

Charakterisierung der Schädigungsmechanismen bei mechanischer und thermomechanischer Ermüdung einer hochfesten Gamma-TiAl-Legierung

ALI EL-CHAIKH



SIEGENER WERKSTOFFKUNDLICHE BERICHTE | BAND 25/2020
HERAUSGEBER: PROF. DR.-ING. HABIL. H.-J. CHRIST



Ali El-Chaikh

Charakterisierung der Schädigungsmechanismen bei mechanischer und thermomechanischer Ermüdung einer hochfesten γ -TiAl-Legierung

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen
Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über
<http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Dissertation, Universität Siegen, 2020

Herausgeber:
Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ
Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung
Institut für Werkstofftechnik
Paul-Bonatz-Str. 9-11
Universität Siegen
D-57068 Siegen

© Copyright Ali El-Chaikh 2020

© Copyright Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung,
Universität Siegen 2020

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdruckes,
der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung
in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

urn:nbn:de:hbz:467-16195
<https://dspace.ub.uni-siegen.de/handle/ubsi/1619>
<https://doi.org/10.25819/ubsi/2468>
ISSN 2193-5114

Charakterisierung der Schädigungsmechanismen bei mechanischer und thermomechanischer Ermüdung einer hochfesten γ -TiAl-Legierung

DISSERTATION

zur Erlangung des Grades eines Doktors
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Ali El-Chaikh
aus Libanon

eingereicht bei der

Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät
der Universität Siegen

Siegen 2019

Erstgutachter: Univ.- Prof. Dr.- Ing. habil. Hans-Jürgen Christ

Zweitgutachter: Univ.- Prof. Dr.- Ing. Florian Pyczak

Tag der mündlichen Prüfung: 28. Februar 2020

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstofftechnik der Universität Siegen.

Mein herzlicher Dank gilt an erster Stelle Herrn Professor Dr.-Ing. Hans-Jürgen Christ, der durch seine Anregung und die Schaffung vorbildlicher Arbeitsbedingungen diese Dissertation ermöglicht hat.

Ebenfalls möchte ich mich bei Herren Professor Dr.-Ing. Florian Pyczak von der Brandenburgische Technische Universität Cottbus-Senftenberg für die Übernahme des zweiten Gutachtens bedanken.

Herrn Dr. Fritz Appel vom Helmholtz-Zentrum Geesthacht danke ich für die zahlreichen Diskussionen.

Allen technischen und (ehemaligen) wissenschaftlichen Mitarbeitern des Instituts für Werkstofftechnik danke ich für ihre großartige Unterstützung. Insbesondere bedanke ich mich bei Lisa Wiederstein, Dipl.-Ing. Wolfgangkramer, Dr.-Ing. Thomas Heckel, Dr.-Ing. Ken Wackermann, Dr.-Ing. Peter Schmidt und Dipl.-Ing. Björn Wollny.

Meiner Frau Hazzar, meinen Kindern Jara und Hadi und meinen Eltern danke ich für ihre moralische Unterstützung insbesondere während der Niederschrift. Ihnen soll diese Arbeit gewidmet sein.

Lindenberg, im April 2020

Ali El-Chaikh

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungen und Symbole	III
Kurzfassung	VI
Abstract.....	VII
1 Einleitung.....	1
2 Grundlagen und Literaturkenntnisstand	3
2.1 γ -TiAl.....	3
2.1.1 Phasen im System Ti-Al-Nb (oder Legierungsentwicklung)	4
2.1.2 Wärmebehandlung und Mikrostruktur	7
2.1.3 Legierungsentwicklung und Einfluss der Legierungselemente	10
2.2 Verformungsmechanismen von γ -TiAl	17
2.3 Wechselverformungsverhalten metallischer Werkstoffe	20
2.3.1 Modellierung des Wechselverformungsverhaltens	23
2.3.2 Methoden der Lebensdauerabschätzung	33
2.4 Wechselverformungsverhalten von γ -TiAl.....	37
2.4.1 Isothermes Wechselverformungsverhalten	37
2.4.2 Thermomechanisches Wechselverformungsverhalten.....	41
3 Experimentelles.....	46
3.1 Untersuchte Legierung	46
3.2 Prüfmaschine.....	47
3.3 Versuchsparameter	48
3.4 Mikroskopie.....	49
4 Ergebnisse und Diskussion	50
4.1 Isothermes Wechselverformungsverhalten von TNB-V2	50
4.1.1 Einfluss der Dehnungsamplitude und der Temperatur auf das isotherme Wechselverformungsverhalten	50
4.1.2 Einfluss der Umgebung auf die Lebensdauer	56

4.1.3	Bruchflächen	57
4.1.4	Mikrostruktur nach LCF-Beanspruchung.....	59
4.2	Thermomechanisches Wechselverformungsverhalten von TNB-V2.....	65
4.2.1	Einfluss der Dehnungsamplitude und der maximalen Temperatur auf das thermomechanische Wechselverformungsverhalten	65
4.2.2	Einfluss der Umgebung auf die TMF-Lebensdauer.....	72
4.2.3	Vergleich des Wechselverformungsverhaltens unter TMF- und LCF-Beanspruchung	81
4.2.4	Vergleich des TMF-Verhaltens von TNBV-2 mit verschiedenen γ -TiAl-Legierungen	82
4.2.5	Mikrostruktur nach TMF-Beanspruchung	85
4.3	Modellierung des thermomechanischen Wechselverformungsverhaltens von TNB-V2.....	88
4.4	Modell zur Beschreibung der Lebensdauer bei isothermer und thermomechanischer Wechselverformung	94
4.4.1	Modellentwicklung	99
4.4.2	Anwendung des Modells auf die Versuchsergebnisse	101
4.4.3	Ermittlung eines LCF-Schwellenwerts für TNB-V2 in Abhängigkeit von der Temperatur.....	104
5	Zusammenfassung und Ausblick.....	108
6	Literaturverzeichnis	112

Abkürzungen und Symbole

Abkürzungen

ASTM	American Society for Testing and Materials
BDDT	Brittle-to-Ductile Transition Temperature: spröd-duktil Übergangstemperatur
BSE	Back scattered electrons: Rückstreuungselektronen
CD	Clockwise-Diamond (TMF-Beanspruchung mit 90° Phasenverschiebung)
CCD	Counter-Clockwise-Diamond (TMF-Beanspruchung mit 270° Phasenverschiebung)
DUP	Drucklastumkehrpunkt
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie (engl.: Energy-dispersive X-ray spectroscopy)
FEM	Finite Elemente Methode
HCF	High Cycle Fatigue: Bereich zwischen $5 \cdot 10^4$ und $2 \cdot 10^6$ Bruchzyklen
hdp	Hexagonal dichtest gepackt
HIP	Heißisostatisches Pressen
HZG	Helmholtz-Zentrum Geesthacht
IP	In-Phase (gleichphasige TMF Beanspruchung)
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
LCF	Low Cycle Fatigue: Bereich unterhalb von $5 \cdot 10^4$ Zyklen
MTS	Material Testing Systems
OP	Out-of-Phase (gegenphasige TMF Beanspruchung)
P_{Ges}	Schädigungsparameter
P_{max}	Schädigung durch die Zugspannung
P_{min}	Schädigung durch die Druckspannung
P_m	Schädigung durch die Mittelspannung
PSB	persistente Gleitbänder
P_{SWT}	Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper
P_{HL}	Schädigungsparameter nach Haibach und Lehrke
R	allgemeine Gaskonstante
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RT	Raumtemperatur
SE	Secondary electrons: Sekundärelektronen
SVF	Streckgrenzenverteilungsfunktion
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
TiAl	Titanaluminide
TMF	Thermo-Mechanical Fatigue: Thermomechanische Ermüdung
TNB	Gamma-Titanaluminid-Legierungen mit den Hauptlegierungselementen Titan, Niob und Bor
TNM	Gamma-Titanaluminid-Legierungen mit den Hauptlegierungs-

	elementen Titan, Niob und Molybdän
VAR	Vacuum Arc Remelting: Vakuum-Lichtbogen-Schmelzverfahren
VHCF	Very High Cycle Fatigue: Bereich oberhalb einer Bruchzyklenzahl von $2 \cdot 10^6$
VIM	Vakuum-Induktionsschmelzen
ZUP	Zuglastumkehrpunkt

Griechische Symbole

α	α -Phase
α^{Rp}	Mittelspannungsparameter
β	β -Phase
γ	γ -Phase
γ -PX	Titanaluminid-Legierung
γ -MET	Titanaluminid-Legierung
$\Delta \varepsilon / 2$	Dehnungsamplitude
$\Delta \varepsilon_{ges} / 2$	Gesamtdehnungsamplitude
$\Delta \varepsilon_{el} / 2$	elastische Dehnungsamplitude
$\Delta \varepsilon_{pl} / 2$	plastische Dehnungsamplitude
$\Delta \sigma / 2$	Spannungsamplitude
ΔT	Temperaturdifferenz
ε	Gesamtdehnung
ε_{el}	elastische Dehnung
ε_{eff}	effektive Dehnung
ε_f'	Ermüdungsduktilitätskoeffizient
ε_{pl}	plastische Dehnung
ε_r	relative Dehnung
ε_{th}	thermische Dehnung
$f_p(\sigma_{if})$	Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion
f_p, \tilde{f}_{pi}	Flächenanteil bzw. Flächenanteil eines Elements
σ_{eff}	effektive Spannung
σ_{DUP}	Spannung am Drucklastumkehrpunkt
σ_f'	Ermüdungsfestigkeitskoeffizient
σ_{if}	Streckgrenze der einzelnen Elemente
σ_i	Elementspannung
σ_m	Mittelspannung
σ_r	relative Spannung
σ_s	Sättigungsspannung
σ_v	verfestigte Spannung
σ_{ZUP}	Spannung am Zuglastumkehrpunkt

Lateinische Symbole

A_4	Bruchdehnung
b	Ermüdungsfestigkeitsexponent
B_2	geordnete Variante der Beta-Phase
B_{19}	Variante der Beta-Phase
C	Werkstoffparameter in Ramberg-Osgood-Gleichung
C_r	Werkstoffparameter in Kriechanteil für TNB-V2
c	Ermüdungsduktilitätsexponent
E	Elastizitätsmodul
E_s	integraler Elastizitätsmodul
H_i	Anzahl der Hindernisse
N	Zyklenzahl
N_B	Bruchzyklenzahl
N_{Bi}	für eine Belastung prognostizierte Bruchzyklenzahl
n	Verfestigungsexponent
n^*	Werkstoffparameter in Ramberg-Osgood-Gleichung
n_i	unter einer Belastung i durchlaufende Zyklen
n_{Cr}	Spannungsexponent
m	Steigung der logistischen Funktion
p	Verfestigungsfaktor
p_{H_i}	temperaturabhängiger Parameter für Verfestigungsanteil in Masing-Modell
Q_{eff}	scheinbare Aktivierungsenergie
R_m	Zugfestigkeit
R_p	Dehngrenze
$R_{p0,2}$	0,2%-Dehngrenze
R_ε	Dehnungsverhältnis
s	Stärke der Verfestigung
T	Temperatur
T_α	Alpha-Transustemperatur
T_e	eutektoide Temperatur
T_m	mittlere Temperatur
T_{min}	Untertemperatur
T_{max}	Obertemperatur
Ti_{Al}	Ti-Aluminum Antistrukturatomen
V_f	Versetzungsanzahl
V_{Ges}	Gesamtanzahl der Versetzungen
V_H	Versetzungen bei Hindernissen
$x, \Delta x, y_{max}$ und y_{min}	Parameter der logistischen Funktion
w_{BB}, x_{BB}, y_{BB} und z_{BB}	Gewichtsfaktoren zur Anpassung des Modells von (Buchholz 2012)

Kurzfassung

Ziel dieser Arbeit war, das Hochtemperaturermüdungsverhalten der γ -TiAl-Legierung TNB-V2 zu untersuchen. Zu diesem Zweck wurden gesamtdehnungsgeregelte Ermüdungsversuche unter isothermen (LCF) und thermomechanischen (TMF) Bedingungen bei einem Dehnungsverhältnis von $R_\epsilon = -1$ durchgeführt. Der Werkstoff zeigt unter LCF-Beanspruchung eine deutliche Abhängigkeit der Lebensdauer von der Dehnungsamplitude. Bei niedrigen Temperaturen und hoher Dehnungsamplitude führt eine dynamische Reckalterung zur Verfestigung des Werkstoffs bis zum Bruch. Die Mikrostruktur zeigt hauptsächlich Zwillingsbildung und hohe Versetzungsdichte. Ab 650°C findet bei hohen Dehnungsamplituden eine Entfestigung des Werkstoffs statt. Die Mikrostruktur weist bei Temperaturen über die BDTT eine Degradation der lamellaren Morphologie auf, in der sich überschüssige α_2 -Phase in γ -Phase umwandelt. Unter TMF-Beanspruchung wirkt sich die resultierende Druckmittelspannung unter In-Phase- (IP-) Beanspruchung positiv auf die Lebensdauer aus und führt bei niedrigen Dehnungsamplituden zu höheren Lebensdauern als unter LCF-Bedingung. Die TMF-Ergebnisse zeigten auch, dass eine niedrige Untertemperatur von 350°C zu verstärkt auftretender dynamischer Reckalterung führt. Dieser Effekt der dynamischen Reckalterung führt wiederum zusammen mit dem Umgebungseinfluss zu einer drastischen Reduzierung der Lebensdauer unter OP-Beanspruchung. Die Mikrostruktur zeigt im Gegensatz zu der isotherm ermüdeten Mikrostruktur keine dynamische Erholung in den γ -Körnern. Die Versetzungen werden unter TMF-Beanspruchung während der Tieftemperaturphase erzeugt. Die Lebensdauern unter IP-, OP- und LCF-Beanspruchungen konnten durch ein gemeinsames Modell gut beschrieben werden. Das Modell besteht aus zwei Teilen. Zum einen wurde das Wechselverformungsverhalten mit Hilfe eines erweiterten Multikomponentenmodells modelliert. Zum anderen wurde ein Schädigungsparameter zur Lebensdauerbeschreibung definiert, dessen benötigten Eingangsgrößen durch das erweiterte Multikomponentenmodell geliefert werden. Durch die Kombination beider Modelle konnte bei der Lebensdauerbeschreibung ein Mikrostrukturbezug gewährleistet werden.

Abstract

Aim of this work was the investigation of the high temperature fatigue behavior of the γ -TiAl-alloy TNB-V2. Total strain-controlled fatigue experiments under isothermal (LCF) and thermo-mechanical (TMF) conditions were performed at a strain ratio of $R=-1$. The alloy shows under LCF conditions a clear dependency of the fatigue life on the strain amplitude. At low temperatures and high strain amplitudes strain aging leads to a cyclic hardening until fracture. The microstructure shows mainly formation of twinning and high dislocation density. Above 650°C cyclic softening takes place at high strain amplitudes. The microstructure shows above the BDTT a degradation of the lamellar morphology, where a transformation of the excess α_2 phase into the γ phase takes place. Under in-phase (IP)-condition the compressive mean stresses exhibit a beneficial effect on the fatigue life. This leads at low strain amplitudes to higher fatigue lives than under LCF conditions. The TMF experiments show also that a low minimum temperature of 350°C enhances the dynamic strain aging and causes together with the environment a considerable decrease of the fatigue life under out-of-phase (OP) condition. In contrast to LCF microstructure the TMF microstructure shows no dynamic recrystallisation in the γ -grains. Under TMF condition dislocations are generated during the minimum temperature phase. The fatigue lives under IP, OP, and LCF conditions were described by means of a single model, which consists of two parts. In the first, part the TMF hysteresis loop was simulated by means of a modified multi-component model. In the second part, a damage parameter for the fatigue life description was defined. The parameters of the stress-strain response needed for this model were calculated by means of the multi-component model mentioned above. Due to the combination of these two models a microstructure reference was assured during fatigue life description.

1 Einleitung

William Gregor (Abbildung 1-1) entdeckte Titan 1791 und berichtete über einen ungewöhnlichen magnetischen schwarzen Sand (engl. black sand), das FeTiO_3 (Housley 2007). Erst viele Jahre später (1910) konnte reines Titan gewonnen werden. Mit der Entdeckung dieses Elements wurde eine Basis geschaffen, um viele für die Technik interessante Werkstoffe zu entwickeln. Ende der 80er Jahre wurde dann eine Legierungsgruppe entdeckt, welche auf der intermetallischen Verbindung $\gamma\text{-TiAl}$ basiert. Diese Legierungen sind aufgrund ihrer hervorragenden mechanischen Eigenschaften bis zu Temperaturen von 800°C , bei gleichzeitig niedriger Dichte, für den Einsatz in Flugzeugturbinen sehr gut geeignet.

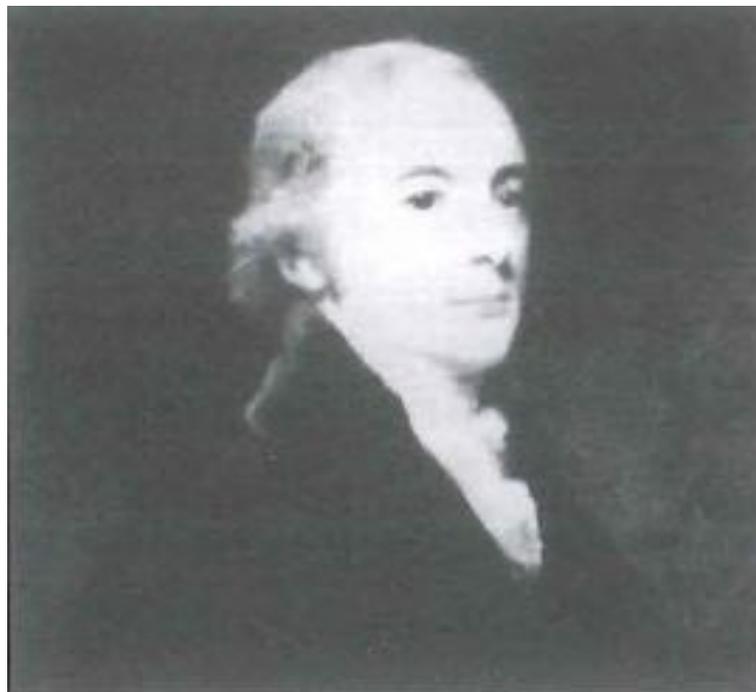


Abbildung 1-1: William Gregor entdeckte als Erster FeTiO_3 , eine sehr wichtige Quelle zur Gewinnung vom Titan; Bild aus dem Buch „*Black Sand, The History of Titanium*“ (Housley 2007)

Die ersten Legierungen besaßen infolge der Zugabe von Kohlenstoff und Vanadium ein schlechtes Oxidationsverhalten und durch die Bildung von Karbiden bei hohen Temperaturen niedrige Duktilität und Zähigkeit. Den Durchbruch schaffte eine Legierung der zweiten Generation erst im Jahre 2012, als die ersten Flüge mit Niederdruckturbinenschaufeln (Einsatztemperatur ca. 750°C)

aus γ -TiAl-Legierungen mit einer Boeing 787 realisiert wurden. Bei der Entwicklung der γ -TiAl-Legierungen spielten die TNB-Legierungen aus der dritten Generation mit der verbesserten Oxidations- und Kriechbeständigkeit durch das Zulegieren mit Niob und Molybdän eine große Rolle. In der neuesten Generation konnte man durch die Abstimmung des Al-, Nb- und Mo-Gehalts diese Legierungen gut unter Hochtemperatur mit konventionellen Schmiedereinrichtungen umformen. Seit September 2014 kommt die geschmiedete Version einer neuen γ -TiAl-Legierung aus der vierten Generation zum Einsatz. Die Verbesserung des Umformverhaltens von γ -TiAl-Legierungen durch Zulegieren von Mo hat mit den TNB-Legierungen, die die Grundlagen für die Legierungen der vierten Generation bildeten, angefangen. Eine dieser Legierungen, nämlich die „TNB-V2“, wurde von dem Helmholtz-Zentrum Geesthacht (ehemals GKSS) entwickelt. Über diese Legierung liegen in der Fachliteratur nur wenige Informationen über das Ermüdungsverhalten bei hohen Temperaturen vor. Aus diesem Grund wurde in dieser Arbeit das Hochtemperaturermüdungsverhalten der γ -TiAl-Legierung TNB-V2 untersucht.

Zu diesem Zweck wurden isotherme und thermomechanische Versuche an Luft und unter Vakuum in einem Temperaturbereich zwischen 350-850°C durchgeführt, um das Verhalten sowie die Verformungsmechanismen des Werkstoffs bei solchen komplexen Bedingungen zu verstehen. Die thermomechanischen Versuche sind bei einer niedrigen Untertemperatur und zwei Dehnungsamplituden durchgeführt worden, um möglichst einen großen Bereich abzudecken. Mit den isothermen gesamtdehnungskontrollierten Versuchen bei drei Dehnungsamplituden konnte eine große Datenbasis für die Modellierung gesammelt werden. Die TEM-Untersuchungen dienten der Charakterisierung des Verformungsverhaltens; die so gewonnenen Erkenntnisse wurden für die Modellierung der Verfestigungs- und Entfestigungsvorgänge im Masing-Modell verwendet. Weiterhin konnte die Lebensdauer unter isothermen und thermomechanischen Beanspruchungen mit demselben Modell beschrieben werden, dessen Parameter mit Hilfe des für TNB-V2 angepassten Masing-Modells berechnet wurden.

2 Grundlagen und Literaturkenntnisstand

2.1 γ -TiAl

Besitzt ein Werkstoff gute mechanische Eigenschaften bei niedriger Dichte, so gewinnt er direkt an Interesse in vielen Einsatzgebieten. Intermetallische Legierungen auf Basis von γ -TiAl bieten bis zu einer Einsatztemperatur von 800°C eine einzigartige Kombination aus guten mechanischen Eigenschaften und niedriger Dichte (Dimiduk 1999). Abbildung 2-1 zeigt einen Vergleich der spezifischen Festigkeit und des spezifischen E-Moduls von γ -TiAl-Legierungen und anderen Legierungen bei verschiedenen Temperaturen.

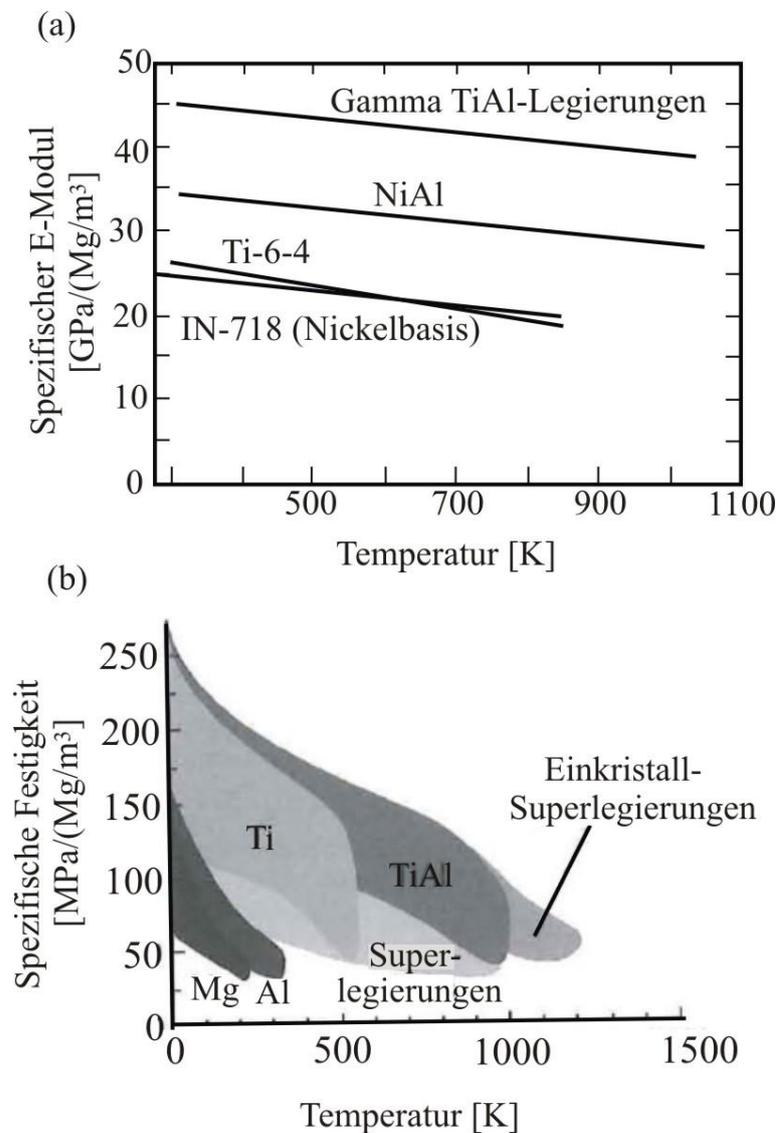


Abbildung 2-1: (a) spezifischer E-Modul und (b) spezifische Festigkeit von TiAl im Vergleich zu anderen Strukturwerkstoffen (Appel, Paul und Oehring 2011)

Neben den hohen spezifischen Festigkeiten und E-Moduln zeichnen sich γ -TiAl-Legierungen durch ihren hohen Schmelzpunkt und ihr gutes Oxidationsverhalten aus. Aus diesem Grund werden γ -TiAl-Legierungen im Bereich des Luft- und Automobilmotorenbaus serienmäßig eingesetzt, um den Treibstoffverbrauch und den Schadstoffausstoß bei Verbrennungsprozessen zu verringern und den Wirkungsgrad zu erhöhen. Legierungen aus γ -TiAl wurden bereits im Jahre 2000 in der Formel 1 und anderen Rennsportanwendungen eingesetzt. Hierbei sind die Motoren mit Turboladerlaufrädern und Auslassventilen aus speziell entwickelten γ -TiAl-Legierungen ausgestattet (Sommer und Keijzers 2003) (Tetsui 2002) (Clemens und Kestler 2000). Abbildung 2-2 zeigt einige typische Bauteile, die aus unterschiedlichen TiAl-Legierungen hergestellt wurden.

Der amerikanische Triebwerkhersteller „General Electric“ setzte den Werkstoff bereits in der GEnx-1B Turbine des Boeing 787 Dreamliner erfolgreich ein. Es handelt sich dabei um Turbinenschaufeln der letzten zwei Stufen im Bereich der Niederdruckturbine (Appel, Paul und Oehring 2011).



Abbildung 2-2: Bauteile aus unterschiedlichen TiAl-Legierungen für den Einsatz in Verbrennungsmotoren und Flugtriebwerken; von links nach rechts: Auslassventile, Turboladerlaufräder und Turbinenschaufel (Smarsly, Bauer, et al. 2001)

2.1.1 Phasen im System Ti-Al-Nb (oder Legierungsentwicklung)

Das in Abbildung 2-3 dargestellte Zweistoffsystem Ti-Al enthält verschiedene relevante intermetallische Phasen wie $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$, $\gamma(\text{TiAl})$ und $\eta(\text{TiAl}_3)$. Diese

intermetallischen Phasen waren für lange Zeit eine attraktive Basis als Leichtbau- und Hochtemperaturwerkstoffe.

Allerdings zeigte intensive Forschung auf dem Gebiet, dass nur Legierungen auf Basis der $\gamma(\text{TiAl})$ -Phase mit einem kleinen Anteil der $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ -Phase (Abbildung 2-4) für technische Anwendungen interessant sind.

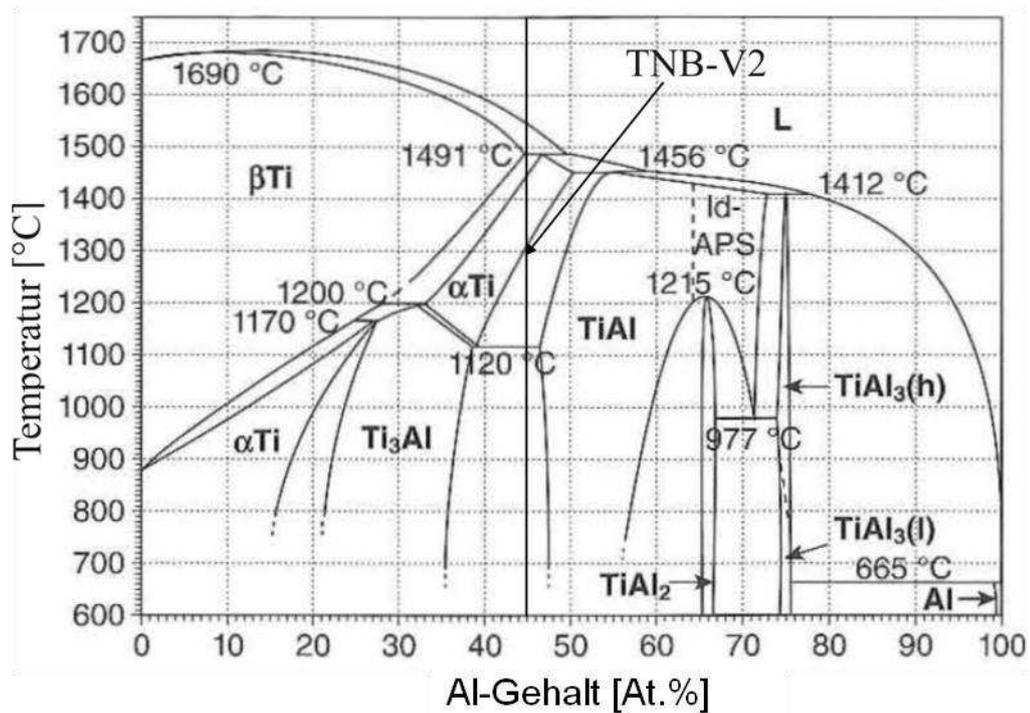


Abbildung 2-3: Das binäre Ti-Al Phasendiagramm nach Schuster und Palm (Schuster und Palm 2006)

Die Legierungsentwicklung konzentriert sich derzeit auf titanreiche Legierungen mit Aluminiumgehalten von 42-46 At.% und Zusätzen von Nb, Mo, Ta oder W im Gesamtumfang von bis zu 10 At.%. Derartige Systeme enthalten neben $\gamma(\text{TiAl})$ und $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ meist einen recht hohen Anteil der kubisch-raumzentrierten β -Phase bzw. deren geordneter Variante B2. Die Legierungen zeichnen sich vor allem durch eine gute Hochtemperaturumformbarkeit aus, was für Schmiedetechnologien besonders vorteilhaft ist und das technische Interesse an diesen Legierungen begründet.

