143]. Dies haben sie mit dynamischen Reckalterungseffekten erklärt. Ein anderer Hinweis auf dynamische Reckalterung ist die negative Dehnratenabhängigkeit der Fließspannung bei  $T \geq 300 \text{ °C}$ , siehe Abbildung 5.8. Diffundierende Fremdatome sind bei  $T = 300 \text{ °C}$  schnell genug, um Versetzungen bei der Dehnraten von  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bei ihrer Bewegung zu folgen und sie zu behindern. Bei der größeren Dehnraten von  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  ist die Versetzungsbewegung schneller. Wenn die Proben mit dieser Dehnraten verformt werden, reicht die Diffusionsgeschwindigkeit der Fremdatome bei  $T = 300 \text{ °C}$  nicht aus, um den Versetzungen bei ihrer Bewegung zu folgen (siehe Gleichung 2.4 und 2.5). Mit steigender Temperatur nimmt die Diffusionsgeschwindigkeit der Fremdatome zu und ab einer Temperatur von  $T \geq 400 \text{ °C}$  sind die Fremdatome schnell genug und können sich zusammen mit den Versetzungen bewegen. Aus diesem Grund wird der unstetige Spannungs-Dehnungsverlauf bei  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  erst ab  $T = 400 \text{ °C}$  beobachtet. Dies hat zur Folge, dass die negative Dehnratenabhängigkeit der Fließspannung bei der Temperatur von  $T = 300 \text{ °C}$  betragsmäßig am größten ist, siehe Abbildung 5.8. Das gleiche Phänomen wird auch bei  $T = 750 \text{ °C}$  beobachtet. Die negative Dehnratenabhängigkeit der Fließspannung zwischen den Temperaturen von 650 und 800 °C ist bei  $T = 750 \text{ °C}$  betragsmäßig am größten. Dies deutet daraufhin, dass bei  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 750 \text{ °C}$  ein weiterer dynamischer Reckalterungseffekt das plastische Verformungsverhalten dieses Materials beeinflusst. Ein Vergleich der Dehnratenabhängigkeit der Dehngrenze bei zwei unterschiedlichen plastischen Dehnungen (0,1 % und 1 %) zeigt, dass die negative Dehnratenabhängigkeit der Dehngrenze vor allem bei  $T = 300 \text{ °C}$  und  $T = 750 \text{ °C}$  mit zunehmender plastischer Dehnung ausgeprägter wird, siehe Abbildung 5.8. Dies bedeutet, dass die Proben sich zwischen  $\varepsilon_{pl.} = 0,1\%$  und  $\varepsilon_{pl.} = 1\%$  stärker verfestigen, wenn sie mit einer kleineren Dehnraten verformt werden. Nach *Zhu et al.* [142] ist das ein weiterer Hinweis auf dy-



namische Reckalterung, weil dynamische Reckalterungseffekte zur Verfestigung des Materials beitragen. Dies deutet ebenfalls daraufhin, dass bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 750 \text{ }^\circ\text{C}$  ein weiterer dynamischer Reckalterungseffekt das plastische Verformungsverhalten dieses Materials beeinflusst. Da interstitiell gelöste Atome höhere Diffusionsgeschwindigkeiten haben als Substitutionsatome [140, S. 188], können diese bei Temperaturen von  $T \geq 300 \text{ }^\circ\text{C}$  den Versetzungen bei einer Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  folgen. Im Gegensatz dazu sind höhere Temperaturen nötig, damit Substitutionsatome bei der gleichen Dehnrates den Versetzungen folgen können. Somit lässt sich behaupten, dass die dynamischen Reckalterungsprozesse ab  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  durch interstitiell gelöste Atome und der weitere Reckalterungseffekt ab  $750 \text{ }^\circ\text{C}$  durch Substitutionsatome verursacht werden. Es wurde in der Literatur auch für andere Werkstoffe gezeigt, dass dynamische Reckalterungseffekte aufgrund von Substitutionsatomen bei höheren Temperaturen auftreten als aufgrund von Interstitutionsatomen [193–195].

Für Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si wurde im Abschnitt 5.1.2.1 gezeigt, dass die dynamischen Reckalterungseffekte vermutlich mit der Diffusion von Sauerstoffatomen in der  $\gamma$ -Phase erklärt werden können. Die Legierung Ti-48Al-2Nb-2Cr besitzt 0,06 At.-% Sauerstoff und der Volumenanteil der  $\gamma$ -Phase beträgt 98,6 %. Da der Volumenanteil der anderen Phasen im Gefüge relativ gering ist, kann angenommen werden, dass in der  $\gamma$ -Phase der Legierung Ti-48Al-2Nb-2Cr Sauerstoff gelöst ist. Außerdem sind dynamische Reckalterungseffekte in beiden Legierungen ab einer Temperatur von  $T \geq 300 \text{ }^\circ\text{C}$  zu beobachten. Das deutet daraufhin, dass diese dynamischen Reckalterungseffekte, aufgrund der Diffusion von Sauerstoffatomen in der  $\gamma$ -Phase zustande kommen können. Zusätzlich haben *Morris et al.* [145] berichtet, dass im Fall von höheren Konzentrationen an Sauerstoff als Kohlenstoff, die beobachteten Reckalterungseffekte in der Legierung eher auf die Diffusion von Sauerstoffatomen zurückzuführen sind. Die Legierung Ti-48Al-2Nb-2Cr besitzt einen höheren Sauerstoffgehalt als Kohlenstoff, siehe Tabelle 2. Aus diesen Gründen kann angenommen werden, dass die dynamischen Reckalterungseffekte, die für Ti-48Al-2Nb-2Cr ab einer Temperatur von  $T \geq 300 \text{ }^\circ\text{C}$  zu beobachten sind, vermutlich aufgrund der Diffusion von Sauerstoffatomen in der  $\gamma$ -Phase zustande kommen.

Dynamische Reckalterung in der Legierung Ti-48Al-2Nb-2Cr im höheren Temperaturbereich wird durch Substitutionsatome verursacht. In beiden in dieser Arbeit untersuchten Legierungen liegen Nb und Cr als Substitutionsatome vor. Während Nb in

beiden Legierungen mit gleichem At.-% vorhanden ist, enthält Ti-48Al-2Nb-2Cr um 1,3 At.-% mehr Cr. Nach *Kainuma et al.* [196] wird Nb etwa gleich zwischen der  $\gamma$ - und der  $\alpha_2$ -Phase verteilt. Hingegen reichert sich Cr in der  $\alpha_2$ -Phase an. Dies bedeutet, dass die Nb-Konzentrationen der  $\gamma$ -Phasen in beiden Legierungen ungefähr gleich sind, die  $\gamma$ -Phase in Ti-48Al-2Nb-2Cr jedoch vermutlich mehr Cr-Atome enthält als die  $\gamma$ -Phase in Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si. Möglicherweise ist die Cr-Konzentration in Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si sogar zu gering, um überhaupt Reckalterungseffekte zu beobachten. Außerdem wurde in [197] gezeigt, dass Nb keine dynamische Reckalterungseffekte in Titanaluminide verursacht. Somit kann angenommen werden, dass die dynamische Reckalterung in Ti-48Al-2Nb-2Cr ab einer Temperatur von ca. 750 °C durch Cr Atome zustande kommt. Zusammenfassend beeinflusst dynamische Reckalterung in Zugversuchen das mechanische Verhalten ab 300 °C. Sie ist verantwortlich für die negative Dehnratenabhängigkeit sowie Temperaturunabhängigkeit der Dehngrenze ab ca. 300 °C und teilweise für die Streckgrenzenanomalie ab ca. 750 °C.

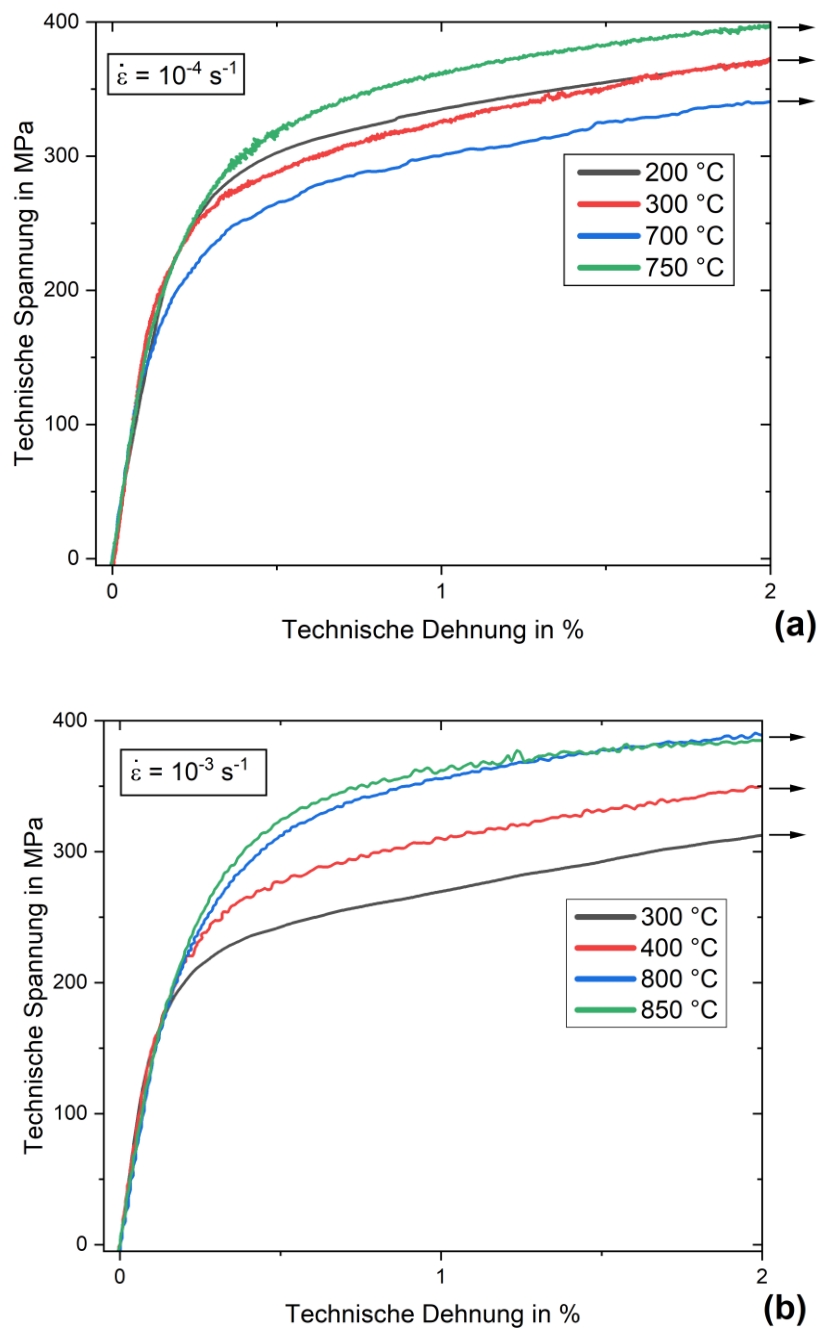


Abbildung 5.16: Zugkurven der geprüften Proben bei unterschiedlichen Temperaturen, dargestellt bis  $\epsilon = 2\%$ . Die Pfeile geben an, dass die Proben bis  $\epsilon = 2\%$  nicht gebrochen sind. Die Dehnrates beträgt in (a)  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und in (b)  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

Werden die Festigkeitsergebnisse in dieser Arbeit mit den Ergebnissen von *Shih et al.* [29] und *Youn et al.* [119] verglichen, so ist festzustellen, dass die hier ermittelten Festigkeiten kleiner als jene in der Literatur sind, siehe Abbildung 5.17. Während  $\gamma$ -Körner in dieser Arbeit eine mittlere Korngröße von  $80 \mu\text{m}$  aufweisen, hat das Gefüge

des Materials in den Arbeiten von *Shih et al.* [29] und *Youn et al.* [119] eine mittlere Korngröße von jeweils 15  $\mu\text{m}$  und 12  $\mu\text{m}$ . Wird die Hall-Petch-Beziehung (siehe Formel 2.1) angewandt, um den Einfluss der Korngröße auf die Streckgrenze zu finden, so ist im Fall von  $d_K = 15 \mu\text{m}$  eine Erhöhung der Fließgrenze um ca. 279 MPa und im Fall von  $d_K = 80 \mu\text{m}$  eine Erhöhung der Fließgrenze um ca. 121 MPa zu erwarten, wenn für die Hall-Petch Konstante  $k_y$  nach [45] eine Größe von  $k_y = 1,08 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  besitzt. Somit kann die um ca. 146 MPa kleinere Streckgrenze in dieser Arbeit im Vergleich zu den Ergebnissen in der Literatur mit dem größeren Korndurchmesser erklärt werden.

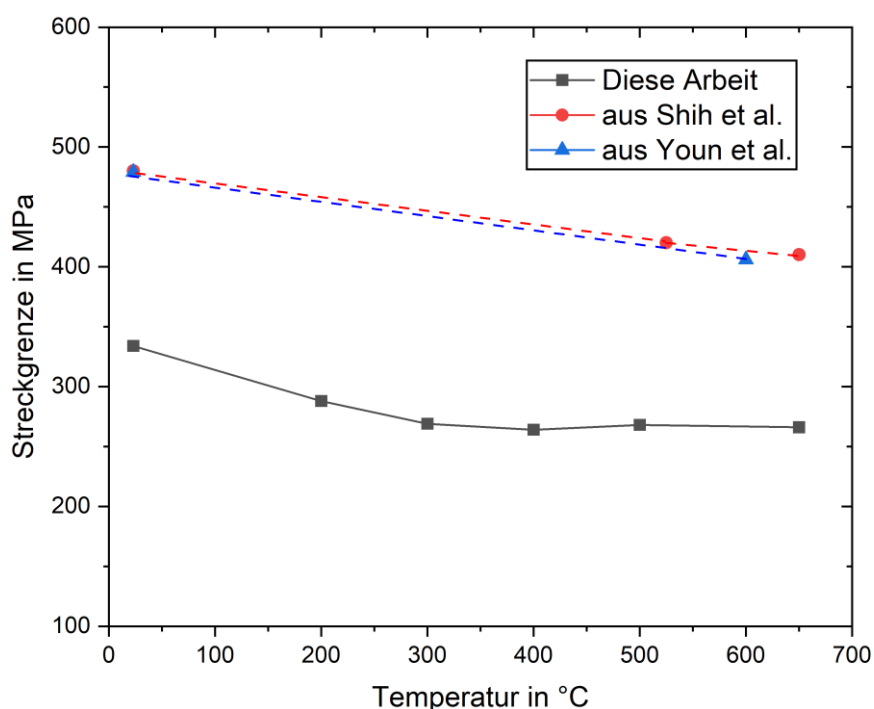


Abbildung 5.17: Vergleich der Streckgrenze bei 0,2 % plastischer Dehnung mit den Ergebnissen in den Arbeiten von *Shih et al.* [29] und *Youn et al.* [119]. Die Nennzusammensetzung in allen Arbeiten beträgt Ti-48Al-2Nb-2Cr. Die Proben haben in der Arbeit von *Shih et al.* ein DP und in der Arbeit von *Youn et al.* ein NG Gefüge. Die mittlere Korngröße der  $\gamma$ -Körner beträgt in dieser Arbeit 80  $\mu\text{m}$  und in den Arbeiten von *Shih et al.* und *Youn et al.* jeweils 15  $\mu\text{m}$  und 12  $\mu\text{m}$ . Die eingetragenen Ergebnisse sind in dieser Arbeit und in der Arbeit von *Shih et al.* aus Zugversuchen mit  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und in der Arbeit von *Youn et al.* aus Druckversuchen mit  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  gerechnet.

Der Spröd-Duktil-Übergang findet bei der Dehnrage von  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  zwischen 700 – 750 °C und bei der Dehnrage von  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  zwischen 800 – 850 °C statt. Dies ist an der

sprunghaften Zunahme der Bruchdehnung zwischen diesen Temperaturen zu erkennen, siehe Abbildung 5.9. Dass der Spröd-Duktil-Übergang von Titanaluminiden mit zunehmender Dehnrates zu höheren Temperaturen verschoben wird, wird auch in anderen Arbeiten berichtet [8–10, 66, 150, 151, 198]. Die positive Dehnratesabhängigkeit der BDTT deutet daraufhin, dass Spröd-Duktil-Übergang dieses Materials aus diffusionsunterstützten Prozessen resultiert.

Die Verfestigungsrate  $M$ , die in der englischen Literatur als “*work hardening rate*” bekannt ist, lässt sich berechnen als

$$M = \frac{d\sigma_W}{d\varepsilon_W}, \quad (5.4)$$

wobei  $\sigma_W$  die wahre Spannung und  $\varepsilon_W$  die wahre Dehnung bezeichnen. In Abbildung 5.18 ist  $M$  über der plastischen Dehnung  $\varepsilon_p$  ab  $\varepsilon_p = 0,1 \%$  aufgezeichnet, in (a) für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und für 700 und 750 °C und in (b) für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und für 800 und 850 °C. Bei der gleichen Dehnrates zeigen die wahren Zugkurven zu Beginn der plastischen Deformation vergleichbare Verfestigungsrates unabhängig von der Temperatur. Da die BDTT für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  zwischen 700 – 750 °C und für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  zwischen 800 – 850 °C liegt, bedeutet dies, dass diffusionsunterstützte Prozesse in der Zugkurve zu Beginn der plastischen Deformation noch nicht detektiert werden können. Die Dehngrenze ist aufgrund der geringen plastischen Dehnung (= Versetzungsbewegung) nicht von der Diffusion beeinflusst, sondern eine gewisse plastische Dehnung muss erfolgen, damit dies detektiert werden kann. Bei höheren Dehnungen werden die Versetzungen bei Temperaturen oberhalb der BDTT durch diffusionsunterstützte Prozesse mobiler. Dies spiegelt sich in den kleineren Verfestigungsrates der Zugkurven für Temperaturen oberhalb von BDTT ab einer gewissen plastischen Dehnung wider.