Aus den kubisch-raumzentrierten Phasen können durch Festkörperumwandlungen noch weitere, metastabile orthorhombische Phasen entstehen, die

neuartige Ansätze für das Legierungsdesign bieten. Durch diese Entwicklung ist beispielsweise ein neuer Typ von Legierungen (γ -Md) hervorgegangen, bei denen durch kristallographische Modulation eine extrem starke Gefügefeinung erreicht werden konnte (Appel, Oehring und Paul 2008). In der neusten Generation der TiAl-Legierungen spielt die Hochtemperatur- β -Phase (mit der kubisch-raumzentrierten Struktur) eine bedeutende Rolle. Die β stabilisierenden Elemente Nb und Mo verleihen diesen Legierungen einen hohen Volumenanteil der bei hohen Temperaturen duktilen kubisch-raumzentrierten β -Phase (Abbildung 2-4). Der hohe Anteil der β -Phase ermöglicht die Warmumformung von neuen TiAl-Legierungen mittels konventioneller Umformmethoden (Wallgram, Schmolzer und Cha 2009) (Clemens und Jeglitsch 2000).

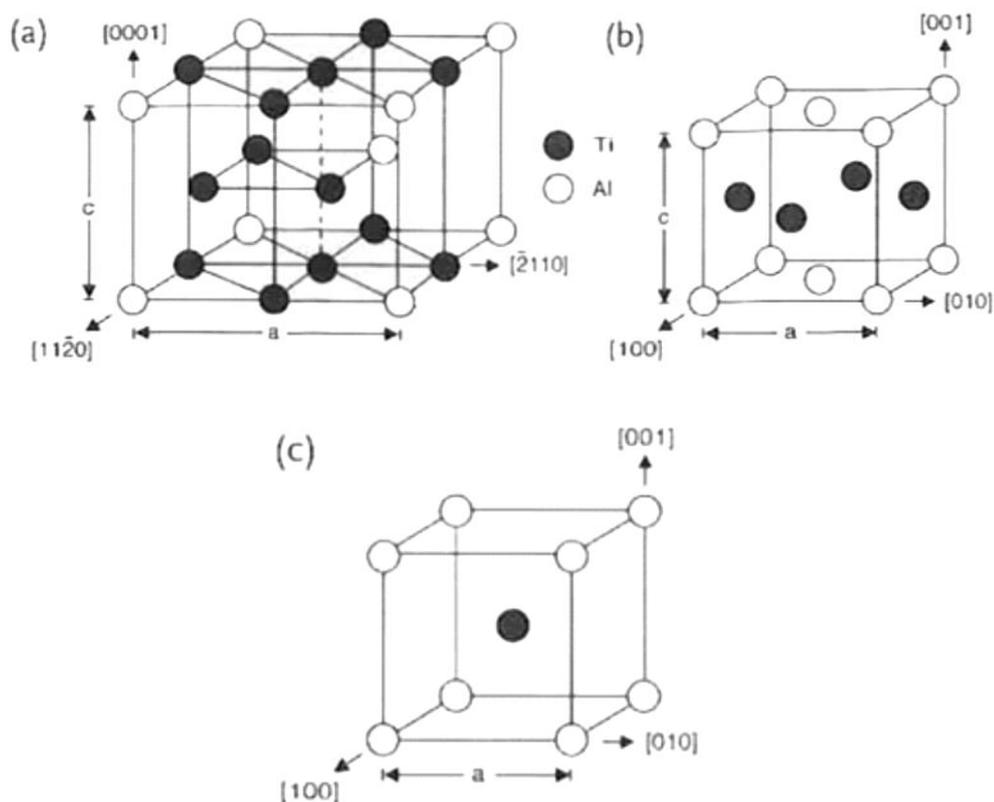


Abbildung 2-4: Elementarzellen der intermetallischen TiAl-Phasen: (a) Elementarzelle der hexagonalen ($D0_{19}$) α_2 (Ti₃Al)-Phase, (b) Elementarzelle der tetragonalen ($L1_0$) γ (TiAl)-Phase und (c) Elementarzelle der kubisch-raumzentrierten β -Phase (Appel und Oehring 2002)

2.1.2 Wärmebehandlung und Mikrostruktur

Der mittlere Teil der Abbildung 2-5 zeigt einen Ausschnitt des binären Ti-Al-Zustandsdiagramms. Der Bereich der technisch relevanten γ -TiAl-Basislegierungen weist einen Aluminiumgehalt von 45-48 At.% auf, womit sich im Gefüge ein Volumenanteil der α_2 (Ti₃Al)-Phase zwischen 5 und 20 Vol.% einstellt. Allerdings besitzen die neuen γ (TiAl)-Basislegierungen der vierten Generation, die sogenannten TNM-Legierungen, einen Al-Gehalt zwischen 41-45 At.%. Durch geeignete Wärmebehandlung können bei γ -TiAl-Basislegierungen unterschiedliche Mikrostrukturen eingestellt werden.

Fully-Lamellar:

Durch ein Glühen bei einer Temperatur von ca. 10-20°C oberhalb der α -Transus-temperatur (T_α), gefolgt von einem raschen Abkühlen, wird eine Fully-Lamellar-Mikrostruktur (Gefüge T4) eingestellt, die sich durch höchste Festigkeit und geringste Duktilität auszeichnet. Die Mikrostruktur besitzt eine relativ gute Bruchzähigkeit mit einer ausgezeichneten Kriechfestigkeit. Für die Einstellung einer solchen Mikrostruktur ist zu beachten, dass eine rasche Vergrößerung des Gefüges erfolgen kann, sofern nicht durch geeignete Legierungszusätze für eine Kornfeinung gesorgt wird.

Nearly-Lamellar:

Knapp Unterhalb T_α ergibt sich ein Nearly-Lamellar-Gefüge (Gefüge T3) mit globularen Ausscheidungen. Der geringe Anteil an γ -Phase reicht jedoch aus, um während der Wärmebehandlung übermäßiges α -Kornwachstum zu unterdrücken. Dieser geringe Anteil an γ -Phase kann durch eine lange Glühdauer auch in die α -Phase umwandeln (Kestler und Clemens 2002).

Duplex:

Der Anteil an globularen Ausscheidungen kann durch Absenken der Glüh-temperatur in der Mitte des (α + γ)-Zweiphasengebietes erhöht werden, was dann zu einem Duplex-Gefüge (Gefüge T2) führt. Das Duplex-Gefüge besteht aus γ -Körnern und α_2/γ -Lamellenkolonien sowie einem kleinen Anteil an α_2 -Phase. Es besitzt im Gegensatz zu dem Fully-Lamellar-Gefüge eine relativ niedrige Bruchzähigkeit und Kriechfestigkeit bei einer akzeptablen Duktilität (Kim 1989) (Kim

und Dimiduk 1991) (Chen, et al. 1999) (Appel und Wagner 1998). Innerhalb der Lamellenkolonien gehorchen die α_2 - und γ -Lamellen folgender kristallographischen Orientierungsbeziehung: $(111)_{\gamma} \parallel (0001)_{\alpha_2}$ und $[110]_{\gamma} \parallel [1120]_{\alpha_2}$ (Kim 1989) (Blackburn 1970) (Kestler und Clemens 2002).

Near-Gamma:

Das Near-Gamma-Gefüge (Gefüge T1) entsteht durch eine Wärmebehandlung nahe der eutektoiden Temperatur T_e . Es besteht aus gleichachsigen γ -Körnern, mit - entsprechend dem Hebelgesetz - geringen Anteilen an α_2 -Phase an Korngrenzen und Korngrenztripelpunkten. In den γ -Körnern finden sich häufig grobe Glüh- oder Rekristallisationszwillinge, die für Werkstoffe mit niedriger Stapelfehlerenergie typisch sind. Dieses Gefüge hat aufgrund der ungleichmäßigen Struktur wenig Bedeutung erlangt (Lombard, Nekkanti und Seetharaman 1992).

Die beste Kombination aller mechanischen Eigenschaften besitzen Legierungen mit lamellaren Gefügen und einem bestimmten Anteil der β -Phase, wobei der Anwendungsfall bei der Herstellung und Wärmebehandlung von Bauteilen eine entscheidende Rolle spielt, welche Mikrostruktur eingestellt wird. In der Literatur ist in der letzten Zeit vieles über das Optimieren der Mikrostruktur der Legierungen aus der vierten Generation berichtet worden (Kim und Kim 2018) (Clemens, Wallgram, et al. 2008) (Schwaighofer, et al. 2011) (Gaitzenauer, et al. 2012) (Schwaighofer, et al. 2014).

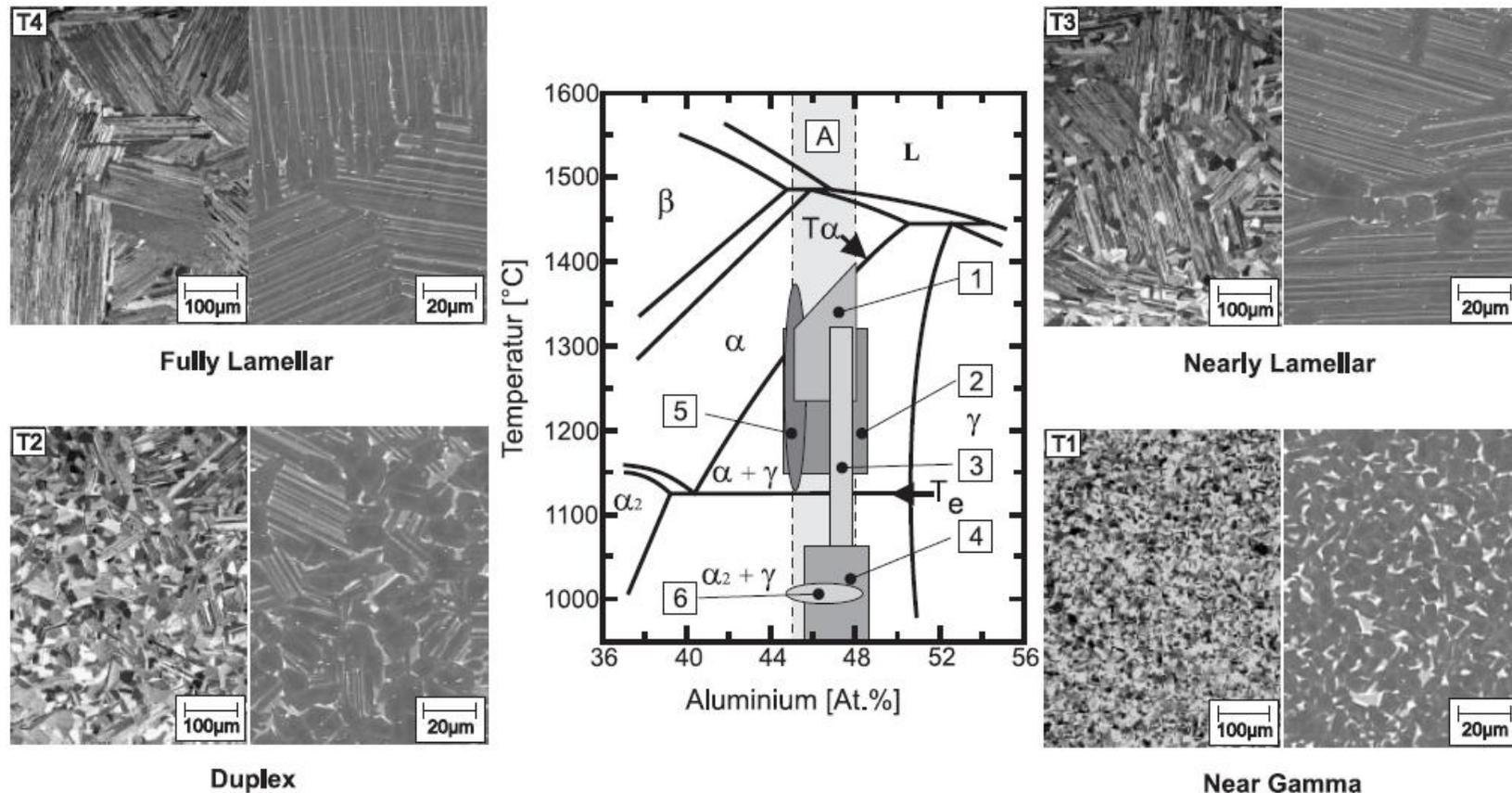


Abbildung 2-5: Ausschnitt aus dem binären Phasendiagramm Ti-Al (Mitte) und spezielle Gefügetypen (jeweils links: lichtmikroskopische Aufnahme (polarisiertes Licht) und rechts rasterelektronenmikroskopische Aufnahme (Rückstreuelektronenkontrast); die schattierten Bereiche kennzeichnen den typischen Al-Gehalt industrieller γ (TiAl)-Basislegierungen [A] und die Temperaturfenster verschiedener thermomechanischer Verarbeitungsprozesse sowie nachfolgender Wärmebehandlungen: 1) Strangpressen; 2) Walzen; 3) Schmieden; 4) superplastische und konventionelle Umformung von Blechhalbzeugen; 5) Wärmebehandlungen (WB); 6) Planglühtemperatur von walzgehärteten γ (TiAl)-Blechen; T4: Fully-Lamellar durch WB oberhalb T_{α} , T3: Nearly-Lamellar durch WB knapp unterhalb T_{α} , T2: Duplex durch WB zwischen T_e und T_{α} , T1: Near-Gamma durch WB um T_e ; T_{α} : α -Transustemperatur, T_e : eutektoide Temperatur (Kestler und Clemens 2002)

2.1.3 Legierungsentwicklung und Einfluss der Legierungselemente

In Tabelle 2-1 sind die wichtigsten Legierungen der verschiedenen Generationen aufgelistet.

Tabelle 2-1: Auflistung der wichtigsten TiAl-Legierungen der verschiedenen Generationen

Genera- tion	Zusammensetzung [At.%]	Kommentar	Quelle
1	Ti-48Al-1V-0,1C	starke Oxidation und Abfall der Duktilität bei Hochtemperaturauslagerung	(Blackburn und Smith 1981)
2	Ti-(43-48)Al-(0-4)Nb-(1-2)X X= Cr, Mn, V Ti-(45-47,5)Al-2Nb-2Mn+(0,8-7)Vol.-%TiB ₂	Ti-48Al-2Nb-2Cr: eingesetzte Legierung als Niederdruckturbinenschaufel in GENx-1B-Turbine 45XD-Legierung	(Appel, Paul und Oehring 2011) (Londen, et al. 1993)
3	Ti-(42-45)Al-(3-5)Nb-(0,1-2)Mo-(0,1-1)B Ti-45Al-(5-10)Nb-(0-0,5)B,C	TNB-Legierungen: verbesserter Oxidationswiderstand und Warmfestigkeit. Schwieriges Umformen bzw. Schmieden	(Appel und Oehring 2002) (Appel, Oehring und Wagner 2000)
4	Ti-(42-45)Al-(3-5)Nb-(1-3)Mo-B	TNM-Legierungen: bessere Umformung durch Anpassung der duktilen β -Phase. Eingesetzte Legierung im Triebwerk PW1100G GTF von Pratt & Whitney	(Wallgram, Schmolzer und Cha 2009) (Droessler, Schmoelzer und Wallgram 2009) (Smarsly, Esslinger und Clemens 2014)

In dem folgenden Abschnitt wird explizit auf die Legierungen der dritten und vierten Generationen sowie auf den Einfluss der Legierungselemente detaillierter eingegangen.

Die Elemente Niob, Molybdän, Kohlenstoff und Bor zeigten im Laufe der Zeit ihre zunehmende Wichtigkeit als Legierungselemente für γ -TiAl-Legierungen der dritten und vierten Generation. TNB- und TNM-Legierungen besitzen erhöhte Niob- und Molybdängehalte sowie geringe Mengen an Bor und teilweise Kohlenstoff.

Die TNB-Legierungen wurden mit einem hohen Anteil an Niob entwickelt, um die Warmfestigkeit und das Oxidationsverhalten zu verbessern und damit die Einsatztemperaturen deutlich zu erhöhen (Huang 1993) (Kim 1994) (Kim und Dimiduk 1997) (Kim 1991). Ein weiterer Vorteil von Niob ist die Verbesserung des Ermüdungsverhaltens. Untersuchungen in (Kruml, et al. 2010) ergaben, dass Legierungen mit einem Niob-Gehalt von 7% bessere Ermüdungseigenschaften aufzeigen als Legierungen mit nur 2%.

Kohlenstoff dient als Legierungselement zur Teilchenhärtung, wobei geringe Mengen an Bor eine Kornfeinung bewirken (Clemens und Mayer 2011). Die Kornfeinung findet dabei bevorzugt während der Festphasenumwandlung von β (Ti) zu α (Ti) an Boriden im interdendritischen Zwischenraum statt. Die Körner folgen einer heterogenen Keimbildung, wodurch zwischen Borid und α (Ti) keine Vorzugsorientierung existiert. Allerdings lassen sich die TNB-Legierungen schlecht umformen bzw. schlecht schmieden, da keine ungeordnete β -Phase bis zur Raumtemperatur vorliegt. Untersuchungen zur Verbesserung des Umformverhaltens von TNB-Legierungen durch Zulegieren von Molybdän wurden in der Arbeit von (Bolz 2015) vorgestellt. Bei der Weiterentwicklung von γ -TiAl spielen die TNB-Legierungen eine entscheidende Rolle. Sie bilden die Grundlagen für die Legierungen der vierten Generation.

Legierungen der vierten Generation, wie die TNM-Legierung, weisen eine nominelle Zusammensetzung von Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (in At.%) auf. Die Abkürzung TNM basiert auf den Initialen der Legierungselemente **T**itan, **N**iob und **M**olybdän (Wallgram, Schmolzer und Cha 2009) (Clemens, Wallgram, et al. 2008).

Durch die Abstimmung des Al-, Nb-, und Mo-Gehalts kann das Auftreten der α_2 -Phase weitestgehend unterdrückt werden und dadurch der Anteil der duktilen β -

Phase angepasst werden, sodass diese Legierung gut unter Hochtemperatur mit konventionellen Schmiedeeinrichtungen umgeformt werden kann. Durch die Stabilisierung der β -Phase mittels Niob und Molybdän liegt diese Phase auch bei Raumtemperatur als geordnetes β_0 -Ti(Al) vor und bildet ein Dreiphasensystem aus (Peters und Leyens 2002).

Der Einsatz von γ -TiAl-Legierungen als Hochtemperaturwerkstoffe erfordert neben einem geeigneten Eigenschaftsprofil des Werkstoffs auch kostengünstige und ökonomische Herstellungsverfahren. Aus diesem Grund ist die TNM-Legierung verstärkt in den Fokus von Forschung und Entwicklung gerückt und wird mittlerweile für die Serie mit einem sehr effizienten Verfahren, dem sogenannten „VAR Skull Melter and Centrifugal Casting“-Verfahren, hergestellt. Bei diesem Verfahren wird ein mittels VAR einmal oder zweimal umgeschmolzener Ingot im Skull-Melter aufgeschmolzen. Ein in den Schmelztiegel auftreffender Lichtbogen sorgt dabei für eine gute Durchmischung der Schmelze und somit für ein homogenes Gussgefüge. Anschließend wird die Schmelze aus dem Tiegel in eine Schleudergussanlage entleert und zu zylindrischen Ingots mit einem Durchmesser von 55mm und einer nutzbaren, d.h. lunkerfreien Länge von 200mm vergossen (Abbildung 2-6) (Achtermann, Güther, et al. 2011) (Bolz 2015). Während der Rotation erstarrt die Schmelze horizontal. Die Abweichung des Aluminiumgehaltes kann dadurch von 1,4 At.% auf 0,2 At.% gesenkt werden. Außerdem lassen sich die kleineren Gusszylinder für die weitere Verwendung leichter handhaben, und der Materialverlust bei der Bearbeitung wird verringert (Clemens und Mayer 2016) (Bolz 2015). Dieser Prozess ist gegenwärtig der technologisch am weitesten entwickelte für β -erstarrende γ -TiAl-Basislegierungen (Achtermann, Fürwitt, et al. 2011) und hat im Gegensatz zum VIM (Vakuum-Induktionsschmelzen) eine wesentlich bessere Energieeffizienz. Im Anschluss erfolgt noch ein HIPen mit einem Druck von 200 MPa bei 1200°C für eine Dauer von 4 Stunden, um die im Gießprozess entstandenen Porositäten zu schließen (Gaitzenauer, et al. 2012) (GFE: Gamma Titanaluminid 2012) (Müller 2012). Das Vorhandensein von thermodynamisch stabilen Boriden bewirkt zudem ein feinkörniges Gussgefüge durch Behinderung des Kornwachstums. Dadurch ist es möglich, ein lamellares Gefüge mit geringen Koloniegrößen (Huang 1993) (Kim 1994) (Kim und Dimiduk 1997) einzustellen.

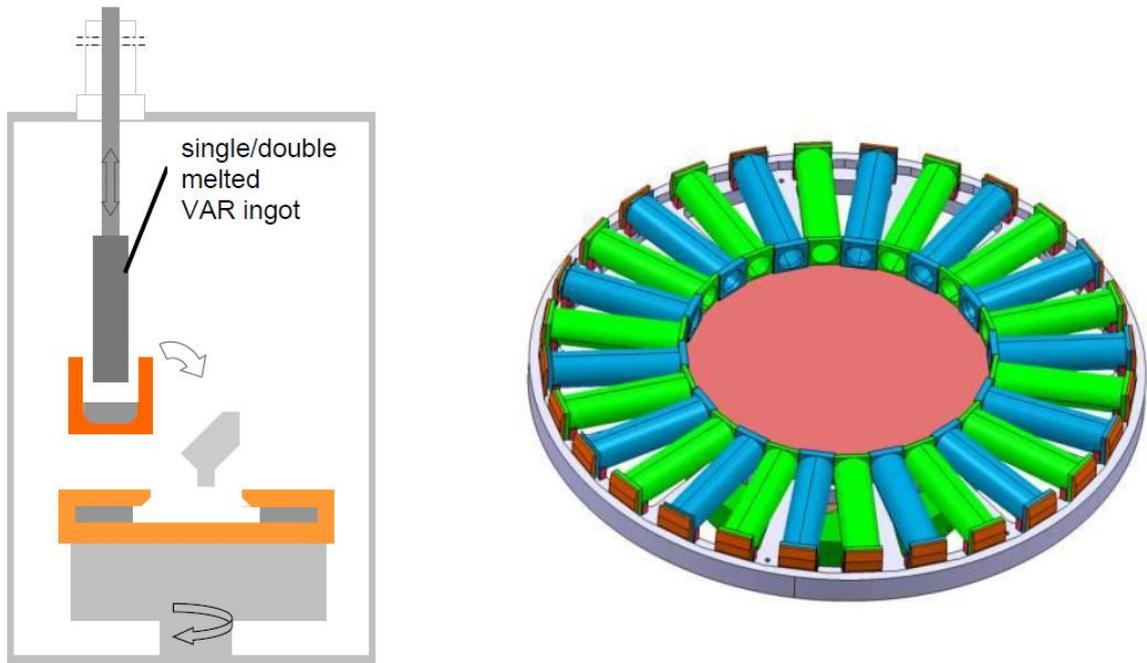


Abbildung 2-6; Schematische Darstellung des VAR-Zentrifugalgusses, entwickelt von GFE Metalle und Materialien GmbH (Achtermann, Güther, et al. 2011)

Für die Herstellung von γ -TiAl-Legierungen stehen auch pulvermetallurgische Herstellverfahren zur Verfügung (Clemens und Kestler 2000) (Thomas, et al. 2016), wobei für die Turbinenschaufelherstellung die umformtechnischen Verfahren aufgrund des besseren Ermüdungsverhaltens (Gloanec, Henaff und Bertheau, et al. 2003) favorisiert werden.

Ein Vergleich zwischen TNB- und TNM-Legierungen wurde in (Imayev, et al. 2012) durchgeführt. Die Mikrostrukturen dieser beiden Legierungen sind in Abbildung 2-7 zu finden. Die Untersuchungen zeigen, dass bei der Einsatztemperatur (750°C) eine höhere Versetzungsdichte und eine höhere Zwillingsbildung bei TNB im Vergleich zu TNM zu beobachten ist. Bei der TNB-Legierung haben sich umfangreiche Verformungszwillinge gebildet, während bei der TNM-Legierung eine schwache Zwillingsbildung beobachtet wurde. Durch das Zulegieren von Niob wird die Stapelfehlerenergie reduziert, wodurch sich vermehrt Zwillinge bilden können.

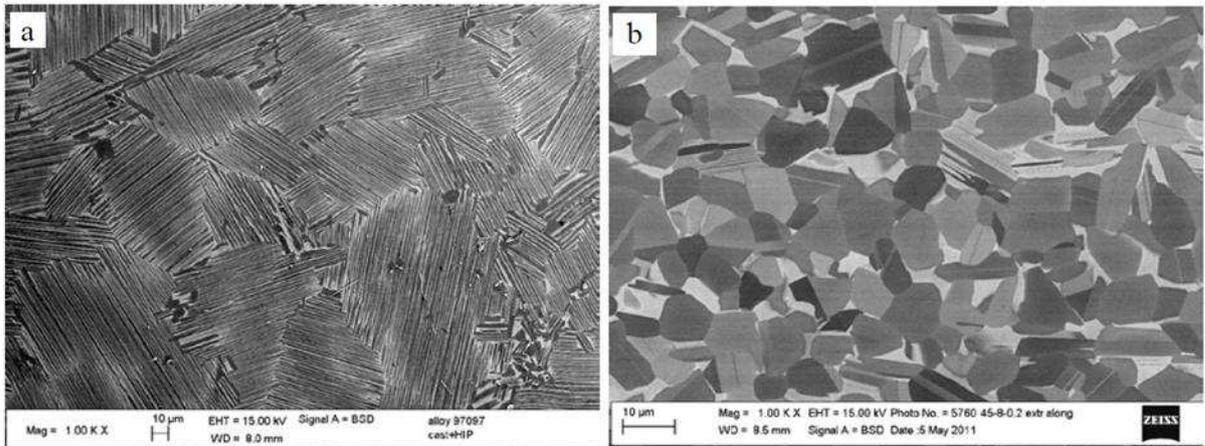


Abbildung 2-7: Mikrostrukturen von a) TNM-Legierung Ti43,7Al-3,2(Nb, Cr, Mo) Gussgefüge gehippt und ausgelagert, b) TNBV2-Legierung Ti-45Al-8Nb-0,2C stranggepresst bei 1250°C gegläht und ausgelagert (Imayev, et al. 2012)

Bei der TNM-Legierung steigt die Zugfestigkeit mit steigender Temperatur bis zu einem Maximum bei 600°C und fällt dann wieder ab (Abbildung 2-8). Bei der TNB-Legierung sinkt die Zugfestigkeit mit steigender Temperatur. Die Beibehaltung der Festigkeit mit steigender Temperatur kann bei der TNM-Legierung durch die hohe Dichte von kohärenten und semikohärenten γ/α_2 -Grenzen begründet werden, wo die Absorption der Gitterversetzungen schwer ist. Der Festigkeitsabfall der TNB-Legierung deutet drauf hin, dass die Verformung entlang Korngrenzen erfolgt. Diese Verformung entlang der Korngrenzen spielt bei Ermüdung eine wichtige Rolle und wird später im Ergebniskapitel 4.1.4 diskutiert. Im Temperaturbereich von 600-750°C sind die Festigkeiten beider Legierungen ähnlich. Bei Raumtemperatur besitzt die TNB-Legierung eine höhere Zugfestigkeit.

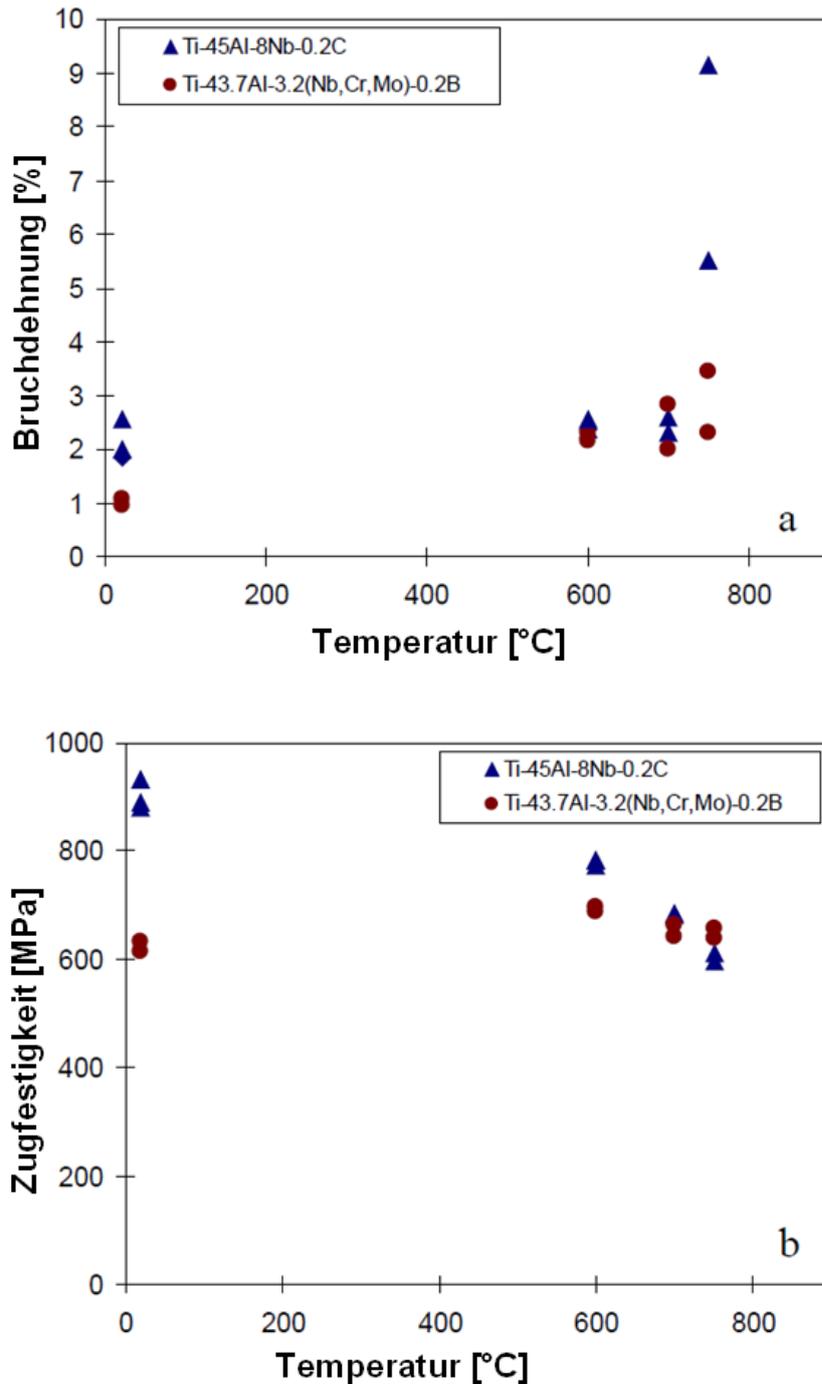


Abbildung 2-8: Temperaturabhängigkeit der (a) Bruchdehnung und (b) Zugfestigkeit zweier TiAl-Legierungen; TNB mit der Zusammensetzung Ti-45Al-8Nb-0.2C und TNM mit der Zusammensetzung Ti43.7Al-3.2(Nb,Cr,Mo)-0.2B (Imayev, et al. 2012)

Die Elemente Chrom, Mangan oder Vanadium werden zur Verbesserung der Duktilität der γ -TiAl-Legierungen verwendet. Durch Zugabe von 1 bis 3 At.% dieser Elemente werden maximale Dehnungen von ca. 3,5 % im Bereich der

zweiphasigen Legierungen ermöglicht. Als mögliche Gründe für die Duktilitätssteigerung werden in der Literatur folgende Ursachen angegeben:

Die Änderung der Gitterparameter, des c/a -Achsenverhältnisses und des Volumens der Elementarzelle der γ -Phase (Tsujimoto und Hashimoto 1989) (Kawabata, Tamura und Izumi 1989), die Besetzung der Ti_3Al - und $TiAl$ -Untergitter mit den Legierungselementen (Tsujimoto und Hashimoto 1989), die Verschiebung der $(\alpha_2+\gamma)/\gamma$ -Phasengrenze zur Ti-reichen Seite des Zweistoffsystems und die damit verbundene Verringerung des Al-Gehaltes der γ -Phase (Kim und Dimiduk 1991) (Yamaguchi und Inui 1993) und die Änderung der Elektronenstruktur sowie die Erhöhung der Anteile metallischer Bindung in der γ -Phase (Morinaga, et al. 1990). Bei diesen Legierungselementen wird allerdings die Oxidationsbeständigkeit bei den üblichen Legierungsgehalten um 1-3% beeinträchtigt (Huang 1993).

Von allen γ -TiAl-Legierungen schafften bis dato drei Legierungen (Abbildung 2-9) den Einsatz als Niederdruckturbinenschaufeln bei einer Einsatztemperatur von ca. 750°C (Kim und Kim 2018). Die ersten Flüge mit Niederdruckturbinenschaufeln aus γ -TiAl-Legierungen erfolgten 2012 in einem Boeing 787 Dreamliner, angetrieben durch GEnx-1B-Turbinen. Diese Triebwerke waren ausgestattet mit Schaufeln aus der Legierung Ti4822, die in den letzten zwei Stufen der Niederdruckturbine eingebaut wurden (Appel, Paul und Oehring 2011). Seit September 2014 kommt im Triebwerk PW1100G GTF von Pratt & Whitney die geschmiedete Version der TNM-Legierung zum Einsatz. MTU Aero Engines AG München baut für dieses Triebwerk die Niederdruckturbine.

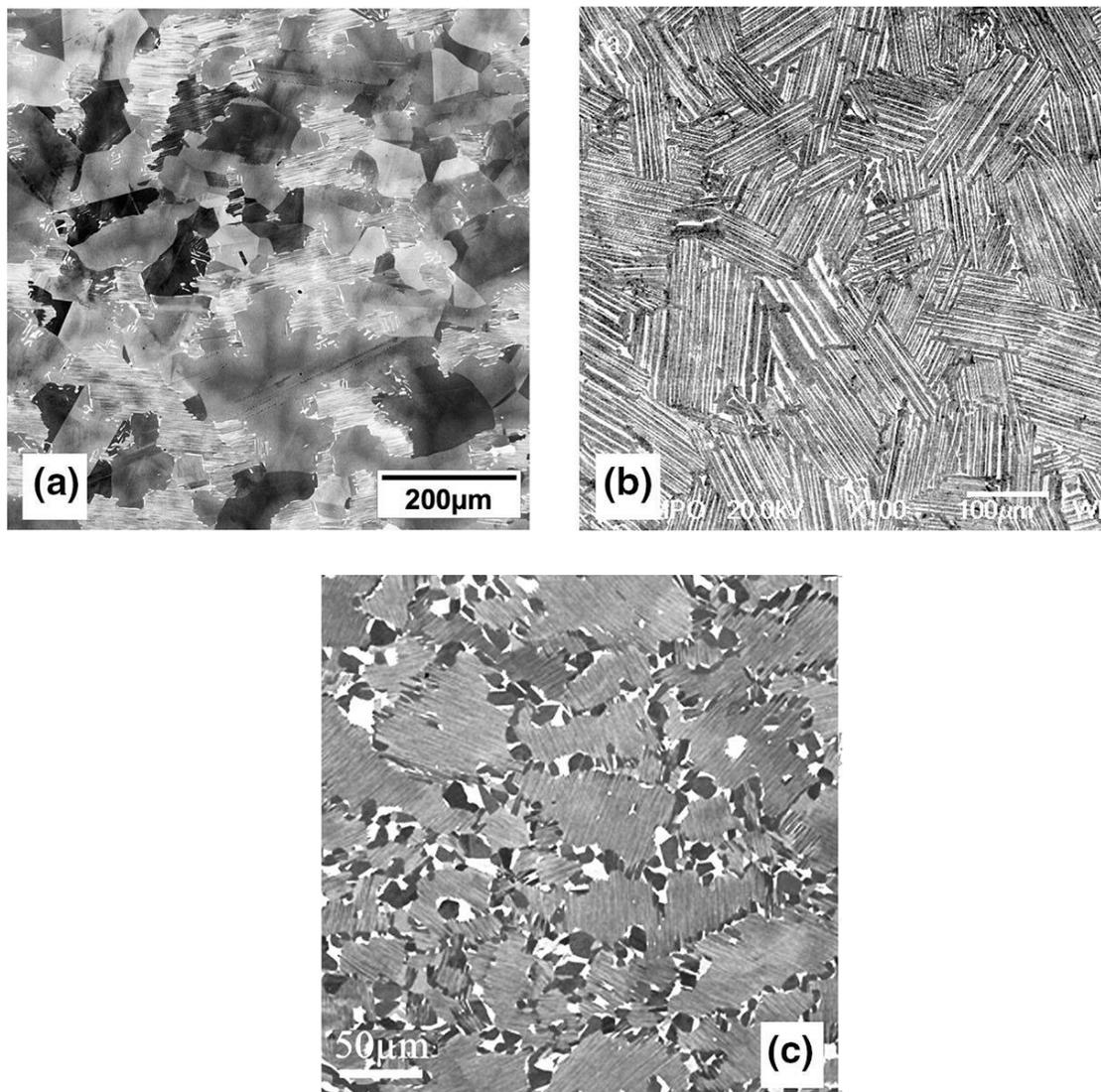


Abbildung 2-9: Mikrostrukturen der aktuell eingesetzten Legierungen als Niederdruck-turbinenschaufeln (Kim und Kim 2018); a) Ti-48Al-2Nb-2Cr mit Gussgefüge Duplex/Nearly-Lamellar, b) Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B (45XD) mit Gussgefüge und Wärmebehandlung zu lamellarem Gefüge; c) TNM mit grobem Gussgefüge und Wärmebehandlung zu Nearly-Lamellar

2.2 Verformungsmechanismen von γ -TiAl

γ -TiAl ist wie viele andere intermetallische Phasen relativ spröde. Sie weisen bis zu Temperaturen unterhalb der BDTT von etwa 700°C nur geringe Bruchdehnungen von 1-3% auf. Der Grund für dieses Verhalten liegt an der geringen Anzahl gleitfähiger Versetzungen, bzw. an den hohen Gleitwiderständen, welche die Versetzungsbewegungen verhindern. Andererseits treten bei TiAl unter den für die Anwendungen typischen Hochtemperaturkriechbelastungen oftmals

unerwünschte Verformungsvorgänge auf, die durch Diffusionsprozesse unterstützt werden (Appel und Oehring 2002). Die Verformung in diesen zweiphasigen Legierungen bestehend aus $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ und $\gamma(\text{TiAl})$ erfolgt vorwiegend in der γ -Phase durch Gleitprozesse in der $L1_0$ -Struktur. Dabei findet die Gleitung unter nahezu allen Verhältnissen auf $\{111\}_\gamma$ -Ebenen entlang der dichtest gepackten $\langle 110 \rangle$ -Richtungen statt. Hierfür können Einfachversetzungen mit den Burgersvektoren $b=1/2\langle 110 \rangle$ und Superversetzungen mit den Burgersvektoren $b=1/2\langle 112 \rangle$ oder $b=\langle 101 \rangle$ aktiviert werden (Appel, Hermann, et al. 2013) (Appel und Oehring 2002). Da die Superversetzungen erst bei einer sehr hohen Schubspannung gleitfähig werden, kann man davon ausgehen, dass die Verformung in der γ -Phase überwiegend durch die Bewegung von Einfachversetzungen erfolgt.

Durch die Beschränkung der Gleitebenen stellt die Zwillingsbildung bei niedrigen Temperaturen den wichtigsten Verformungsmechanismus dar und erfolgt im Gegensatz zu kubisch-flächenzentrierten Materialien auf einer $\{111\}_\gamma$ -Ebene entlang einer Scherrichtung $b_3=1/6\langle 11-2 \rangle$ (Kim 1989) (Appel und Oehring 2002). Die Scherung $-2b_3$ in die entgegengesetzte Richtung wird als Anti-Zwillingsverformung bezeichnet. Aufgrund der Scherungen entlang b_1 und b_2 werden sogenannte Pseudo-Zwillinge gebildet, bei denen die Ordnung der $L1_0$ -Struktur nicht aufrechterhalten wird (Abbildung 2-10).

Untersuchungen zum Verformungsverhalten der $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ -Phase zeigen, dass keine Zwillingsbildung in der hexagonalen DO_{19} -Struktur erfolgt. Die Gleitung in der $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ -Phase erfolgt in Richtung $2/3\langle 11-20 \rangle$ auf der Prismenebene $\langle 11-20 \rangle\{1-100\}$, auf der Basalebene $\langle 11-20 \rangle\{0001\}$ und auf den Pyramidalebene $\langle -1-126 \rangle\{11-21\}$ (Abbildung 2-11). Diese nicht ausreichende Anzahl an Gleitsystemen ist die Ursache für die geringe Duktilität. Bei Temperaturen über 700°C tritt dann neben der Prismengleitung auch Pyramidalgleitung dieses Typs verstärkt auf. Damit kann dann auch eine Verformung entlang der c-Achse der hexagonalen DO_{19} -Struktur erfolgen (Appel und Oehring 2002).

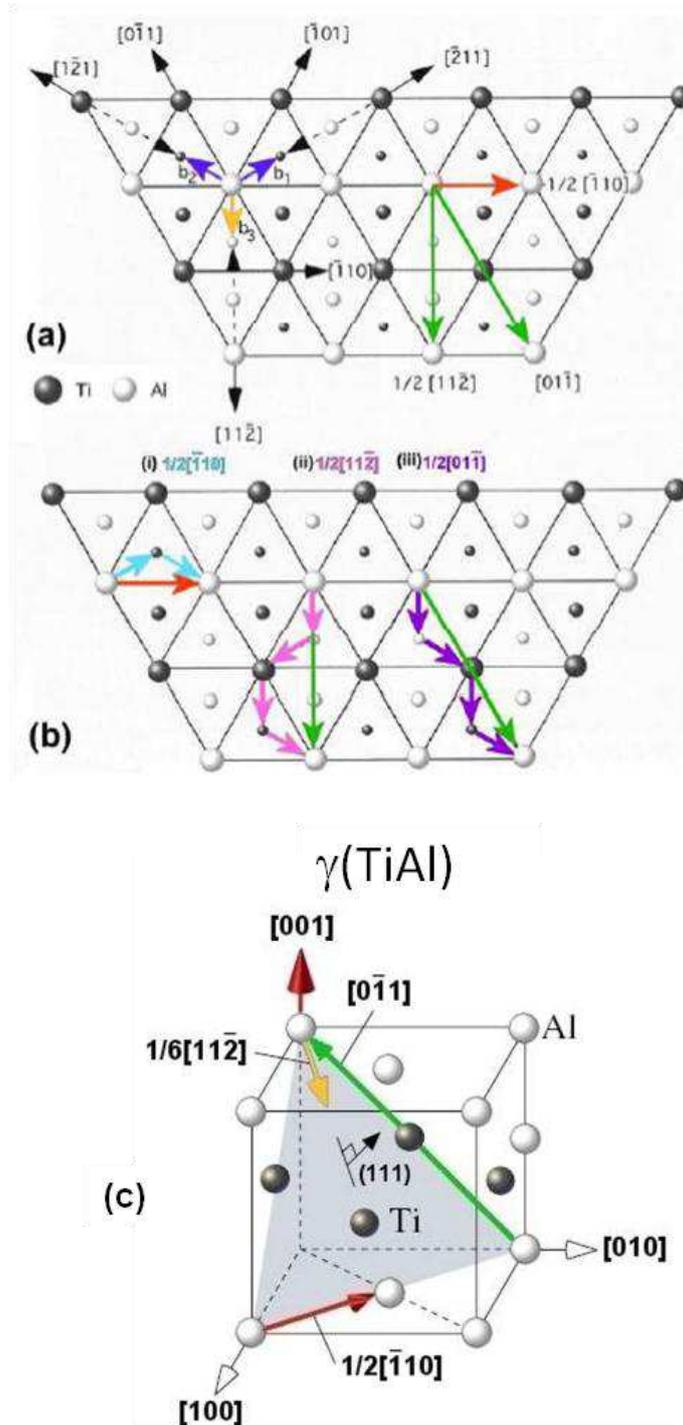


Abbildung 2-10: Gleitung und mechanische Verzwillung in der L_{10} -Struktur: a) schematische Darstellung der atomaren Stapelfolge von $\{111\}$ -Ebenen durch kleine, mittlere und große Kreise; $b_1 = 1/6[2-11]$, $b_2 = 1/6[1-21]$ und $b_3 = 1/6[11-2]$ sind die Burgersvektoren von Partialversetzungen. b_3 ist senkrecht zum Burgersvektor von $1/2[-110]$ -Einfachversetzungen und repräsentiert die bei geordneter Zwillingverformung auftretende Scherung. Scherungen entlang b_1 und b_2 verletzen die Ordnung und führen zur Bildung von Pseudo-Zwillingen. Die Scherung entlang $-2b_3$ wird als Anti-Zwillingoperation bezeichnet. b) Schematische Darstellung von planaren Aufspaltungsreaktionen von vollständigen Versetzungen mit den Burgersvektoren (i) $b = 1/2[-110]$, (ii) $b = 1/2[11-2]$ und (iii) $b = [01\bar{1}]$, c) Atomare Anordnung und potentielle Gleitrichtungen auf den dicht gepackten $\{111\}$ -Ebenen nach (Appel und Oehring 2002) (Brooks 2009)

Die Verformung der β -Phase in ihren beiden Varianten, die geordnete Variante B2 (auch β_0 -TiAl genannt) und die Variante B19 ist in der Literatur wenig beschrieben, obwohl diese Phasen in den neuen γ -TiAl-Legierungen eine große Rolle spielen. Die β -Phase verfügt über genug unabhängige Gleit- und Zwillingsysteme, was eine gute Voraussetzung für die Plastizität von Polykristallen ist. Bei der geordneten B2-Struktur ist diese Voraussetzung erfüllt, wenn die Scherung über $\langle 111 \rangle$ aktiviert werden kann. In beiden Phasen B19 und B2 ist die Gleitung sehr von der chemischen Zusammensetzung, dem Grad der Ordnung, den Punktdefekten und den Verformungsbedingungen abhängig (Appel, Paul und Oehring 2011).

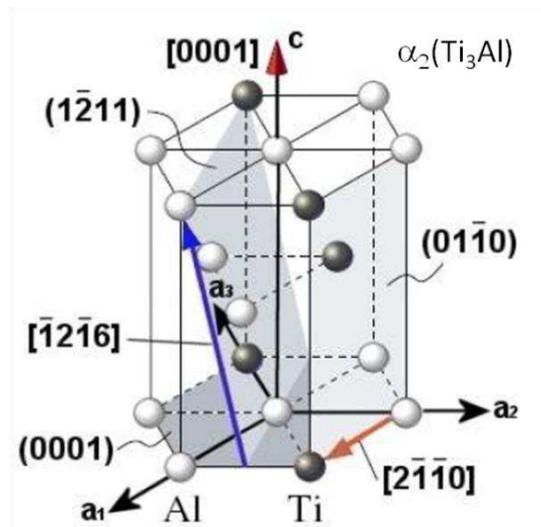


Abbildung 2-11: Atomare Anordnung und potentielle Gleitrichtungen in der $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ DO_{19} -Struktur (Brooks 2009) (Werwer, Kabir und Cornec 2007) (Erläuterung im Text)

2.3 Wechselverformungsverhalten metallischer Werkstoffe

Wechselverformungsversuche werden zur Untersuchung des Werkstoffverhaltens bei zyklischer Beanspruchung angewendet. Eine zyklische Beanspruchung wird durch eine Last, die einen beliebigen und zeitlich nicht konstanten Beanspruchungsablauf aufweist, hervorgerufen. Diese sogenannten Ermüdungsversuche werden spannungs-, gesamtdehnungs- oder plastisch-dehnungsgeregelt bei Raum- oder Hochtemperatur durchgeführt. In diesen Versuchen werden sowohl die Beanspruchungsamplitude ($\Delta\sigma/2$, $\Delta\varepsilon_{ges}/2$, $\Delta\varepsilon_{pl}/2$) als auch die Beanspruchungsrate ($\dot{\sigma}$, $\dot{\varepsilon}_{ges}$ und $\dot{\varepsilon}_{pl}$) konstant gehalten. Die Auftragung der

maximalen und minimalen Werkstoffantworten bei konstanter Belastungsamplitude über der Lastspielzahl N wird als Wechselverformungskurve bezeichnet.

Man unterscheidet bei den Hochtemperaturversuchen zwischen isothermer (konstant gehaltener) und variierender Temperatur (Abbildung 2-12). Bei isothermer Ermüdung kommt es infolge der plastischen Verformung zwischen der Beanspruchungsgröße und der gemessenen Werkstoffantwort zu einer nicht-linearen und von der Beanspruchungsrichtung abhängigen Phasenverschiebung, welche dann als Hystereseurve dargestellt werden kann. Der Abstand des aufsteigenden und des absteigenden Hystereseastes entspricht der plastischen Dehnungsschwingbreite.

Ist die Beanspruchungsgröße (z.B. Dehnungsamplitude) so hoch, dass ein Versagen der Probe unterhalb von $5 \cdot 10^4$ Zyklen auftritt, so spricht man von **L**ow **C**ycle **F**atigue (LCF). Die Belastungen sind bei solcher Beanspruchung so hoch, dass es in jedem Zyklus zu einer makroskopischen plastischen Verformung kommt. Das Coffin-Manson-Gesetz (Coffin 1954) (Manson 1953) beschrieb erstmals den direkten Zusammenhang zwischen der Lebensdauer N_B und der plastischen Dehnungsamplitude $\Delta \varepsilon_{pl}/2$ eines Werkstoffes unter zyklischer Beanspruchung (Gleichung 2-1).

$$\frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2} = \varepsilon_f (2N_B)^c \quad 2-1$$

Dabei ist ε_f der Ermüdungsduktilitätskoeffizient und c der Ermüdungsduktilitäts-exponent.

Der **H**igh **C**ycle **F**atigue (HCF) Bereich befindet sich zwischen $5 \cdot 10^4$ und $2 \cdot 10^6$ Zyklen und der **V**ery **H**igh **C**ycle **F**atigue (VHCF) Bereich oberhalb einer Bruchzyklenzahl von $2 \cdot 10^6$.

Wechselverformungsversuche, bei denen neben der zyklischen mechanischen Beanspruchung auch eine zyklische thermische Beanspruchung vorliegt, werden als thermomechanische Ermüdungsversuche (**T**hermo **M**echanical **F**atigue, TMF) bezeichnet. In solchen Fällen setzt sich die Gesamtdehnung ε_{ges} aus den

elastischen ε_{el} , plastischen ε_{pl} und thermischen ε_{th} Dehnungskomponenten zusammen (Gleichung 2-2).

$$\varepsilon_{ges} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{th} \quad 2-2$$

Eine Kombination aus zyklisch mechanischen und zyklisch thermischen Beanspruchungen tritt zum Beispiel bei einer gekühlten Turbinenschaufel auf. Hier ist eine getrennte Betrachtung von mechanischer und thermischer Ermüdung nicht mehr möglich (Bollenrath 1957). Heckel (2009) beschreibt dieses Beispiel in seiner Arbeit wie folgt:

An der Außenseite herrschen im Betrieb die absolut maximalen Temperaturen. Das Material ist bestrebt, sich auszudehnen, was aber nicht geschehen kann, da die kältere Innenseite dies verhindert. Es entstehen somit Druckspannungen. Wird das Triebwerk abgeschaltet, sinkt die Temperatur, und der Werkstoff möchte sich an der Außenseite zusammenziehen. Dabei erfolgt ebenfalls eine Behinderung, da das Material im Inneren sich langsamer abkühlt und dadurch an der Außenseite eine Zugspannung entsteht. Vereinfachend wird daher für die Außenseite einer luftgekühlten Turbinenschaufel angenommen, dass Temperatur- und Spannungsverlauf um 180° phasenverschoben sind. Im Englischen wird dies als Out-of-Phase (OP) Zyklus bezeichnet.

Eine umgekehrte Situation wird für die Innenseite angenommen. D.h., dass (lokal) die maximale Temperatur und die maximale mechanische Spannung zusammenfallen - die zeitlichen Verläufe von Temperatur und Spannung sind somit gleichphasig. Es handelt sich um einen In-Phase (IP) Zyklus (Heckel 2009). Die Phasenverschiebung zwischen Temperatur und mechanischer Beanspruchung (Dehnung oder Spannung) und der Unterschied zu isothermer Ermüdung sind in Abbildung 2-12 dargestellt.

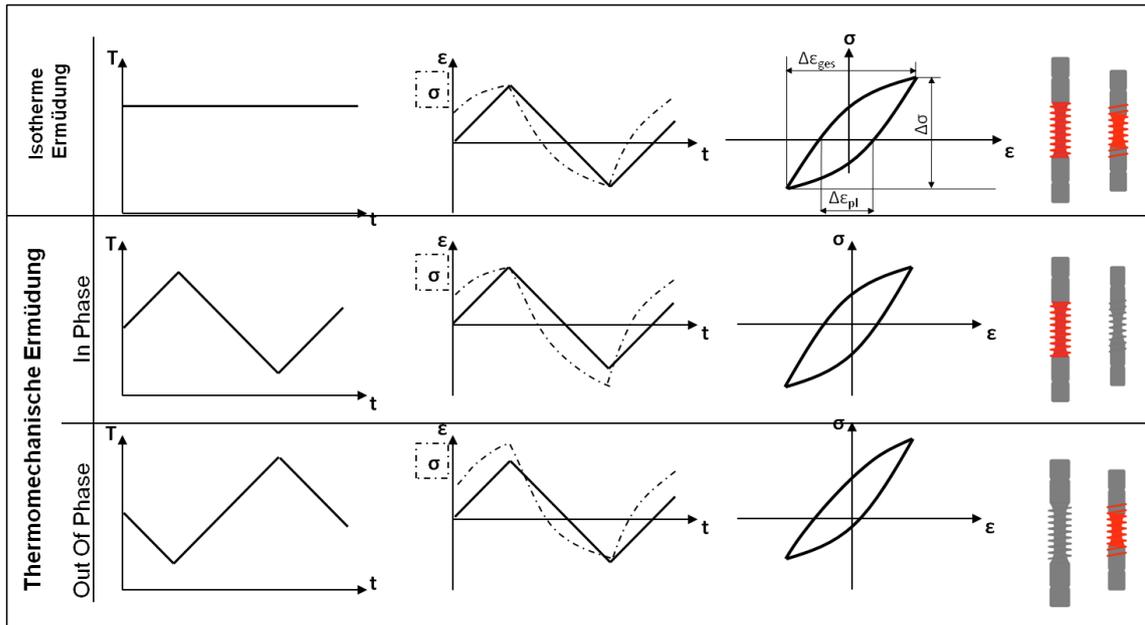


Abbildung 2-12: Temperatur- und Spannungsverlauf während isothermer und thermo-mechanischer Ermüdung mit den entsprechenden Hystereseschleifen und der Temperaturverteilung in der Ermüdungsprobe während der Zug- und Druckphase

2.3.1 Modellierung des Wechselverformungsverhaltens

Für die Beschreibung der Lebensdauer ist die Kenntnis über das Wechselverformungsverhalten des Werkstoffs und die daraus resultierende Hysterese im Laufe des Ermüdungsversuchs von großer Bedeutung. Zur Beschreibung des Wechselverformungsverhaltens metallischer Werkstoffe eignet sich ein einfaches Vielkomponentenmodell, das vielfach als Masing-Modell (Masing 1923) bezeichnet wird und das Wechselverformungsverhalten von metallischen Werkstoffen auf Basis einfacher Annahmen mit Bezug zur Mikrostruktur wiedergibt. Bei diesem Modell wird die Probe als ein Bündel paralleler Elemente angenommen. Die Vorstellungen des Verbundmodells mit Parallelschaltung eignet sich sehr gut für die Beschreibung von dehnungskontrollierten Wechselverformungsversuchen. Die Parallelschaltung bewirkt nämlich, dass sämtliche Elemente gleich gedehnt werden und dadurch, abhängig von ihrer Spannungs-Dehnungs-Charakteristik, eine Elementspannung σ_i liefern, aus der sich die Gesamtspannung des Körpers bildet. Neben der Parallelschaltung besteht auch die Möglichkeit einer Serienschaltung der elastisch linear-plastischen Elemente, die ebenso die wichtigsten Grundphänomene der

zyklischen Verformung wiedergibt und anschaulich erklärt (Christ 1991). Dieses Modell wurde auch in (Bauer 2007) zur Beschreibung des Verformungsverhaltens einer TiAl-Legierung verwendet.

Die parallel geschalteten Elemente besitzen den gleichen E-Modul und verhalten sich ideal elastisch-plastisch. Sie weisen unter gleicher Dehnung unterschiedliche Streckgrenzen auf. Diese Streckgrenzen können dabei oberhalb der messbaren Streckgrenze des Messkörpers liegen. Ideal elastisch-plastisches Verhalten bedeutet, dass sich jedes Einzelement bei Dehnung bis zum Erreichen seiner Streckgrenze (σ_{if} : Streckgrenze der einzelnen Elemente i) linear elastisch, jedoch danach ideal plastisch verhält (Abbildung 2-13).

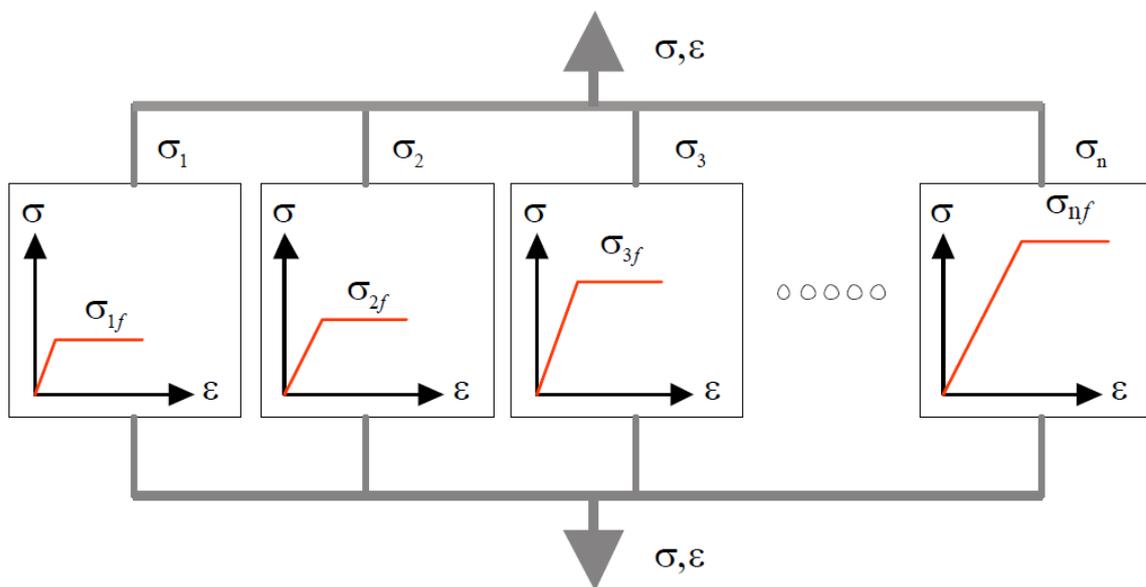


Abbildung 2-13: Schematische Darstellung des Masing-Verbundmodells mit Parallelschaltung der ideal elastisch-plastischen Elemente (Bauer 2007)

Im folgenden Abschnitt wird das Masing-Modell mittels eines aus drei Elementen bestehenden Körpers verdeutlicht. Diese drei Elemente besitzen unterschiedliche Flächenanteile (\tilde{f}_{pi}), jedoch den gleichen E-Modul (E). σ_i ist die Spannung eines Elementes, und σ_{if} ist die Streckgrenze eines Elements. Durch Vorgabe der Dehnung, die für alle drei Elemente identisch ist, kann die Hysterese gezeichnet werden. Die Spannung des Verbunds lässt sich für die Parallelschaltung gemäß Gleichung 2-3 berechnen. Die sich durch das Dehnungsinkrement $\varepsilon_j - \varepsilon_{j-1}$ und

das Hookesche Gesetz (Gleichung 2-4) ergebende Spannung σ_{ij}^* eines Elements an einem beliebigen Punkt j unter Annahme des elastischen Verhaltens, kann nach Gleichung (2-5) berechnet werden. Für die Hysteresenform ist der Übergang der einzelnen Elemente vom elastischen in den plastischen Bereich entscheidend (Wollny 2014).

$$\sigma = \sum \sigma_i \tilde{f}_{pi} \quad 2-3$$

$$\sigma = E \varepsilon_{el} \quad 2-4$$

$$\sigma_{ij}^* = \sigma_{i(j-1)} + E(\varepsilon_j - \varepsilon_{j-1}) \quad 2-5$$

Abbildung 2-14 stellt den Spannungs-Dehnungsverlauf des Masing-Modells eines aus drei Elementen zusammengesetzten Verbunds für den ansteigenden Ast (links Bild von Abbildung 2-14) und den absteigenden Ast (rechtes Bild von Abbildung 2-14) dar. Die Spannungs- und Dehnungswerte sind nur zur besseren Veranschaulichung aufgeführt. Vom Ursprung bis zur Stelle „A“ verformen sich alle Elemente rein elastisch, und die Spannung kann über das Hookesche Gesetz berechnet werden. An der Stelle „A“ wird die Streckgrenze des ersten Elements erreicht, das erste Element verformt sich nun ideal plastisch und leistet bis zum Zuglastumkehrpunkt (ZUP) keinen Beitrag zur Spannungserhöhung. Die Abflachung der Spannungs-Dehnungskurve des Verbundes ist aufgrund des geringen Flächenanteils des Elements 1 dementsprechend gering. An der Stelle „B“ erreicht das zweite Element seine Streckgrenze, und die Spannungs-Dehnungskurve des Verbundes flacht weiter ab. Da der Flächenanteil des zweiten Elementes sehr groß ist, ändert sich die Spannungs-Dehnungskurve deutlich. Ab der Stelle „C“ trägt kein Element mehr zur Spannungserhöhung bei, da das dritte Element seine Streckgrenze erreicht. Beim ZUP fängt dann die Entlastung (fallender Ast) an. An der Stelle D erreicht das erste Element seine Druckstreckgrenze und verformt sich wieder rein plastisch. Das zweite Element wechselt an der Stelle „E“ zur rein plastischen Verformung.