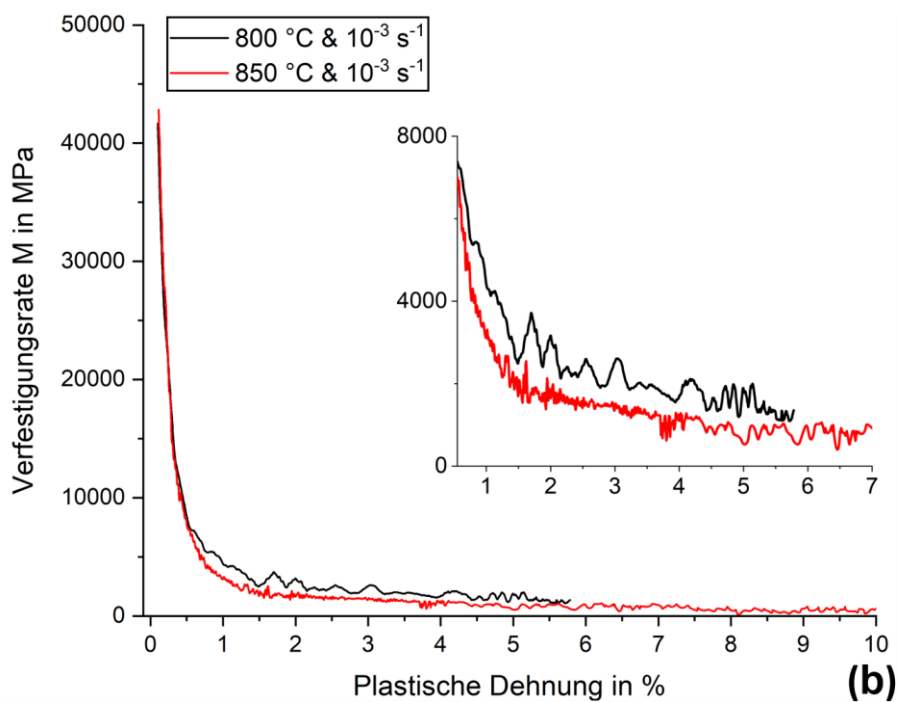
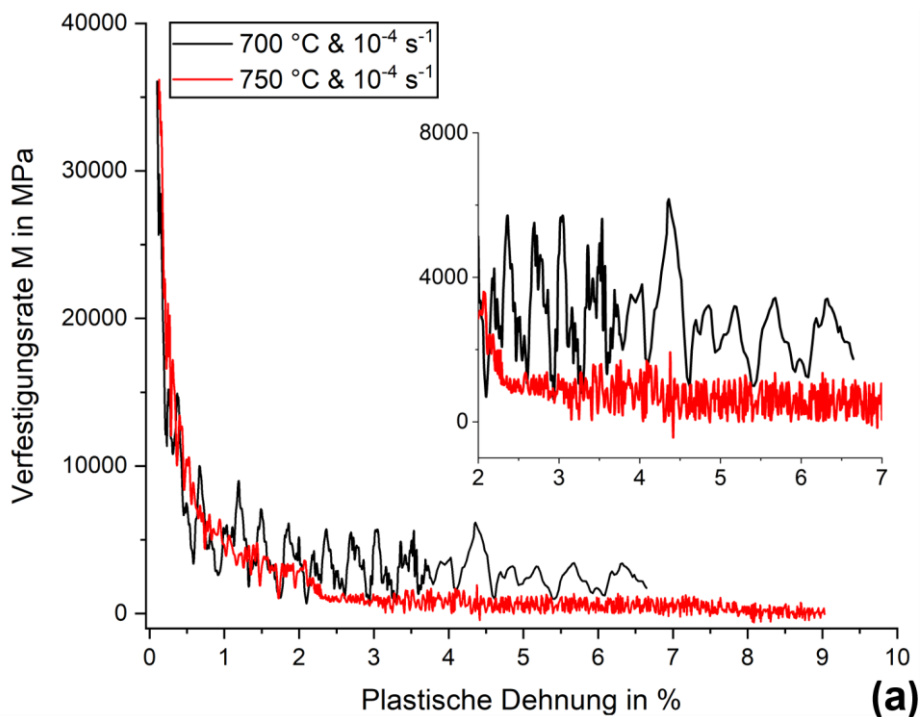


Abbildung 5.18: Vergleich der Verfestigungsrate in wahren Zugkurven bei Temperaturen im Bereich von BDTT für (a)  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und (b)  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Um die Differenz zwischen den Verläufen besser zu sehen, sind beide Verläufe auch in kleineren Skalen dargestellt. Die Verfestigungsrate  $M$  wurde aus geglätteten Daten errechnet.

Der Spröd-Duktil-Übergang spiegelt sich auch in der Änderung der Bruchflächenmorphologie wider. Die Proben zeigen bei Temperaturen unter 300 °C nur transkristallinen Bruch. Ab 300 °C werden auch interkristalline Bereiche in der Bruchfläche beobachtet, deren Anteil mit steigender Temperatur zunimmt. Erst bei Temperaturen oberhalb der BDTT entstehen für beide Dehnraten in der Bruchfläche auch Waben. Bildung von Waben in der Bruchfläche der TiAl-Proben bei Temperaturen oberhalb von BDTT und Zunahme des interkristallinen Bruchanteils mit der Temperatur werden durch Untersuchungen von anderen Autoren [8, 9, 150, 198, 199] gestützt.

*Shih et al.* haben mit Proben aus Ti-48Al-2Cr-2Nb Zugversuche bei einer Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  durchgeführt [29]. Die Ergebnisse zeigen, dass die BDTT für NG Gefüge zwischen 650 und 740 °C und für FL Gefüge zwischen 760 und 860 °C liegt. Unter Berücksichtigung der Tatsache, dass die BDTT der Proben mit FL Gefüge höher als jene der Proben mit NG Gefüge liegt [10, 66, 151, 152], stimmen ihre Ergebnisse mit den Ergebnissen in dieser Studie überein.

In einigen Arbeiten wurden Schliffbilder der geprüften Zugproben aus Titanaluminiden untersucht und es wurde festgestellt, dass diese bei Temperaturen oberhalb der BDTT gekrümmte Lamellen aufweisen [119, 200, 201]. Dies ist in dieser Arbeit auch der Fall für beide Dehnraten, siehe Abbildung 5.15 (a) und (b). *Youn et al.* [119] haben gekrümmte Lamellen auf den hohen Verformungsgrad im Einschnürbereich und auf die daraus resultierende dynamische Rekristallisation bei höheren Temperaturen zurückgeführt. Zugproben, die in dieser Arbeit bei Temperaturen oberhalb von BDTT geprüft wurden, zeigen im Einschnürbereich (hohe plastische Verformung) auch rekristallisierte Körner, die eine durchschnittliche Korngröße von  $d_K \leq 1 \text{ }\mu\text{m}$  aufweisen, siehe Abbildung 5.19. Solche kleine Körner wurden in ungeprüften Proben nicht beobachtet. Somit könnte die Bildung von gekrümmten Lamellen in diesem Fall auch auf die dynamische Rekristallisation im Einschnürbereich zurückgeführt werden.

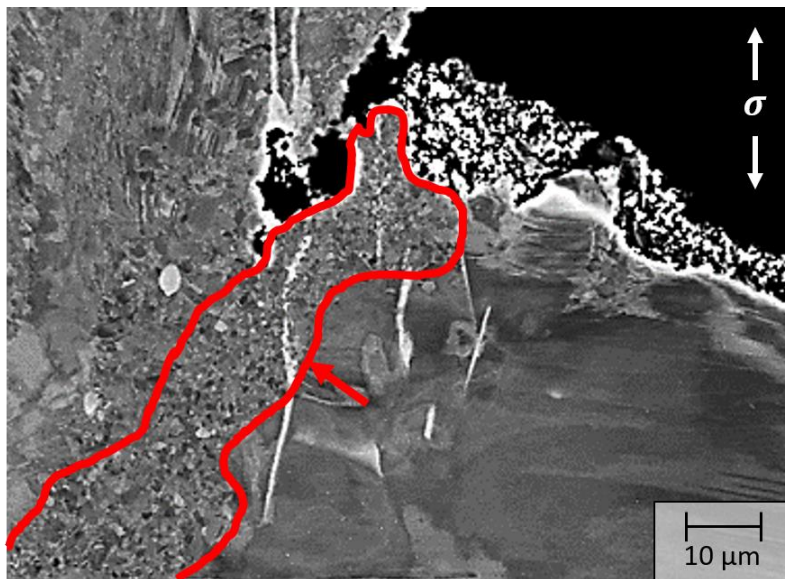


Abbildung 5.19: REM-Aufnahme einer geprüften Probe bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und  $T = 850 \text{ °C}$ . Der Bereich, in dem sich rekristallisierte Körner befinden ist mit rot gekennzeichnet. Kenngrößen beim Bruch sind  $\epsilon_B = 32 \%$ ,  $\sigma_B = 395 \text{ MPa}$ . Aufnahme mittels BSE-Detektor mit einer Beschleunigungsspannung von 15 kV. Die Lastrichtung ist mit Pfeilen dargestellt.

## 5.2.2 Wechselverformungsversuche

Da Bruchverhalten und Lebensdauer bei zyklischer Belastung nicht im Fokus dieser Arbeit stehen, wurden die Wechselverformungsversuche nach einer gewissen Lastspielzahl unterbrochen. Die mechanischen Kenngrößen der Wechselverformungsversuche sowie die sich gebildeten mikroskopischen Verformungsstrukturen bis zur Versuchsunterbrechung werden in den nächsten Kapiteln vorgestellt.

### 5.2.2.1 Mechanisches Verhalten

In Abbildung 5.20 (a) ist die plastische Dehnungsamplitude bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und unterschiedlichen Temperaturen über der Lastspielzahl aufgetragen. Die Proben, die bei RT, 300 °C und 650 °C geprüft wurden, zeigen eine deutliche zyklische Verfestigung. Diese ist bei  $T = 300 \text{ °C}$  ausgeprägter als bei RT und 650 °C. Die zyklische Verfestigung sinkt mit zunehmender Lastspielzahl, sodass ist bei 300 °C ab ca. 500 und bei 650 °C ab ca. 250 Lastspielen keine Verfestigung zu beobachten ist. Bei RT verfestigt



sich die Probe über die gesamte Versuchsdauer. Aufgrund der Überlappung und Streuung der Datenpunkte für die plastische Dehnungsamplitude bei höheren Temperaturen ist in Abbildung 5.20 (b) die plastische Verformungsarbeit pro Volumen über der Lastspielzahl aufgetragen. In dieser Abbildung wird deutlich, dass bei höheren Temperaturen auch eine zyklische Verfestigung stattfindet, die jedoch nicht so stark ausgeprägt ist, wie bei den kleineren Temperaturen. Die zyklische Verfestigung ist bei 700 °C bis zu einer Lastspielzahl von ca. 200 und bei 750 °C bis zu einer Lastspielzahl von ca. 100 zu beobachten. Nach dem Stabilisieren der Hystereseschleifen bleiben diese bei allen Temperaturen unverändert, sodass keine Entfestigung bis zum letzten Lastspiel zu beobachten ist.

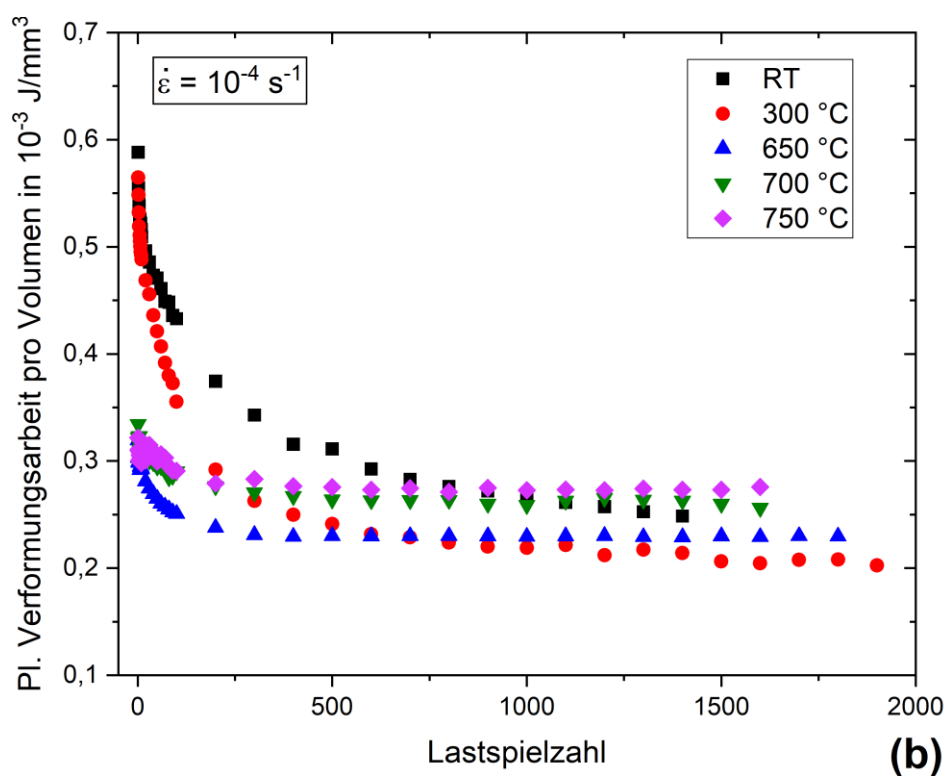
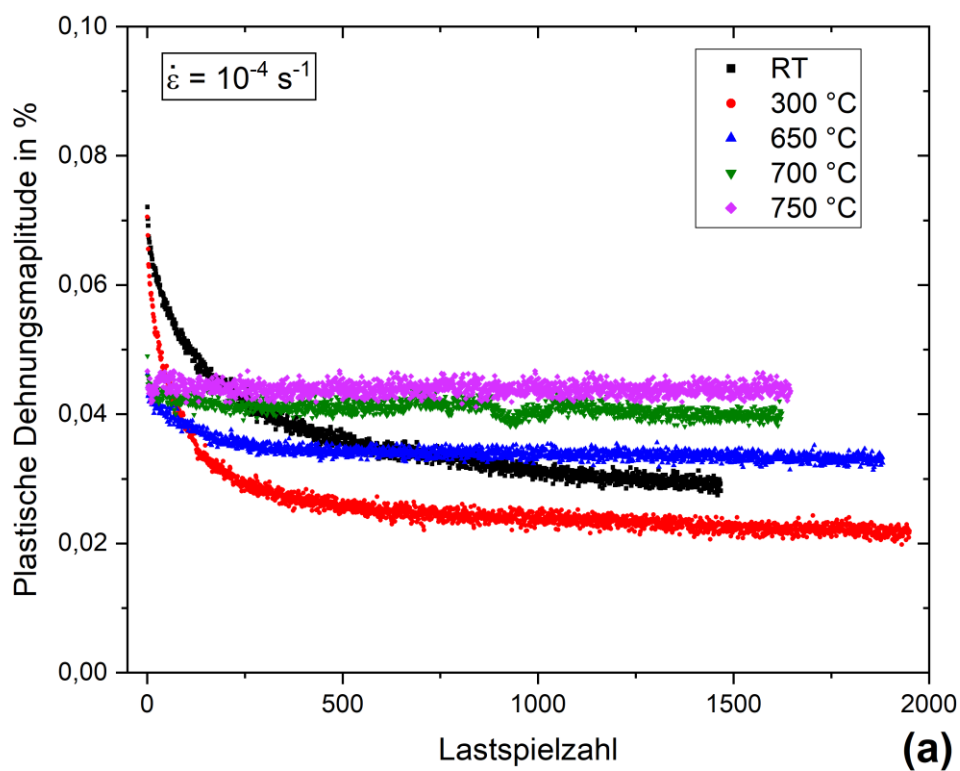


Abbildung 5.20: Entwicklung der (a) plastischen Dehnungsamplitude und der (b) plastischen Verformungsarbeit pro Volumen mit Lastspielzahl bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und unterschiedlichen Temperaturen.

Der Verlauf der plastischen Dehnungsamplitude im Wechselerformungsversuch bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und unterschiedlichen Temperaturen ist in Abbildung 5.21 (a) aufgetragen. Die Proben zeigen bei allen Temperaturen bis 850 °C eine zyklische Verfestigung, die bei 500 °C am stärksten ausgeprägt ist. In Abbildung 5.21 (b) ist die plastische Verformungsarbeit pro Volumen über Lastspielzahl aufgetragen. Hier ist zu erkennen, dass bei  $T = 850 \text{ °C}$  in den ersten 100 Zyklen auch eine zyklische Verfestigung stattfindet. Danach tritt eine zyklische Entfestigung auf, die bis zu einer Lastspielzahl von ca. 1000 zu beobachten ist. Die bei anderen Temperaturen beobachtete zyklische Verfestigung nimmt mit zunehmender Lastspielzahl ab, sodass bei 300 °C ab ca. 1000, bei 500, 650 und 750 °C ab ca. 300 Lastspielen keine weitere Verfestigung zu beobachten ist. Bei RT verfestigt sich die Probe über die gesamte Versuchsdauer.

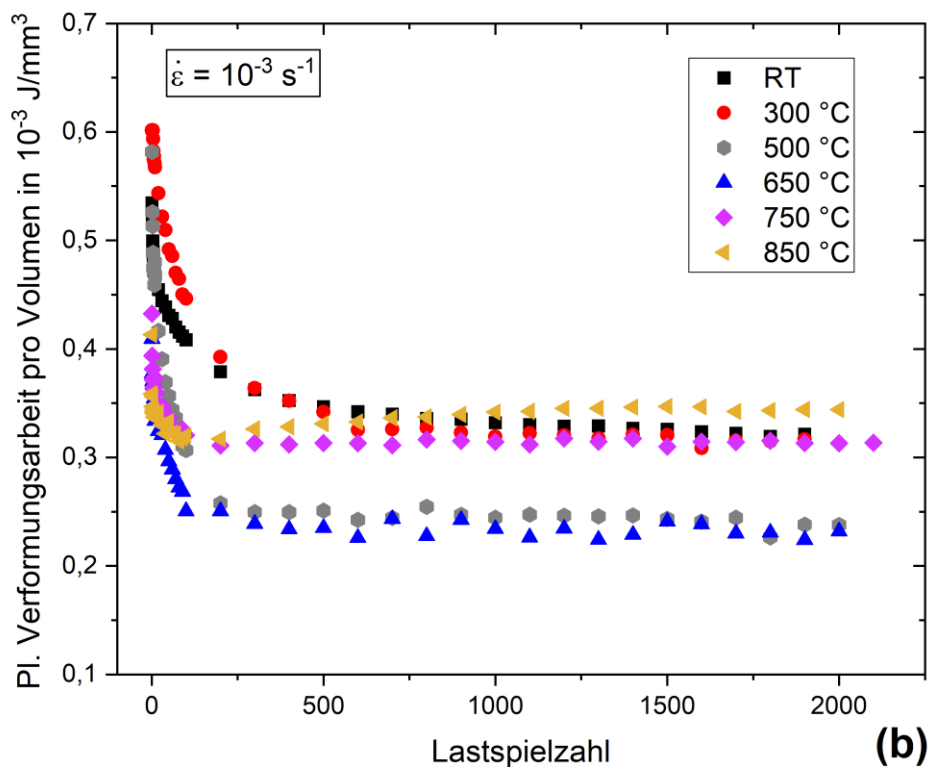
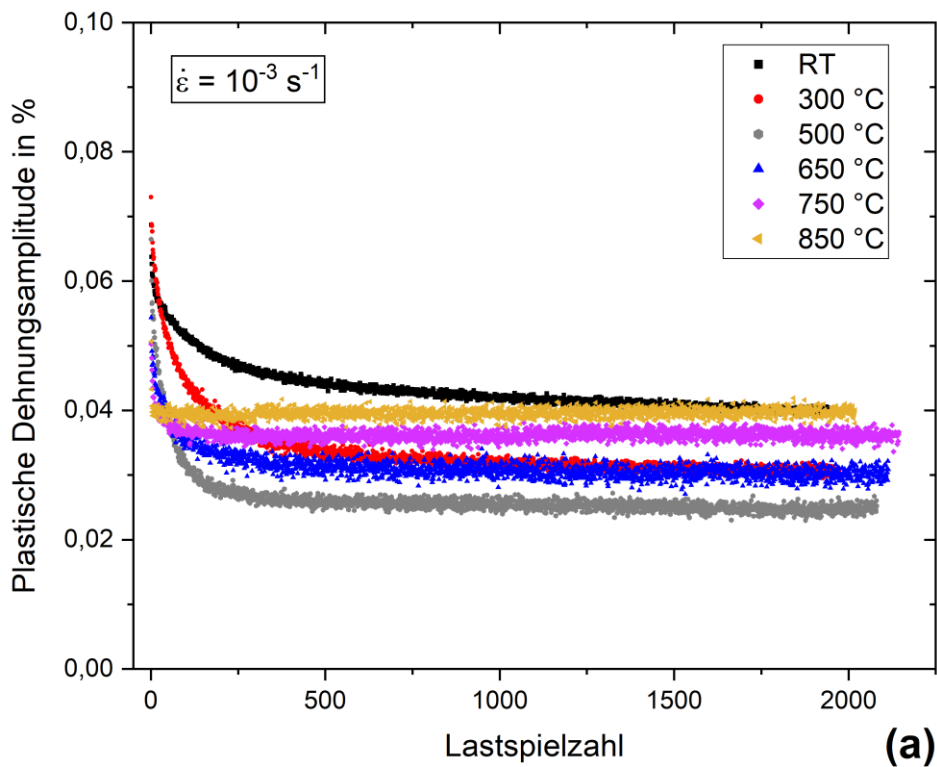


Abbildung 5.21: Entwicklung der (a) plastischen Dehnungsamplitude und der (b) plastischen Verformungsarbeit pro Volumen mit Lastspielzahl bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und unterschiedlichen Temperaturen.

### 5.2.2.2 Mikrostrukturelle Untersuchungen

In Abbildung 5.22 (a) ist eine TEM-Aufnahme der bei  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und RT geprüften Probe zu finden. Die Mikrostruktur ist durch geradlinige Versetzungen gekennzeichnet. Im Vergleich dazu sind einige Versetzungslinien in der Probe, die bei  $T = 300 \text{ °C}$  geprüft ist, lokal gepinnt. Diese Verankerungspunkte sind durch die Krümmung der Versetzungslinien zu erkennen und durch rote Pfeile in Abbildung 5.22 (b) gezeigt. Ein weiteres charakteristisches Merkmal bei dieser Temperatur ist die planare Versetzungsstruktur.

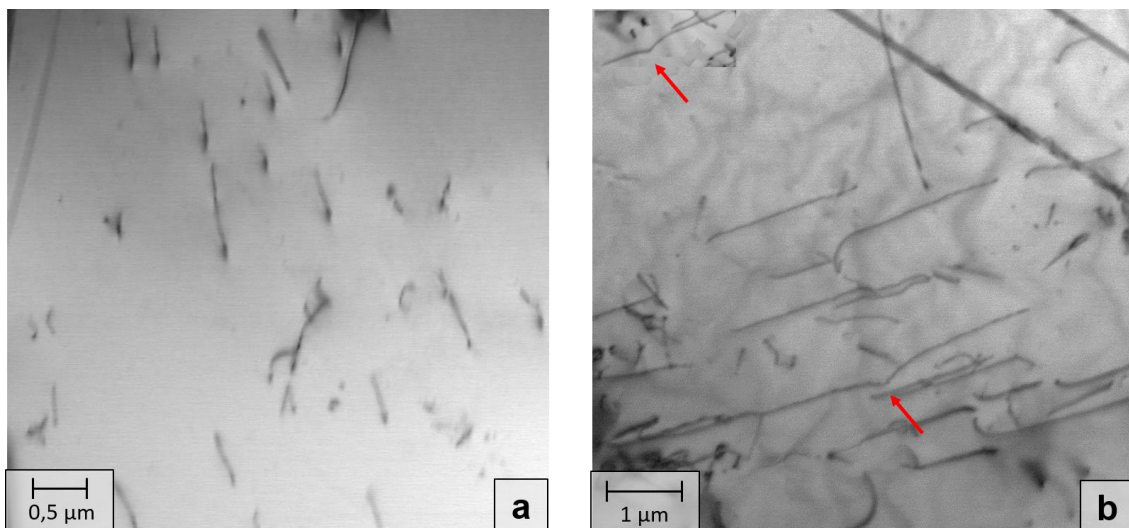


Abbildung 5.22: TEM-Aufnahmen der geprüften Proben bei  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und (a) RT sowie (b)  $300 \text{ °C}$ . Die akkumulierte plastische Dehnung beträgt für (a)  $\varepsilon_{pl.}^{akk.} = 1,19$  und für (b)  $\varepsilon_{pl.}^{akk.} = 1,16$ . Rote Pfeile in (b) zeigen Verankerungspunkte auf Versetzungslinien. Beide Aufnahmen im STEM Modus.

Bei  $T = 700 \text{ °C}$  sind in der Probe gemischte Strukturen aus planarer und welliger Gleitung zu finden, siehe Abbildung 5.23 (a). Der Bereich im blauen Rahmen ist in Abbildung 5.23 (b) vergrößert dargestellt. In diesen Abbildungen wird ersichtlich, dass bei  $T = 700 \text{ °C}$  neben geradlinigen Versetzungen auch wellenförmige Versetzungslinien entstehen. Die Versetzungsdichte ist bei dieser Temperatur im Vergleich zu niedrigeren Temperaturen höher und einige Versetzungen sind verankert, siehe rote Pfeile in Abbildung 5.23 (a).

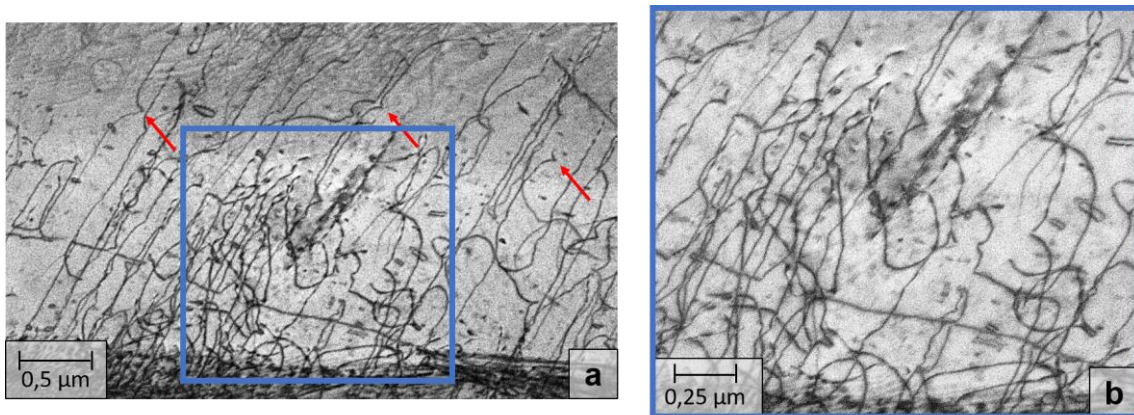


Abbildung 5.23: TEM-Aufnahme der bei  $T = 700\text{ °C}$  und  $\dot{\epsilon} = 10^{-4}\text{ s}^{-1}$  geprüften Probe. Die akkumulierte plastische Dehnung beträgt  $\epsilon_{pl.}^{akk.} = 1,33$ . Der Bereich im blauen Rahmen in (a) ist in (b) größer dargestellt. Rote Pfeile in (a) zeigen auf Verankerungspunkte auf Versetzungslinien.

In Abbildung 5.24 sind TEM-Aufnahmen der Probe, die bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-4}\text{ s}^{-1}$  und  $T = 750\text{ °C}$  geprüft wurde, zu finden. Die Aufnahmen in (a), (b) und (d) sind aus unterschiedlichen Bereichen von der Messlänge der Probe und zeigen, dass bei  $750\text{ °C}$  die Versetzungsdichte im Vergleich zu RT und  $300\text{ °C}$  höher ist. Während welliges Gleitverhalten in Abbildung 5.24 (a) und (d) zu sehen ist, ist in Abbildung 5.24 (b) planares Gleitverhalten zu beobachten. Die Versetzungsstruktur in diesem Bereich ist durch lange geradlinige Versetzungen gekennzeichnet und ist in Abbildung 5.24 (c) vergrößert dargestellt. In dieser vergrößerten Abbildung ist zu sehen, dass einige Versetzungen an einer oder mehreren Stellen verankert sind, siehe rote Pfeile. Somit kann die Versetzungsstruktur nach Wechselverformung bei  $750\text{ °C}$  in zwei Bereichen unterteilt werden, die unterschiedliche Merkmale zeigen. Bereich eins ist durch welliges Gleitverhalten und Bereich zwei ist durch planares Gleitverhalten mit langen, geradlinigen Versetzungen gekennzeichnet, die an einer oder mehreren Stellen gepinnt werden können.

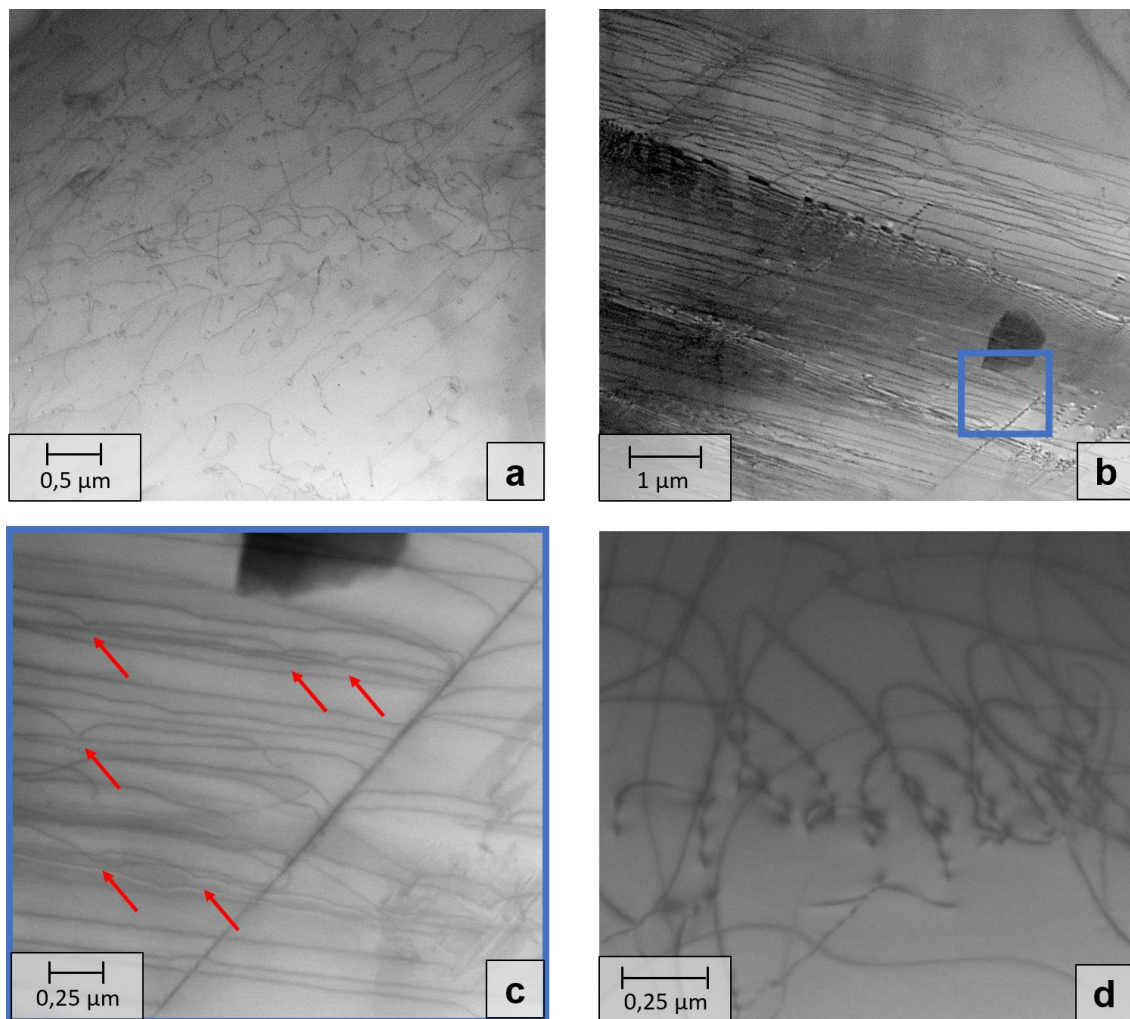


Abbildung 5.24: TEM-Aufnahmen der bei  $T = 750\text{ °C}$  und  $\dot{\epsilon} = 10^{-4}\text{ s}^{-1}$  geprüften Probe. Die akkumulierte plastische Dehnung beträgt  $\epsilon_{pl.}^{akk.} = 1,45$ . Der Bereich im blauen Rahmen in (b) ist in (c) vergrößert dargestellt. Rote Pfeile in (c) zeigen Verankerungspunkte auf Versetzungslinien. Die Aufnahme in (c) ist im STEM Modus.

### 5.2.2.3 Diskussion der Ergebnisse der Wechselverformungsversuche

Die Verfestigung bei RT in den Wechselverformungsversuchen kann mit der Erhöhung der Versetzungsdichte erklärt werden. In Wechselverformungsversuchen von anderen Autoren [202–206] haben die Proben mit einer Zusammensetzung von Ti-48Al-2Nb-2Cr und mit einem NL oder DP Gefüge auch eine zyklische Verfestigung bei RT gezeigt. Andere Ergebnisse zeigen, dass eine zyklische Verfestigung in Wechselver-

formungsversuchen bei RT auch bei Titanaluminiden mit anderen Zusammensetzungen beobachtet werden kann [207, 208].

Ergebnisse der quasistatischen Zugversuche mit Ti-48Al-2Nb-2Cr zeigen, dass bei 300 °C das plastische Verformungsverhalten der Proben für kleinere Dehnraten durch dynamische Reckalterungsprozesse beeinflusst wird, siehe Abschnitt 5.2.1. Das wird auch in den Wechselverformungsversuchen deutlich, wenn die plastischen Dehnungssamplituden bei  $T = 300$  °C und bei unterschiedlichen Dehnraten über der Lastspielzahl aufgetragen werden, siehe Abbildung 5.25. In dieser Abbildung ist zu sehen, dass die zyklische Verfestigung bei der kleineren Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  ausgeprägter ist. Dies kann mit der dynamischen Reckalterung erklärt werden [209]. Die Fremdatome sind bei dieser Dehnrates schnell genug und können den Versetzungen in ihrer Bewegung folgen. Sie bewirken dadurch stärkere Verfestigung im Vergleich zur höheren Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Die planare Versetzungsstruktur und Verankerungspunkte auf Versetzungslinien in Abbildung 5.22 (b) sind ebenfalls Zeichen von dynamischer Reckalterung. Denn nach [10, 123, 131, 132] entstehen auf Versetzungslinien Verankerungspunkte durch Fremdatome.

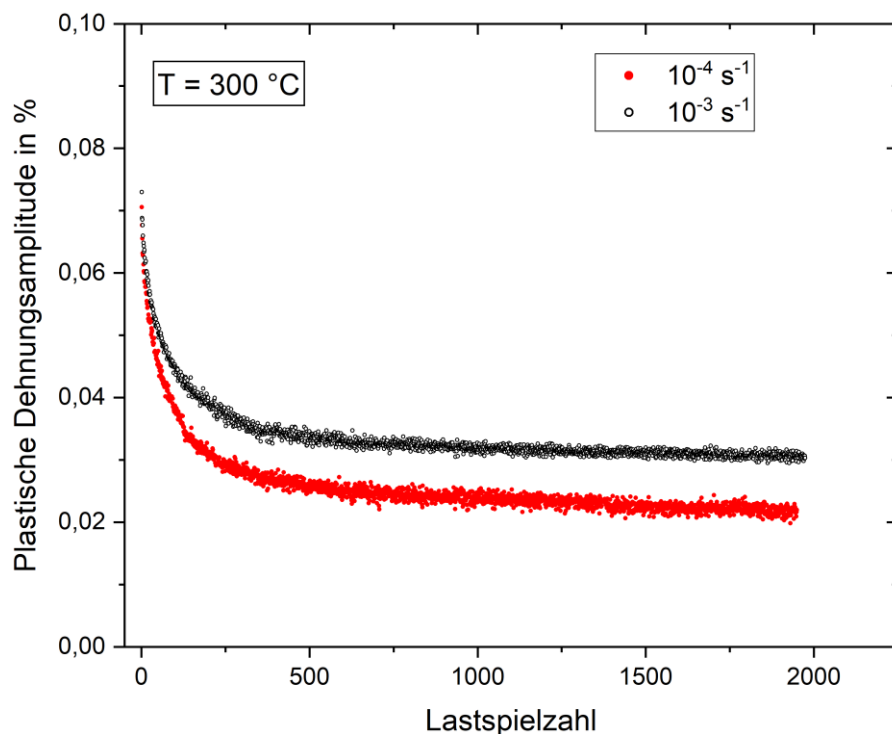


Abbildung 5.25: Vergleich der zyklischen Verfestigung bei  $T = 300$  °C.



Bei 500 °C und  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  wird das plastische Verformungsverhalten durch dynamische Reckalterungsprozesse beeinflusst. Dies ist der Grund, warum für  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  die zyklische Verfestigung bei  $T = 500 \text{ °C}$  am stärksten ausgeprägt ist. Bei 650 °C sind die Reckalterungsprozesse immer noch effektiv und verursachen zyklische Verfestigung, die jedoch weniger stark ausgeprägt ist als bei niedrigeren Temperaturen. Zyklische Verfestigung zwischen 500 und 650 °C wurde auch in anderen Arbeiten mit Titanaluminiden beobachtet: In [210] mit Ti-48Al-2Nb-2Cr und mit NL sowie FL Gefüge, in [208, 211] mit Ti-45Al-8Nb-0,2C mit NL Gefüge und in [177, 178] mit Ti-47-2Nb-2Mn mit DP Gefüge. Dass die Verfestigung während Wechselverformungsversuchen zwischen 500 und 650 °C in dieser Arbeit stärker ausgeprägt ist als die Verfestigung in [208, 210, 211] kann vor allem damit erklärt werden, dass der Anteil der  $\alpha_2$ -Phase in dieser Arbeit kleiner ist. Der fehlende reinigende Effekt der  $\alpha_2$ -Phase führt zu einer höheren interstitiell gelösten Fremdatomkonzentration in der  $\gamma$ -Phase. Die höhere Fremdatomkonzentration in der  $\gamma$ -Phase resultiert in einem stärkeren Reckalterungseffekt und somit in einer stärker ausgeprägten Verfestigung für die Proben in dieser Arbeit.