Der Bauschinger-Effekt kann anhand des Streckgrenzenunterschieds des Verbunds in der Zugbelastung (Stelle A) und in der Druckbelastung (Stelle D) erklärt werden.

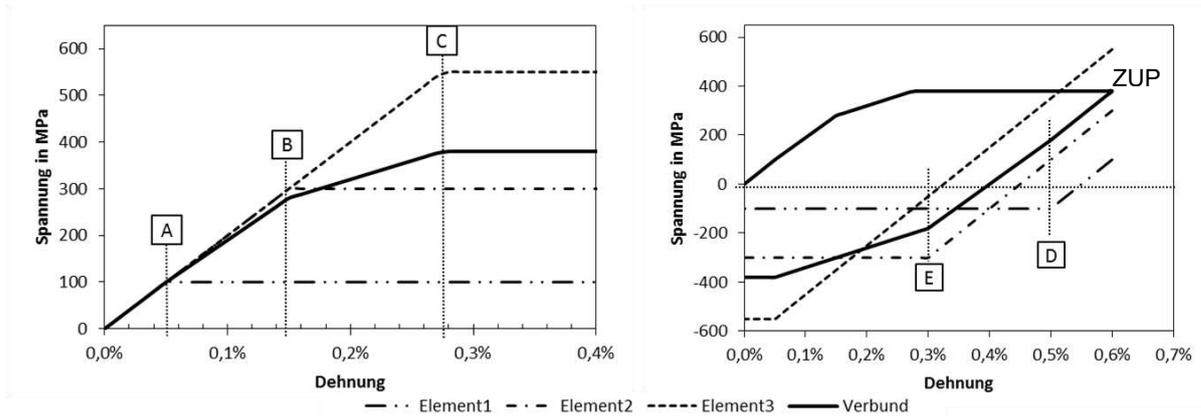


Abbildung 2-14: Spannungs-Dehnungsverlauf des Masing-Modells für einen aus drei Elementen zusammengesetzten Verbund für den ansteigenden (linkes Bild) und absteigenden Ast (rechtes Bild) (Wollny 2014)

Da ideal elastisch-plastisches Verhalten vorausgesetzt wird, kann das Spannungs-Dehnungs-Verhalten eines Elements wie in (Bauer 2007) und (Christ 1991) dargestellt gemäß Gleichung 2-6 beschrieben werden:

$$\sigma_i = \begin{cases} E \cdot \varepsilon & \text{für } |E \cdot \varepsilon| \leq \sigma_{if} \\ \sigma_{if} & \text{für } E \cdot \varepsilon > \sigma_{if} \\ -\sigma_{if} & \text{für } E \cdot \varepsilon \leq -\sigma_{if} \end{cases} \quad 2-6$$

Die Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion $f_p(\sigma_{if})$ gibt die Wahrscheinlichkeit und somit die Anteile der Elemente wieder. Die Verbundspannung lässt sich wie folgt berechnen (Gleichung 2-7):

$$\sigma = \int_0^{\infty} \sigma_{if} f_p(\sigma_{if}) d\sigma_{if} \quad 2-7$$

$$\sigma = \int_0^{E\varepsilon} \sigma_{if} f_p(\sigma_{if}) d\sigma_{if} + E\varepsilon \int_{E\varepsilon}^{\infty} f_p(\sigma_{if}) d\sigma_{if}$$

$$= \int_0^{E\varepsilon} \sigma_{if} f_p(\sigma_{if}) d\sigma_{if} + E\varepsilon - E\varepsilon \int_0^{E\varepsilon} f_p(\sigma_{if}) d\sigma_{if}$$

Daraus folgt, dass die über alle Elemente integrierte Stammfunktion den Wert Eins hat (Gleichung 2-8). Mittels der ersten und zweiten Stammfunktion der Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion (Gleichungen 2-9 und 2-10) ergibt sich Gleichung 2-11.

$$\int_0^{\infty} f_p(\sigma_{if}) d\sigma_{if} = 1 \quad 2-8$$

$$F_p(x) = \int_0^x f_p(x') dx' \quad 2-9$$

$$G_p(x) = \int_0^x F_p(x') dx' = x \int_0^x f_p(x') dx' - \int_0^x x' f_p(x') dx' \quad 2-10$$

$$\sigma = E\varepsilon - G_p(E\varepsilon) \quad 2-11$$

Arbeitet man mit einer endlichen Anzahl an Elementen, so kann der Ausdruck $f_p(\sigma'_{if})\Delta\sigma_{if}$ als Flächenanteil der Elemente interpretiert werden, welche eine Streckgrenze zwischen σ'_{if} und $\sigma'_{if} + \Delta\sigma_{if}$ besitzen. Die Streckgrenzenverteilungsfunktion (SVF) lässt sich ebenfalls nach den Überlegungen aus dem vorigen Kapitel aus der Krümmung einer Spannungs-Dehnungskurve nach Gleichung 2-12 ermitteln. Dabei sind σ_r und ε_r relative Größen, welche nach Gleichung 2-13 berechnet werden können. Der Ausdruck $\frac{E\varepsilon_r}{2}$ ist mit der Streckgrenze des entsprechenden Elementes gleichzusetzen.

$$f_p\left(\frac{\varepsilon_r E}{2}\right) = -\frac{2}{E^2} \frac{d^2 \sigma_r}{d\varepsilon_r^2} \quad 2-12$$

$$x_r = \begin{cases} x + \frac{\Delta x}{2} ; \text{Zughalbzyklus } \frac{d\sigma}{dt} > 0 \\ \frac{\Delta x}{2} - x ; \text{Druckhalbzyklus } \frac{d\sigma}{dt} < 0 \end{cases} \quad 2-13$$

x_r kann hier ε_r oder σ_r darstellen.

Verwendet man nun die relativen Koordinaten aus Gleichung 2-13, ergibt sich für die Gleichung 2-11 die Gleichung 2-14.

$$\sigma_r = E\varepsilon_r - 2G_p\left(\frac{E\varepsilon_r}{2}\right) \quad 2-14$$

Die zweite Ableitung dieser Gleichung nach ε_r ergibt den gesuchten Zusammenhang zwischen der SVF und der Krümmung der Hysterese (in relativen Koordinaten) aus Gleichung 2-12.

Mit dem oben beschriebenen Modell und der dargestellten Formel ist es möglich, aus einer Spannungs-Dehnungskurve die SVF zu ermitteln. Umgekehrt kann mittels SVF und E-Modul eine Spannungs-Dehnungskurve simuliert werden.

Betrachtet man einige SVF unterschiedlicher Werkstoff- oder Belastungszustände, so fällt auf, dass diese oft nicht deckungsgleich sind. Christ (1991) löste das Problem durch mathematische Beschreibung der SVF durch normierte Größen der Spannung und der plastischen Dehnung gemäß den Gleichungen 2-15 und 2-16.

$$\sigma_n = \frac{\sigma_r}{2\sigma_s} \quad \sigma_s : \text{Sättigungsspannung} \quad 2-15$$

$$\varepsilon_{npl} = \frac{\varepsilon_r pl}{\Delta\varepsilon_{pl}} \quad 2-16$$

Somit ergeben sich für die SVF die Gleichungen 2-17 und 2-18. Die ausführliche Herleitung der Gleichungen ist in (Wollny 2014) und (Bauer 2007) beschrieben. Weiterhin finden sich in den Arbeiten (Christ 1991) und (Polák und Klesnil 1982) eine ausführliche statistische Behandlung nicht nur des Modells der Parallelschaltung, sondern auch der Serienschaltung, wie auch weiterführende Angaben.

$$f_p(\sigma_{if}) = - \frac{E \Delta\varepsilon_{pl} \sigma_s \frac{d^2 \sigma_n}{d\varepsilon_{npl}^2}}{\left(E \Delta\varepsilon_{pl} + 2\sigma_s \frac{d\sigma_n}{d\varepsilon_{npl}} \right)^3} \quad 2-17$$

$$\sigma_{if} = \sigma_n \sigma_s \left(\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} \right) + \varepsilon_{npl} \frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} E \quad 2-18$$

Die Berücksichtigung des nichtlinear-elastischen Verhaltens beschreibt Christ (1991) durch die Gleichung 2-19 und 2-20. Um die Parameter E_0 und k_{el} zu bestimmen, gibt Christ zwei experimentelle Möglichkeiten an. Allerdings wird auch erwähnt, dass sich beide Parameter durch Anpassen leicht abschätzen

lassen, da der Parameter E_0 hauptsächlich die Neigung der Hystereseurve und k_{el} die Parallelität der Entlastungstangenten bestimmt.

$$\sigma = E_0 \varepsilon_{el} + k_{el} \varepsilon_{el}^2 \quad 2-19$$

$$E = E_0 + k_{el} \varepsilon_{ges} \quad 2-20$$

Alternativ kann der integrale E-Modul E_s gemäß der Gleichung 2-21 an der Stelle von E in der Gleichung 2-18 verwendet werden. Eine Ausführliche Beschreibung ist in der Arbeit (Wollny 2014) zu finden.

$$E_s = \frac{1}{2} \left(E_0 + \sqrt{E_0^2 + 4k_{el}\sigma} \right) \quad 2-21$$

Die bisher aufgeführten Gleichungen beruhen alle auf der Idee, das Masing-Modell für den Sättigungsbereich bei dehnungsgeregelten Versuchen anzuwenden, also einen Bereich ohne makroskopische Änderungen. Bei TMF-Versuchen ist ein Bereich mit konstanten Spannungsextremwerten aber meist nicht existent, und es liegt eine ständige Änderung der Mittelspannung vor. Bauer (2007) führt diese Änderung auf die mikrostrukturell ablaufenden Prozesse von Ver- und Entfestigung zurück. Für die Verknüpfung mit dem Masing-Modell modelliert er den Verlauf der Spannungsamplitude der LCF-Versuche über die Zyklen mit Hilfe eines Potenzansatzes. Mittels dieses Potenzansatzes konnte er die Spannungsdifferenz zwischen dem ersten und zweiten Zyklus berechnen und diese mit der Ausgangshysterese verrechnen, indem er diese entsprechend verschob. Es fand somit keine Berechnung mehrerer Zyklen auf mikroskopischer Ebene statt.

Mit dieser Gleichung werden die transienten Spannungsänderungen nur auf die erfolgten Lastzyklen zurückgeführt, ohne jegliche Berücksichtigung zeitabhängiger Vorgänge. Wollny (2014) konnte hingegen in seiner Arbeit einen Kriechanteil für TNB-V2 in das Masing-Modell (Gleichung 2-22) integrieren und somit die Entwicklung der Mittelspannung während der TMF-Beanspruchung auf einer mikrostrukturellen Ebene betrachten.

$$\sigma(t) = \left((n_{Cr} - 1) E C_{Cr} e^{-\frac{Q_{eff}}{RT}} t + \sigma_0^{-n_{Cr}+1} \right)^{\frac{1}{n_{Cr}-1}} \quad 2-22$$

Dabei wird über den Parameter C_{Cr} (Materialkonstante) der Werkstoffzustand abgebildet. Entsprechend der Zuordnung zur Spannung und Temperatur bildet $n_{Cr}(T)$ (Spannungsexponent) den Einfluss der Spannung und $Q_{eff}(\sigma)$ (scheinbare Aktivierungsenergie) den Einfluss der Temperatur ab. R steht für die allgemeine Gaskonstante.

Weiterhin führte Wollny (2015a) in seiner Arbeit die Integration von Verfestigungsvorgängen durch die dynamische Reckalterung von TNB-V2 bei 350°C und von Entfestigungsvorgängen durch die Auflösung der lamellaren Struktur bei hohen Temperaturen in das Masing-Modell ein. Damit konnte er die Entwicklung der Mittelspannung und der Spannungsamplitude während der TMF-Versuche sehr genau beschreiben. Für die Berechnung der SVF verteilt Wollny (2015a) die Flächenanteile auf die hochfeste α_2 -Phase und die γ -Phase. Zudem simulierte Wollny (2015a) die Versetzungsbewegungen und die temperaturabhängige Verankerung der Versetzungen an Hindernissen durch ein einfaches Modell (Gleichungen 2-23), dessen Parameter empirisch an isothermen Ermüdungsversuchen eingestellt wurden. Mit dem Modell wird die Anzahl freier Versetzungen V_f zur Anzahl freier Versetzungen im Ausgangszustand referenziert. Sind mehr freie Versetzungen als im Ausgangszustand vorhanden, entfestigt der Werkstoff, sind weniger vorhanden, verfestigt der Werkstoff. Über den Parameter s wird die Stärke der Verfestigung eingestellt. Die Verfestigung wird als Faktor p angesehen, welcher nach Gleichung 2-24 multipliziert mit der Spannung im Ausgangszustand die verfestigte Spannung σ_v liefert (Wollny 2015a).

$$p = s \cdot \operatorname{sign}\left(\frac{V_f}{V_{f_{N=0}}} - 1\right) \sqrt{\left|\frac{V_f}{V_{f_{N=0}}} - 1\right|} \quad ; s \geq 0 \quad 2-23$$

$$\sigma_v = p \cdot \sigma_{N=0} \quad 2-24$$

Die Anzahl an effektiven freien Versetzungen \tilde{V}_f ergibt sich, indem man die Versetzungen an Hindernissen V_H von der Gesamtanzahl der Versetzungen V_{Ges} abzieht. Um die Wirkung der verschiedenen Hindernisse berücksichtigen und temperaturabhängig quantifizieren zu können, wird nach Gleichung 2-25 jede Versetzungsanzahl an den unterschiedlichen Hindernissen (H_i) mit einem temperaturabhängigen Parameter p_{H_i} versehen.

$$\tilde{V}_f = V_{Ges} - \sum p_{H_i}(T)V_{H_i} \quad 2-25$$

Zusätzlich wurde die Entfestigung durch die Auflösung der lamellaren Mikrostruktur bei hohen Temperaturen durch Umverteilung der Flächenanteile im Multikomponentenmodell berücksichtigt (Abbildung 2-15).

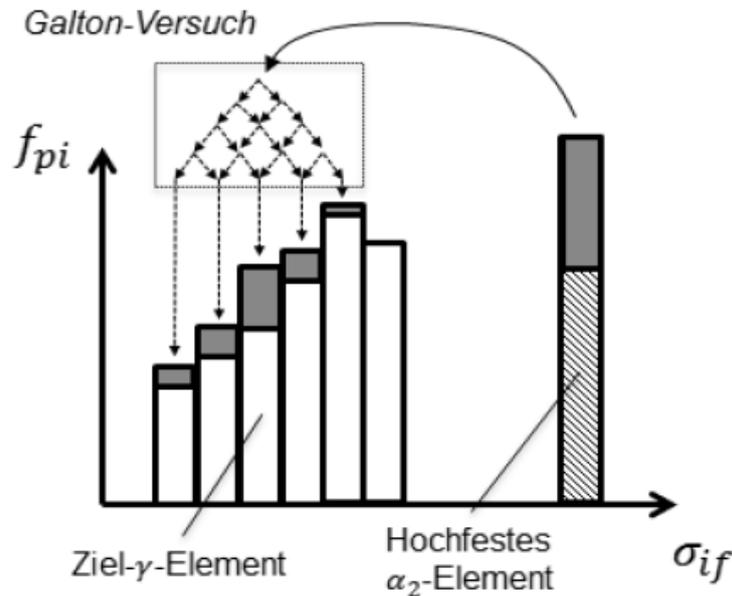


Abbildung 2-15: Schematische Darstellung des Modells zur Simulation der Mikrostrukturauflösung an Hand der Streckgrenzenverteilungsfunktion (Wollny 2015a)

Die Simulation der TMF-Hysterese kann auch durch phänomenologische Modelle erfolgen. (Heckel und Christ 2010a) verwendeten für die Simulation der TMF-Hysterese des Werkstoffs TNB-V2 eine sehr populäre mathematische Gleichung (phänomenologische Beschreibung): die Ramberg-Osgood-Gleichung 2-26 (Ramberg und Osgood 1943). Die Autoren haben für den Werkstoff TNB-V2 die Parameter aus Zugversuchen in Abhängigkeit von der Temperatur beschrieben und konnten so für den Bereich 550°C-750°C eine TMF-Hysterese in relativen Koordinaten nach Vorgabe der Spannung und Temperatur bestimmen (Abbildung 2-16). Allerdings wurden die Spannungs- und Temperaturwertepaare der experimentell bestimmten Hysterese entnommen. Die Temperaturabhängigkeit der Ramberg-Osgood-Parameter C und n^* konnten die Autoren mit der Gleichung 2-27 beschreiben.

$$\varepsilon_{ges} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{C}\right)^{n^*} \quad 2-26$$

$$C=8100-10 \cdot T \text{ und } n^*=-9 + 0,322 \cdot T \quad 2-27$$

In der Arbeit von (Heckel 2009) sind diese Parameter C und n^* für TNB-V2 durch Warmzugversuche ermittelt worden.

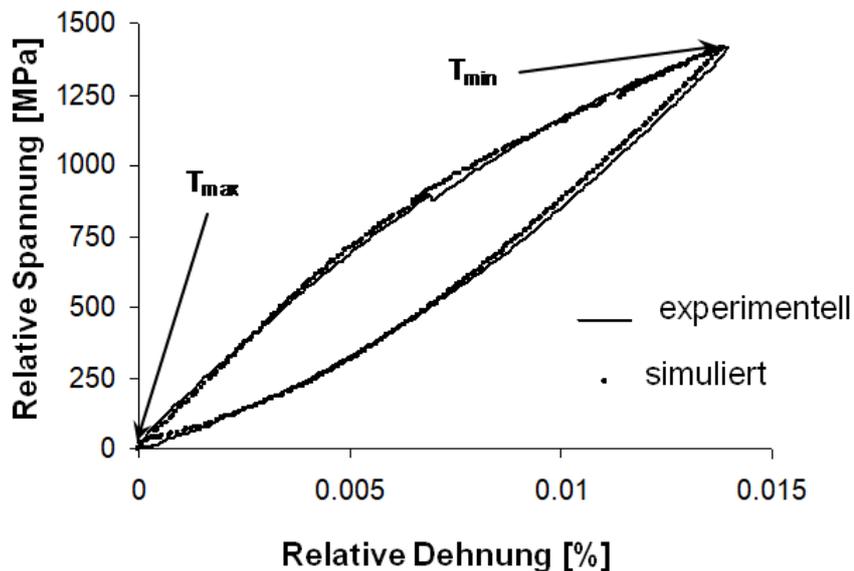


Abbildung 2-16: Vergleich der experimentell ermittelten und simulierten OP-TMF Hysterese für den Temperaturbereich $\Delta T=550-850^{\circ}\text{C}$ in relativen Koordinaten (Heckel und Christ 2010a)

2.3.2 Methoden der Lebensdauerabschätzung

Für die Lebensdauerabschätzung stehen in der Literatur bruchmechanische, physikalische, empirische und schädigungsmechanische Modelle zur Verfügung. Bruchmechanische Modelle beschreiben das Risswachstum pro Zyklus in Abhängigkeit von der Belastung. Je nach Belastungshöhe unterscheidet man zwischen linear-elastischer Bruchmechanik und elastisch-plastischer Bruchmechanik. Physikalische Modelle basieren auf den Bewegungen der Versetzungen, Atome und Leerstellen und ihrer Wechselwirkung. Diese Modelle sind für die Praxis aufgrund ihrer Komplexität wenig relevant und benötigen werkstoffspezifische und physikalische Größen, die vom Werkstoff, der Belastung und der Umgebung abhängig sind.

Empirische Methoden zeichnen sich durch einen Zusammenhang zwischen einem definierten Schädigungsparameter und der Lebensdauer aus. Der

Schädigungsparameter beinhaltet oft die Spannung, Dehnung, plastische Dehnung oder absorbierte Energie als Belastungsgrößen. Schädigungsmodelle beschreiben die Entwicklung der Schädigung im Werkstoff, die den tragenden Querschnitt verkleinert und somit die effektive Spannung erhöht. Die Beschreibung der Schädigung geschieht auf empirischem Weg.

In diesem Abschnitt werden einige empirische Methoden vorgestellt, da bei γ -TiAl-Legierungen andere Konzepte, aufgrund der fehlenden Duktilität und der sehr kurzen Risswachstumsphase nicht zur Anwendung kommen. Für die Lebensdauerbeschreibung von dehnungsgeregelten Versuchen wird in der Literatur oft auf die Basquin-Coffin-Manson-Beziehung zurückgegriffen. Diese Beziehung (Gleichung 2-28) ist eine Verknüpfung der Basquin Gleichung (2-29) (Basquin 1910), die den Zusammenhang zwischen Lebensdauer und Amplitude beschreibt, und der Coffin-Manson Gleichung (2-30) (Coffin 1954), (Manson 1953), die den Zusammenhang zwischen plastischer Dehnungsamplitude und Lebensdauer beschreibt.

$$\frac{\Delta \varepsilon_{ges}}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_{el}}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_B)^b + \varepsilon_f (2N_B)^c \quad 2-28$$

$$\frac{\Delta \varepsilon_{el}}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_B)^b \quad 2-29$$

$$\log\left(\frac{\Delta \varepsilon_{el}}{2}\right) = \log\left(\frac{\sigma_f'}{E}\right) + b \cdot \log(2N_B)$$

$$\frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2} = \varepsilon_f (2N_B)^c \quad 2-30$$

$$\log\left(\frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2}\right) = \log(\varepsilon_f) + c \cdot \log(2N_B)$$

Dabei ist σ_f' der Ermüdungsfestigkeitskoeffizient und b der Ermüdungsfestigkeits-exponent.

Der in der Gleichung 2-28 beschriebene Zusammenhang zwischen Gesamtdehnungsamplitude und Lebensdauer ist in Abbildung 2-17 dargestellt,

wobei der elastische Anteil durch Basquin und der plastische Anteil durch Coffin-Manson beschrieben wird.

Durch die Berücksichtigung von Umgebungs- und Kriecheffekten kann die Basquin-Coffin-Manson-Beziehung für Anwendungen bei hohen Temperaturen modifiziert werden (Nitta und Kuwabara 1988). Eine weitere Modifizierung der Basquin-Coffin-Manson-Beziehung zur Berücksichtigung der Mittelspannung wurde in (Morrow 1965) vorgeschlagen.

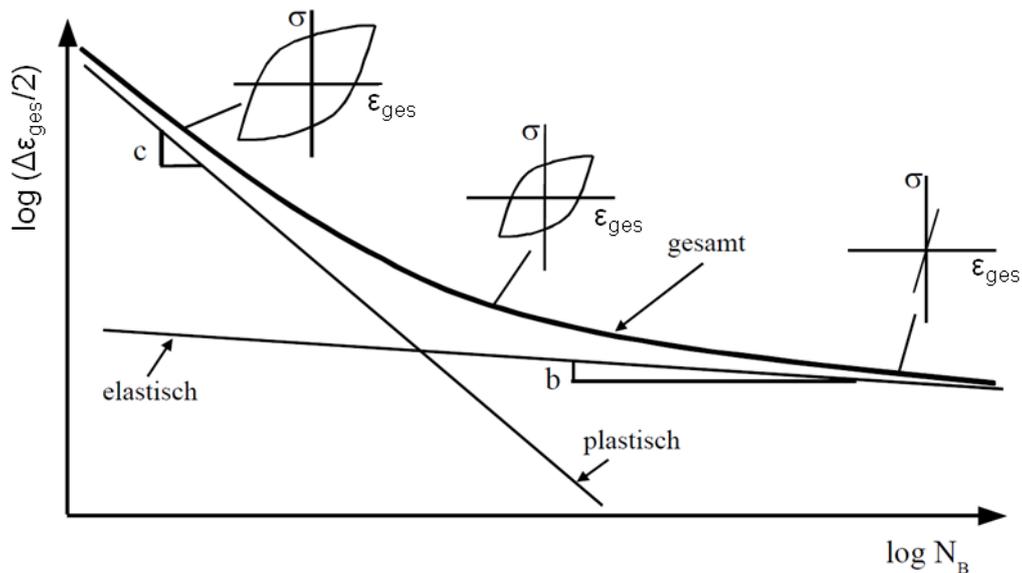


Abbildung 2-17: Darstellung des Zusammenhangs zwischen der Bruchlastspielzahl N_B und den elastischen und plastischen Anteilen der Gesamtdehnungsamplitude $\Delta \varepsilon_{ges}/2$ für einen gesamtdehnungsgeregelten Ermüdungsversuch (Landgraf 1970)

Eine weitere empirische Beziehung ist durch den Schädigungsparameter P_{SWT} beschrieben. Smith, Watson und Topper (1970) definierten einen Schädigungsparameter P_{SWT} , der die Mittelspannung über die Oberspannung (σ_o) berücksichtigt (siehe Gleichung 2-31). Für die Lebensdauerbeschreibung unter TMF-Beanspruchung wird ein temperaturabhängiger E-Modul verwendet. Im IP-Fall wird in Gleichung 2-31 der E-Modul bei der Obertemperatur $E = E(T_{max})$ eingesetzt, und im OP-Fall wird der E-Modul bei der Untertemperatur $E = E(T_{min})$ eingesetzt. $\Delta \varepsilon_{mech}/2$ ist die mechanische Dehnung (d. h. ohne thermischen Dehnungsanteil). Dieser Ansatz wurde von Roth und Biermann (2010) auf TMF-Versuche an einer γ -TiAl-Legierung angewendet.

$$P_{SWT} = \sqrt{\sigma_o \cdot \frac{\Delta\varepsilon_{mech}}{2} \cdot E} \quad 2-31$$

Ein ähnlicher Schädigungsparameter wurde von Haibach und Lehrke (1976) nach Gleichung 2-32 definiert. Der Parameter wird aus der effektiven Schwingbreite der Spannung $\Delta\sigma_{eff}$ der effektiven Schwingbreite der mechanischen Dehnung $\Delta\varepsilon_{eff}$ und ebenfalls dem E-Modul E bestimmt. Hierbei ist $\Delta\varepsilon_{eff}$ der Betrag der Dehnung im aufsteigenden Ast der Spannungs-Dehnungshysterese, bei dem positive Spannungen auftreten und $\Delta\sigma_{eff}$ das entsprechende Spannungsintervall (Abbildung 2-18).

$$P_{HL} = \sqrt{\Delta\sigma_{eff} \cdot \Delta\varepsilon_{eff} \cdot E} \quad 2-32$$

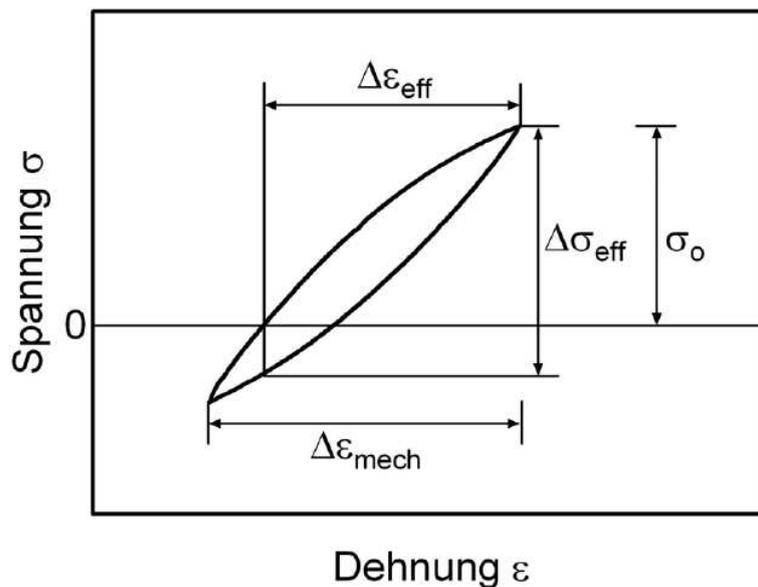


Abbildung 2-18: Darstellung der verwendeten Spannungen und Dehnungen zur Bestimmung der Schädigungsparameter P_{SWT} und P_{HL} (Roth 2010)

Die Gleichung der linearen Schadensakkumulation zur Bestimmung der Lebensdauer bei unterschiedlichen Lasthorizonten wurde von (Palmgren 1924) vorgestellt (Gleichung 2-33). Die Teilschädigung unter dem Belastungshorizont wird

als das Verhältnis zweier Zyklenzahlen n_i und $N_{B,i}$ definiert. Darin steht der Index i für einen Lasthorizont, n_i für die unter dieser Belastung durchlaufende Zyklenzahl und $N_{B,i}$ die für diese Belastung prognostizierte Bruchzyklenzahl.

$$D_{ges} = \sum \frac{n_i}{N_{B,i}} < 1 \quad 2-33$$

2.4 Wechselverformungsverhalten von γ -TiAl

2.4.1 Isothermes Wechselverformungsverhalten

γ -TiAl-Legierungen zeichnen sich durch ein gutes Ermüdungsverhalten aus. Für eine Lebensdauer von 10^7 Zyklen unter Zug-Druck-Beanspruchung beträgt die Spannungsamplitude mehr als 75% der Zugfestigkeit (Hénaff und Gloanec 2005). Im Vergleich dazu liegt diese Amplitude für konventionelle Legierungen bei ca. 30-45% (Riehle und Simmchen 1997). Das Ermüdungsverhalten von γ -TiAl-Legierungen ist aufgrund der großen Spannweite von Einflussfaktoren recht komplex und wird grundsätzlich durch Belastungsart und -höhe, Mikrostruktur, Oberflächenbeschaffenheit und Einsatztemperatur beeinflusst. γ -TiAl-Legierungen besitzen im allgemeinen unter isothermen Bedingungen einen flachen Verlauf der Wöhlerkurve, was zu erheblichen Änderungen der Lebensdauer durch geringe Änderung der Spannungs- oder Dehnungsamplitude führt (Hénaff und Gloanec 2005) (Recina und Karlsson 2000).

Verschiedene γ -TiAl-Legierungen der zweiten Generation mit Duplex-Gefügen zeigen vergleichbare Ermüdungseigenschaften unabhängig von der chemischen Zusammensetzung (Recina und Karlsson 2000). Die Untersuchungen in (Kruml, et al. 2010) zeigen, dass für Legierungen der dritten Generation ein Nb-Gehalt von 7% eine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften (im Vergleich zu einem Nb-Gehalt von 2%) bei einer Prüftemperatur von 750°C hervorruft.

Unter isothermen Bedingungen zeigt sich Duplex-Gefüge im LCF-Bereich den anderen Gefügearten (siehe Abschnitt 2.1.2) überlegen (Recina und Karlsson 2000). Dies lässt sich durch eine stärkere isotrope Verfestigung und einen geringeren Bauschinger-Effekt erklären. Damit kommt es zu geringeren plastischen Dehnungen, was folglich zu längeren Lebensdauern führt.