Wellige Versetzungsanordnungen, die nach Wechselverformung ab 700 °C zu beobachten sind, deuten nach [9, 97, 113, 204, 212–214] auf Quergleit- und Kletterprozesse hin. Dies bedeutet, dass Quergleit- und Kletterprozesse während Wechselverformungsversuchen bei Temperaturen  $T \geq 700 \text{ °C}$  bei der plastischen Verformung der Proben aus Ti-48Al-2Nb-2Cr eine Rolle spielen. In mehreren Arbeiten wurde berichtet, dass solche Versetzungsformen nach Verformung bei Temperaturen im Bereich um und über der BDTT entstehen [9, 10, 31, 75, 215, 216] und der BDT mit Versetzungsklettern verbunden ist [9, 75, 100, 105, 131, 153, 154].

Bei  $T = 750 \text{ °C}$  und  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  gibt es Bereiche der Mikrostruktur, wo Quergleit- und Kletterprozesse durch dynamische Reckalterung unterdrückt werden. Dies ist in Abbildung 5.24 (b) und (c) zu erkennen, da hier wellige Versetzungsanordnungen fehlen. Dieser Bereich mit nur langen geradlinigen Versetzungen, die an einer oder mehreren Stellen verankert sind, fehlt bei  $T = 700 \text{ °C}$ . Dies ist ein Zeichen dafür, dass bei  $T = 750 \text{ °C}$  ein neuer dynamischer Reckalterungsprozess das plastische Verformungsverhalten beeinflusst. Ergebnisse der Zugversuche in dieser Arbeit haben auch gezeigt, dass das plastische Verformungsverhalten von Ti-48Al-2Nb-2Cr bei  $T = 750 \text{ °C}$  und  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  durch einen weiteren dynamischen Reckalterungsprozess beeinflusst wird. Somit

stimmen die Ergebnisse der Wechselverformungsversuche mit den Zugversuchsergebnissen in dieser Arbeit überein. Die zyklische Verfestigung in den ersten Zyklen bei  $T = 750\text{ °C}$  kann somit für  $\dot{\epsilon} = 10^{-4}\text{ s}^{-1}$  mit dynamischen Reckalterungsprozessen aufgrund von Substitutionsatomen erklärt werden. Bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-3}\text{ s}^{-1}$  sind die Substitutionsatome nicht schnell genug, um den Versetzungen zu folgen. Die intertitiell gelösten Atome diffundieren aber schneller und können bei  $T = 750\text{ °C}$  den Versetzungen bei einer Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 10^{-3}\text{ s}^{-1}$  folgen. Dies resultiert für  $\dot{\epsilon} = 10^{-3}\text{ s}^{-1}$  auch in zyklischer Verfestigung bei  $T = 750\text{ °C}$ . Die größeren akkumulierten plastischen Dehnungen bei  $700\text{ °C}$  ( $\epsilon_{pl.}^{akk.} = 1,33$ ) und  $750\text{ °C}$  ( $\epsilon_{pl.}^{akk.} = 1,45$ ) im Vergleich zu denen bei  $300\text{ °C}$  ( $\epsilon_{pl.}^{akk.} = 1,16$ ) und RT ( $\epsilon_{pl.}^{akk.} = 1,19$ ) resultieren in höheren Versetzungsdichten bei höheren Temperaturen.

Titanaluminide mit NL Gefüge haben bei  $\dot{\epsilon} = 10^{-3}\text{ s}^{-1}$  und  $T = 750\text{ °C}$  in anderen Arbeiten keine Ver- oder Entfestigung im Wechselverformungsversuch gezeigt [202–205, 208]. Im Gegensatz dazu haben Titanaluminide auf der Basis von  $\gamma$ -TiAl mit DP Gefüge bei  $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-3}\text{ s}^{-1}$  und  $T = 750\text{ °C}$  (wie in dieser Arbeit) eine zyklische Verfestigung in den ersten Zyklen gezeigt [177, 178]. Das unterschiedliche Wechselverformungsverhalten der Titanaluminide mit NL Gefüge bei  $T = 750\text{ °C}$  kann wiederum mit dem reinigenden Effekt der  $\alpha_2$ -Phase im NL Gefüge erklärt werden. Der Volumenanteil der  $\alpha_2$ -Phase ist im NL Gefüge größer als der im DP Gefüge sowie im Gefüge des Materials in dieser Arbeit. Deswegen kann davon ausgegangen werden, dass die Fremdatomkonzentration in der  $\gamma$ -Phase im NL Gefüge nicht ausreichend ist, um den Effekt der dynamischen Reckalterungsprozesse zu beobachten. Deswegen wurde in Wechselverformungsversuchen in [202–205, 208] keine zyklische Verfestigung beobachtet.

Bei  $850\text{ °C}$  sind die Substitutionsatome schnell genug um den Versetzungen bei einer Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-3}\text{ s}^{-1}$  zu folgen. Dies führt zu einer zyklischen Verfestigung in den ersten Zyklen. Die danach auftretende zyklische Entfestigung kann mit Lamellenzersetzung erklärt werden, siehe Abbildung 5.26. *El-Chaikh* [31] sowie *Heckel und Christ* [208] haben in Wechselverformungsversuchen mit Ti-45Al-8Nb-0,2C bei  $T = 850\text{ °C}$  auch eine zyklische Entfestigung beobachtet und diese der Lamellenzersetzung zugeordnet.

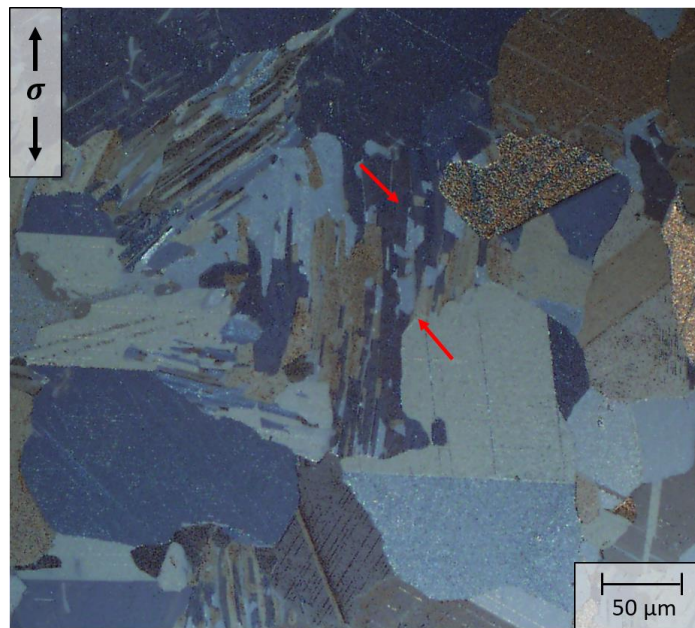


Abbildung 5.26: Lichtmikroskopische Aufnahme der wechselverformten Probe bei  $T = 850 \text{ °C}$ . Lamellenzersetzung ist mit roten Pfeilen gezeigt. Aufnahme ist im DIC-Modus ohne DIC-Filter erstellt worden.

## 5.2.3 BDTT-Versuche

### 5.2.3.1 Mechanisches Verhalten

Die Versuchsvariante A4, siehe Abschnitt 4.2.2.2, wurde zwei Mal durchgeführt. Einmal betrug die Dehnrates  $10^{-4}$  und einmal betrug sie  $10^{-3}$ . Aus den Spannungs-Dehnungs-Hysteresen in beiden Versuchen wurde die plastische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}$  in jedem Zyklus abgelesen. Die Ergebnisse sind für beide Dehnrates in Abbildung 5.27 über der Temperatur aufgetragen. Der Verlauf kann in drei Temperaturbereiche unterteilt werden: (a) Den Niedertemperaturbereich von RT bis  $200 \text{ °C}$  für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bzw. bis  $300 \text{ °C}$  für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , (b) den Mitteltemperaturbereich zwischen  $200$  und  $600 \text{ °C}$  für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bzw. zwischen  $300$  und  $700 \text{ °C}$  für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  und (c) den Hochtemperaturbereich ab  $700 \text{ °C}$  für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bzw. ab  $800 \text{ °C}$  für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Während die plastische Dehnungsamplitude im Niedertemperaturbereich monoton steigt, sinkt sie im Mitteltemperaturbereich. Im Hochtemperaturbereich steigt die plastische Dehnungsamplitude mit zunehmender Temperatur, wobei für  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  nicht von einer mono-

tonen Zunahme gesprochen werden kann, da die plastische Dehnungsamplitude für diese Dehnrates zwischen 800 und 850 °C abnimmt. Aus diesem Grund wird der Hochtemperaturbereich für dieses Material, anders als der Bereich für Ti-48Al-2Cr-0,3Si (siehe Abbildung 5.2), nicht in zwei Teile unterteilt.

Im Niedertemperaturbereich zeigt die Probe, die mit  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  belastet wurde, größere plastische Dehnungen als die Probe, die mit  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  belastet wurde. Im Gegensatz dazu zeigt die Probe im Mitteltemperaturbereich kleinere plastischen Dehnungsamplituden. Im Hochtemperaturbereich zeigt die Probe, die mit  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  belastet wurde, wiederum größere plastischen Dehnungen. Im Übergang der unterschiedlichen Temperaturbereichen überlappen sich die Ergebnisse für beide Dehnrates.

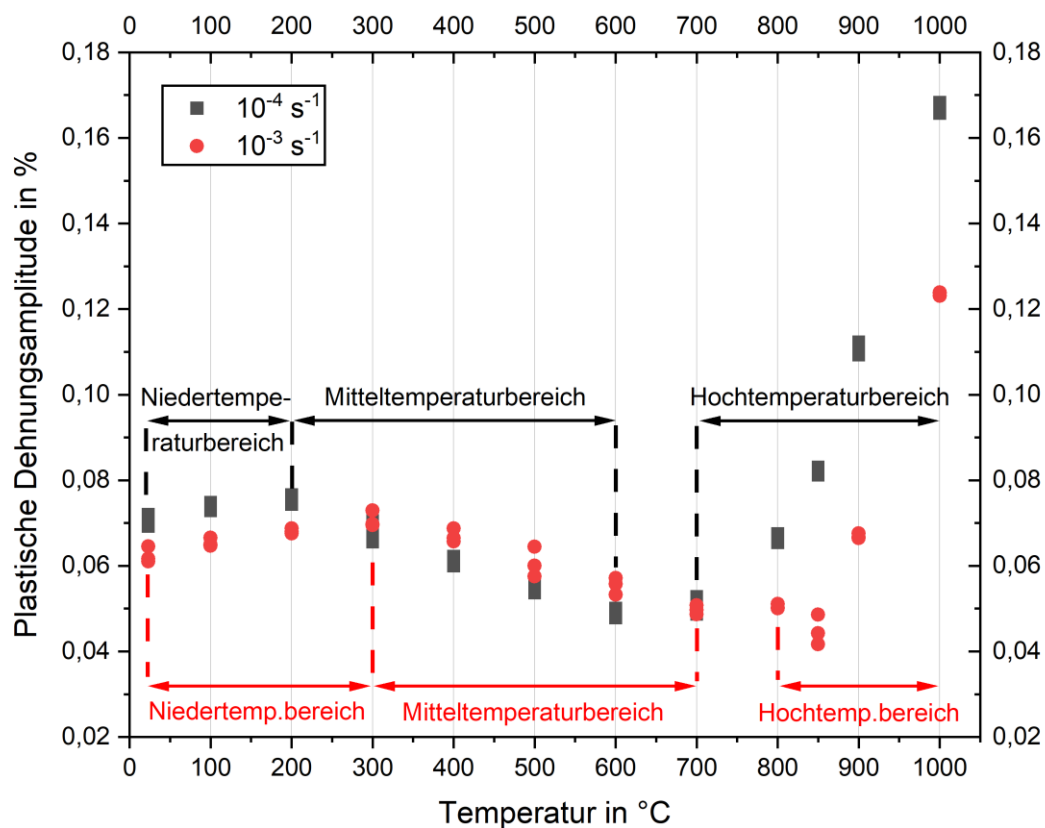


Abbildung 5.27: Plastische Dehnungsamplitude in jedem Dreieckszyklus über Temperatur in Versuchsvariante A4. Eingetragen sind die Ergebnisse von zwei Versuchen, die bei unterschiedlichen Dehnrates durchgeführt wurden.

Der Durchschnitt der plastischen Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}$  in den Dreieckszyklen in der Versuchsvariante A3 wurde für beide Proben bei jeder Temperatur berechnet und in Abbildung 5.28 über der Temperatur aufgetragen. In dieser Abbildung ist auch das Ergebnis der Versuchsvariante A2 zu sehen. Diese Variante wurde mit fünf Proben durchgeführt. Die Streuungen der Ergebnisse aus den fünf Versuchen waren vernachlässigbar und deswegen ist nur das Ergebnis von einem Versuch für diese Variante in Abbildung 5.28 dargestellt. Die Ergebnisse in dieser Abbildung zeigen, dass die plastische Dehnungsamplitude mit steigender Temperatur im Hochtemperaturbereich zunimmt, aber dass nicht von einer monotonen Zunahme gesprochen werden kann, da die plastische Dehnungsamplitude für diese Dehnrates zwischen 700 und 750 °C abnimmt. Die plastische Dehnungsamplitude aus der Versuchsvariante A2 liegt ab 600 °C leicht unter den Ergebnissen der Variante A3.

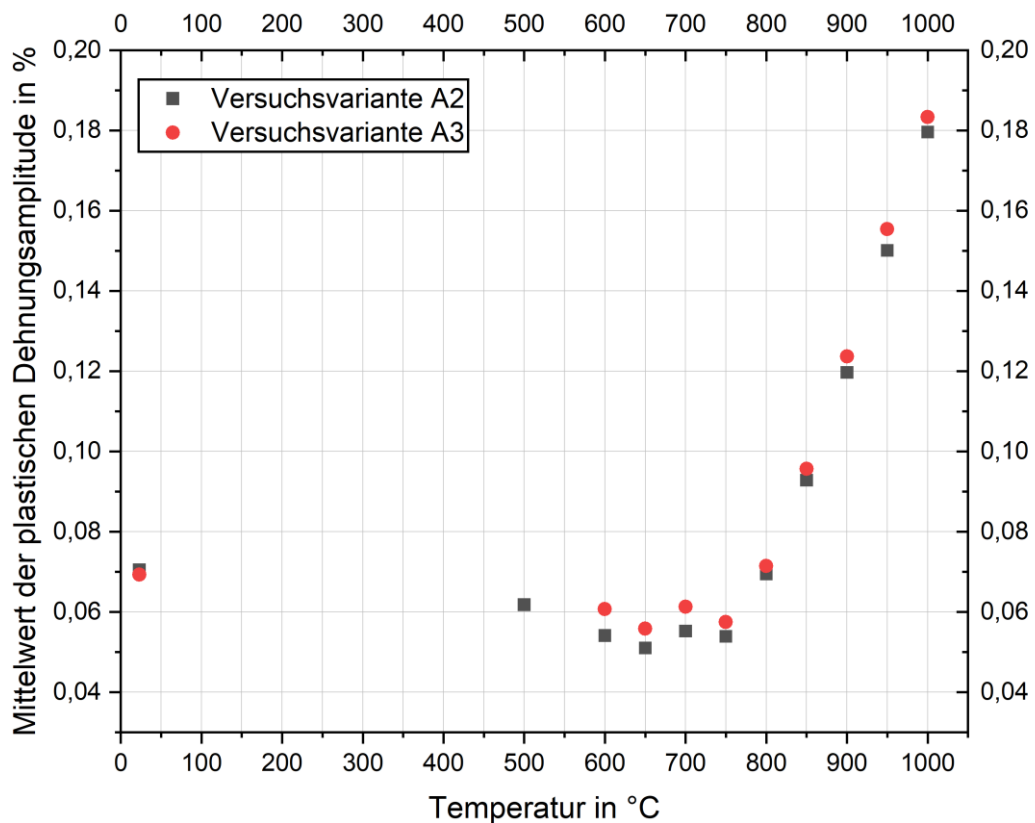


Abbildung 5.28: Mittelwert der plastischen Dehnungsamplitude pro Temperatur bei unterschiedlichen Versuchsvarianten. Die Dehnrates betrug in beiden Versuchen  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

### 5.2.3.2 Diskussion der Ergebnisse der BDTT-Versuche

Abbildung 5.28 zeigt, dass im BDTT-Versuch eine zusätzliche Temperaturstufe im Mitteltemperaturbereich die Ergebnisse bei höheren Temperaturen nicht signifikant beeinflusst. Die Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude mit steigender Temperatur im Niedertemperaturbereich (siehe Abbildung 5.27) kann wie für Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si mit vereinfachter Versetzungsbewegung durch zunehmende thermische Aktivierung erklärt werden. In Zug- und Wechselverformungsversuchen in dieser Arbeit wurde gezeigt, dass im Mitteltemperaturbereich die dynamische Reckalterung infolge von Interstitutionsatomdiffusion effektiv ist. Für  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  setzt die Reckalterung ab 300 °C und für  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  setzt sie ab 400 °C ein. Nach Einsetzen der dynamischen Reckalterung wird die Versetzungsbewegung durch diese behindert. Dies führt zur Reduktion der plastischen Dehnungsamplitude im Mitteltemperaturbereich. Für  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  ist dieses Verhalten bis 650 °C und für  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  ist es bis 700 °C zu beobachten.

Die Anwendung der vorgestellten Methode zur Ermittlung der BDTT für die Versuchsvariante A2 ist in Abbildung 5.29 zu finden. Hier ist anzumerken, dass die Methode für die Versuchsvariante A3 das gleiche Ergebnis liefert. In dieser Abbildung ist zu sehen, dass der Schnittpunkt der beiden Ausgleichsgeraden bei 775 °C liegt, obwohl die BDTT bei der gleichen Dehnrates nach Zugversuchen zwischen 700 und 750 °C liegt. Offensichtlich stimmen die Werte für die BDTT nach Anwendung der vorgestellten Methode und nach den Zugversuchen nicht überein.

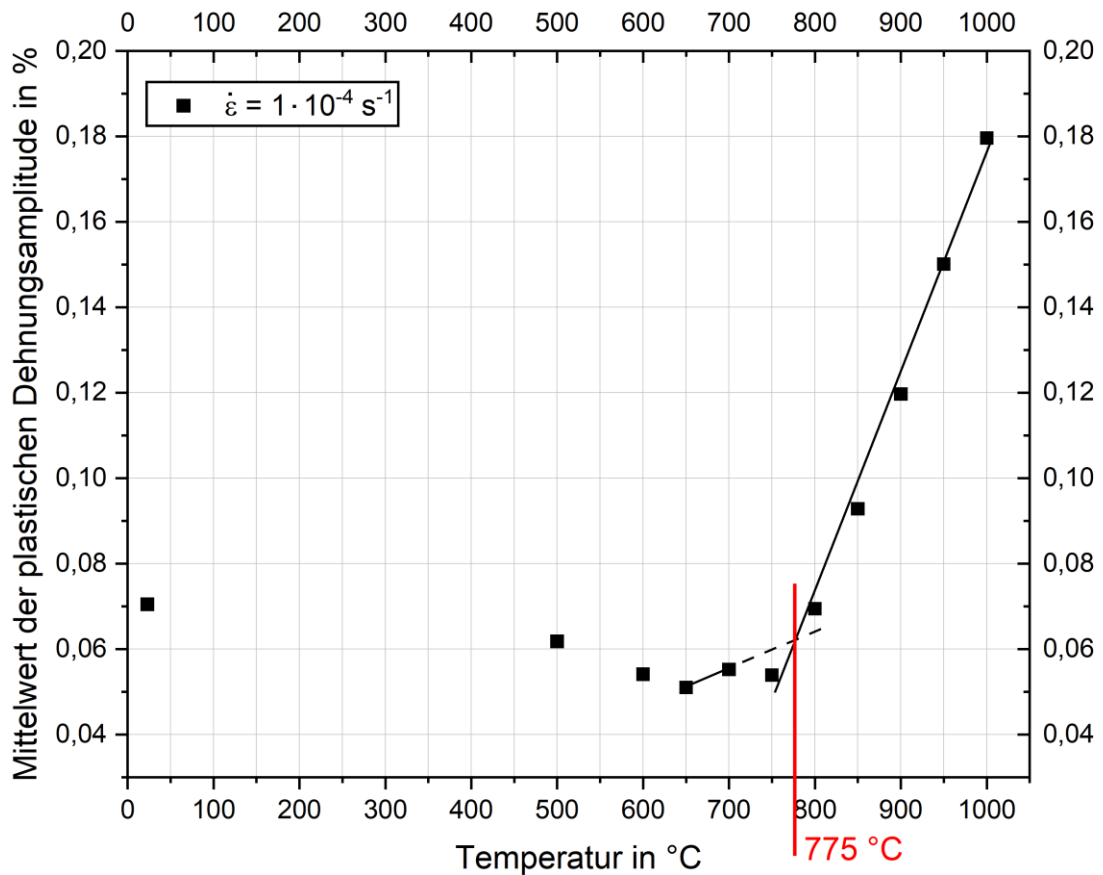


Abbildung 5.29: Anwendung der vorgestellten Methode zur Ermittlung der BDTT bei  $\dot{\varepsilon} = 1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

In Zug- und Wechselverformungsversuchen in dieser Arbeit wurde außerdem gezeigt, dass in diesem Material BDT und dynamische Reckalterung aufgrund von Cr-Atomen ungefähr bei gleichen Temperaturen auftreten. Dies hat in BDTT-Versuchen zur Folge, dass die plastische Dehnungsamplitude im Hochtemperaturbereich nicht monoton zunimmt. Die Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude infolge von thermisch aktivierter Versetzungsbewegung und infolge von BDT wird möglicherweise durch die dynamische Reckalterung teilweise unterdrückt. Dies verhindert die richtige Ermittlung der BDTT mit der im Abschnitt 5.1.2.2 vorgestellten Methode. Aus diesem Grund passt das Ergebnis der neuen Methode für die BDTT nicht mit den Ergebnissen aus den Zugversuchen zusammen.

### 5.3 Übergreifende Diskussion der Ergebnisse mit Fokus auf dynamische Reckalterung und BDT

In Tabelle 12 sind die Literaturwerte von  $D_0$  und  $Q$  in Gleichung (2.6) für die Selbstdiffusion von Ti-Atomen in  $\gamma$ -TiAl gegeben. Die Aktivierungsenergien für die Diffusion in  $\gamma$ -TiAl in Tabelle 12 korrelieren näherungsweise mit der scheinbaren Aktivierungsenergie von BDT in Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si (341 kJ/mol). Außerdem zeigen die TEM-Ergebnisse von Ti-48Al-2Nb-2Cr, dass im Temperaturbereich von BDTT kletterunterstützte Versetzungsbewegung beobachtet wird. Das sind deutliche Hinweise darauf, dass der BDT von diesen Materialien durch diffusionsunterstützte Prozesse in  $\gamma$ -TiAl aktiviert wird. In Abbildung 5.30 ist ein Verformungsmechanismenschaubild gegeben [217]. Obwohl das Schaubild für Ni-20Cr erstellt wurde, gilt es zumindest qualitativ auch für TiAl Legierungen. Für Temperaturen  $T \geq 0,4 \cdot T_S$ , wobei  $T_S$  die Schmelztemperatur in K ist, wird das plastische Verformungsverhalten zunehmend durch diffusionskontrollierte Prozesse beeinflusst und bei konstanter normierter Schubspannung nimmt die sich durch Überlagerung der Verformungsmechanismen ergebende Dehnrates mit steigender Temperatur zu [218]. Die Größe  $0,4 \cdot T_S$  von beiden Werkstoffen ist in Tabelle 13 zu finden. Diese Temperaturen liegen unter den ermittelten BDTTs in dieser Arbeit. Erst wenn die Temperatur so hoch ist, dass die sich durch diffusionskontrollierte Prozesse ergebende Dehnrates der im Zugversuch (bzw. BDTT-Versuch) induzierten Dehnrates entspricht, setzt der BDT im Zugversuch (bzw. BDTT-Versuch) ein. Aus diesem Grund zeigen beide Werkstoffe in dieser Arbeit eine dehnratesabhängige BDTT und die Ergebnisse in Tabelle 13 liegen unter den ermittelten BDTTs in dieser Arbeit.

Tabelle 12: Der Vorfaktor und die Aktivierungsenergie für die Diffusivität von Ti in  $\gamma$ -TiAl.

Vorfaktor $D_0$ in $10^{-5} \text{ m}^2 / \text{s}$	Aktivierungsenergie $Q$ in kJ/mol	Literaturreferenz
1,5	278,4	[219]
1,75	250,9	[220]
1,53	291	[221]



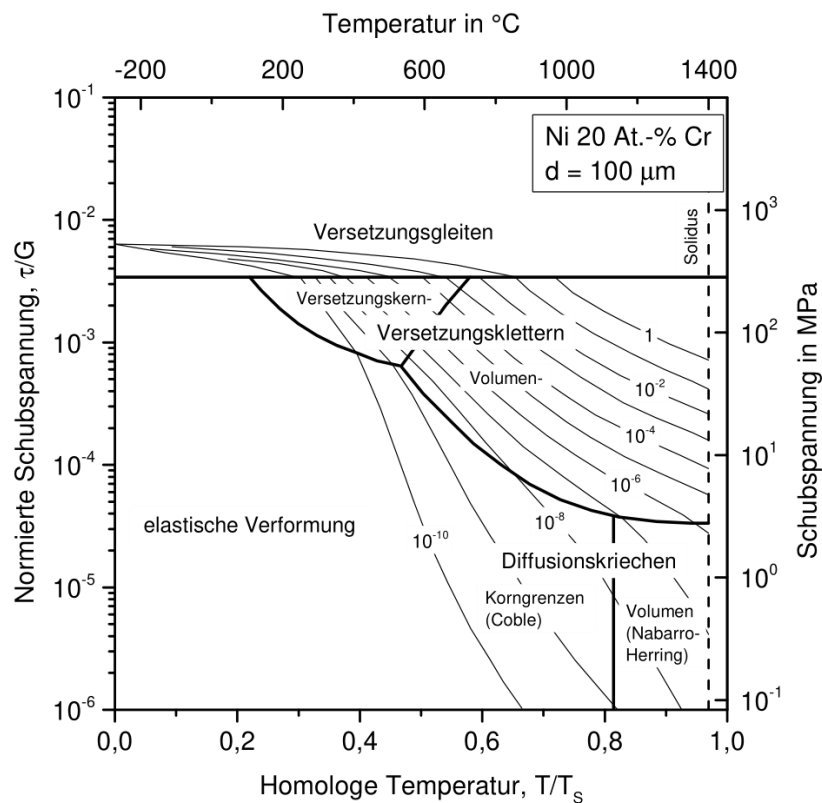


Abbildung 5.30: Verformungsmechanismenschaubild für Ni-20Cr. Die Schubspannung ist mit dem Schubmodul des Materials bei RT (83,1 GPa) und die Temperatur mit der Schmelztemperatur des reinen Nickels (1726 K) normiert [217].

Während die TEM Ergebnisse nach Wechselverformungsversuchen an Ti-48Al-2Nb-2Cr zeigen, dass bei 700 °C und  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  Versetzungsklettern stattfindet, zeigt der Werkstoff in Zugversuchen bei der gleichen Dehnrates erst ab 750 °C ein duktiler Verhalten. Das bedeutet, dass kletterunterstützte Versetzungsbewegung und BDT in zyklischen Langzeitversuchen bei niedrigeren Temperaturen einsetzen können als in quasistatischen Versuchen. *Yasuda et al.* [212] sowie *Appel et al.* [222] haben auch berichtet, dass sie mittels TEM in zyklisch geprüften TiAl-Proben kletterunterstützte Versetzungsbewegung bei niedrigeren Temperaturen beobachtet haben als in quasistatisch geprüften Druckproben. Eine hohe Anzahl an Leerstellen, die während der zyklischen Deformation entstehen, kann die Diffusion verstärken [212, 223–226]. Somit können diffusionsunterstützte Kletterprozesse bei niedrigeren Temperaturen einsetzen.

Tabelle 13: Schmelztemperaturen von den in dieser Arbeit untersuchten Legierungen nach Herstellerangaben (für Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si siehe [227] und für Ti-48Al-2Nb-2Cr siehe [228]) und die daraus gerechneten Werte für  $0,4 \cdot T_S$  in K und °C.

Legierung	Schmelztemperatur $T_S$ in K	$0,4 \cdot T_S$ in K	$0,4 \cdot T_S$ in °C
Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si	1878	751	478
Ti-48Al-2Nb-2Cr	1783	713	440

Im Temperaturbereich des Spröd-Duktil-Übergangs von Ti-48Al-2Nb-2Cr in dieser Arbeit wird auch dynamische Reckalterung beobachtet. Beide Phänomene sind diffusionsgesteuerte Prozesse, BDT ist mit der Selbstatomdiffusion und dynamische Reckalterung ist mit der Diffusion von Cr Atomen verbunden. Anhand der Größen in Tabelle 12 ist die Diffusivität von Ti in  $\gamma$ -TiAl bei 850 °C mit der Gleichung (2.6) gerechnet und in Tabelle 14 zusammengefasst. Außerdem ist in Tabelle 14 die Diffusivitäten von Cr und Nb in  $\gamma$ -TiAl bei ca. 850 °C aus [219] zu finden. Die Diffusivität von Nb ist zwei Größenordnungen kleiner als die von Cr und Ti. Außerdem liegt die Diffusivität von Cr in gleicher Größenordnung wie die Diffusivität von Ti. Dies erklärt, warum in Zugversuchen dynamische Reckalterung infolge der Diffusion von Cr Atomen und BDT bei ungefähr gleichen Temperaturen und Dehnraten beobachtet werden.

Tabelle 14: Diffusivitäten für die Diffusion von unterschiedlichen Atomen in  $\gamma$ -TiAl bei 850 °C.

	Diffusivität $D$ in $10^{-18} \text{ m}^2 / \text{s}$	Literaturreferenz
Diffusion von Nb	0,06	[219]
Diffusion von Cr	1,9	[219]
Selbstdiffusion von Ti	1,7	[219]
Selbstdiffusion von Ti	3,7	[220]
Selbstdiffusion von Ti	4,5	[221]

Der Verlauf der plastischen Dehnungsamplitude über der Temperatur in BDTT-Versuchen ist für beide Werkstoffe in dieser Arbeit in Nieder- und Mitteltemperaturbereichen vergleichbar. Beide Materialien zeigen vereinfachte Versetzungs-

bewegung aufgrund thermischer Aktivierung und dynamische Reckalterung infolge Diffusion von O Atomen. Im Hochtemperaturbereich sind jedoch Unterschiede zu beobachten. Während in Ti-48Al-2Nb-2Cr dynamische Reckalterung infolge Diffusion von Cr Atomen zu beobachten ist, ist dies in Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si nicht der Fall. Ergebnisse aus Zugversuchen an Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si [13] sowie an anderen TiAl Legierungen in der Literatur [9, 10, 12] zeigen, dass oberhalb der BDTT mit steigender Temperatur die Streckgrenze der Materialien abnimmt. Die Abnahme der Streckgrenze führt in BDTT-Versuchen an Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si zur Erhöhung der plastischen Dehnungsamplitude. Im Gegensatz dazu zeigen die Ergebnisse aus Zugversuchen an Ti-48Al-2Nb-2Cr in dieser Arbeit, dass die Streckgrenze nach Überschreiten der BDTT zunimmt. Die Abnahme der Streckgrenze oberhalb der BDTT aufgrund diffusionsunterstützter Versetzungsbewegung wird teilweise durch überlagerte dynamische Reckalterungseffekte verhindert. Hinzu kommt, dass das Material sich infolge dynamischer Reckalterung stärker verfestigt. Diese Effekte haben dazu geführt, dass die BDTT von Ti-48Al-2Nb-2Cr nicht durch die in Abschnitt 4.2 beschriebene BDTT-Versuche bestimmt werden konnte.

---

## 6 Zusammenfassung

Ziele dieser Arbeit waren, das mechanische Verhalten der Legierungen Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si und Ti-48Al-2Nb-2Cr bei hohen Temperaturen besser zu verstehen sowie eine Methode zur BDTT-Ermittlung zu entwickeln, die weniger Proben benötigt als die konventionellen Methoden. Um eine Methode zur BDTT-Ermittlung zu entwickeln, wurden neue Belastungsstrategien eingesetzt, sogenannte BDTT-Versuche. Für Ti-48Al-2Nb-2Cr wurden zudem quasistatische Zugversuche und Wechselverformungsversuche sowie mikroskopische Untersuchungen durchgeführt, um das mechanische Verhalten dieser Legierung näher zu verstehen. Die Ergebnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

In BDTT-Versuchen wurden die Proben aus der Legierung Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si mit dem gleichen Lastblock bei unterschiedlichen Temperaturen beansprucht. Dabei wurden drei Versuchsvarianten eingesetzt. Alle Varianten hatten gemeinsam, dass der Lastblock dehnungskontrollierte Dreieckszyklen beinhaltete. Die plastischen Dehnungssamplituden  $\varepsilon_{a,p}$  bei konstanter Temperatur und Dehnrage, die sich aus den Dreieckszyklen ergeben, wurden in Abhängigkeit von der Temperatur analysiert. Der Verlauf von  $\varepsilon_{a,p}$  über der Temperatur wurde abhängig von der Dehnrage in vier Bereiche unterteilt. Im Niedertemperaturbereich von RT bis 200 °C steigt  $\varepsilon_{a,p}$  aufgrund der erhöhten thermischen Aktivierung der Versetzungsbewegung an. Im Mitteltemperaturbereich von 200 bis 550 bzw. 600 °C hingegen sinkt  $\varepsilon_{a,p}$  aufgrund der dynamischen Reckalterung infolge von Diffusion von Sauerstoffatomen. Die Zunahme von  $\varepsilon_{a,p}$  mit steigender Temperatur im darauffolgenden Hochtemperaturbereich wurde in zwei Bereiche unterteilt: Im Teil-I steigt  $\varepsilon_{a,p}$  durch das Verschwinden der dynamischen Reckalterungseffekte und aufgrund der erhöhten thermischen Aktivierung der Verset-

zungsbewegung. Im Teil-II nimmt  $\varepsilon_{a,p}$  mit steigender Temperatur stärker als im Teil-I zu, infolge des Spröd-Duktil-Übergangs. Die Temperatur am Schnittpunkt der extrapolierten Ausgleichsgeraden in den beiden Hochtemperaturbereichen wurde als BDTT definiert. Diese Methode wurde bei allen induzierten Dehnraten angewandt und somit wurden BDTTs bei unterschiedlichen Dehnraten gefunden. Die mit dieser neuen Methode gefundenen, dehnratenabhängigen BDTTs stimmen gut mit Literaturdaten, wo die BDTTs durch konventionelle Methoden wie Zugversuche ermittelt wurden, überein. Anhand der Dehnratenabhängigkeit der BDTT wurde die scheinbare Aktivierungsenergie für den BDT ermittelt. Der Vergleich dieser Größe mit der Aktivierungsenergie der Diffusion in  $\gamma$ -TiAl deutet darauf hin, dass der BDT in Ti-48Al-2Nb-0,7Cr-0,3Si durch diffusionsunterstützte Prozesse in der  $\gamma$ -Phase aktiviert wird. Die Besonderheit der BDTT-Versuche liegt darin, dass nur eine Probe benötigt wird, um die BDTT eines Materials zu ermitteln. Wenn die Probe mit mehreren Dehnraten innerhalb einer Temperaturstufe geprüft wird, wie in der Versuchsvariante B, kann auch der Einfluss der Dehnrates auf die BDTT mit nur einer Probe ermittelt werden.

Quasistatische Zugversuche an Proben aus Ti-48Al-2Nb-2Cr bei zwei unterschiedlichen Dehnraten haben gezeigt, dass dieses Material auch eine dehnratenabhängige BDTT aufweist. Der BDT tritt bei  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  zwischen 700 – 750 °C und bei  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  zwischen 800 – 850 °C auf. Die Merkmale des BDT sind eine sprunghafte Zunahme der Bruchdehnung zwischen diesen Temperaturen und das Auftreten des Wabenbruchs. Die Legierung Ti-48Al-2Nb-2Cr zeigt ebenfalls dynamische Reckalterungseffekte. Diese treten bei mittleren Temperaturen ab ca. 300 °C infolge von Diffusion von Sauerstoffatomen und bei höheren Temperaturen ab ca. 750 °C infolge von Diffusion von Cr-Atomen auf. Aus diesem Grund zeigt die Fließgrenze des Materials in quasistatischen Zugversuchen vor allem bei diesen Temperaturen eine negative Dehnratenabhängigkeit. Die wechselverformte Probe bei  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und 750 °C hat zwei unterschiedliche charakteristische Verformungsmerkmale gezeigt: Planare Versetzungsstrukturen, die charakteristisch für dynamische Reckalterung sind und wellige Versetzungsanordnungen, die auf Kletterprozesse hindeuten. Dies bedeutet, dass BDT durch kletterunterstützte Versetzungsbewegung aktiviert wird und dynamische Reckalterung und BDT bei ungefähr gleichen Temperaturen auftreten. Aus diesem Grund hat die Probe beim Wechselverformungsversuch bei  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und 750 °C keine ausgeprägte zyklische Verfestigung gezeigt, obwohl diese beim Wechselverformungsversuch bei 300 °C zu beobachten war. Ergebnisse aus BDTT-Versuchen

aus diesem Material haben gezeigt, dass die Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude mit der Temperatur im Hochtemperaturbereich durch dynamische Reckalterung teilweise unterdrückt wird. Dies hat dazu geführt, dass die BDTT von Ti-48Al-2Nb-2Cr durch die BDTT-Versuche nicht richtig ermittelt werden konnte. Aus diesem Grund ist die neue Methode zur Bestimmung der BDTT, so wie sie in dieser Arbeit vorgestellt wurde, für diejenigen Materialien nicht anwendbar, die im Temperaturbereich des BDT auch dynamische Reckalterung zeigen. Um die Einführung der Methode für solche Materialien zu ermöglichen, sind weitere Forschungsarbeiten erforderlich.