Die Untersuchungen von Bauer (2007) ergaben für eine TNB-Legierung (γ -PX) mit Duplex-Gefüge höhere Lebensdauer mit steigender Temperatur, was auch in den Arbeiten (Fischer 2000) und (Schallow 2005) beobachtet wurde. In einer anderen Arbeit (Roth 2010) wird hingegen gefunden, dass die TNB-V5-Legierung (ähnliche Zusammensetzung wie die γ -PX-Legierung) mit einem Fully-Lamellar-Gefüge eine Abnahme der Lebensdauer mit steigender Temperatur zeigt.

Duplex-Gefüge besitzen zudem eine bevorzugte Rissinitiierung in großen γ -Körnern und weisen eine Korngröße auf, welche unterhalb der kritischen Risslänge liegt und somit zu einem stabilen Rissfortschritt führt. Fully-Lamellar-Gefüge zeichnen sich durch den höchsten Widerstand gegen Rissausbreitung aus. Wessel (2011) dokumentiert in seinen Untersuchungen, dass bei Fully-Lamellar-Gefügen die Rissinitiierung in den Kolonien stattfindet. Eine interlamellare Rissinitiierung konnte auch von Kim (1994) beobachtet werden. Hierbei zeigte sich eine hohe Streuung der Eigenschaften bei Fully-Lamellar-Gefügen, was auf die anisotropen Eigenschaften der Kolonien zurückzuführen ist (Kim 1994).

Untersuchungen an verschiedenen γ -TiAl-Legierungen ergaben, dass unter isothermen Bedingungen, unabhängig von der Temperatur, die Dehnungsamplitude einen signifikanten Einfluss auf die Lebensdauer hat (Gloanec, Henaff und Jouiad, et al. 2005), (Bauer 2007), (Fischer 2000), (Brooks 2009). Dies resultiert daraus, dass bei γ -TiAl-Legierungen eine geringe Erhöhung der Dehnungsamplitude zur erheblichen Erhöhung der plastischen Dehnungsamplitude führt, was eine Reduzierung der Lebensdauer zur Folge hat. Bauer (2007) stellte auch einen Einfluss der Dehnrates auf die Lebensdauer fest.

Die Prüftemperatur selbst hat keinen eindeutigen bzw. ausgeprägten Einfluss auf die Lebensdauer von γ -TiAl-Legierungen. Der Einfluss der Prüftemperatur auf die Lebensdauer und auf die Erhöhung der plastischen Dehnungsamplitude im LCF-Bereich wurde von Appel, Heckel und Christ (2010) an der TNB-V2 untersucht. Mit steigender Temperatur (bis 550°C) steigt auch die plastische Dehnungsamplitude und die Lebensdauer sinkt. Erhöht man allerdings die Prüftemperatur auf 850°C, also über die BDTT (750°C), so führt die Duktilität des

Werkstoffs zu einem positiven Effekt auf die Lebensdauer. Der Werkstoff zeigt eine zyklische Verfestigung bei Raumtemperatur, eine Sättigung der Spannungsantwort bei 550°C und eine zyklische Entfestigung bei 850°C (Abbildung 2-19). Von solch einem Verhalten wurde auch in der Literatur für andere γ -TiAl-Legierungen berichtet (Henaff und Gloanec 2005) (Cui und Liu 2009). Weiterhin ergab eine Untersuchung des isothermen LCF-Ermüdungsverhaltens einer γ -TiAl-Legierung aus der dritten Generation in (Cui und Liu 2009), dass die Lebensdauer bis zu einer Gesamtdehnungsamplitude von 0,4% mit steigender Temperatur zunimmt, während höhere Dehnungsamplituden (0,5 und 0,6%) zur Degradation der Mikrostruktur durch Auflösung der α_2 -Lamellen und Vergrößerung der γ -Körner führen. Daraus folgt eine Reduzierung der Lebensdauer.

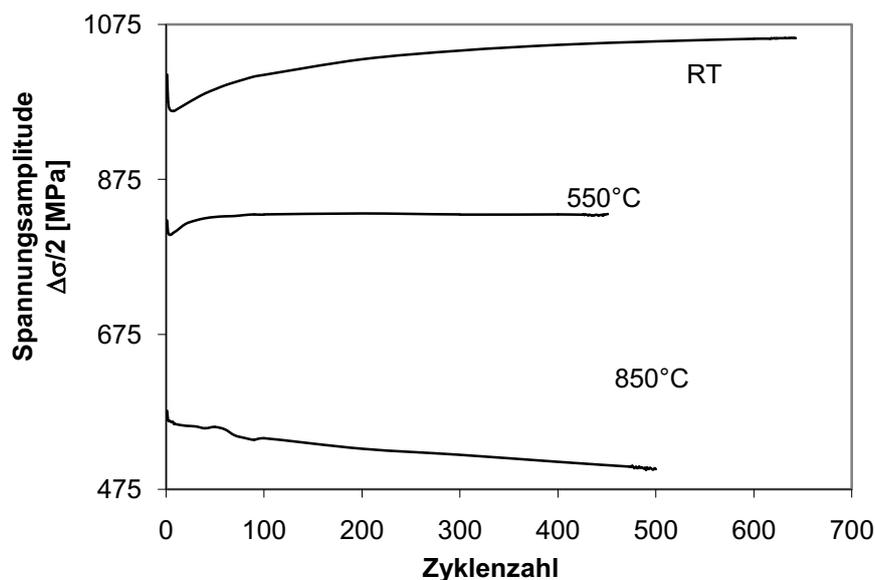


Abbildung 2-19: Wechselverformungskurven von TNB-V2 bei einer Gesamtdehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,7\%$ für verschiedene Temperaturen (Appel, Heckel und Christ 2010)

Hochtemperatur-LCF-Versuche im Vakuum zeigen eine Verbesserung der Lebensdauer gegenüber Versuchen an Luft. Für die γ -PX-Legierung mit der Zusammensetzung Ti-47Al-5,1Nb-0,25C-0,4B (Bauer 2007) und die γ -MET-Legierung mit der Zusammensetzung Ti-45,4Al-2,47Cr-1,12Nb-0,42Ta-0,07B (Schallow 2005) konnte unter Vakuum eine Verbesserung der Ermüdungslebens-

dauer im LCF-Bereich ab einer Prüftemperatur von 550°C beobachtet werden. Für eine TNB-Legierung aus der dritten Generation (TNB-V2 mit einem höheren Nb-Gehalt von 8% und somit einem verbesserten Oxidationsverhalten) konnte diese Verbesserung unter Vakuum ab einer Prüftemperatur von 650°C beobachtet werden (Heckel 2009). Im Gegensatz zu den Versuchen unter Vakuum wird bei der Belastung ein Oxidfilm auf der Probenoberfläche gebildet, wodurch Sauerstoff eine Versprödung des Materials verursacht und dadurch die Ermüdungsfestigkeiten geringer ausfallen als bei Vergleichsversuchen, die unter Vakuum stattfinden. Um die Einsatztemperatur zu erhöhen, wird in der Literatur von Oxidationsschichten und Wärmedämmschichten berichtet, die sogar auch keinen Abfall der Ermüdungsfestigkeit bewirken (Straubel 2016).

γ -TiAl-Legierungen zeigen im Vergleich zu konventionellen Titanlegierungen eine deutlich geringe Kerbempfindlichkeit (Lindemann, Roth-Fagaraseanu und Wagner 2003). In (Trail und Bowen 1995) wurde die Kerbempfindlichkeit der Legierung Ti-48Al-2Mn-2Nb+TiB₂ untersucht (siehe Abbildung 2-20).

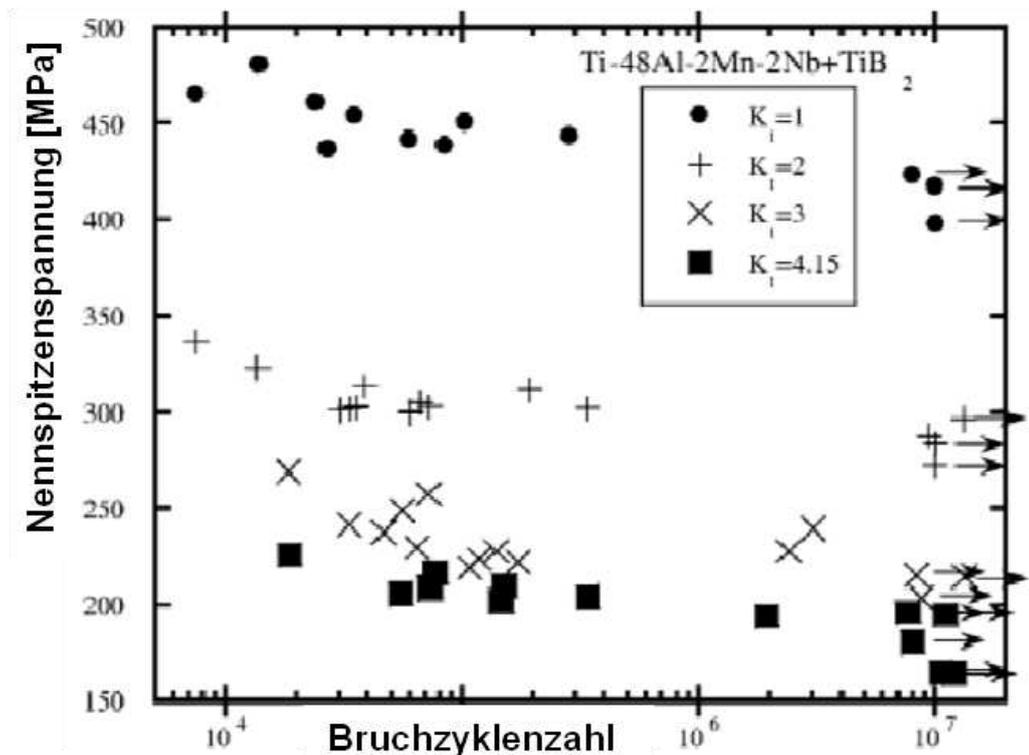


Abbildung 2-20: Kerbempfindlichkeit der Legierung Ti-48Al-2Mn-2Nb+TiB₂ (Trail und Bowen 1995)

Obwohl die Ermüdungslebensdauer der gekerbten Proben bei Raumtemperatur im Vergleich zu ungekerbten Proben deutlich geringer ist, weist die Legierung besonders bei hohen Kerbfaktoren K_t eine deutliche Verfestigung im Kerbgrund auf.

Das Ermüdungsverhalten von γ -TiAl-Legierungen kann durch Oberflächenbehandlungen weiter verbessert werden (Bentley, Mantle und Aspinwall 1999) (Lindemann, Roth-Fagaraseanu und Wagner 2003) (Lindemann, Buque und Appel 2006). An zwei TNB-Legierungen wurde zum Beispiel gezeigt, dass für Temperaturen unterhalb 700°C durch Kugelstrahlen zyklisch stabile Druckeigenstressungen in der Randschicht erzeugt werden können. Dadurch wird eine zeitliche Verschiebung der Rissinitiierung und somit eine deutliche Verbesserung des Ermüdungsverhaltens gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand erreicht. Die Randschichtverfestigung durch Kugelstrahlen oberhalb 700°C ist nicht mehr effektiv, da die induzierten Gitterdefekte sehr schnell ausheilen und in der verformten Randschicht Rekristallisationsvorgänge ablaufen. Festwalzen führt zu keiner Verbesserung des Ermüdungsverhaltens, was auf den nahezu nicht vorhandenen Mikrohärteanstieg direkt an der Oberfläche sowie auf den Abbau von Druckeigenstressungen nach wenigen Zyklen zurückzuführen ist (Glavatskikh 2011).

2.4.2 Thermomechanisches Wechselverformungsverhalten

γ -TiAl-Legierungen verhalten sich unter thermomechanischer Ermüdung (TMF) anders als unter isothermen Bedingungen. Als Einflussfaktor gilt neben den aus isothermen Versuchen bekannten lebensdauerbestimmenden Einflussgrößen wie Prüftemperatur, plastische Dehnungsschwingbreite, Umgebungsmedium und Mikrostruktur die Phasenbeziehung zwischen mechanischer und thermischer Belastung. Das TMF-Verhalten von Legierungen der zweiten und dritten Generation wurde in (Roth und Biermann 2010) (Brooks 2009) (Fischer 2000), (Schallow 2005), (Bauer 2007) und (Heckel 2009) umfangreich untersucht. Eine Zusammenfassung der Untersuchungen des TMF-Verhaltens ist in (El-Chaikh, Heckel und Christ 2013) veröffentlicht.

Alle untersuchten γ -TiAl-Legierungen besitzen unter IP-Belastung eine höhere Lebensdauer als unter OP-Belastung. Zum Teil weisen sie sogar eine höhere

Lebensdauer als unter isothermen Belastungen auf (Schallow und Christ 2003) (Heckel und Christ 2010b). Die Autoren führen diese höhere Lebensdauer auf die Druckmittelspannung unter IP-Belastung und auf die Zugmittelspannung unter OP-Belastung zurück. Die unter OP-Beanspruchung drastisch reduzierte Ermüdungslebensdauer wird folgendermaßen begründet: Die während der Druckphase bei der Obertemperatur entstehende Oxidationsschicht ist während der Zugphase bei der Untertemperatur spröde. Dadurch wird eine frühzeitige Rissinitiierung eingeleitet.

Die im Vergleich zu isothermen Versuchen erhöhte Lebensdauer unter IP-Beanspruchung (Obertemperatur entspricht der Temperatur des LCF-Versuches) wird durch die im IP-Versuch anliegende Druckmittelspannung und einer gegenüber den isothermen ermüdeten Proben erhöhten Rissspitzenplastizität begründet.

Die Untersuchung in (Roth und Biermann 2010) ergaben, dass ein Fully-Lamellares-Gefüge der TNB-V5-Legierung eine höhere Lebensdauer unter TMF-Belastung besitzt als das Near-Gamma-Gefüge und das Duplex-Gefüge. Weiterhin berichteten die Autoren, dass eine Beanspruchung mit der Phasenbeziehung Clockwise-Diamond (CD) bzw. Counter-Clockwise-Diamond (CCD) im Gegensatz zur In-Phase- (IP) oder Out-of-Phase-Beanspruchung (OP) nur zu geringen Unterschieden zwischen den Beträgen der Ober- und der Unterspannung führt. Unter CD- und CCD-Beanspruchung kommt es zu nahezu keinen bzw. im Vergleich zur IP- und OP-Beanspruchung deutlich geringeren Zug- oder Druckmittelspannungen. Des Weiteren unterscheiden sich die Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurven unter CD- bzw. CCD-Beanspruchung nur sehr wenig. Die Bruchlastspielzahlen der CD- und CCD-Versuche lagen somit immer zwischen denen der IP- und OP-Versuche. Roth berichtet sogar über einen Unterschied in den Verformungsmechanismen zwischen IP- und OP-Beanspruchungen.

Eine Untersuchung des TMF-Verhaltens der TNB-V5-Legierung aus der dritten Generation unter axialer und axial-torsionaler Beanspruchung wurde in (Brooks, Kühn, et al. 2009) durchgeführt, bei der ein starker Einfluss der Phasenbeziehung und der Dehnungsamplitude beobachtet wurde. Unter rein torsionaler IP- bzw. OP-Beanspruchung- diese sind aufgrund der Symmetrie der Rotation identisch- weisen die Proben bei gleicher Vergleichsspannungsamplitude längere

Lebensdauern als unter axialer OP-Beanspruchung auf. Weiterhin führte die uniaxiale IP-Belastung bei gleicher mechanischer von-Mises-Vergleichsdehnungsamplitude zu einer noch höheren Lebensdauer als die rein torsionale IP-Belastung.

Die Beschreibung der TMF- und LCF-Lebensdauern für γ -TiAl-Legierungen erwies sich in der Literatur aufgrund der geringen plastischen Verformung, der fehlenden Rissausbreitungsphase während des Ermüdungsversuchs und des schädigenden Umgebungseinflusses bei Versuchen unter OP-Beanspruchung als schwierig.

Heckel (2009) definiert für LCF-Beanspruchung einen Schwellenwert, der es erlaubt, eine Aussage zu treffen, ob die auftretenden Spannungsamplituden ertragen werden können. Dieser Schwellenwert liegt für TNB-V2 unter LCF-Beanspruchung bei einer Spannungsamplitude von 500 MPa bzw. einer Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$ (Abbildung 2-21). Für TMF-Belastung erweitert Heckel diesen Schwellenwert mit Hilfe eines vereinfachten Haigh-Dauerfestigkeitsschaubilds auf eine Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,39\%$, was bei einer OP-Belastung einer Spannungsamplitude von 550 MPa entspricht.

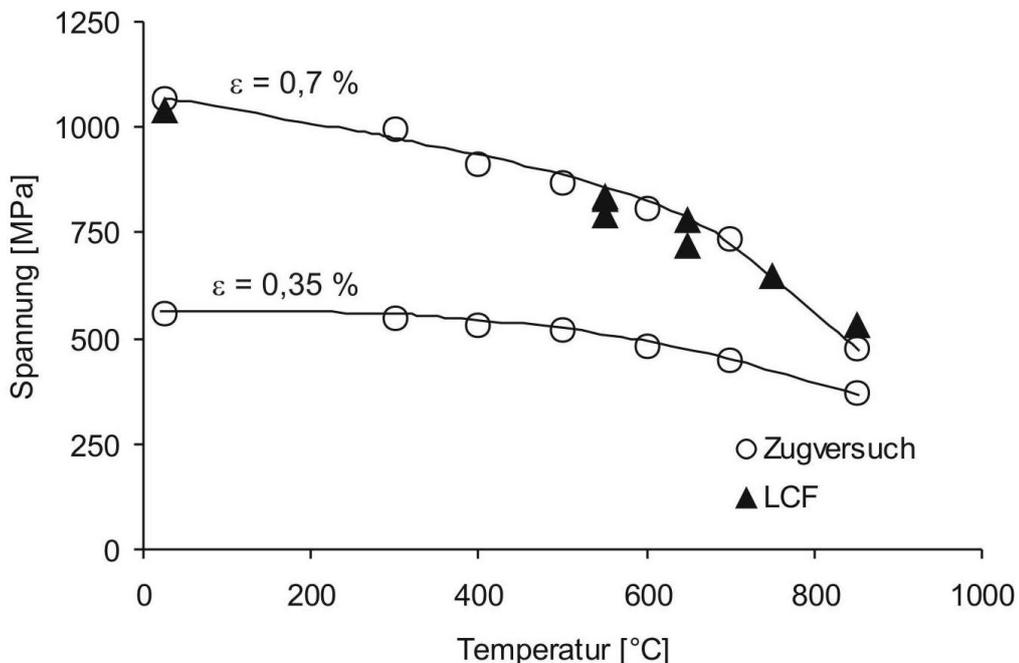


Abbildung 2-21: Spannung als Funktion von Dehnung und Temperatur bei TNB-V2 für die Definition des Schwellenwerts (Heckel 2009)

Roth & Biermann (2010) verwendeten für die Beschreibung der Lebensdauer der γ -TiAl-Legierung TNB-V5 den Schädigungsparameter P_{SWT} (siehe Gleichung 2-31). Die Autoren beschrieben den temperaturabhängigen E-Modul für die γ -TiAl-Legierung TNB-V5 vereinfachend durch die lineare Beziehung (Gleichung 2-34)

$$E(T) = -44,265 \text{ [N/mm}^2\text{K]} \cdot T \text{ [K]} + 184845 \text{ [N/mm}^2\text{]} \quad 2-34$$

Eine gute Beschreibung des Lebensdauerverhaltens war den Autoren nur für Temperaturen oberhalb des Spröd-Duktil-Überganges (ca. 750°C) möglich, bei denen der Werkstoff in der Praxis nicht eingesetzt wird (Abbildung 2-22).

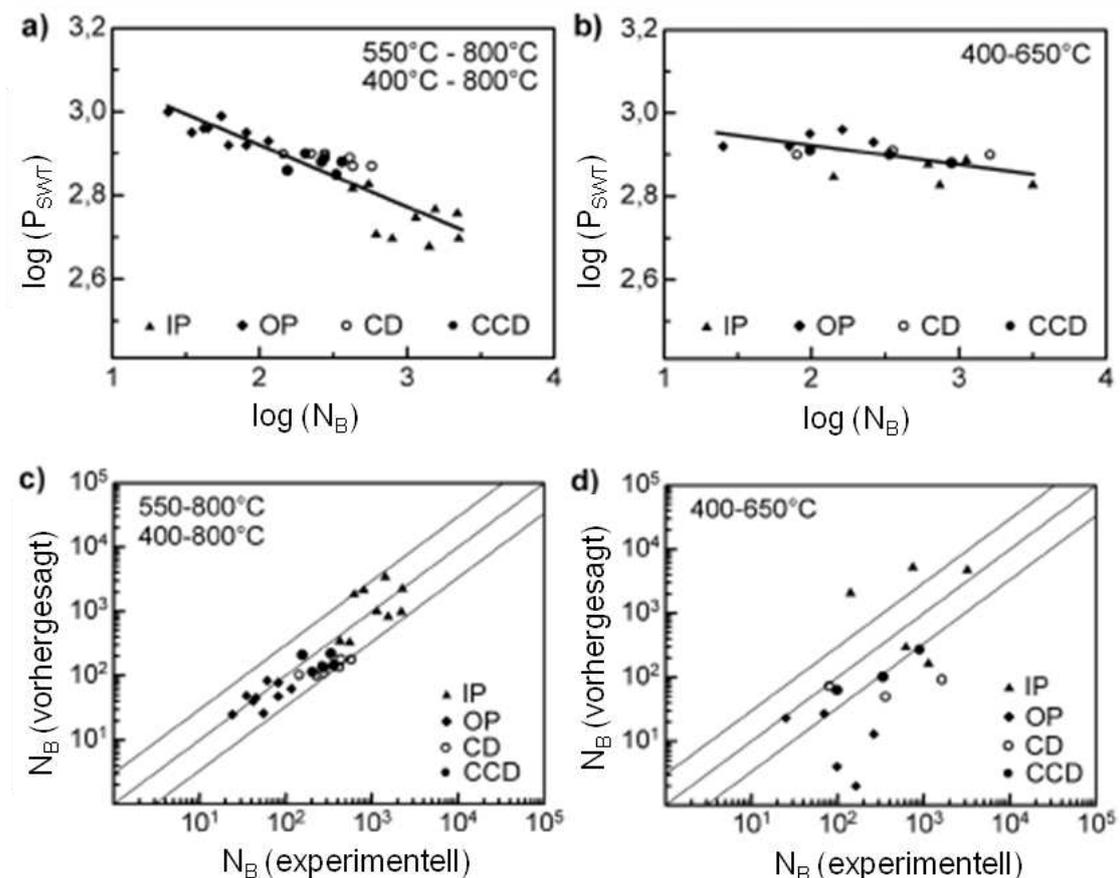


Abbildung 2-22: (Roth 2010) a) und b) Doppellogarithmische Darstellung des Schädigungsparameters P_{SWT} über der Bruchlastspielzahl N_B und c), d) die daraus vorhergesagten Lebensdauern über den experimentell ermittelten Lebensdauern; a, c) für die Temperaturbereiche 550-800°C und 400-800°C; b, d) für den Temperaturbereich 400-650°C

Bauer (2007) verwendete zur Lebensdauerberechnung von TMF-Versuchen eine bruchmechanischbasierte Betrachtung der Rissinitiierungsphase. Das von Bauer angewandte Modell basiert auf dem Oxidschichtwachstum und der Randschichtversprödung und bezieht Wechselwirkungseffekte mit ein. Die Beschreibung liefert für IP-Versuche zufriedenstellende Vorhersageergebnisse. Die kritischen OP-Versuche werden hinsichtlich der Lebensdauererwartung überschätzt. Als Gründe nennt der Autor die nicht explizite Einbeziehung der schädigenden Zugmittelspannung sowie die bis jetzt wenig untersuchten Mechanismen der Oxidation während der Ermüdungsbelastung und deren Wechselwirkung mit der Rissentstehung.

Bei der Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens sind zwischenzeitlich kaum Fortschritte erzielt worden. Der Beitrag der kubisch-raumzentrierten bzw. orthorhombischen Phasen zur Verformbarkeit bzw. Ermüdung im Bereich der Anwendungstemperaturen (25-850°C) ist noch unberücksichtigt, abgesehen von den im Arbeitsbericht (Appel und Christ 2015) dargestellten Ergebnissen zum Forschungsprojekt, das dieser Arbeit zugrunde liegt. Bezüglich TMF sind die Verformungsmechanismen und der Einfluss der niedrigen Untertemperatur auf das Ermüdungsverhalten und die Lebensdauer nicht erforscht. Zudem fehlt in der Literatur noch ein Modell, das die Lebensdauer der γ -TiAl-Legierungen unter Low-Cycle-Fatigue-, Out-of-Phase- und In-Phase-Beanspruchung in einheitlicher und geschlossener Weise beschreibt.

3 Experimentelles

3.1 Untersuchte Legierung

Bei der untersuchten Legierung handelt es sich um eine hoch Niob-haltige TNB-Legierung der dritten Generation, die *TNB-V2*-Legierung, mit der Zusammensetzung Ti-45Al-8Nb-0,2C. Diese Legierung wurde vom Helmholtz-Zentrum Geesthacht (HZG), Zentrum für Material- und Küstenforschung (ehemals GKSS) entwickelt und für diese Arbeit am Institut für Werkstofftechnik an der Universität Siegen zur Verfügung gestellt. Die untersuchte Legierung ist mittels Vakuumlichtbogen-schmelzverfahren bei der Firma „*GfE Metalle und Materialien GmbH (Deutschland)*“ hergestellt worden. Der Werkstoff wurde dabei mehrfach umgeschmolzen und anschließend durch heißisostatisches Pressen bei 1200°C verdichtet. Die Ingots wurden in Edelstahl als Wärmeschild gekapselt und bei 1300°C zu Stangen mit einem Durchmesser von 57 mm stranggepresst. Diese Stangen wurden im Anschluss bei 1030°C zwei Stunden lang spannungsarmgeglüht, gefolgt von einer zweitägigen Ofenabkühlung. Die aus den Stangen erodierten Rohlinge zur Fertigung der Ermüdungsproben wurden einer zweistufigen Wärmebehandlung bei HZG unterzogen. Um eine Nearly-Lamellar-Mikrostruktur zu erhalten, wurde ein Rekristallisationsglühen bei 1300°C/30min mit anschließender Luftabkühlung durchgeführt, gefolgt von einer Stabilisierung bei 800°C/6h und einer Ofenabkühlung. Die Mikrostruktur (Abbildung 3-1) besteht aus der γ (TiAl)-Phase (dunkle Phase im REM-Bild) und der α_2 (Ti₃Al)-Phase, welche sich in den lamellaren Bereichen befindet. Die Legierung TNB-V2 enthält einen kleinen Anteil der β /B2-Phasen.

Aus den wärmebehandelten Rohlingen wurden Ermüdungsproben gemäß der Zeichnung in Abbildung 3-2 für die isothermen und thermomechanischen Ermüdungsversuche entnommen. Die verwendete Probengeometrie entspricht den Vorgaben aus der ASTM E606-04. Um ein Versagen der Proben im Einspannbereich zu vermeiden (Lohse 2008), wurden die Proben mit einer Entlastungskerbe im Einspannbereich versehen. Alle Ermüdungsproben wurden elektrochemisch bei -33°C und 12V für 10 Minuten poliert, um mögliche Oberflächendefekte zu eliminieren. Das dafür verwendete Elektrolyt besitzt

folgende Zusammensetzung: 60 Vol.-% Methanol, 34 Vol.-%Butanol und 6 Vol.-% Perchlorsäure.

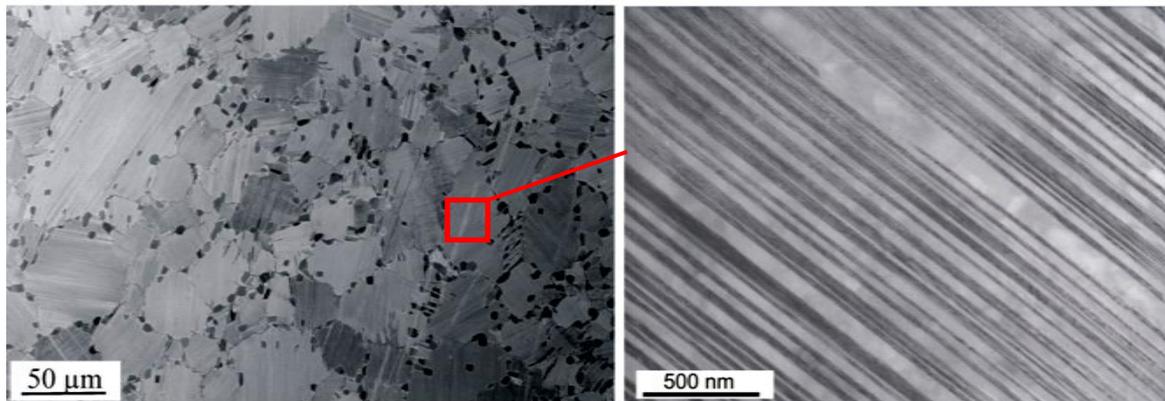


Abbildung 3-1: Nearly-Lamellar-Mikrostruktur der TNB-V2-Legierung nach der Endwärmebehandlung bei 1300°C/30min (Luftabkühlung) + 800°C/6h (Ofenabkühlung); linkes Bild: REM-Aufnahme, rechtes Bild: TEM-Aufnahme eines lamellaren Bereichs.