---



## 7 Literaturverzeichnis

- [1] H. R. Ogden, D. J. Maykuth und W. L. Finlay, „Mechanical Properties of High Purity Ti-Al“, *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers / Journal of Metals*, Nr. 197, S. 267–272, 1953.
- [2] J. B. McAndrew und H. D. Kessler, „Ti-36 Pct Al as a Base for High Temperature Alloys“, *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers / Journal of Metals*, S. 1348–1353, 1956.
- [3] D. Dimiduk, „Gamma titanium aluminide alloys—an assessment within the competition of aerospace structural materials“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 263, Nr. 2, S. 281–288, 1999.
- [4] T. Tetsui, „Application of TiAl in a Turbocharger for Passenger Vehicles“, *Advanced Engineering Materials*, Jg. 3, Nr. 5, S. 307–310, 2001.
- [5] P. A. McQuay, „Cast Gamma TiAl Alloys: Are We There Yet?“ in *Structural intermetallics 2001: Proceedings of the Third International Symposium on Structural Intermetallics*, K. J. Hemker et al., Hg., Warrendale, Pa.: Minerals Metals & Materials Society, 2001, S. 83–90.
- [6] B. P. Bewlay, S. Nag, A. Suzuki und M. J. Weimer, „TiAl alloys in commercial aircraft engines“, *Materials at High Temperatures*, Jg. 33, 4-5, S. 549–559, 2016.
- [7] Y.-W. Kim, „Intermetallic alloys based on gamma titanium aluminide“, *The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*, Jg. 41, Nr. 7, S. 24–30, 1989.
- [8] V. Imayev, R. Imayev und G. Salishchev, „On two stages of brittle-to-ductile transition in TiAl intermetallic“, *Intermetallics*, Jg. 8, Nr. 1, S. 1–6, 2000.

- [9] D. Lin, Y. Wang, J. Liu und C. C. Law, „The effects of temperature, strain rate and minor boron on tensile properties of wrought Ti–47Al–2Mn–2Nb alloy“, *Intermetallics*, Jg. 8, 5-6, S. 549–558, 2000.
- [10] F. Appel und R. Wagner, „Microstructure and deformation of two-phase  $\gamma$ -titanium aluminides“, *Materials Science and Engineering: R: Reports*, Jg. 22, Nr. 5, S. 187–268, 1998.
- [11] H. A. Lipsitt, D. Shechtman und R. E. Schafrik, „The deformation and fracture of TiAl at elevated temperatures“, *Metallurgical Transactions A*, Jg. 6, Nr. 11, S. 1991–1996, 1975.
- [12] Y.-W. Kim und D. M. Dimiduk, „Progress in the understanding of gamma titanium aluminides“, *The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*, Jg. 43, Nr. 8, S. 40–47, 1991.
- [13] A. Adilović, „Untersuchung des Materialverhaltens von Titanaluminiden für den Einsatz im Abgasturbolader (Dissertation)“, *Karlsruher Institut für Technologie*, 2016.
- [14] B. Klöden *et al.*, „Additive Fertigung mittels Electron Beam Melting (EBM): vom Pulver bis zu Anwendungen in der Mobilität“ in Bd. 33, *Pulvermetallurgie in Wissenschaft und Praxis: Pulvermetallurgie - Schlüssel zur Mobilität*, H. Koalaska, Hg., Hagen: Heimdall-Verlag, 2017, S. 261–284.
- [15] G. Baudana *et al.*, „Electron Beam Melting of Ti-48Al-2Nb-0.7Cr-0.3Si: Feasibility investigation“, *Intermetallics*, Jg. 73, S. 43–49, 2016.
- [16] T. Noda, „Application of cast gamma TiAl for automobiles“, *Intermetallics*, Jg. 6, 7-8, S. 709–713, 1998.
- [17] F. Appel, J. D. H. Paul und M. Oehring, *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*. Weinheim: Wiley-VHC, 2011.
- [18] M. Yamaguchi, H. Inui und K. Ito, „High-temperature structural intermetallics“, *Acta Materialia*, Jg. 48, Nr. 1, S. 307–322, 2000.
- [19] J. C. Schuster und M. Palm, „Reassessment of the binary Aluminum-Titanium phase diagram“, *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, Jg. 27, Nr. 3, S. 255–277, 2006.
- [20] R. P. Elliott und W. Rostoker, „The influence of aluminium on the occupation of lattice sites in the TiAl phase“, *Acta Metallurgica*, Jg. 2, S. 884–885, 1954.

- [21] J. Braun, M. Ellner und B. Predel, „Experimentelle Untersuchungen zur Struktur und Stabilität der Phase TiAl“, *International Journal of Materials Research*, Jg. 86, Nr. 12, S. 870–876, 1995.
- [22] Y. Shirai und M. Yamaguchi, „Studies of vacancies and dislocations in TiAl by positron annihilation“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 152, S. 173–181, 1992.
- [23] T. Pfullmann und P. A. Beaven, „On the relationship between lattice parameters and composition of the  $\gamma$ -TiAl phase“, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Jg. 28, S. 275–280, 1993.
- [24] P. Duwez und J. L. Taylor, „Crystal Structure of TiAl“, *The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*, Jg. 4, Nr. 1, S. 70–71, 1952.
- [25] E. S. Bumps, H. D. Kessler und M. Hansen, „Titanium-Aluminium System“, *The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*, Jg. 4, Nr. 6, S. 609–614, 1952.
- [26] H. Kestler und H. Clemens, „Herstellung, Verarbeitung und Anwendungen von  $\gamma$ (TiAl)-Basislegierungen“ in *Titan und Titanlegierungen*, M. Peters und C. Leyens, Hg., Weinheim: Wiley-VHC, 2007, S. 369–405.
- [27] S. C. Huang und D. S. Shih, „Microstructure-property correlation in TiAl-base alloys“ in *Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys*, Y.-W. Kim und R. R. Boyer, Hg., Warrendale: TMS, 1991, S. 105–122.
- [28] H. Clemens und P. Schretter, „Mikrostruktur und Eigenschaften von  $\gamma$ -TiAl-Basislegierungen Microstructure and Properties of  $\gamma$ -TiAl Based Alloys“, *Practical Metallography*, Jg. 33, Nr. 1, S. 17–35, 1996.
- [29] D. S. Shih, S. C. Huang, G. K. Scarr, H. Jang und J. C. Chesnutt, „The microstructural dependence of mechanical properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb“ in *Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys*, Y.-W. Kim und R. R. Boyer, Hg., Warrendale: TMS, 1991, S. 135–148.
- [30] F. Appel, J. D. H. Paul, M. Oehring, U. Fröbel und U. Lorenz, „Creep behavior of TiAl alloys with enhanced high-temperature capability“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 34, Nr. 10, S. 2149–2164, 2003.
- [31] A. El-Chaikh, „Charakterisierung der Schädigungsmechanismen bei mechanischer und thermomechanischer Ermüdung einer hochfesten  $\gamma$ -TiAl-Legierung (Dissertation)“, *Universität Siegen*, 2019.

- [32] V. K. Vasudevan, M. A. Stucke, S. A. Court und H. L. Fraser, „The influence of second phase Ti<sub>3</sub>Al on the deformation mechanisms in TiAl“, *Philosophical Magazine Letters*, Jg. 59, Nr. 6, S. 299–307, 1989.
- [33] M. A. Morris, „Dislocation configurations in two-phase Ti-Al alloys III. Mechanisms producing anomalous flow stress dependence on temperature“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 69, Nr. 1, S. 129–150, 1994.
- [34] F. Appel *et al.*, „Recent Progress in the Development of Gamma Titanium Aluminide Alloys“, *Advanced Engineering Materials*, Jg. 2, Nr. 11, S. 699–720, 2000.
- [35] Y. Li und M. H. Loretto, „Tensile properties and microstructure of Ti–48Al–2Nb and Ti–48Al–8Nb“, *Physica Status Solidi (a)*, Jg. 150, Nr. 1, S. 271–280, 1995.
- [36] G. Hug, A. Loiseau und A. Lasalmonie, „Nature and dissociation of the dislocations in TiAl deformed at room temperature“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 54, Nr. 1, S. 47–65, 1986.
- [37] G. Hug, A. Loiseau und P. Veyssi re, „Weak-beam observation of a dissociation transition in TiAl“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 57, Nr. 3, S. 499–523, 1988.
- [38] K. J. Hemker, B. Viguier und M. J. Mills, „Dislocation core structures in the ordered intermetallic alloy TiAl“, *Materials Science and Engineering*, A164, S. 391–394, 1993.
- [39] B. J. Inkson und C. J. Humphreys, „High-resolution electron microscopy observation of a 1 / 2 (112) superdislocation in TiAl“, *Philosophical Magazine Letters*, Jg. 71, Nr. 6, S. 307–312, 1995.
- [40] D. Peter, „Mechanische und mikrostrukturelle Untersuchungen zum ein- und zweiachsigen Kriechverhalten hoch-niobhaltiger  $\gamma$ -TiAl-Legierungen (Dissertation)“, *Ruhr-Universit t Bochum*, 2010.
- [41] J. W. Christian und D. E. Laughlin, „Overview no. 67 The deformation twinning of superlattice structures derived from disordered B.C.C. or F.C.C. solid solutions“, *Acta Metallurgica*, Jg. 36, Nr. 7, S. 1617–1642, 1988.
- [42] V. K. Vasudevan, S. A. Court, P. Kurath und H. L. Fraser, „Effect of grain size and temperature on the yield stress of the intermetallic compound TiAl“, *Scripta Metallurgica*, Jg. 23, Nr. 4, S. 467–469, 1989.
- [43] S. Sriram, V. K. Vasudevan und D. M. Dimiduk, „Dislocation structures and deformation behaviour of Ti-50/52Al alloys between 77 and 1173 K“, *Materials Science and Engineering: A*, 192-193, S. 217–225, 1995.

- [44] T. Hanamura und K. Hashimoto, „Ductility Improvement of Direct-Cast Gamma TiAl-Based Alloy Sheet“ in *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys VII*, C. C. Koch, C. T. Liu, N. S. Stoloff und A. Wanner, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1997, S. 71–76.
- [45] T. Kawabata, H. Fukai und O. Izumi, „Effect of ternary additions on mechanical properties of TiAl“, *Acta Materialia*, Jg. 46, Nr. 6, S. 2185–2194, 1998.
- [46] S. C. Huang, „Temperature dependence of microhardness and yield stress in rapidly solidified TiAl alloys“, *Scripta Metallurgica*, Jg. 22, Nr. 12, S. 1885–1888, 1988.
- [47] T. Kawabata, T. Tamura und O. Izumi, „Effect of Ti/Al ratio and Cr, Nb, and Hf additions on material factors and mechanical properties in TiAl“, *Metallurgical Transactions A*, Jg. 24, Nr. 1, S. 141–150, 1993.
- [48] S. C. Huang und E. L. Hall, „Plastic deformation and fracture of binary TiAl-base alloys“, *Metallurgical Transactions A*, Jg. 22, Nr. 2, S. 427–439, 1991.
- [49] T. Kawabata, T. Abumiya und O. Izumi, „Effect of oxygen addition on mechanical properties of TiAl at 293–1273 K“, *Acta Metallurgica et Materialia*, Jg. 40, Nr. 10, S. 2557–2567, 1992.
- [50] Y. Murata, M. Morinaga, Y. Shimamura, Y. Takeda und S. Miyazaki, „Mechanical Properties and Oxidation Resistance of High Purity TiAl Intermetallic Compounds“ in *Structural Intermetallics*, R. Darolia et al., Hg., Warrendale: TMS, 1993, S. 247–256.
- [51] E. L. Hall und S.-C. Huang, „Stoichiometry effects: on the deformation of binary TiAl alloys“, *Journal of Materials Research*, Jg. 4, Nr. 3, S. 595–602, 1989.
- [52] S. C. Huang, „Alloying Considerations in Gamma-Based Alloys“ in *Structural Intermetallics*, R. Darolia et al., Hg., Warrendale: TMS, 1993, S. 299–307.
- [53] K. S. Chan und Y.-W. Kim, „Influence of microstructure on crack-tip micromechanics and fracture behaviors of a two-phase TiAl alloy“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 23, Nr. 6, S. 1663–1677, 1992.
- [54] D. Häussler, U. Messerschmidt, M. Bartsch, F. Appel und R. Wagner, „In situ high-voltage electron microscope deformation study of a two-phase ( $\alpha_2 + \gamma$ ) Ti-Al alloy“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 233, 1-2, S. 15–25, 1997.
- [55] W. T. Donlon, W. E. Dowling Jr. und J. E. Allison, „Dislocation Structures in Deformed  $\gamma/\alpha_2$  Titanium Aluminides“ in *Microstructure/Property Relationships in Ti-*

- tanium Aluminides and Alloys*, Y.-W. Kim und R. R. Boyer, Hg., Warrendale: TMS, 1991, S. 75–88.
- [56] W. E. Dowling Jr., B. D. Worth, J. E. Allison und J. W. Jones, „The Influence of Microstructure on the Mechanical Behavior of  $\gamma/\alpha_2$  Titanium Aluminides“ in *Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys*, Y.-W. Kim und R. R. Boyer, Hg., Warrendale: TMS, 1991, S. 123–133.
- [57] R. Uemori, T. Hanamura und H. Morikawa, „Oxygen scavenging effect of the  $\alpha_2$  phase in the TiAl intermetallic compound“, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Jg. 26, Nr. 6, S. 969–974, 1992.
- [58] S. Yamauchi und H. Shiraishi, „Homogeneity and mechanical properties of TiAl“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 152, 1-2, S. 283–287, 1992.
- [59] A. Denquin, S. Naka, A. Huguet und A. Menand, „Atom-probe investigation of the partitioning of interstitial elements in two-phase  $\gamma+\alpha_2$  TiAl-based alloys“, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Jg. 28, Nr. 9, S. 1131–1136, 1993.
- [60] M. A. Morris, „Dislocation mobility, ductility and anomalous strengthening of two-phase TiAl alloys: effects of oxygen and composition“, *Intermetallics*, Jg. 4, Nr. 5, S. 417–426, 1996.
- [61] M. A. Morris, „Dislocation configurations in two phase TiAl alloys. I. Annealed and indented structures“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 68, Nr. 2, S. 237–257, 1993.
- [62] J. Seeger, C. Hartig, A. Bartels und H. Mecking, „Microstructure of Titanium-Aluminides After Thermomechanical Treatment“ in *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*, L. A. Johnson, D. P. Pope und J. O. Stiegler, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1991, S. 157–162.
- [63] H. Clemens, „Intermetallic  $\gamma$ -TiAl Based Alloy Sheet Materials—Processing and Mechanical Properties“, *International Journal of Materials Research*, Jg. 86, Nr. 12, S. 814–822, 1995.
- [64] M. Nazmy und M. Staubli, „Alloy Modification of  $\gamma$ TiAl for Improved Mechanical Properties“, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Jg. 31, Nr. 7, S. 829–833, 1994.
- [65] S. C. Huang und E. L. Hall, „The effects of Cr additions to binary TiAl-base alloys“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 22, Nr. 11, S. 2619–2627, 1991.
- [66] J. Kumpfert, Y. W. Kim und D. M. Dimiduk, „Effect of microstructure on fatigue and tensile properties of the gamma TiAl alloy Ti-46.5Al-3.0Nb-2.1Cr-0.2W“, *Materials Science and Engineering: A*, 192-193, S. 465–473, 1995.

- [67] Y.-W. Kim und D. M. Dimiduk, „Strain-rate effects on the room temperature tensile properties of a TiAl alloy“ in *High-Temperature Intermetallic Alloys V*, I. Baker, R. Darolia, J. D. Whittenberger und M. H. Yoo, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1993, S. 671–677.
- [68] C. Tönnies, J. Rösler, R. Baumann und M. Thumann, „Influence of microstructure on the tensile and creep properties of titanium aluminides processed by powder metallurgy“ in *Structural Intermetallics*, R. Darolia et al., Hg., Warrendale: TMS, 1993, S. 241–245.
- [69] Y.-W. Kim, „Microstructural evolution and mechanical properties of a forged gamma titanium aluminide alloy“, *Acta Metallurgica et Materialia*, Jg. 40, Nr. 6, S. 1121–1134, 1992.
- [70] K. S. Chan und Y.-W. Kim, „Fracture Processes in a Two-Phase Gamma Titanium Aluminide Alloy“ in *Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys*, Y.-W. Kim und R. R. Boyer, Hg., Warrendale: TMS, 1991, S. 179–196.
- [71] Y.-W. Kim, „Microstructural evolution and mechanical properties in gamma titanium aluminides“ in *Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys*, Y.-W. Kim und R. R. Boyer, Hg., Warrendale: TMS, 1991, S. 91–103.
- [72] M. Yamaguchi und H. Inui, „TiAl compounds for structural applications“ in *Structural Intermetallics*, R. Darolia et al., Hg., Warrendale: TMS, 1993, S. 127–142.
- [73] S. L. Kampe, P. Sadler, L. Christodoulou und D. E. Larsen, „Room-Temperature strength and deformation of TiB<sub>2</sub>-reinforced near- $\gamma$  titanium aluminides“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 25, Nr. 10, S. 2181–2197, 1994.
- [74] D. E. Larsen, „Effects of TiB<sub>2</sub> volume fraction on the microstructure and mechanical properties of a cast near-gamma alloy“ in *Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys*, Y.-W. Kim und R. R. Boyer, Hg., Warrendale: TMS, 1991, S. 345–352.
- [75] G. B. Viswanathan, M. J. Mills und V. K. Vasudevan, „Microstructural effects on the tensile properties and deformation behavior of a Ti-48Al gamma titanium aluminide“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 34, Nr. 10, S. 2113–2127, 2003.
- [76] C. T. Liu, P. J. Maziasz und J. L. Wright, „Key microstructures controlling the mechanical properties of two-phase TiAl alloys with lamellar structures“ in *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys VII*, C. C. Koch, C. T. Liu, N. S. Stoloff und A. Wanner, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1997, S. 83–90.