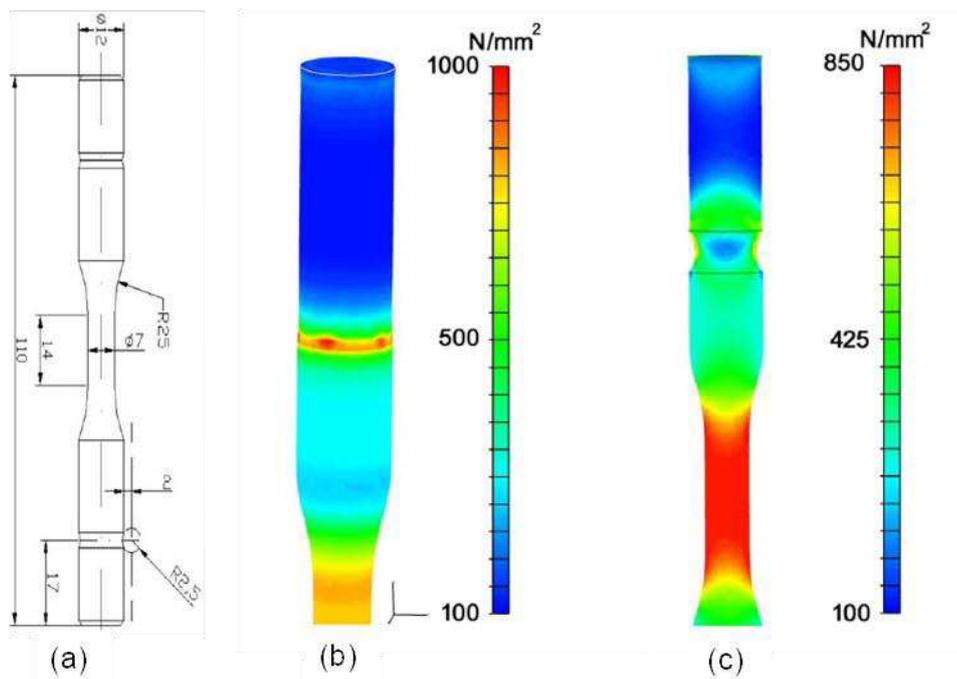


Abbildung 3-2: a) Geometrie der Ermüdungsprobe für die thermomechanischen und isothermen Ermüdungsversuche, b) Ergebnisse der FEM-Simulation ohne Entlastungskerbe und c) mit Kerbe (Lohse 2008)

3.2 Prüfmaschine

Alle in dieser Arbeit durchgeführten isothermen und thermomechanischen Ermüdungsversuche wurden in einer servohydraulischen Prüfmaschine durchge-

führt (Abbildung 3-3). Die Prüfmaschine ist mit einer digitalen Steuer- und Regel-elektronik (MTS TestStar IIs) sowie einer Vakuumkammer ausgestattet. Die Probenerwärmung erfolgte induktiv, wobei der zum Anregen der Induktionsspule benötigte Hochfrequenzgenerator von einem externen Temperaturregler gesteuert wurde. Mit Hilfe eines Bandthermoelements (NiCr-Ni) wurde die Ist-Temperatur der Probe gemessen. Die Solltemperatur, welche sich während eines TMF-Versuchs kontinuierlich ändert, wurde dem Temperaturregler von der Steuerelektronik analog übermittelt. LCF-Versuche sind mit dem Programm „MTS Cyclic Fatigue Testware“, TMF-Versuche mit der Software „Multi Purpose Testware“ programmiert worden. Die Kraft wurde mittels einer konventionellen Kraftmessdose gemessen. Die Erfassung der Dehnung erfolgte über ein Vakuum-taugliches Hochtemperatur-Extensometer.

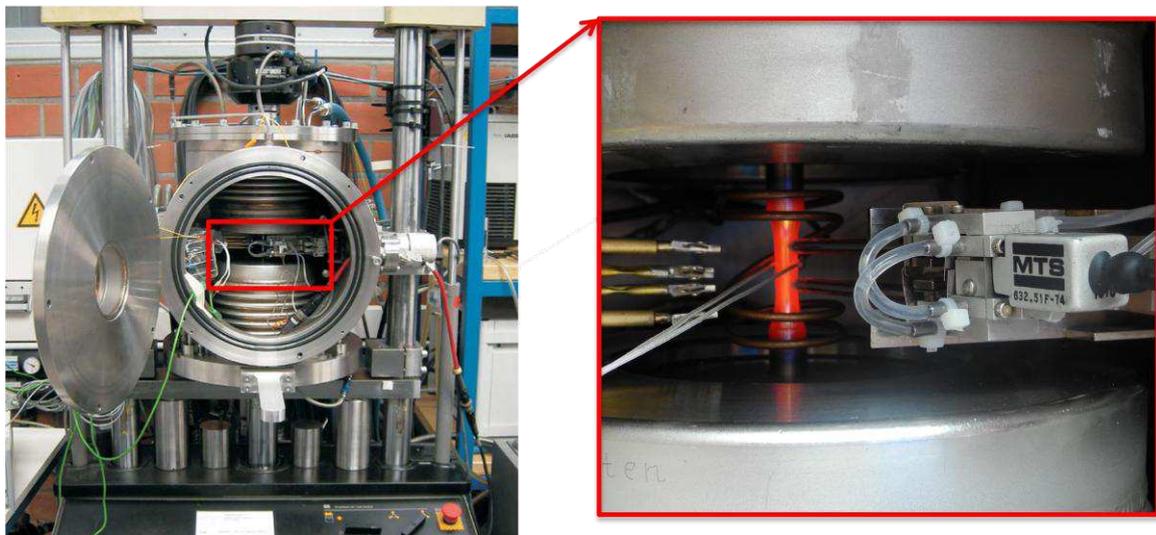


Abbildung 3-3: Photographische Aufnahme der servohydraulischen Prüfmaschine mit Vergrößerung der Probe im eingebauten Zustand und des Vakuum-tauglichen Hochtemperatur-Extensometers der Firma MTS

3.3 Versuchsparmeter

Isotherme LCF-Versuche wurden bei den drei Dehnungsamplituden $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$, $0,5\%$ und $0,6\%$ unter Regelung der Gesamtdehnung mit einer Dehnrage von 10^{-3}s^{-1} durchgeführt. Es wurden pro Dehnungsamplitude 5 Proben in dem Temperaturbereich von 350°C bis 850°C geprüft.

Die TMF-Versuche erfolgten bei den beiden Dehnungsamplituden $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ und $0,6\%$ mit einer Dehnrates von $6,67 \cdot 10^{-5} \text{s}^{-1}$. Für die TMF-Versuche wurde eine konstante Untertemperatur von 350°C gewählt, um den Einfluss dieser niedrigen Untertemperatur zu untersuchen. Die Obertemperatur variierte hingegen von 650°C - 850°C . Somit wurden pro Dehnungsamplitude sechs IP-Versuche und sechs OP-Versuche an Luft durchgeführt. Zusätzlich erfolgten unter Vakuum drei OP-Versuche bei einer Dehnungsamplitude $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ (Obertemperatur: 650°C , 750°C und 850°C) und zwei OP-Versuche bei der Dehnungsamplitude $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ (Obertemperatur: 750°C und 850°C).

3.4 Mikroskopie

Die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen von Gefügen, Bruchflächen und Oberflächen wurden mit einem Gerät „XL30“ der Firma Philips aufgenommen. Das Gerät arbeitet mit einer Lanthanhexaborid (LaB_6)-Lathode (Beschleunigungsspannung bis 30kV) und besitzt einen SE-Detektor (für die Abbildung von Sekundärelektronen) und einen BSE-Detektor (für die Abbildung von Rückstreuielektronen). Für Gefügaufnahmen wurden die Proben vor der Untersuchung mit Gold bedampft, um eine elektrische Aufladung zu vermeiden.

Die TEM-Aufnahmen wurden an einem Gerät „H-8100“ der Firma Hitachi mit einer Beschleunigungsspannung von 200kV aufgenommen. Die aufwendige Probenvorbereitung für die TEM-Untersuchung wurde wie folgt durchgeführt: Zuerst wird aus dem Prüfbereich der Ermüdungsproben eine $500\mu\text{m}$ dicke Scheibe mittels einer Drahtsäge mit sehr niedrigem Vorschub herausgetrennt. Die getrennte Scheibe wird dann mit Schleifpapier der Krönung 1200 beidseitig bis auf eine Dicke von ca. $120\mu\text{m}$ geschliffen. Nach dem Schleifen wird daraus eine Scheibe mit $\varnothing 3\text{ mm}$ herausgestanzt. Das schlussendliche Dünnen zu einer durchstrahlbaren Folie erfolgt mittels Düsenstrahlpoliergerät der Firma Struers bei -33°C und 20V bis zum Abschalten des Gerätes bei Lochbildung. Anschließend werden die Proben gereinigt und nur noch mit einer speziellen Pinzette gegriffen, um Verformung zu vermeiden.

4 Ergebnisse und Diskussion

4.1 Isothermes Wechselverformungsverhalten von TNB-V2

4.1.1 Einfluss der Dehnungsamplitude und der Temperatur auf das isotherme Wechselverformungsverhalten

Abbildung 4-1 illustriert die Wechselverformungskurven von TNB-V2 bei verschiedenen Temperaturen für $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$. Der Werkstoff weist bei niedrigen Temperaturen (25°C, 350°C und 450°C) nach einer geringen Anfangsentfestigung eine leichte aber kontinuierliche Verfestigung auf. Diese Verfestigung ist bei 350°C und 450°C ausgeprägt und auf die dynamische Reckalterung zurückzuführen. Dynamische Reckalterung kann nur bei titanreichen TiAl-Legierungen auftreten und ist auf einen Temperaturbereich von 350 bis 550°C beschränkt (Frobel und Appel 2002).

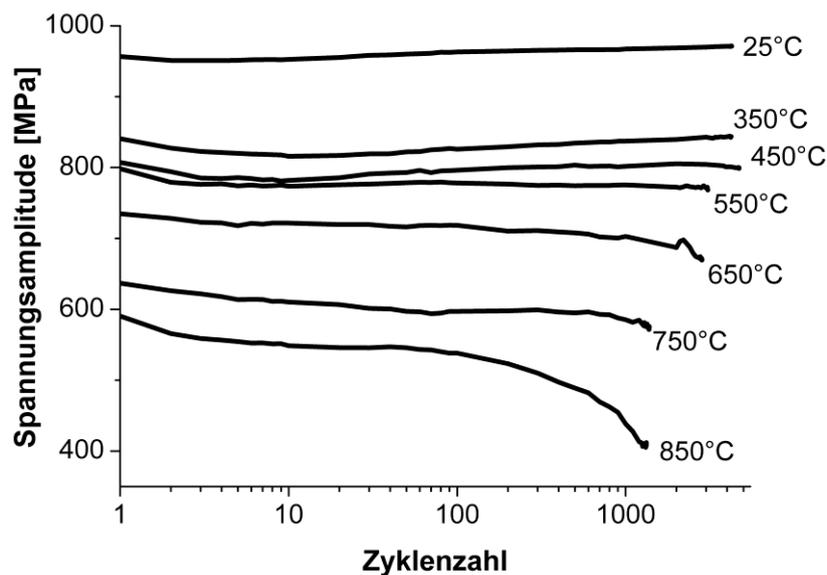


Abbildung 4-1: Wechselverformungskurven von TNB-V2 bei verschiedenen Temperaturen für $\Delta\varepsilon_{pl}/2=0,6\%$

Dieser Effekt hängt von der Dehnungsamplitude ab und tritt im Fall der Legierung TNB-V2 bei 350°C, 450°C und $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ auf. Zugversuche an TNB-V2 haben gezeigt, dass sich der Temperaturbereich, in dem dynamische Reckalterung

auftritt, auf 300-600°C erstreckt (Hoppe 2013). Die Reckalterungseffekte lassen sich mit der Umorientierung von Ti_{Al} -Antistrukturatomen im Spannungsfeld der Versetzungen erklären. Die Konzentration der Ti_{Al} -Antistrukturatome beträgt in der untersuchten TNB-V2-Legierung aufgrund der beträchtlichen Stöchiometrieabweichung offenbar einige At.%. Die Ti_{Al} -Antistrukturatome sind mit Leerstellen assoziiert; derartige Komplexe haben eine nicht-zentrosymmetrische Symmetrie, wodurch sie auch mit den durch Ermüdung vorherrschenden Schraubensetzungen in Wechselwirkung treten und zu deren Verankerung führen können. Diese dynamische Reckalterung spielt bei thermomechanischer Ermüdung mit einer Untertemperatur von 350°C eine wichtige Rolle und wird später diskutiert.

Bei 550°C bleibt die Spannungsantwort des Werkstoffes konstant bis zum Bruch. Dies wurde für diese Temperatur auch bei einer Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,7\%$ in der Arbeit von Heckel (2009) beobachtet. Bei höheren Temperaturen (650°C, 750°C und 850°C) beobachtet man zyklische Entfestigung, die bei 850°C, d.h. oberhalb der spröde-duktilen Übergangstemperatur, ausgeprägter ist. Diese Entfestigung trat bei höherer Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,7\%$ nur bei 850°C auf (Heckel 2009) und ist auf die Degradation der Mikrostruktur durch Rekristallisation und Phasenumwandlung zurückzuführen. Bei $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ tritt diese Entfestigung auch bei 650°C und 750°C auf.

Eine Erhöhung der Temperatur führt zur Reduzierung der Lebensdauer. Dies ist auf einen starken Einfluss der plastischen Dehnungsamplitude $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ als Schädigungsparameter zurückzuführen. Abbildung 4-2 zeigt, dass bei hohen Temperaturen (650°C-850°C) während des Versuchs eine Erhöhung von $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ im Laufe des Versuchs zu beobachten ist, was schlussendlich zu einer niedrigeren Lebensdauer führt. Ein ähnliches LCF-Ermüdungsverhalten wurde in (Bauer 2007) (Fischer 2000) und (Schallow 2005) an γ -TiAl auch im Vakuum, d.h. ohne umgebungsbedingte Schädigung, beobachtet. Über derartige Entfestigung ab 600°C wurde für TNB-V2 auch in den Arbeiten von (Glavatskikh 2011) und (Hénaff und Gloanec 2005) berichtet.

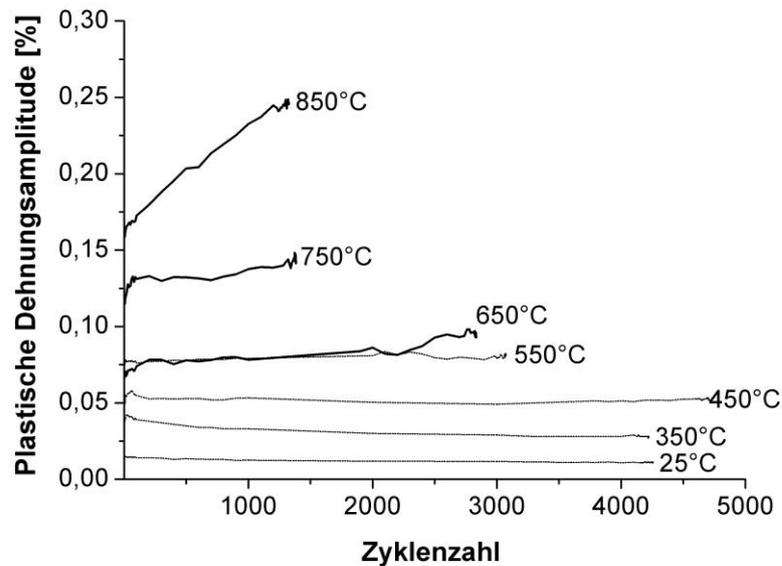


Abbildung 4-2: Verlauf der plastischen Dehnungsamplitude über der Zyklenzahl bei $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ und unterschiedlichen isothermen Prüftemperaturen

In Übereinstimmung mit diesen Beobachtungen konnte in einer Untersuchung des LCF-Ermüdungsverhaltens einer TNB-V5-Legierung (Roth 2010) für verschiedene Gefügestände eine Reduzierung der Lebensdauer mit steigender Temperatur nur für Nearly-Lamellar-Gefüge (ähnliche Mikrostruktur wie bei der in dieser Arbeit untersuchten Legierung) und nicht für das Duplex- und den Near-Gamma-Gefüge festgestellt werden.

Ein Vergleich des LCF-Ermüdungsverhaltens der TNB-V2-Legierung bei zwei unterschiedlichen Dehnungsamplituden zeigt, dass sich der Temperatureinfluss auf das Ermüdungsverhalten signifikant mit der Dehnungsamplitude ändert (siehe Abbildung 4-3a). Eine Analyse des plastischen Dehnungsanteils $\Delta\varepsilon_{pl}/2$, der über eine Ramberg-Osgood-Beziehung (Gleichung 2-26) ermittelt wurde (El-Chaikh, Heckel, et al. 2011) (Heckel und Christ 2010a), zeigt, dass sich die plastische Dehnungsamplitude $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ für jede Temperatur verdoppelt, wenn man $\Delta\varepsilon/2$ nur um 0,1%, d.h. von 0,6 auf 0,7%, erhöht (Abbildung 4-3b).

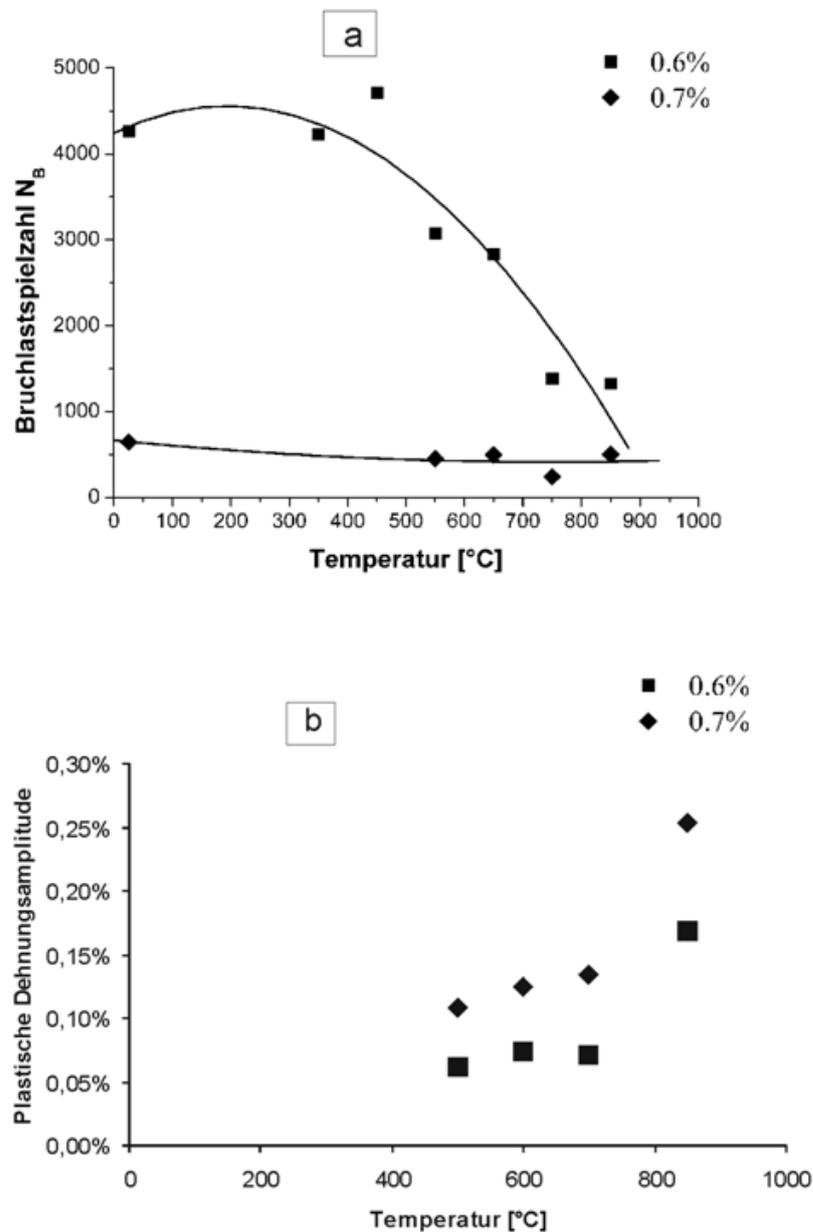


Abbildung 4-3: Vergleich der Ergebnisse dieser Arbeit bei $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ mit den Ergebnissen von (Heckel 2009) bei $\Delta\varepsilon/2=0,7\%$: a) Lebensdauer in Abhängigkeit von der Temperatur, b) Plastische Dehnungsamplitude ermittelt nach Ramberg-Osgood-Gleichung in Abhängigkeit von der Temperatur

Dies erklärt auch die deutlich höheren Bruchzyklenzahlen bei $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ im Vergleich zu $\Delta\varepsilon/2=0,7\%$. Solch ein Verhalten von TNB-V2, nämlich der große Einfluss der Dehnungsamplitude auf die isotherme Ermüdungslebensdauer, wurde auch für andere γ -TiAl-Legierungen beobachtet (Roth und Biermann 2010) (Schallow 2005) (Fischer 2000) und (Brooks 2009). Entsprechend zeigt der

Werkstoff unter LCF-Bedingungen bei $\Delta\varepsilon/2=0,5$ und 0,4% sehr hohe Lebensdauern (Abbildung 4-4 bzw. Abbildung 4-5) auf.

Die oben beschriebene dynamische Reckalterung ist bei $\Delta\varepsilon/2=0,5$ jedoch nur bei 350°C beobachtbar und führt zum Versagen der Probe. Die Entfestigung des Werkstoffes ist bei $\Delta\varepsilon/2=0,5$ weniger ausgeprägt als bei $\Delta\varepsilon/2=0,6$. Unter der niedrigsten hier betrachtenden Dehnungsamplituden von $\Delta\varepsilon/2=0,4$ zeigt die Spannungsamplitude für alle Temperaturen außer für 850°C einen konstanten Verlauf über die gesamte Lebensdauer. Die Wechselverfestigung durch dynamische Reckalterung bei niedrigen Temperaturen ist verschwunden, und die Entfestigung findet nur bei 850°C statt. Der Werkstoff zeigt bei $\Delta\varepsilon/2=0,4$ sehr hohe Lebensdauern. Eine Abhängigkeit der Lebensdauer von der Dehnungsamplitude und der Temperatur wurde auch für die Legierung Ti48Al2Cr2Nb in (Gloanez, Jouiad, et al. 2007) beobachtet.

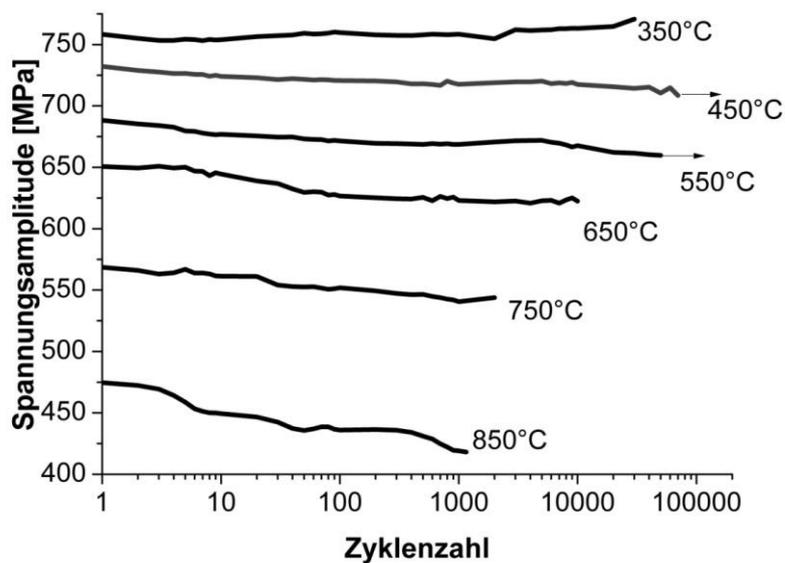


Abbildung 4-4: Wechselverformungskurven von TNB-V2 bei verschiedenen Temperaturen für $\Delta\varepsilon/2=0,5\%$

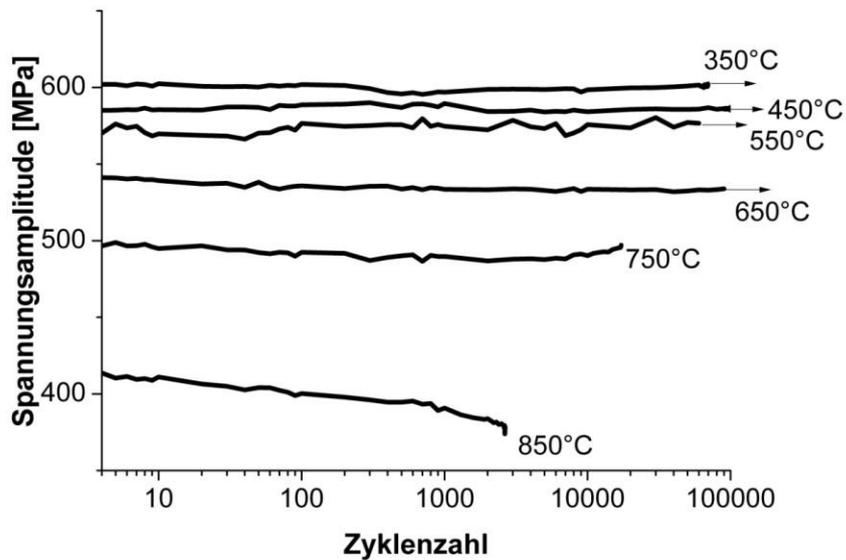


Abbildung 4-5: Wechselverformungskurven von TNB-V2 bei verschiedenen Temperaturen für $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$

In Abbildung 4-6 ist der Einfluss der Temperatur auf die Lebensdauer der γ -TiAl Legierung TNB-V2 bei verschiedenen Dehnungsamplituden dargestellt. Die Ergebnisse bei $\Delta\varepsilon/2=0,7\%$ wurden aus (Heckel 2009) zum Vergleich entnommen. In diesem Diagramm ist ersichtlich, dass bei Dehnungsamplituden von $\Delta\varepsilon/2 \leq 0,6\%$ eine Reduzierung der Lebensdauer mit steigender Temperatur stattfindet. Dies wurde auch in der Arbeit von Roth (2010), für ein Fully-Lamellar-Gefüge einer TNB-V5-Legierung, gezeigt. Eine zweite TNB-Legierung (γ -PX-Legierung mit ähnlicher Zusammensetzung wie die TNB-V5) mit einem Duplex-Gefüge zeigte hingegen eine Zunahme der Lebensdauer mit steigender Temperatur (Bauer 2007).

Die Ergebnisse von (Heckel 2009) bei $\Delta\varepsilon/2=0,7\%$ zeigen, dass die Temperatur keinen systematischen Einfluss auf die Lebensdauer hat und die hohe plastische Dehnungsamplitude bei der Rißinitiierung die dominante Rolle spielt.

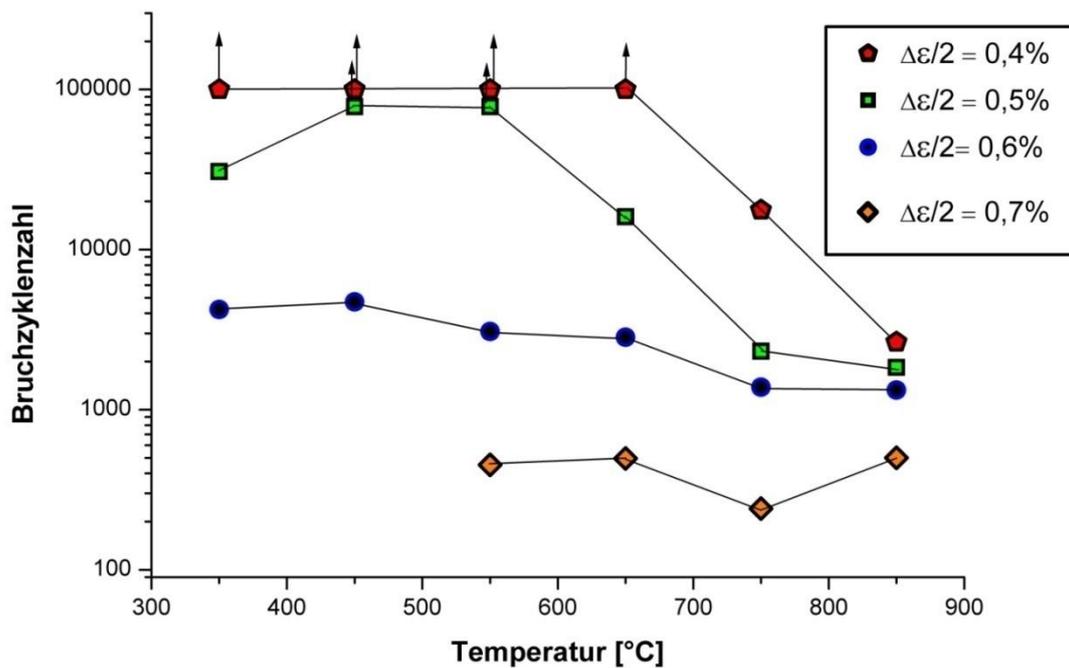


Abbildung 4-6: LCF-Lebensdauer von TNB-V2 in Abhängigkeit der Temperatur bei unterschiedlichen $\Delta\varepsilon/2$ -Werten

4.1.2 Einfluss der Umgebung auf die Lebensdauer

Abbildung 4-7 zeigt das Lebensdauer Verhältnis ($N_{B-Vakuum}/N_{B-Luft}$) verschiedener γ -TiAl-Legierungen unter isothermer Belastung und bei verschiedenen Werten für $\Delta\varepsilon/2$. Obwohl es sich um unterschiedliche γ -TiAl-Legierungen mit verschiedenen Zusammensetzungen und Mikrostrukturen handelt, zeigt das Diagramm, dass dieses Verhältnis mit abnehmender $\Delta\varepsilon/2$ steigt.

Mit abnehmender $\Delta\varepsilon/2$ reduziert sich somit die plastische Dehnungsamplitude ($\Delta\varepsilon_{pl}/2$), wodurch die Umgebungseinflüsse die größere Rolle spielen. Bei einer Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ zeigt der Werkstoff TNB-V2 im Vakuum eine Erhöhung der Lebensdauer um einen Faktor von ca. 6. Erhöht man die Dehnungsamplitude $\Delta\varepsilon/2$ auf 0,7%, so fällt dieser Faktor bei 850°C ab.

Bei dieser Temperatur und dieser Dehnungsamplitude sind mikrostrukturelle Änderungen und die hohe plastische Amplitude die entscheidenden Kriterien.

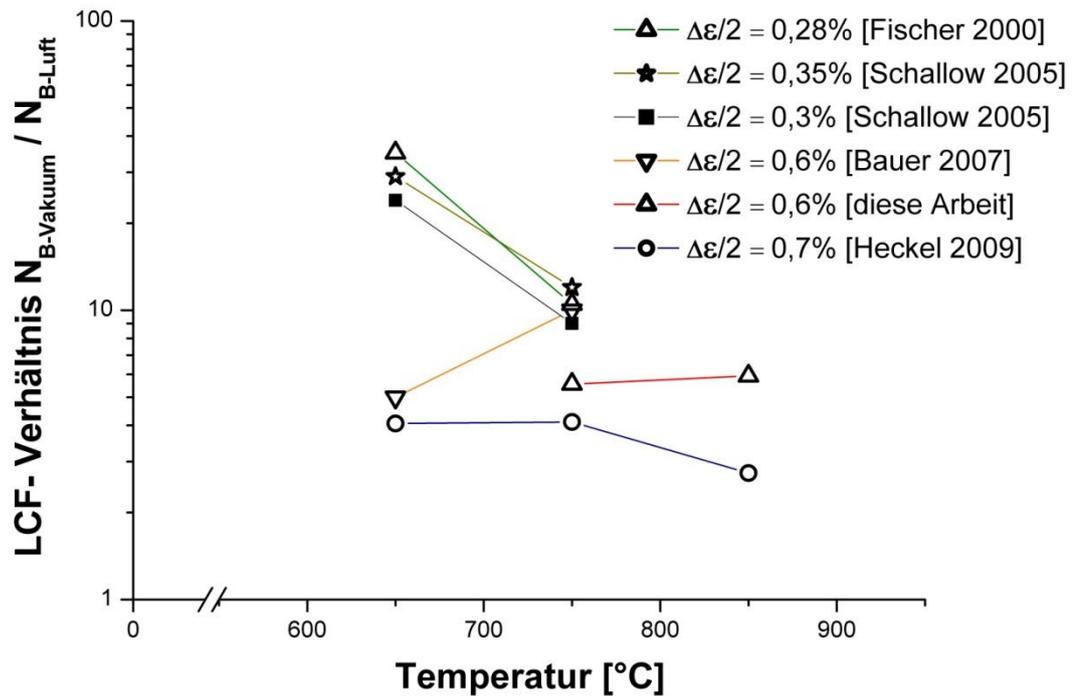


Abbildung 4-7: Lebensdauererhältnis ($N_{B-Vakuum}/N_{B-Luft}$) unter isothermer Belastung und verschiedenen $\Delta\varepsilon/2$ -Werten für unterschiedliche TiAl-Legierungen: XD47-2-2 (Fischer 2000), γ -MET (Schallow 2005), γ -PX (Bauer 2007) und TNB-V2 (Heckel 2009)

4.1.3 Bruchflächen

Die Analyse der Bruchflächen zeigt deutlich den Einfluss der Temperatur auf die Rissausbreitung während der LCF-Versuche bei $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$. Aufgrund der niedrigen Duktilität weisen γ -TiAl-Legierungen kein ausgeprägtes stabiles (bzw. allmähliches) Risswachstum während zyklischer Belastung auf. Die Bruchflächen der TNB-V2-LCF-Ermüdungsproben zeigen bis 550°C ein sprödes Bruchverhalten. Dabei ist ein stabiler Risswachstumsbereich weder in den Bruchflächen (Abbildung 4-8 a) noch in der Spannungsantwort des Werkstoffes (in Form eines kontinuierlichen Abfalls der Spannungsamplitude) erkennbar. Dies bedeutet, dass ein entstandener Riss sich innerhalb weniger Zyklen bis zum Probenbruch ausbreitet.

Oberhalb einer Temperatur von 650°C findet ein Wechsel des Verformungsverhaltens statt. Die bei 650°C und $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ ermüdete Probe zeigt einen leichten Abfall der Spannungsamplitude am Ende des Versuches als Folge einer Rissausbreitung. An der Bruchfläche dieser Probe ist im Bereich des Anrisses ein

kleiner Risswachstumsbereich (gelbe Markierung in Abbildung 4-8 b) zu erkennen. Solch ein Verhalten war bis dato bei dieser Temperatur noch nicht bekannt. Bei hohen Temperaturen vergrößert sich dieser Bereich (Abbildung 4-8 c).

Bei 850°C scheint der Riss vor dem Gewaltbruch schon längere Zeit als Makroriss existiert zu haben. Dieses Verhalten manifestiert sich im Verlauf der Spannungsantwort dieses Versuches. Hierfür sprechen auch die Korrosionserscheinungen, welche in der Mitte der Bruchfläche zu finden sind (Abbildung 4-8 d). Im Einklang mit dieser Hypothese steht auch, dass die Enden der Lamellenpakete teilweise stark verbogen sind. Dieses Verhalten weist auf Riss-schließphänomene während der Ermüdung hin. Solche Phänomene sind durch zwei Faktoren bedingt, die Rauigkeit der lamellaren Bruchfläche sowie die Korrosion der Bruchfläche.

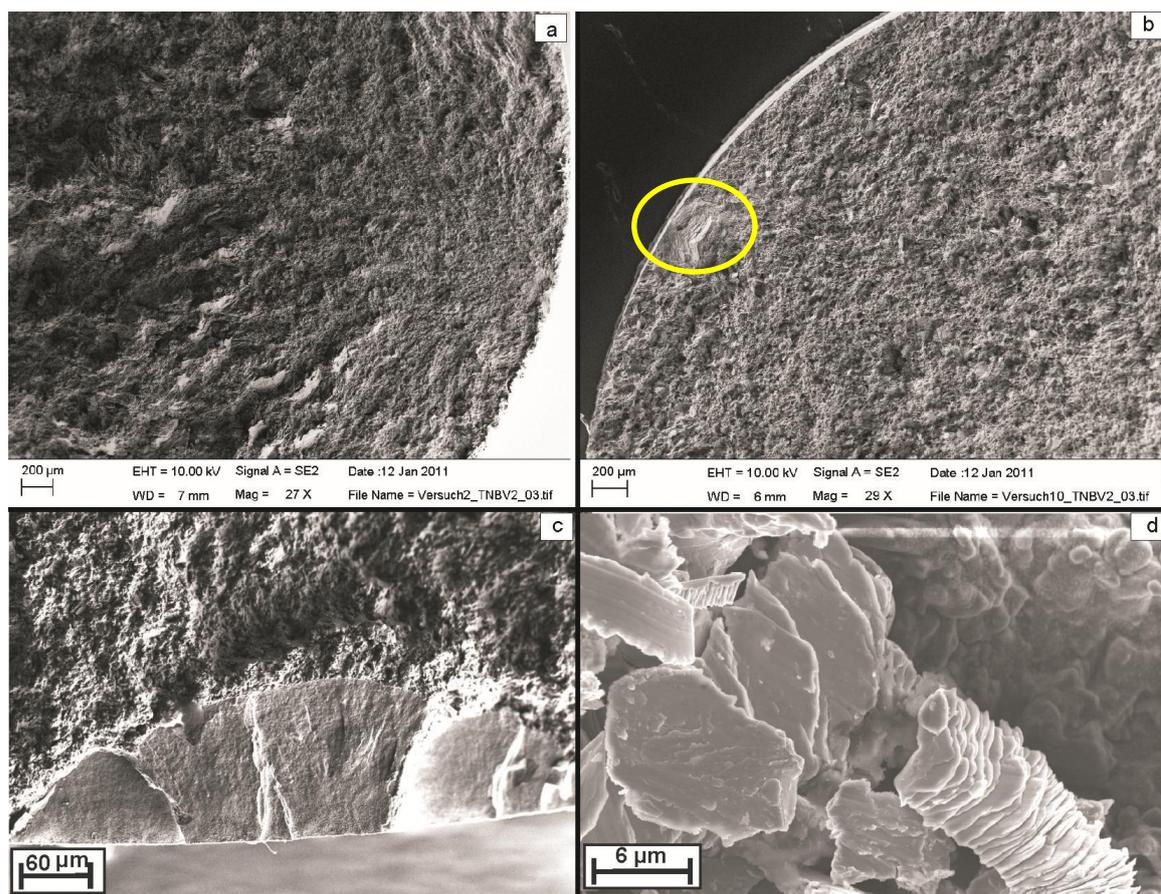


Abbildung 4-8: REM-Aufnahmen der Bruchflächen aus isothermen Versuchen bei: a) 350°C, b) 650°C, c) 850°C für $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$, d) detaillierte REM-Aufnahme der bei 850°C entstandenen Bruchfläche mit aufgebrochenen Lamellenpaketen

4.1.4 Mikrostruktur nach LCF-Beanspruchung

In Abbildung 4-9 ist die Mikrostruktur von isotherm ermüdeten Proben aus TNB-V2 nach einer isotherm zyklischen Beanspruchung bei einer Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,6$ und verschiedenen Temperaturen dargestellt.

Bei 350°C zeigt der Werkstoff nach der Ermüdung vermehrt Zwillingsbildung (Abbildung 4-9 a). Da bei TNB-V2 die Gleitebenen beschränkt sind, stellt die Zwillingsbildung bei niedrigen Temperaturen den wichtigsten Verformungsmechanismus dar (Kim 1989) (Appel und Oehring 2002). Diese Zwillingsbildung tritt in den lamellaren Strukturen vermehrt auf. Über ein ähnliches Verhalten wurde auch für die Legierung Ti48Al2Cr2NB in (Gloanec, Jouiad, et al. 2007) berichtet.

Während bei einer Prüftemperatur von 550°C eine hohe Versetzungsdichte zu beobachten ist (Abbildung 4-9 b), zeigt der Werkstoff bei Prüftemperaturen zwischen 650-750°C Versetzungsklettern (Helixstrukturen) (Abbildung 4-9 c). Die sogenannten Helixstrukturen wurden an dem Werkstoff von (Appel, Heckel und Christ 2010) schon bei 550°C, allerdings bei $\Delta\varepsilon/2=0,7$, beobachtet. Die Diffusion überschüssiger Leerstellen setzt wahrscheinlich bei hohen plastischen Dehnungsamplituden früher ein, weswegen diese Strukturen bei höheren Dehnungsamplituden bereits bei niedrigerer Temperatur gebildet werden. Versetzungsklettern wurde auch für die Legierung Ti48Al2Cr2NB bei 750°C in (Gloanec, Jouiad, et al. 2007) beobachtet.

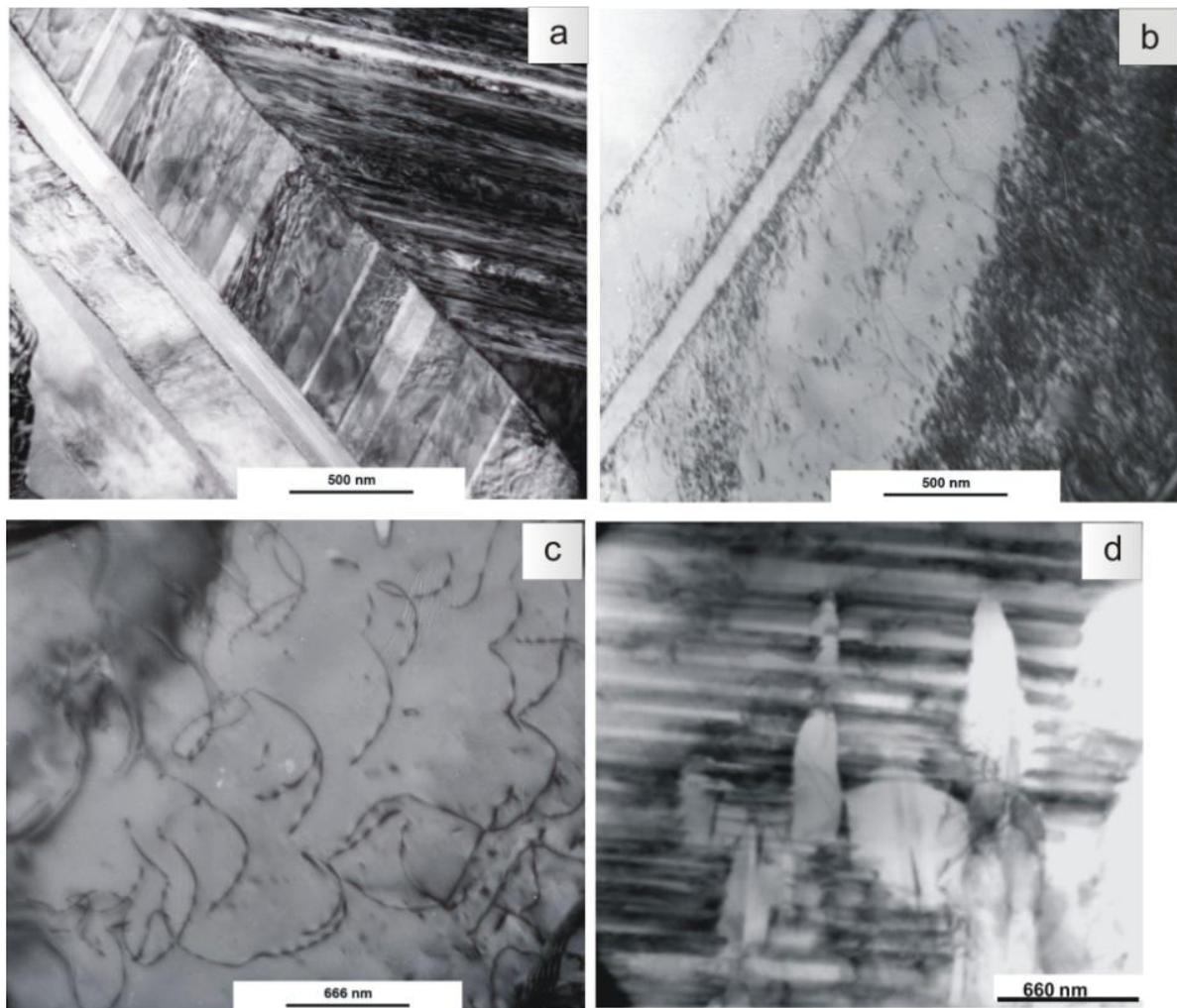


Abbildung 4-9: Mikrostrukturen von bei $\Delta\varepsilon/2=0,6$ und verschiedenen Temperaturen ermüdeten Proben: a) 350°C, b) 550°C, c) 650°C-750°C und d) 850°C

Bei einer Prüftemperatur von 850°C, also oberhalb der spröd-duktilen Übergangstemperatur, bildet sich eine fast versetzungsfreie Mikrostruktur aus und es findet eine Auflösung der lamellaren Bereiche statt (Abbildung 4-9 d). Diese spannungsinduzierte Umwandlung führt zur Bildung neuer γ -Phase und setzt eine hohe Dehnungsamplitude und Temperaturen über der spröd-duktilen Übergangstemperatur voraus. TNB-V2 enthält eine signifikante Menge von β -Phase. Es ist bekannt, dass diese Phase die Metalle Zr, V und Nb in gelöster Form enthält, unter Ermüdungsbedingungen durch eine Scherumwandlung instabil wird und in die $L1_0$ -Struktur von $\gamma(\text{TiAl})$ überführt werden kann (Nguyen-Manh und Pettifor 1999). Dadurch entstehen extrem feine Scherbänder (El-Chaikh, Heckel, et al. 2011), die an die Morphologie von Zwillingstrukturen erinnern und mittels

elektronenmikroskopischer Hochauflösung nachgewiesen werden konnten (Abbildung 4-10). Da die Ausgangs- und Endphase unterschiedliche Kristallstrukturen aufweisen, wird dieser Vorgang in Anlehnung an die Verhältnisse in B2-geordneten Legierungen als Pseudo-Verzwilligung bezeichnet (Christian und Mahajan 1995). Die γ -Phase wird fast immer in Form von zwei Orientierungsvarianten gebildet, wodurch sich die Energie für die Phasenumwandlung verringert; die Transformation wird oftmals an strukturellen Inhomogenitäten, wie Korngrenzen, ausgelöst.

Abbildung 4-11 zeigt Details der B19 $\rightarrow\gamma$ Transformation in einer Hochauflösungsaufnahme. Die Phasentransformation kann aufgrund der unterschiedlichen Gitterkonstanten zwischen der B19- und L1₀-Struktur wahrscheinlich lokale Spannungskonzentrationen aufnehmen, was sich günstig auf die Ermüdungslebensdauer auswirkt. Das Durchschneiden von Scherbändern führt jedoch zu extrem hohen Defektdichten. An derartigen Stellen kann sicherlich lokales Materialversagen eintreten.

Die Verformung der ungeordneten β -Phase entsteht durch Gleiten von $1/2\langle 111 \rangle$ -Versetzen auf $\{110\}$ -Ebenen. Die Schraubenversetzungen enthalten zahlreiche Versetzungssprünge, was auf einen hohen Gleitwiderstand und die Neigung zu Quergleitung auf anderen relativ dicht gepackten Ebenen hinweist. An den Sprüngen werden dann Dipole erzeugt und nach kurzen Gleitdistanzen wieder abgeschnürt. In der β -Phase konnten erwartungsgemäß keine Stapelfehler nachgewiesen werden. Ebenso wenig wurde mechanisches Verzwilligen auf den in krz-Strukturen üblichen Systemen beobachtet.

Die B2-Phase ist anscheinend sehr schwer verformbar. Grund hierfür sind die großen Translationsvektoren und der Sachverhalt, dass Zwillingsverformungen nicht möglich sind. B2-geordnete Körner sind daher meist unverformt und Quellen hoher innerer Spannungen. Die durch Grenzspannungen erzwungenen Schervorgänge erfolgen deshalb durch andere Mechanismen (Appel und Christ 2015); nämlich die Entordnung verschiedener intermetallischen Phasen (γ (TiAl), B2, B19), was bisher noch nicht beobachtet wurde. Der allen Phasen gemeinsame Mechanismus ist, trotz Unterschiede in weiteren Details, die Erzeugung von Antiphasengrenzen durch die Bewegung von Superpartial-

versetzungen. Die Entordnung wird offenbar durch die sehr große akkumulierte Dehnung und durch hohe Spannungskonzentrationen begünstigt. Die Superpartialversetzungen werden daher immer heterogen, d.h. an anderen Kristallbaufehlern, erzeugt; in γ -Lamellen sind dies beispielsweise Grenzflächen oder Domänengrenzen. Die Entordnung beschränkt sich hierbei auf Bereiche im Maßstab von wenigen Nanometern und kann daher nur mit Hilfe von Hochauflösung nachgewiesen werden. Es kann vermutet werden, dass die entordneten Bereiche lokale Spannungen akkommodieren.

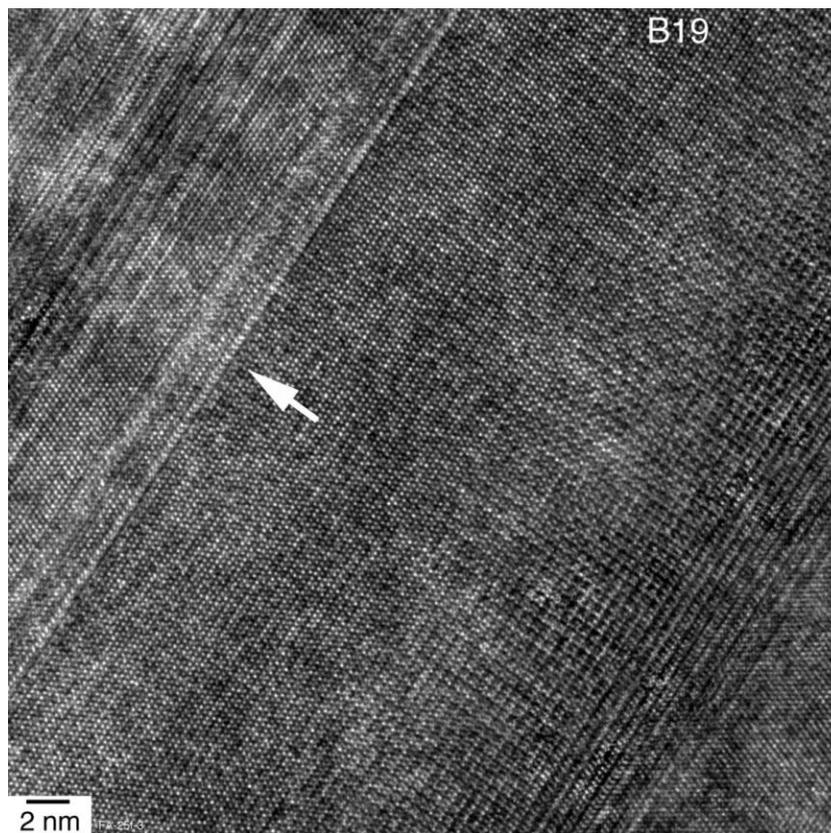


Abbildung 4-10: Bildung von extrem feinen Scherbändern durch die Phasentransformation B19 \rightarrow γ (Appel und Christ 2015)

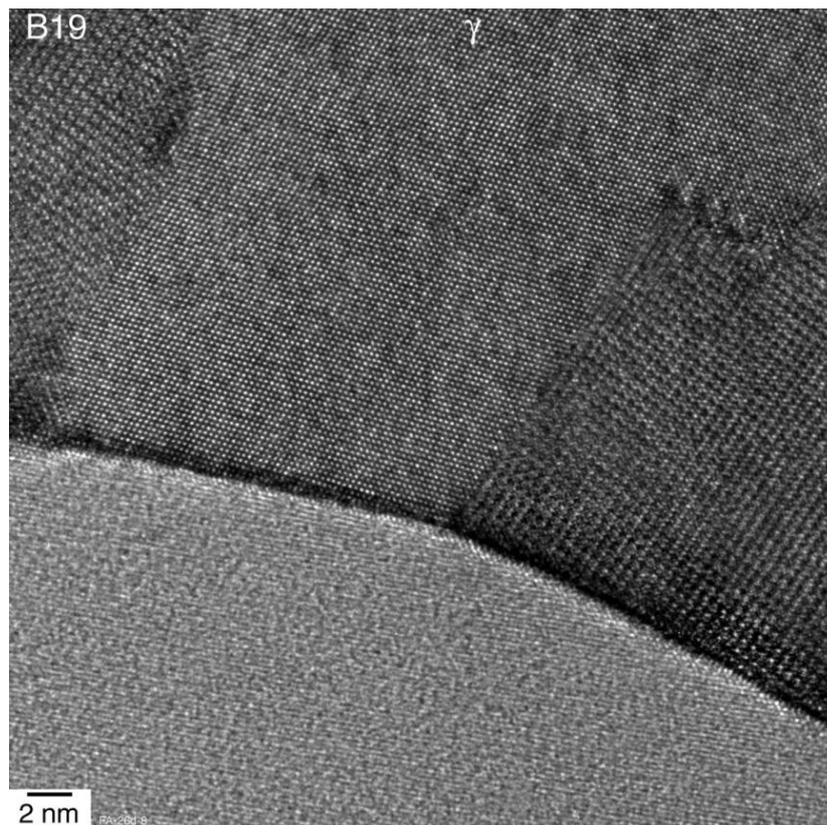


Abbildung 4-11: Spannungsinduzierte Phasentransformation B19→ γ an einer Korngrenze (Appel und Christ 2015)

Die Hochtemperaturermüdung ist durch die Ausbildung von Scherbändern gekennzeichnet. Dieser Vorgang wird insbesondere durch bereits im Material vorhandene semikohärente Grenzflächen ausgelöst, an denen zahlreiche Defekte zur Kompensation von Gitterfehlpassungen auftreten (Appel, Paul und Oehring 2011). In den meisten Fällen sind das sogenannte Disconnections, womit die Kombination einer Grenzflächenstufe und einer Grenzflächenversetzung gemeint ist (Hirth 1994). Durch Gleitung dieses Defekts wird die $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ Transformation strukturell bewerkstelligt. An lamellaren Grenzflächen konzentrieren sich Verformungsvorgänge deshalb zu Scherbändern. Beim Fortschreiten dieser Vorgänge entwickeln sich spezielle Grenzflächentypen, wie sie von unverformten oder einsinning verformten Gefügen nicht bekannt sind. Scherbänder treten auch in Körnern der B2-Phase oder B19-Phase auf. Die Abscherung entwickelt sich hier aus Antiphasengrenzen, die generell eine sehr hohe Fehlorderungsenergie haben. Bei starker Lokalisation der Vorgänge wird

offensichtlich so viel Energie gespeichert, dass Amorphisation auftritt. Durch den Vergleich verschiedener Umwandlungsstadien konnte festgestellt werden, dass die für das Amorphisieren kritische plastische Scherung bei etwa 40 % liegt. Es ist zu erwarten, dass die Kohäsionsenergie innerhalb der Scherbänder relativ niedrig ist. Daher können in diesen Bereichen leicht Risse entstehen, deren weitere Ausbreitung innerhalb des Scherbandes kaum behindert wird. Die amorphen Scherbänder führen deshalb zur Rissentstehung im Probeninnern. Insgesamt sind derartige Scherbänder also vermutlich äußerst nachteilig für die Ermüdungseigenschaften (Appel und Christ 2015).

Diese Theorie manifestiert sich in der Bruchfläche einer bei 350°C isotherm ermüdeten Probe (Abbildung 4-12). Die Rissentstehung erfolgt im Probeninnern an solchen Scherbändern. Bei dieser Temperatur findet eine dynamische Reckalterung statt, welche die Ausbildung von Scherbändern und die Ausbreitung von Rissen begünstigt.

Eine Rissinitiierung in den lamellaren Kolonien ist nicht zu erwarten. Dies deckt sich auch mit den Untersuchungen von (Recina und Karlsson 2000). Eine Rissinitiierung in den Kolonien konnte nur bei Raumtemperaturermüdung in (Wessel 2011) beobachtet werden.

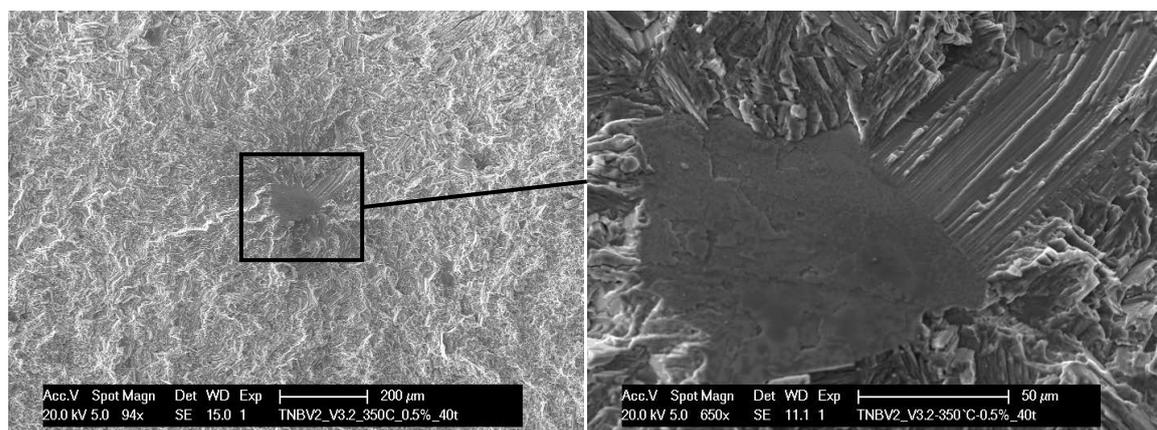


Abbildung 4-12: REM-Aufnahmen der Bruchflächen nach isothermer Ermüdung bei 350°C mit $\Delta\varepsilon/2=0,5\%$; rechtes Bild ist eine detaillierte Aufnahme des Rissinitiierungsorts

4.2 Thermomechanisches Wechselverformungsverhalten von TNB-V2

4.2.1 Einfluss der Dehnungsamplitude und der maximalen Temperatur auf das thermomechanische Wechselverformungsverhalten

In Abbildung 4-13 sind die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen für IP-, OP-, und LCF-Beanspruchung dargestellt. Während die Hysterese unter LCF-Beanspruchung symmetrisch (ohne Mittelspannung) bleibt, verschiebt sich die Hysterese unter IP-Beanspruchung zu negativen Mittelspannungen und unter OP-Beanspruchung zu positiven Mittelspannungen.

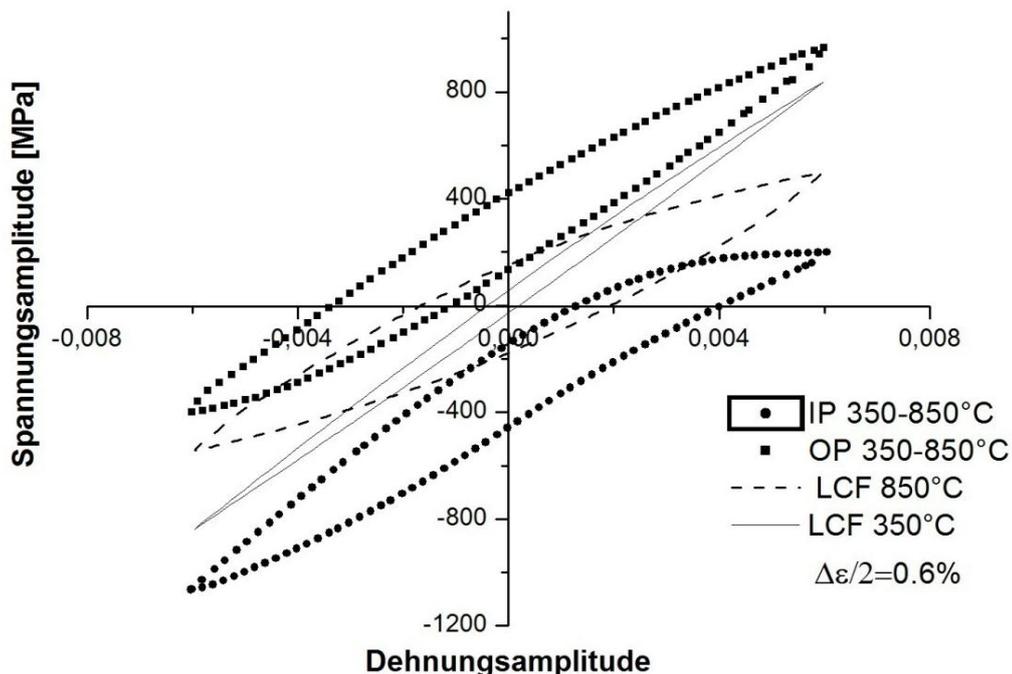


Abbildung 4-13: Spannungs-Dehnungs-Hysteresen bei $N_B/2$ unter IP und OP TMF-Beanspruchung mit einer Obertemperatur von 850°C und einer Untertemperatur von 350°C; zum Vergleich sind auch die Hysteresen unter isothermer LCF-Beanspruchung bei 350°C und 850°C dargestellt

Der Einfluss dieser Mittelspannung auf die Lebensdauer unter OP-Beanspruchung ist in Abbildung 4-14 zu sehen. Die Lebensdauer unter OP-Beanspruchung für die Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ steigt, je niedriger die resultierende Mittelspannung ist, die zudem im Laufe des Versuchs immer weiter steigt. Das Diagramm zeigt auch den positiven Effekt der Druckmittelspannung

unter IP-Beanspruchung. Das Weitersteigen der Mittelspannung unter OP-Beanspruchung und der positive Effekt der Druckmittelspannung bei IP-Beanspruchung ist auch bei einer totalen Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ zu sehen (Abbildung 4-15).