- [77] D. M. Dimiduk, P. M. Hazzledine, T. A. Parthasarathy, M. G. Mendiratta und S. Seshagiri, „The role of grain size and selected microstructural parameters in strengthening fully lamellar TiAl alloys“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 29, Nr. 1, S. 37–47, 1998.
- [78] M. Takeyama, „Microstructural evolution and tensile properties of titanium-rich TiAl alloy“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 152, 1-2, S. 269–276, 1992.
- [79] C. Koeppe, A. Bartels, J. Seeger und H. Mecking, „General Aspects of the Thermomechanical Treatment of Two-Phase Intermetallic TiAl Compounds“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 24, Nr. 8, S. 1795–1806, 1993.
- [80] K. Hashimoto und M. Kimura, „Effects of third element additions on mechanical properties of TiAl“ in *Structural Intermetallics*, R. Darolia et al., Hg., Warrendale: TMS, 1993, S. 309–318.
- [81] J. Luster und M. A. Morris, „Compatibility of deformation in two-phase Ti-Al alloys: Dependence on microstructure and orientation relationships“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 26, Nr. 7, S. 1745–1756, 1995.
- [82] K.-F. Yao, H. Inui, K. Kishida und M. Yamaguchi, „Plastic deformation of V- and Zr-alloyed PST TiAl in tension and compression at room temperature“, *Acta Metallurgica et Materialia*, Jg. 43, Nr. 3, S. 1075–1086, 1995.
- [83] Y. Umakoshi und T. Nakano, „Plastic Behaviour of TiAl Crystals Containing a Single Set of Lamellae at High Temperatures“, *Iron and Steel Institute of Japan International*, Jg. 32, Nr. 12, S. 1339–1347, 1992.
- [84] F. Appel, P. A. Beaven und R. Wagner, „Deformation processes related to interfacial boundaries in two-phase  $\gamma$ -titanium aluminides“, *Acta Metallurgica et Materialia*, Jg. 41, Nr. 6, S. 1721–1732, 1993.
- [85] J. Paul, F. Appel und R. Wagner, „The compression behaviour of niobium alloyed  $\gamma$ -titanium aluminides“, *Acta Materialia*, Jg. 46, Nr. 4, S. 1075–1085, 1998.
- [86] Y. Umakoshi, T. Nakano und T. Yamane, „The effect of orientation and lamellar structure on the plastic behavior of TiAl crystals“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 152, S. 81–88, 1992.
- [87] T. Fujiwara, A. Nakamura, M. Hosomi, S. R. Nishitani, Y. Shirai und M. Yamaguchi, „Deformation of polysynthetically twinned crystals of TiAl with a nearly stoichiometric composition“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 61, Nr. 4, S. 591–606, 1990.



- [88] H. Inui, K. Kishida, M. Misaki, M. Kobayashi, Y. Shirai und M. Yamaguchi, „Temperature dependence of yield stress, tensile elongation and deformation structures in polysynthetically twinned crystals of TiAl“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 72, Nr. 6, S. 1609–1631, 1995.
- [89] H. Inui, M. H. Oh, A. Nakamura und M. Yamaguchi, „Room-temperature tensile deformation of polysynthetically twinned (PST) crystals of TiAl“, *Acta Metallurgica et Materialia*, Jg. 40, Nr. 11, S. 3095–3104, 1992.
- [90] D. Hongsheng, N. Ge, C. Ruirun, G. Jingjie und F. Hengzhi, „High temperature deformation behaviors of polysynthetically twinned (PST) Ti–47Al–2Cr–2Nb alloy“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 558, S. 747–754, 2012.
- [91] S. Sriram, V. K. Vasudevan und D. M. Dimiduk, „Deformation mechanisms in TiAl-based alloys containing low oxygen“ in *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*, L. A. Johnson, D. P. Pope und J. O. Stiegler, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1991, S. 375–383.
- [92] D. Häussler, M. Bartsch, M. Aindow, I. P. Jones und U. Messerschmidt, „Dislocation processes during the plastic deformation of  $\gamma$ -TiAl“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 79, Nr. 5, S. 1045–1071, 1999.
- [93] D. Shechtman, M. J. Blackburn und H. A. Lipsitt, „The plastic deformation of TiAl“, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Jg. 5, Nr. 6, S. 1373–1381, 1974.
- [94] T. Kawabata, T. Kanai und O. Izumi, „Positive temperature dependence of the yield stress in TiAl L10 type superlattice intermetallic compound single crystals at 293–1273 K“, *Acta Metallurgica*, Jg. 33, Nr. 7, S. 1355–1366, 1985.
- [95] H. Inui, M. Matsumuro, D.-H. Wu und M. Yamaguchi, „Temperature dependence of yield stress, deformation mode and deformation structure in single crystals of TiAl (Ti–56 at.% Al)“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 75, Nr. 2, S. 395–423, 1997.
- [96] B. Viguier, J. Bonneville, K. J. Hemker und J. L. Martin, „The temperature dependence of the mechanical properties of gamma TiAl“ in *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys VI*, J. A. Horton, I. Baker, S. Hanada, R. D. Noebe und D. S. Schwartz, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1995, S. 629–634.
- [97] S. Jiao, N. Bird, P. B. Hirsch und G. Taylor, „Yield stress anomalies in single crystals of Ti-54.5 at.% Al: I. Overview and (011) superdislocation slip“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 78, Nr. 3, S. 777–802, 1998.

- [98] S. A. Court, V. K. Vasudevan und H. L. Fraser, „Deformation mechanisms in the intermetallic compound TiAl“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 61, Nr. 1, S. 141–158, 1990.
- [99] B. Viguier, K. J. Hemker, J. Bonneville, F. Louchet und J.-L. Martin, „Modelling the flow stress anomaly in  $\gamma$ -TiAl I. Experimental observations of dislocation mechanisms“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 71, Nr. 6, S. 1295–1312, 1995.
- [100] B. K. Kad und H. L. Fraser, „Effects of oxygen on the deformation behaviour in single-phase  $\gamma$ -TiAl alloys“, *Philosophical Magazine Letters*, Jg. 70, Nr. 4, S. 211–220, 1994.
- [101] H. Inui, A. Nakamura und M. Yamaguchi, „Deformation of polysynthetically twinned (pst) crystals of TiAl in tension and compression at room temperature“ in *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*, L. A. Johnson, D. P. Pope und J. O. Stiegler, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1991, S. 569–574.
- [102] J. B. Singh *et al.*, „The activation and the spreading of deformation in a fully lamellar Ti–47 at.% Al–1 at.% Cr–0.2 at.% Si Alloy“, *Philosophical Magazine*, Jg. 86, Nr. 16, S. 2429–2450, 2006.
- [103] J. Y. Kim, Y. D. Hahn und S. H. Whang, „Dislocation structure in  $\gamma$  phase grains of Ti55Al45 alloy“, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Jg. 25, Nr. 3, S. 543–548, 1991.
- [104] S. Sriram, V. K. Vasudevan und D. M. Dimiduk, „Mechanical properties and dislocation structures in TiAl alloys with varying aluminium contents“ in *High-Temperature Intermetallic Alloys V*, I. Baker, R. Darolia, J. D. Whittenberger und M. H. Yoo, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1993, S. 737–742.
- [105] F. Appel, H. Clemens, W. Glatz und R. Wagner, „Tensile properties and deformation mechanisms in two-phase titanium aluminide sheet material“ in *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys VII*, C. C. Koch, C. T. Liu, N. S. Stoloff und A. Wanner, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1997, S. 195–200.
- [106] S. H. Whang und Y. D. Hahn, „Positive temperature dependence of the yield stress in L10 type Ti-Al-V compound“, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Jg. 24, Nr. 3, S. 485–490, 1990.
- [107] S. C. Huang und E. L. Hall, „On the temperature dependence of yield stress in TiAl base alloys“, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Jg. 25, Nr. 8, S. 1805–1809, 1991.

- [108] B. Viguier, M. Cieslar, K. J. Hemker und J. L. Martin, „Quantitative observations of dislocation mechanisms in gamma TiAl“ in *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys VI*, J. A. Horton, I. Baker, S. Hanada, R. D. Noebe und D. S. Schwartz, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1995, S. 653–658.
- [109] K. Hashimoto, M. Nobuki, T. Tsujimoto und T. Suzuki, „Deformation Behaviour of TiAl Base Alloy Containing Manganese at Elevated Temperatures“, *ISIJ International*, Jg. 31, Nr. 10, S. 1154–1160, 1991.
- [110] P. Rao und K. Tangri, „Yielding and work hardening behaviour of titanium aluminides at different temperatures“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 132, S. 49–59, 1991.
- [111] Z. X. Li und S. H. Whang, „Dissociation of superdislocations in single crystal L10 Ti-Al-V compounds“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 152, 1-2, S. 182–188, 1992.
- [112] N. Bird, G. Taylor und Y. Q. Sun, „Normal and anomalous yield stresses in a TiAl single crystal and the dominating dislocation mechanisms“ in *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys VI*, J. A. Horton, I. Baker, S. Hanada, R. D. Noebe und D. S. Schwartz, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1995, S. 635–640.
- [113] Q. Feng und S. Whang, „Deformation of Ti–56 At.%Al single crystals oriented for single slip by  $1/2\langle 110 \rangle$  ordinary dislocations“, *Acta Materialia*, Jg. 48, Nr. 17, S. 4307–4321, 2000.
- [114] T. Tsujimoto und K. Hashimoto, „Structures and properties of TiAl-base alloys containing Mn“ in *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*, C. T. Liu, A. I. Taub, N. S. Stoloff und C. C. Koch, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1989, S. 391–396.
- [115] Y. Q. Sun, P. M. Hazzledine und J. W. Christian, „Intersections of deformation twins in TiAl“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 68, Nr. 3, S. 471–494, 1993.
- [116] M. A. Morris, „Dislocation interactions in two-phase TiAl alloys“ in *High-Temperature Intermetallic Alloys V*, I. Baker, R. Darolia, J. D. Whittenberger und M. H. Yoo, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1993, S. 403–408.
- [117] M. A. Morris, „Anomalous strengthening in TiAl Alloys: Dislocation mechanisms related to alloy composition“ in *Structural Intermetallics*, R. Darolia et al., Hg., Warrendale: TMS, 1993, S. 257–263.

- [118] D. S. Shih, D. S. Schwartz und J. E. O'neal, „Effects of strain rate and prestraining on tensile behavior of duplex gamma titanium aluminides“ in *High-Temperature Intermetallic Alloys V*, I. Baker, R. Darolia, J. D. Whittenberger und M. H. Yoo, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1993, S. 579–584.
- [119] S.-J. Youn, Y.-K. Kim, S.-W. Kim und K.-A. Lee, „Elevated temperature compressive deformation behaviors of  $\gamma$ -TiAl-based Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting“, *Intermetallics*, Jg. 124, S. 106859, 2020.
- [120] R. U. Vaidya, Z. Jin, C. Cady, G. T. Gray III und D. P. Butt, „A comparative study of the strain rate and temperature dependent compression behavior of Ti-46.5Al-3Nb-2Cr-0.2W and Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo intermetallic alloys“, *Scripta Materialia*, Jg. 41, Nr. 6, S. 569–574, 1999.
- [121] M. A. Morris und T. Lipe, „Strain rate sensitivity of the flow stress in a Ti-Al alloy: Analysis of the anomalous strengthening effect“, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Jg. 31, Nr. 6, S. 689–694, 1994.
- [122] S. Jiao, N. Bird, P. B. Hirsch und G. Taylor, „Yield stress anomalies in single crystals of Ti-54.5 at.% Al: III. Ordinary slip“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 81, Nr. 1, S. 213–244, 2001.
- [123] A. Couret, „Low and high temperature deformation mechanisms in TiAl alloys“, *Journal of Physics: Conference Series*, Jg. 240, S. 12001, 2010.
- [124] V. Imayev, T. Oleneva, R. Imayev, H.-J. Christ und H.-J. Fecht, „Microstructure and mechanical properties of low and heavy alloyed  $\gamma$ -TiAl +  $\alpha$ 2-Ti3Al based alloys subjected to different treatments“, *Intermetallics*, Jg. 26, S. 91–97, 2012.
- [125] M. A. Stucke, V. K. Vasudevan und D. M. Dimiduk, „Deformation behavior of [001] Ti-56Al single crystals“, *Materials Science and Engineering: A*, 192-193, S. 111–119, 1995.
- [126] S. Farenc und A. Couret, „Glide of perfect dislocations in TiAl“ in *High-Temperature Intermetallic Alloys V*, I. Baker, R. Darolia, J. D. Whittenberger und M. H. Yoo, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1993, S. 465–470.
- [127] S. Sriram, D. M. Dimiduk, P. M. Hazzledine und V. K. Vasudevan, „The geometry and nature of pinning points of  $\frac{1}{2}$   $\langle 110 \rangle$  unit dislocations in binary TiAl alloys“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 76, Nr. 5, S. 965–993, 1997.
- [128] F. Louchet und B. Viguier, „The local pinning-unzipping model: A statistical analysis for some stress anomalies“, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Jg. 31, Nr. 4, S. 369–374, 1994.

- [129] Q. Feng und S. H. Whang, „Cross-slip and glide behavior of ordinary dislocations in single crystal  $\gamma$ -Ti-56Al“, *Intermetallics*, Jg. 7, Nr. 9, S. 971–979, 1999.
- [130] L. Song, J. Lin und J. Li, „Ordinary dislocation configurations in high Nb-containing TiAl alloy deformed at high temperatures“, *Philosophical Magazine*, Jg. 97, Nr. 7, S. 515–526, 2017.
- [131] F. Appel, U. Lorenz, M. Oehring, U. Sparka und R. Wagner, „Thermally activated deformation mechanisms in micro-alloyed two-phase titanium aluminide alloys“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 233, S. 1–14, 1997.
- [132] M. A. Morris, T. Lipe und D. G. Morris, „Strain-ageing, strain-rate sensitivity, and flow stress variations at intermediate temperatures in a two-phase Ti-Al alloy“, *Scripta Materialia*, Jg. 34, Nr. 8, S. 1337–1343, 1996.
- [133] U. Fröbel und F. Appel, „Strain ageing in  $\gamma$ (TiAl)-based titanium aluminides due to antisite atoms“, *Acta Materialia*, Jg. 50, Nr. 14, S. 3693–3707, 2002.
- [134] G. Molénat, A. Couret und D. Caillard, „Peierls friction stresses and dynamic strain ageing in TiAl and Fe-30at.% Al alloys“, *Materials Science and Engineering: A*, 234-236, S. 660–663, 1997.
- [135] Y. L. CHIU, P. PENHOUD und P. Veyssi re, „Portevin–Le Chatelier Instability in L10 - TiAl Single Crystal“, *International Journal of Modern Physics B*, Jg. 20, S. 4189–4194, 2006.
- [136] L. P. Kubin und Y. Estrin, „Dynamic strain ageing and the mechanical response of alloys“, *Journal de Physique III*, Jg. 1, Nr. 6, S. 929–943, 1991.
- [137] C.-C. Li und W. C. Leslie, „Effects of dynamic strain aging on the subsequent mechanical properties of carbon steels“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 9, Nr. 12, S. 1765–1775, 1978.
- [138] M. V. Remez *et al.*, „Structure and Properties of TiAl-Based Alloys Doped with Niobium and Chromium“, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, Jg. 55, 1-2, S. 91–108, 2016.
- [139] U. Fröbel und F. Appel, „Strain ageing in  $\gamma$ (TiAl)-based and  $\alpha_2$ (Ti<sub>3</sub>Al) titanium aluminides“, *Intermetallics*, Jg. 14, 10-11, S. 1187–1193, 2006.
- [140] E. Macherauch und H.-W. Zoch, *Praktikum in Werkstoffkunde: 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik*. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2011.
- [141] A. van den Beukel, „Theory of the effect of dynamic strain aging on mechanical properties“, *Physica Status Solidi (a)*, Jg. 30, Nr. 1, S. 197–206, 1975.

- [142] D. Zhu, L. Wang, D. Zou, M. Yao und Q. Cai, „Anomalous strain rate dependence of the flow stress in TiAl intermetallic compounds“, *Journal of Materials Science Letters*, Jg. 11, Nr. 15, S. 1026–1028, 1992.
- [143] U. Christoph, F. Appel und R. Wagner, „Dislocation dynamics in carbon-doped titanium aluminide alloys“, *Materials Science and Engineering: A*, 239-240, S. 39–45, 1997.
- [144] T. T. Cheng, P. S. Bate, R. R. Botten und H. A. Lipsitt, „Strain ageing and yield plateau phenomena in  $\gamma$ -TiAl based alloys containing boron“, *Scripta Materialia*, Jg. 40, Nr. 3, S. 283–288, 1999.
- [145] D. G. Morris, M. M. Dadras und M. A. Morris-Muñoz, „Strain-ageing effects in  $\gamma$ -TiAl-based alloys“, *Intermetallics*, Jg. 7, Nr. 5, S. 589–598, 1999.
- [146] J. Herrmann, G. Inden und G. Sauthoff, „Deformation behaviour of iron-rich iron-aluminium alloys at high temperatures“, *Acta Materialia*, Jg. 51, Nr. 11, S. 3233–3242, 2003.
- [147] D. Risanti *et al.*, „Dependence of the brittle-to-ductile transition temperature (BDTT) on the Al content of Fe–Al alloys“, *Intermetallics*, Jg. 13, Nr. 12, S. 1337–1342, 2005.
- [148] A. S. Booth und S. G. Roberts, „The brittle-ductile transition in  $\gamma$ -TiAl single crystals“, *Acta Materialia*, Jg. 45, Nr. 3, S. 1045–1053, 1997.
- [149] R. D. Noebe, C. L. Cullers und R. R. Bowman, „The effect of strain rate and temperature on the tensile properties of NiAl“, *Journal of Materials Research*, Jg. 7, Nr. 3, S. 605–612, 1992.
- [150] Y. Wang, D. Lin und C. C. Law, „Brittle-to-ductile transition temperature and its strain rate sensitivity in a two-phase titanium aluminide with near lamellar microstructure“, *Journal of Materials Science*, Jg. 34, Nr. 13, S. 3155–3159, 1999.
- [151] Y.-W. Kim und S.-L. Kim, „Effects of microstructure and C and Si additions on elevated temperature creep and fatigue of gamma TiAl alloys“, *Intermetallics*, Jg. 53, S. 92–101, 2014.
- [152] V. Recina, D. Lundström und B. Karlsson, „Tensile, creep, and low-cycle fatigue behavior of a cast  $\gamma$ -TiAl-based alloy for gas turbine applications“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 33, Nr. 9, S. 2869–2881, 2002.
- [153] F. Appel, U. Sparka und R. Wagner, „Thermally activated processes and dislocation mobilities in two-phase  $\gamma$ -titanium aluminides“ in *High-Temperature Ordered*

- Intermetallic Alloys VI*, J. A. Horton, I. Baker, S. Hanada, R. D. Noebe und D. S. Schwartz, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1995, S. 623–628.
- [154] F. Appel, „Diffusion assisted dislocation climb in intermetallic gamma TiAl“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 317, 1-2, S. 115–127, 2001.
- [155] B. Dogan, R. Wagner und P. A. Beaven, „Fracture behaviour of a Ti-48.5Al-1Mn alloy“, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Jg. 25, Nr. 4, S. 773–778, 1991.
- [156] D. S. Lee, D. M. Dimiduk und S. Krishnamurthy, „Dynamic recrystallization in TiAl alloys“ in *High-Temperature Intermetallic Alloys V*, I. Baker, R. Darolia, J. D. Whittenberger und M. H. Yoo, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1993, S. 823–827.
- [157] J. Beddoes, L. Zhao, P. Au und W. Wallace, „The brittle-ductile transition in HIP consolidated near  $\gamma$ -TiAl + W and TiAl + Cr powder alloys“, *Materials Science and Engineering: A*, 192-193, S. 324–332, 1995.
- [158] X. Xu *et al.*, „Effect of V on the microstructure and brittle-to-ductile transition of directionally solidified high-Nb TiAl alloy“, *Intermetallics*, Jg. 142, S. 107455, 2022.
- [159] T. Hanamura, R. Uemori und M. Tanino, „Mechanism of plastic deformation of Mn-added TiAl L10-type intermetallic compound“, *Journal of Materials Research*, Jg. 3, Nr. 4, S. 656–664, 1988.
- [160] S. H. Whang und Y. D. Hahn, „Effect of Vanadium on Plastic Deformation in L10 TiAl Compound Alloys“ in *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*, C. T. Liu, A. I. Taub, N. S. Stoloff und C. C. Koch, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1989, S. 687–692.
- [161] Y. D. Hahn und S. H. Whang, „Deformation and its structure in L10 Ti-Al-Nb compound alloys“ in *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*, C. T. Liu, A. I. Taub, N. S. Stoloff und C. C. Koch, Hg., Pittsburgh: Materials Research Society, 1989, S. 385–390.
- [162] Y. Zheng, L. Zhao und K. Tangri, „Effects of Cr addition and heat treatment on the microstructure and tensile properties of a cast Ti-45Al-3Cr (at.%) alloy“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 208, Nr. 1, S. 80–87, 1996.
- [163] P. Schretter und H. Clemens, „Microstructure and Properties of  $\gamma$ -TiAl Based Alloys“, *Practical Metallography*, Jg. 33, Nr. 1, S. 17–35, 1996.
- [164] F. Appel, M. Oehring und R. Wagner, „Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys“, *Intermetallics*, Jg. 8, 9-11, S. 1283–1312, 2000.

- [165]W. J. Zhang, Z. C. Liu, G. L. Chen und Y. W. Kim, „Dislocation structure in a Ti-45 at.% Al-10 at.% Nb alloy deformed at room temperature“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 79, Nr. 5, S. 1073–1078, 1999.
- [166]W. J. Zhang, S. C. Deevi und G. L. Chen, „On the origin of superior high strength of Ti–45Al–10Nb alloys“, *Intermetallics*, Jg. 10, Nr. 5, S. 403–406, 2002.
- [167]C. Wells, „An analysis of the effect of slip character on cyclic deformation and fatigue“, *Acta Metallurgica*, Jg. 17, Nr. 4, S. 443–449, 1969, doi: 10.1016/0001-6160(69)90025-X.
- [168]M. Gell und G. R. Leverant, „Mechanisms of High-Temperature Fatigue“ in *Fatigue at Elevated Temperatures*, A. E. Carden, A. J. McEily und C. H. Wells, Hg., ASTM International, 1973, S. 37–67.
- [169]H.-J. Christ, *Wechselverformung von Metallen*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1991.
- [170]M. Klesnil und P. Lukáš, *Fatigue of metallic materials*. Amsterdam: Elsevier, 1992.
- [171]R. Zauter, F. Petry, H.-J. Christ und H. Mughrabi, „Thermomechanical Fatigue of the Austenitic Stainless Steel AISI 304L“ in *Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials*, H. Sehitoglu, Hg., ASTM International, 1993, S. 70–90.
- [172]H. Y. Yasuda, T. Nakano und Y. Umakoshi, „The deformation substructure in cyclically deformed TiAl PST crystals“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 73, Nr. 4, S. 1035–1051, 1996.
- [173]H. Y. Yasuda, T. Nakano und Y. Umakoshi, „Effect of lamellar structure and plastic anisotropy on the cyclic deformation and fatigue behaviour of TiAl PST crystals“, *Philosophical Magazine A*, Jg. 73, Nr. 4, S. 1053–1067, 1996.
- [174]Y. Umakoshi, H. Y. Yasuda und T. Nakano, „Plastic anisotropy and fatigue of TiAl PST crystals: a review“, *Intermetallics*, Jg. 4, S65-S75, 1996.
- [175]Y. Umakoshi, H. Y. Yasuda, T. Nakano und K. Ikeda, „Effect of deformation temperature on fatigue and fracture behavior in TiAl polysynthetically twinned crystals“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 29, Nr. 3, S. 943–950, 1998.
- [176]V. Recina, „High temperature low cycle fatigue properties of two cast gamma titanium aluminide alloys with refined microstructure“, *Materials Science and Technology*, Jg. 16, Nr. 3, S. 333–340, 2000.



- [177]H.-J. Christ, F. O. R. Fischer und H. J. Maier, „High-temperature fatigue behavior of a near- $\gamma$  titanium aluminide alloy under isothermal and thermo-mechanical conditions“, *Materials Science and Engineering: A*, 319-321, S. 625–630, 2001.
- [178]H.-J. Christ, F. O. R. Fischer und P. Schallow, „Isothermal high-temperature fatigue behaviour of a near- $\gamma$  titanium aluminide alloy“, *International Journal of Materials Research*, Jg. 94, Nr. 5, S. 532–538, 2003.
- [179]H. J. Maier, F. O. R. Fischer und H.-J. Christ, „Environmental Effects on the Isothermal and Thermomechanical Fatigue Behavior of a Near- $\gamma$  Titanium Aluminide“ in *Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials: 4th Volume*, A. McGaw, S. Kalluri, J. Bressers und S. D. Peteves, Hg., West Conshohocken, PA: ASTM International, 2003, 127-141.
- [180]C. Breuner, „Ermüdungsverhalten von Titanaluminid“, *Doktorandenseminar Bad Herrenalb*, 2019.
- [181]S. Nizamoglu, K.-H. Lang, S. Guth und M. Heilmaier, „A New Method for Determining the Brittle-to-Ductile Transition Temperature of a TiAl Intermetallic“, *Metals*, Jg. 10, Nr. 11, S. 1550, 2020.
- [182]M. Becker, „Das Wechselverformungsverhalten von Ck45 und Ck80 im Temperaturbereich  $295\text{ K} \leq T \leq 873\text{ K}$  (Dissertation)“, *Universität Karlsruhe*, 1987.
- [183]K. Pohl, „Zum Wechselverformungsverhalten des Stahls Ck10 im Temperaturbereich  $293\text{ K} \leq T \leq 850\text{ K}$  (Dissertation)“, *Universität Karlsruhe*, 1981.
- [184]Y. Pan, *Zum Wechselverformungsverhalten unlegierter Stähle unter besonderer Berücksichtigung dynamischer Reckalterungsphänomene*. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1990.
- [185]A. Menand, A. Huguet und A. Nérac-Partaix, „Interstitial solubility in  $\gamma$  and  $\alpha_2$  phases of TiAl-based alloys“, *Acta Materialia*, Jg. 44, Nr. 12, S. 4729–4737, 1996.
- [186]C. Zener und J. H. Hollomon, „Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel“, *Journal of Applied Physics*, Jg. 15, Nr. 1, S. 22–32, 1944.
- [187]K. S. Chan und D. S. Shih, „Fatigue and fracture behavior of a fine-grained lamellar TiAl alloy“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 28, Nr. 1, S. 79–90, 1997.
- [188]E. Schwaighofer *et al.*, „Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi-phase  $\gamma$ -TiAl based alloy“, *Intermetallics*, Jg. 44, S. 128–140, 2014.

- [189] S. Z. Zhang, Y. B. Zhao, C. J. Zhang, J. C. Han, M. J. Sun und M. Xu, „The microstructure, mechanical properties, and oxidation behavior of beta-gamma TiAl alloy with excellent hot workability“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 700, S. 366–373, 2017.
- [190] A. Brotzu, F. Felli, F. Marra, D. Pilone und G. Pulci, „Mechanical properties of a TiAl-based alloy at room and high temperatures“, *Materials Science and Technology*, Jg. 34, Nr. 15, S. 1847–1853, 2018.
- [191] S. Biamino *et al.*, „Electron beam melting of Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation“, *Intermetallics*, Jg. 19, Nr. 6, S. 776–781, 2011.
- [192] S. Guth *et al.*, „Influence of oxidation protective SiAl coatings on the tensile and fatigue behavior of Ti–48Al–2Cr–2Nb at elevated temperatures“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 858, S. 144182, 2022.
- [193] D. Caillard, „Dynamic strain ageing in iron alloys: The shielding effect of carbon“, *Acta Materialia*, Jg. 112, S. 273–284, 2016.
- [194] G. Meric de Bellefon und J. C. van Duysen, „Tailoring plasticity of austenitic stainless steels for nuclear applications: Review of mechanisms controlling plasticity of austenitic steels below 400 °C“, *Journal of Nuclear Materials*, Jg. 475, S. 168–191, 2016.
- [195] V. V. Shirokov und O. I. Eliseeva, „Influence of impurity atoms on the mechanical properties of group Va metals and alloys based on them“, *Soviet materials science: a transl. of Fiziko-khimicheskaya mekhanika materialov/Academy of Sciences of the Ukrainian SSR*, Jg. 18, Nr. 6, S. 471–474, 1983.
- [196] R. Kainuma, Y. Fujita, H. Mitsui, I. Ohnuma und K. Ishida, „Phase equilibria among  $\alpha$  (hcp),  $\beta$  (bcc) and  $\gamma$  (L10) phases in Ti–Al base ternary alloys“, *Intermetallics*, Jg. 8, Nr. 8, S. 855–867, 2000.
- [197] J. Bresler, „Einfluss der Legierungselemente Niob, Tantal und Zirkonium auf das Hochtemperaturverhalten volllamellarer Titanaluminide (Dissertation)“, *Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg*, 2019.
- [198] X. Zan, Y. He, Y. Wang und Y. Xia, „Dynamic behavior and fracture mode of TiAl intermetallics with different microstructures at elevated temperatures“, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Jg. 21, Nr. 1, S. 45–51, 2011.

- [199] Y. Wang, D. Lin und C. C. Law, „The effect of boron addition on brittle-to-ductile transition temperature and its strain rate sensitivity in gamma titanium aluminide“, *Journal of Materials Science*, Jg. 35, Nr. 12, S. 3083–3087, 2000.
- [200] G. Frommeyer, W. Wunderlich, T. Kremser und Z. G. Liu, „Strength properties and enhanced plasticity of intermetallic Ti-Al-(CrSi) alloys“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 152, S. 166–172, 1992.
- [201] Y. Guo, S. Xiao, Y. Chen, J. Tian, Z. Zheng und L. Xu, „High temperature tensile properties and fracture behavior of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-bearing Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy“, *Intermetallics*, Jg. 126, S. 106933, 2020.
- [202] G. Hénaff und A.-L. Gloanec, „Fatigue properties of TiAl alloys“, *Intermetallics*, Jg. 13, Nr. 5, S. 543–558, 2005.
- [203] M. Jouiad, A.-L. Gloanec, M. Grange und G. Hénaff, „Cyclic deformation mechanisms in a cast gamma titanium aluminide alloy“, *Materials Science and Engineering: A*, 400-401, S. 409–412, 2005.
- [204] A. L. Gloanec, M. Jouiad, D. Bertheau, M. Grange und G. Hénaff, „Low-cycle fatigue and deformation substructures in an engineering TiAl alloy“, *Intermetallics*, Jg. 15, Nr. 4, S. 520–531, 2007.
- [205] A. L. Gloanec, T. Milani und G. Hénaff, „Impact of microstructure, temperature and strain ratio on energy-based low-cycle fatigue life prediction models for TiAl alloys“, *International Journal of Fatigue*, Jg. 32, Nr. 7, S. 1015–1021, 2010.
- [206] T. S. Srivatsan, W. O. Soboyejo und M. Strangwood, „Cyclic fatigue and fracture behavior of a gamma-titanium aluminide intermetallic“, *Engineering Fracture Mechanics*, Jg. 52, Nr. 1, S. 107–120, 1995.
- [207] P. Beran, M. Heczko, T. Kruml, T. Panzner und S. van Petegem, „Complex investigation of deformation twinning in  $\gamma$ -TiAl by TEM and neutron diffraction“, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Jg. 95, S. 647–662, 2016.
- [208] T. K. Heckel und H.-J. Christ, „Thermomechanical Fatigue of the TiAl Intermetallic Alloy TNB-V2“, *Experimental Mechanics*, Jg. 50, S. 717–724, 2010.
- [209] G. Merckling, „Kriech- und Ermüdungsverhalten ausgewählter metallischer Werkstoffe bei höheren Temperaturen (Dissertation)“, *Universität Karlsruhe (TH)*, 1989.
- [210] G. Malakondaiah und T. Nicholas, „High-temperature low-cycle fatigue of a gamma titanium aluminide alloy Ti-46Al-2Nb-2Cr“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 27, Nr. 8, S. 2239–2251, 1996.

- [211] F. Appel, T. K. Heckel und H.-J. Christ, „Electron microscope characterization of low cycle fatigue in a high-strength multiphase titanium aluminide alloy“, *International Journal of Fatigue*, Jg. 32, Nr. 5, S. 792–798, 2010.
- [212] H. Y. Yasuda, T. Nakano und Y. Umakoshi, „Thermal stability of deformation substructure of cyclically deformed TiAl PST crystals“, *Intermetallics*, Jg. 4, Nr. 4, S. 289–298, 1996.
- [213] Z. C. Liu, J. P. Lin, S. J. Li und G. L. Chen, „Effects of Nb and Al on the microstructures and mechanical properties of high Nb containing TiAl base alloys“, *Intermetallics*, Jg. 10, Nr. 7, S. 653–659, 2002.
- [214] M. Es-Souni, A. Bartels und R. Wagner, „Creep deformation and creep microstructures of a near  $\gamma$ -TiAl alloy Ti-48Al-2Cr“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 171, 1-2, S. 127–141, 1993.
- [215] Y. Wang, D. Lin, T. L. Lin, Y. Zhou, Y. Xia und C. C. Law, „Dynamic tensile properties of Ti-47Al-2Mn-2Nb alloy“, *Journal of Materials Science*, Jg. 34, Nr. 3, S. 509–513, 1999.
- [216] P. Schallow und H.-J. Christ, „High-temperature fatigue behaviour of a second generation near- $\gamma$  titanium aluminide sheet material under isothermal and thermomechanical conditions“, *International Journal of Fatigue*, Jg. 53, S. 15–25, 2013.
- [217] H. J. Frost und M. F. Ashby, *Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. Oxford: Pergamon Press, 1982.
- [218] A. Gorzel und G. Sauthoff, „Diffusion creep of intermetallic TiAl alloys“, *Intermetallics*, Jg. 7, 3-4, S. 371–380, 1999.
- [219] C. Herzig, T. Przeorski, M. Friesel, F. Hisiker und S. Divinski, „Tracer solute diffusion of Nb, Zr, Cr, Fe, and Ni in  $\gamma$ -TiAl: effect of preferential site occupation“, *Intermetallics*, Jg. 9, Nr. 6, S. 461–472, 2001.
- [220] C. Herzig, T. Przeorski und Y. Mishin, „Self-diffusion in  $\gamma$ -TiAl: an experimental study and atomistic calculations“, *Intermetallics*, Jg. 7, 3-4, S. 389–404, 1999.
- [221] S. Kroll, H. Mehrer, N. Stolwijk, C. Herzig, R. Rosenkranz und G. Frommeyer, „Titanium Self-diffusion in the Intermetallic Compound  $\gamma$ -TiAl / Selbstdiffusion von Titanium in der intermetallischen Verbindung  $\gamma$ -TiAl“, *International Journal of Materials Research*, Jg. 83, Nr. 8, S. 591–595, 1992.

- [222] F. Appel, D. Herrmann, F. D. Fischer, J. Svoboda und E. Kozeschnik, „Role of vacancies in work hardening and fatigue of TiAl alloys“, *International Journal of Plasticity*, Jg. 42, S. 83–100, 2013.
- [223] Z. S. Basinski und S. J. Basinski, „Electrical resistivity of fatigued copper crystals“, *Acta Metallurgica*, Jg. 37, Nr. 12, S. 3275–3281, 1989.
- [224] T. Ohashi und Y. Okuyama, „Density evolution of atomic vacancies in copper single crystals during initial stage of fatigue deformation“, *Philosophical Magazine*, Jg. 99, Nr. 24, S. 3032–3058, 2019.
- [225] J. Polák, „Resistivity of fatigued copper single crystals“, *Materials Science and Engineering*, Jg. 89, S. 35–43, 1987.
- [226] J. Polák, „Production, annihilation and migration of point defects in cyclic straining“, *Materialia*, Jg. 14, S. 100938, 2020.
- [227] AMG GfE,  $\gamma$ -TiAl RNT650 Ingots. [Online]. Verfügbar unter:  
[https://www.gfe.com/02\\_produkte\\_loesungen/02\\_titanaluminide/PDB/pdb\\_gamma-tial\\_rnt650-ingot\\_v2.pdf](https://www.gfe.com/02_produkte_loesungen/02_titanaluminide/PDB/pdb_gamma-tial_rnt650-ingot_v2.pdf) (Zugriff am: 13. Oktober 2022).
- [228] AMG GfE,  $\gamma$ -TiAl 48-2-2 Ingots. [Online]. Verfügbar unter:  
[https://www.gfe.com/02\\_produkte\\_loesungen/02\\_titanaluminide/PDB/pdb\\_gamma-tial\\_48-2-2-ingot\\_v2.pdf](https://www.gfe.com/02_produkte_loesungen/02_titanaluminide/PDB/pdb_gamma-tial_48-2-2-ingot_v2.pdf) (Zugriff am: 13. Oktober 2022).