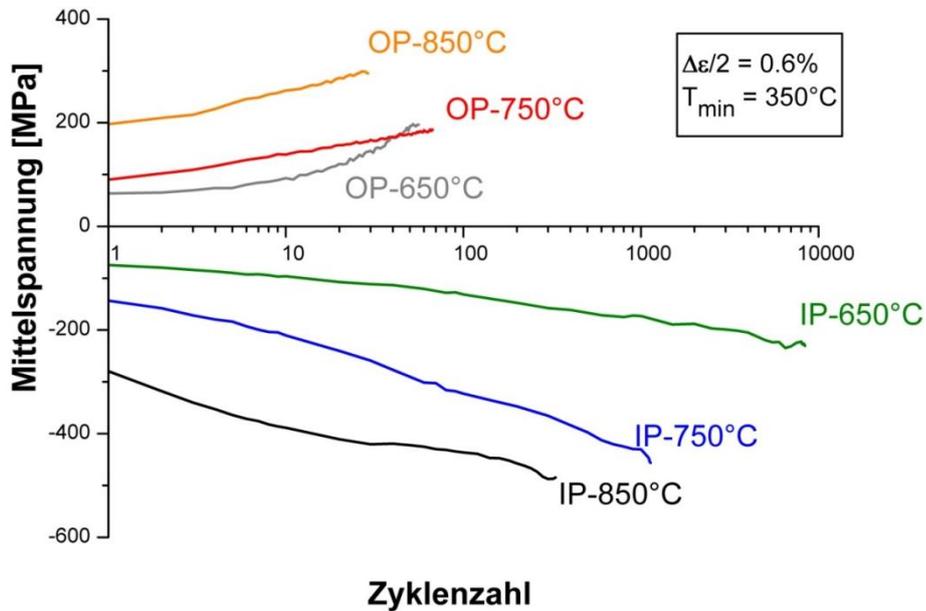


Abbildung 4-14: Verlauf der Mittelspannung unter TMF-Beanspruchung (IP und OP) bei einer Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ und verschiedenen Obertemperaturen: 650°C, 750°C oder 850°C; die Untertemperatur T_{\min} beträgt für alle Versuche 350°C

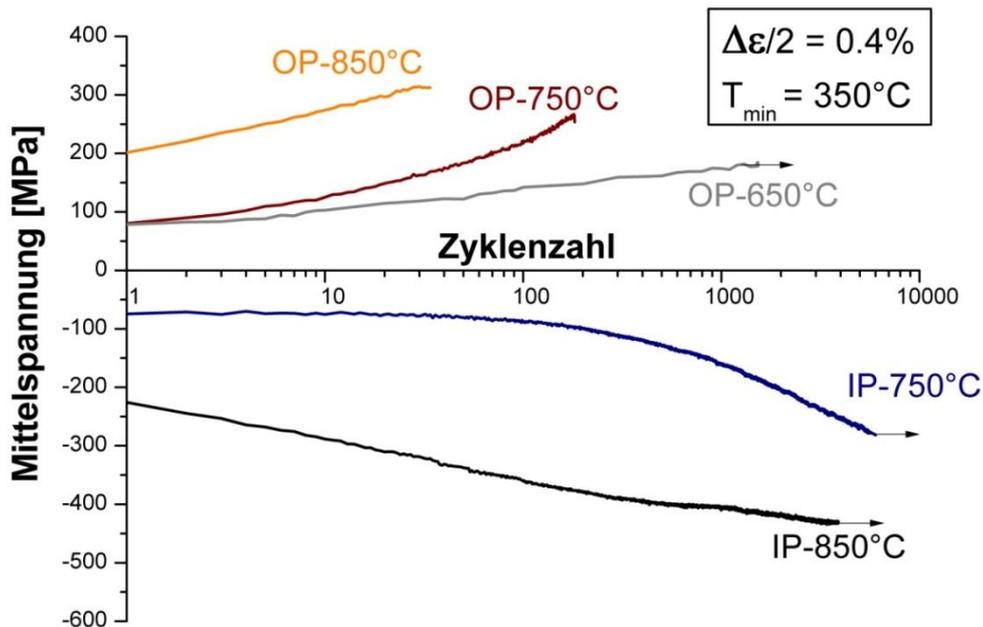


Abbildung 4-15: Verlauf der Mittelspannung unter TMF-Beanspruchung (IP und OP) bei einer Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ und verschiedenen Obertemperaturen: 650°C, 750°C oder 850°C; die Untertemperatur T_{\min} beträgt für alle Versuche 350°C

Unter IP-Beanspruchung zeigen die Versuche bei $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ eine Abhängigkeit der Lebensdauer von der Obertemperatur. So hält die Probe bei einer Obertemperatur von 650°C mehrere tausend Zyklen, während die Probe bei dem Versuch bei einer Obertemperatur von 850°C nach nur wenigen hundert Zyklen bricht. Dieses Verhalten entspricht auch dem Werkstoffverhalten unter LCF-Bedingungen bei entsprechenden Temperaturen (650°C , 750°C und 850°C). Durch die Erhöhung der Obertemperatur erhöht sich $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ und der Umgebungseinfluss, so dass die plastische Verformung und die Oberflächenveränderung als Schädigung für die Reduzierung der Lebensdauer verantwortlich gemacht werden können.

Den positiven Effekt der IP-Beanspruchung zeigen Versuche bei $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$, die nach mehreren tausende Zyklen aufgrund der sehr langen Laufzeit gestoppt werden mussten. Für $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ hat die Obertemperatur einen starken und systematischen Einfluss auf die OP-Lebensdauer. Die mit der Erhöhung der Obertemperatur einhergehende Erhöhung der Zugmittelspannung sowie die an Relevanz gewinnende Schädigung durch die Umgebung führen zu einer Reduzierung der Lebensdauer, die im Vergleich zum Einfluss der Dehnungsamplitude (d.h. der plastischen Verformung) an Dominanz gewinnt. Unter OP-Beanspruchung zeigen die Versuche bei $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ auch eine Abhängigkeit der Lebensdauer von der Obertemperatur.

Unter OP-Beanspruchung ist nicht nur die entstandene Zugmittelspannung für die Reduzierung der Lebensdauer verantwortlich, sondern auch die starke Oxidation an Luft macht sich bei hohen Obertemperaturen bemerkbar. So wurde die niedrigste Bruchzyklenzahl unter OP-Beanspruchung mit der Temperaturschwingbreite von $350\text{-}850^{\circ}\text{C}$ aufgrund hoher Zugmittelspannung und schädlicher Umgebung beobachtet. Die OP-Beanspruchung führt zu einer Randverbrödung bei der Obertemperatur durch Sauerstoffaufnahme, während der Werkstoff einer Druckbelastung ausgesetzt ist. Beim Erreichen der Untertemperatur führt die Zugbelastung zum Reißen bzw. Abplatzen der spröden Randschicht und damit bereits nach wenigen Zyklen zum Bruch. Der Aufbau dieser Randschicht wird später diskutiert.

Bei der Dehnungsamplitude $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ wird es klar, wie schädlich eine OP-Beanspruchung auf die Lebensdauer von TNB-V2 ist. Alle drei durchgeführten Versuche unter OP-Beanspruchung brechen bei weniger als 100 Zyklen. Für diesen früheren Bruch sind der Einfluss der totalen Dehnungsamplitude und der Umgebungseinfluss verantwortlich. Der Einfluss der totalen Dehnungsamplitude manifestiert sich in hohen Zugmittelspannungen, einer dynamischen Reckalterung und einer hohen plastischen Dehnung, die zum frühen Versagen des Werkstoffs führen (wird später tiefer diskutiert). Obwohl TNB-V2 aufgrund des hohen Nb-Anteils ein sehr gutes Oxidationsverhalten besitzt, spielt der Umgebungseinfluss bei OP-Beanspruchung eine sehr wichtige Rolle. Unter OP-Beanspruchung bildet sich bei der Obertemperatur während der Druckphase eine Oxidschicht, die dann bei der Untertemperatur (in dieser Arbeit 350°C) spröde und rissig wird.

Ein Vergleich der OP-Lebensdauer bei $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ mit der bei $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ zeigt, dass die Lebensdauer unter OP-Belastung grundsätzlich mit steigendem $\Delta\varepsilon/2$ abnimmt. Der Einfluss von $\Delta\varepsilon/2$ ist bei niedrigen Obertemperaturen (650°C und 750°C) größer als bei einer Obertemperatur von 850°C . Aufgrund sehr ähnlicher Mittelspannungswerte und einer Umgebungsschädigung sind die OP-Lebensdauern für beide Dehnungsamplituden ungefähr gleich. Die Reduzierung der Lebensdauer durch leichte Erhöhung der Dehnungsamplitude unter TMF-Beanspruchung wurde auch in (Brooks 2009) (Bauer 2007) und (Roth 2010) beobachtet.

Abbildung 4-16 zeigt einen Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurven unter OP-Beanspruchung für zwei Dehnungsamplituden. Die plastische Dehnungsamplitude (plastische Öffnung der Hysterese) wird ca. verdreifacht, wenn die totale Dehnungsamplitude von $0,4\%$ auf $0,6\%$ erhöht wird.

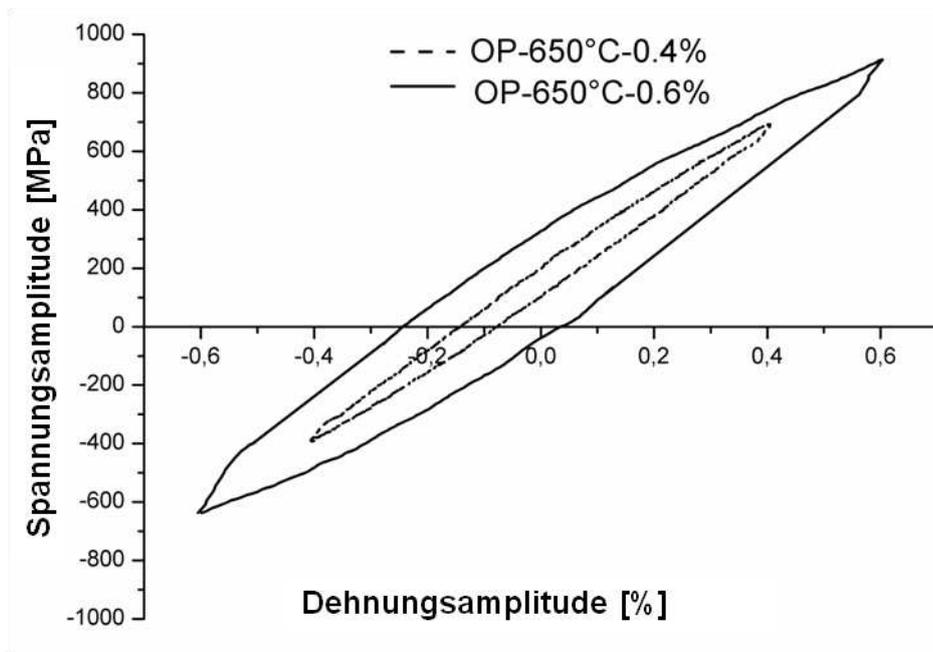


Abbildung 4-16: Vergleich der OP-Hysteresen von TNB-V2 der TMF-OP-Versuche bei $\Delta\varepsilon/2=0,4$ und $0,6\%$ jeweils bei der halben Lebensdauer und einer Obertemperatur von 650°C ; die Untertemperatur T_{\min} beträgt für beide Versuche 350°C

Der Versuch bei einer totalen Dehnungsamplitude von $0,4\%$ und somit einer niedrigen plastischen Dehnungsamplitude resultiert in einer sehr hohen Lebensdauer. Die hohe Lebensdauer unter OP-Beanspruchungen bei $\Delta\varepsilon/2=0,4$ ist auf folgende drei Gründe zurückzuführen:

1. Niedrige Zugmittelspannung:

Aufgrund der niedrigen Dehnungsamplitude ($0,4\%$), bzw. der geringen plastischen Dehnungsamplitude verschiebt sich die Hysterese im Laufe des Versuches nur leicht zu positiven Mittelspannungen. Dies trägt immens zu dieser hohen Lebensdauer bei. Wird die Obertemperatur des OP-Versuchs auf 750°C bzw. 850°C erhöht, so entwickelt sich eine hohe Zugmittelspannung, die zum Versagen der Proben beiträgt (Abbildung 4-17). Eine starke Beeinflussung der Lebensdauer unter TMF-Belastung durch die Variation der Dehnungsamplitude wurde auch in (Brooks, Kühn, et al. 2009) beobachtet.

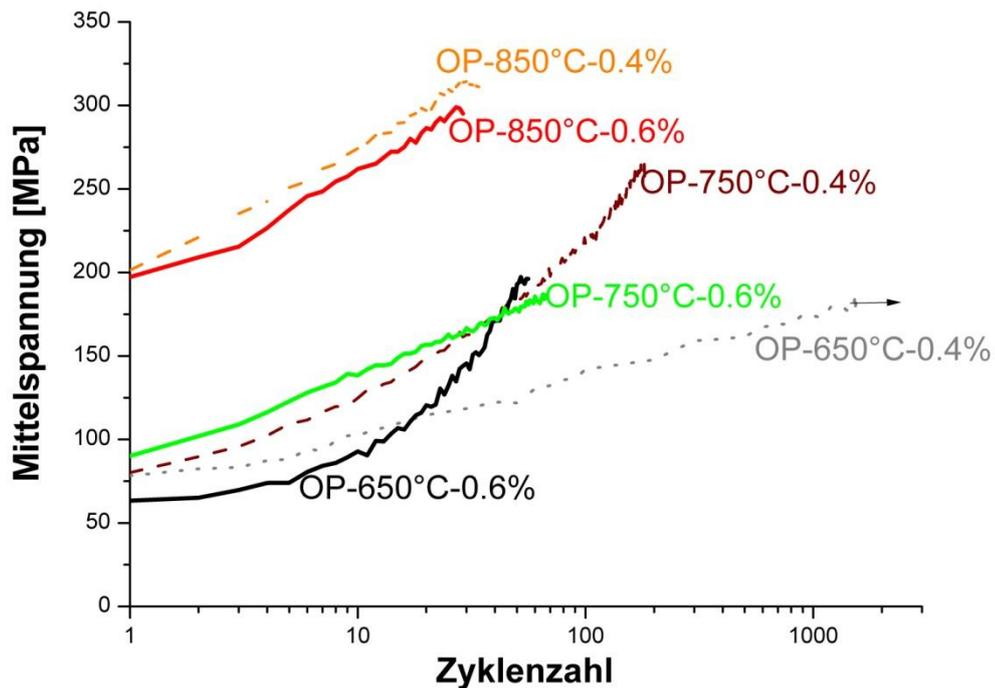


Abbildung 4-17: Vergleich der Mittelspannungsverläufe der TMF-OP-Versuche bei $\Delta\varepsilon/2=0,4$ und $0,6\%$ über der Zyklenzahl; die Untertemperatur T_{\min} beträgt für alle Versuche 350°C

2. Niedrige Obertemperatur von 650°C :

Bei dieser Temperatur besitzt die Legierung ein gutes Oxidationsverhalten und es bildet sich an der Oberfläche keine Anlaufschicht (Oxidationsschicht), die in der Zugphase, unter niedrigen Temperaturen, brechen könnte.

3. Nicht vorhandene dynamische Reckalterung:

Bei einer Dehnungsamplitude von $0,4\%$ findet keine dynamische Versprödung von TNB-V2 statt, die zum vorzeitigen Versagen führen kann. Die LCF-Versuche in Kapitel 4.1.1 zeigten, dass für die dynamische Reckalterung bei 350°C eine Dehnungsamplitude von mindestens $\Delta\varepsilon/2=0,5\%$ notwendig ist. Isotherme LCF-Versuche bei $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ zeigten keine dynamische Versprödung und somit kein Versagen bis zum Versuchsabbruch bei 10^5 Zyklen. An der TNB-V2-Legierung wurden durch dehnungsgeregelte Zug- und Kompressionsversuche statische und dynamische Reckalterungsphänomene nachgewiesen (Appel und Christ 2011). Bei Temperaturen zwischen 200 und 400°C und Verformungsgeschwindigkeiten

zwischen 10^{-5} und 10^{-4}s^{-1} tritt diskontinuierliches Fließen und eine negative Dehnratenempfindlichkeit der Fließspannung auf; die Dehnungsverfestigung bleibt jedoch unverändert.

Abbildung 4-18 stellt diese Effekte anhand von Verfestigungskurven, die bei unterschiedlichen Temperaturen aufgenommen wurden, dar. Statische Reckalterung führt bei diesen Temperaturen zu einer deutlichen Streckgrenzenüberhöhung. Dieser Effekt nimmt zu, sobald die Nachverformung bei einer tieferen Temperatur durchgeführt wird. Derartige Verhältnisse können bei TMF-Versuchen aufgrund der langsamen Dehnraten verstärkt auftreten und vor allem in der Zugphase der OP-Experimente zum Probenversagen führen. Derartige Reckalterung wurden für TNB-V2 auch in der Arbeit von Glavatskikh (2011) beschrieben.

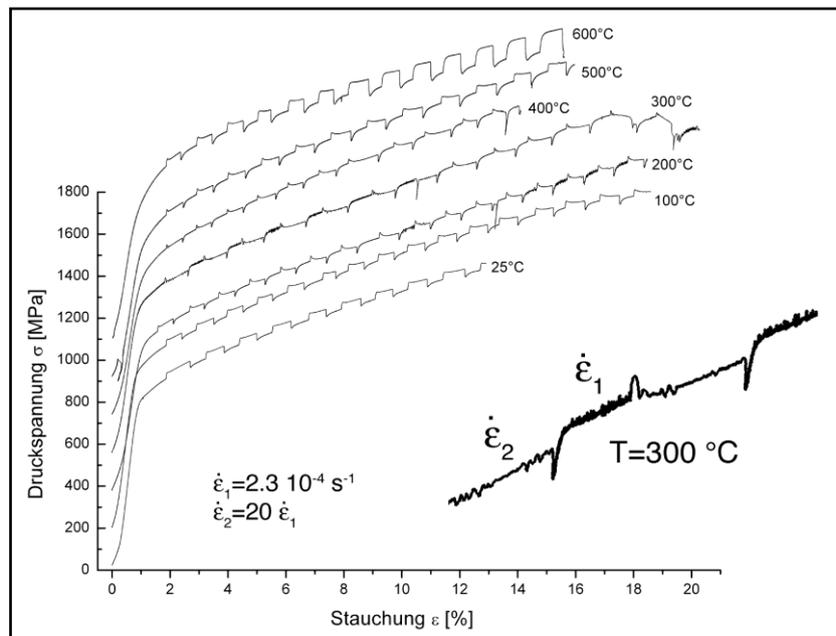


Abbildung 4-18: Verfestigungskurven der TNB-V2-Legierung; zu beachten ist das diskontinuierliche Fließen und die negative Dehnratenabhängigkeit bei mittleren Temperaturen. Im Temperaturbereich von 25°C bis 600°C sind Fließspannung und Verfestigung nahezu gleich, daher wurden die Kurven parallel zur Spannungsachse verschoben (Appel und Christ 2011)

Im Hinblick auf die technische Anwendung der Legierung TNB-V2 ist zu betonen, dass eine entsprechend hohe Lebensdauer unter OP-Belastung bisher an keiner anderen γ -TiAl-Legierung beobachtet wurde.

4.2.2 Einfluss der Umgebung auf die TMF-Lebensdauer

Aus früheren Untersuchungen ist bekannt, dass das Zulegieren vom Niob das Oxidationsverhalten von γ -TiAl-Legierungen aufgrund der Bildung einer durchgehenden Barriere aus Al_2O_3 (Haanappel, Clemens und Stroosnijder 2002) (Shen, et al. 2004) verbessert. Um den Effekt des Nb-Gehalt auf das Oxidationsverhalten zu untersuchen, sind isotherme Oxidationsversuche an Luft an zwei unterschiedlichen γ -TiAl-Legierungen mit unterschiedlichen Nb-Gehalten durchgeführt worden. Abbildung 4-19a zeigt die Oxidationskinetik der TNM-Legierung mit einem Nb-Gehalt von 3% bei verschiedenen Temperaturen. Die kontinuierlich thermogravimetrisch erfassten Massezunahmekurven zeigen bei fast allen Temperaturen einen parabolischen Verlauf.

Dies ist auf die Bildung einer deckenden Al_2O_3 -Schicht zurückzuführen, welche den Werkstoff vor weiterer Oxidation schützt. Bei 750°C besitzt der Werkstoff eine sehr gute Oxidationsbeständigkeit; die Masse ändert sich nach kurzer Zeit (3h) nicht mehr. Die TNB-V2-Legierung zeigt, dass der höhere Niob-Anteil und der höhere Aluminium-Anteil zu einem besseren Oxidationsverhalten führt (Abbildung 4-19b). Durch den sogenannten „Doping Effekt“ (Yoshihara und Kim 2005) substituieren Nb-Kationen die Ti-Kationen und reduzieren damit die Konzentration der Sauerstoffionenleerstellen, die in dem Rutil-Gitter (TiO_2) reichlich vorhanden sind. Zudem unterstützt der höhere Aluminiumanteil die Bildung der Al_2O_3 -Schicht. Das führt zur Verbesserung des Oxidationsverhaltens von γ -TiAl-Legierungen. Der hohe Nb-Anteil führt nicht nur zur Verbesserung des Oxidationsverhaltens sondern auch zu höheren Ermüdungslebensdauern (Kruml, et al. 2010).

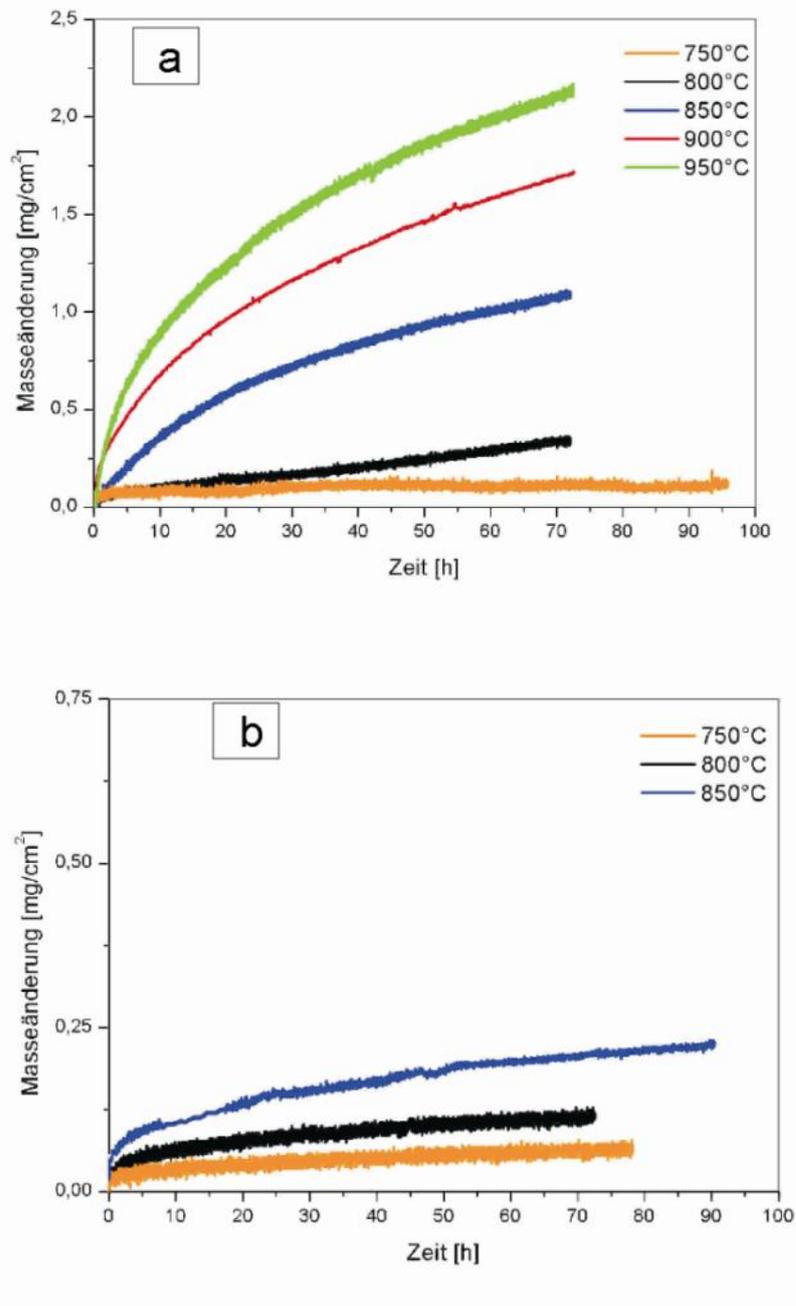


Abbildung 4-19: Massezunahme über der Zeit bei verschiedenen Temperaturen an Luft von a) TNM-Legierung mit 3% Nb und b) TNB-V2-Legierung mit 8% Nb

In Abbildung 4-20 ist der Aufbau der Oxidschicht (exemplarisch für die TNM-Legierung), die sich nach 72h bei 850°C gebildet hat und in zwei Schichten aufgeteilt werden kann, dargestellt. Die äußere Schicht besteht aus TiO_2 und Al_2O_3 und entsteht durch die Diffusion von Al und Ti vom Werkstoff nach außen. Die

innere TiO_2 -Schicht entsteht, wenn Sauerstoff von der Atmosphäre in den Werkstoff eindiffundiert.

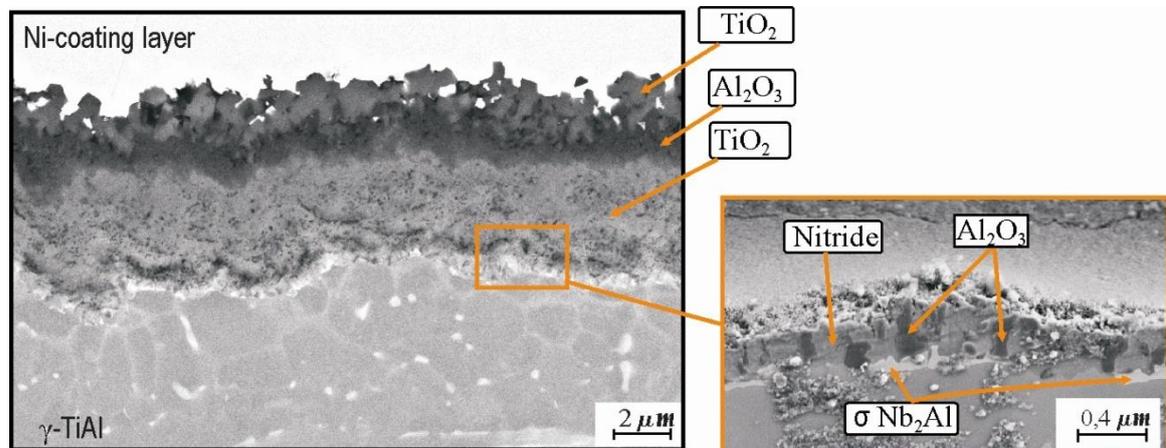


Abbildung 4-20: Aufbau der Oxidschicht (REM-Aufnahme) von γ -TiAl-Legierungen (hier einer TNM-Legierung) nach 72h bei 850°C (links) mit vergrößertem Bereich (rechts) an der Grenzfläche Oxid/Metall

Dabei haben sich an der Substrat-Oxidschicht-Grenze Nitride gebildet. Der Oxidschichtaufbau konnte durch eine röntgen-photoelektronen-spektroskopische Tiefenprofilmessung (Abbildung 4-21) bestätigt werden. Dieser Aufbau wurde in (Schmitz-Niederrau und Schütze 1999) auch beobachtet.

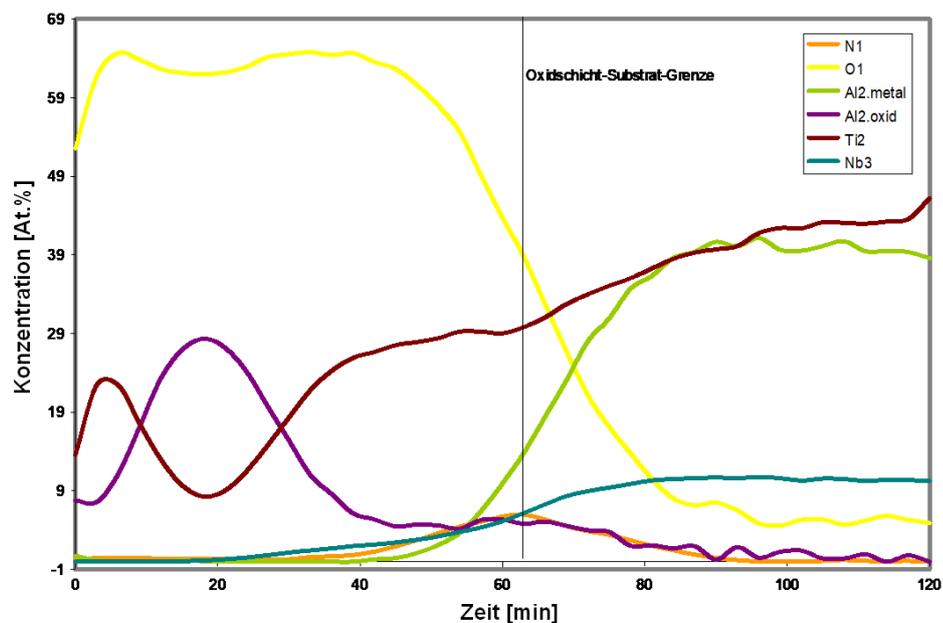


Abbildung 4-21: Röntgen-photoelektronen-spektroskopisches Tiefenprofil einer bei 850°C für 72h oxidierten TNM-Probe

Zu der Frage, ob Nitride das Oxidationsverhalten von γ -TiAl-Legierungen positiv oder negativ beeinflussen, sind in der Literatur keine endgültigen Aussagen zu finden. Abhängig von der Temperatur können Nitride einen positiven oder einen negativen Effekt auf die Oxidwachstumsgeschwindigkeit haben (Zhao, et al. 2001) (Rakowsk, et al. 1995) (Quadackers, et al. 1997) (Zheng, et al. 1995). Um diese Frage für γ -TiAl-Legierungen zu klären, wurden Oxidationsversuche sowohl in Stickstoffatmosphäre als auch in Sauerstoffatmosphäre durchgeführt. Die Massezunahme in Stickstoffatmosphäre zeigt bei den Temperaturen 850°C und 900°C keinen Übergang in einen parabolischen Verlauf. Dies bedeutet, dass die gebildeten Nitride nicht als Barriere wirken und somit den Werkstoff nicht vor weiterer Nitrierung schützen. Während der Auslagerung in Luft oxidieren die gebildeten Nitride (TiN und Ti₂AlN) zu TiO₂. Der dadurch freiwerdende Stickstoff diffundiert in den Werkstoff hinein, und es bilden sich dort wiederum Nitride. Die Massezunahme bei der Oxidation in Sauerstoffatmosphäre (N₂-frei) im Temperaturintervall von 750 bis 850°C ist geringer als die Massezunahme der Oxidation an Luft.

Die an Luft gebildete Oxidschicht weist eine sehr gute Stabilität unter zyklischen Oxidationsbedingungen (ohne äußere mechanische Dehnung) auf. Erst bei einer Temperatur von 900°C (weit über der Einsatztemperatur von γ -TiAl-Legierungen) und nach 170 Zyklen (1 Zyklus besteht aus einer Heizphase von 1h und einer Abkühlphase auf Raumtemperatur von 10min) kommt es zu einer Abplatzung der Oxidschicht und zu einem Masseverlust während der Oxidation. Bei 850°C konnte auch nach 340 Zyklen kein Abplatzen festgestellt werden. Die Massezunahmekurve zeigte den gleichen Verlauf wie bei isothermer Oxidation bei dieser Temperatur. Allerdings führt die zusätzliche mechanische Dehnung in Ermüdungsversuchen unter OP-Belastung in der Zugphase bei Untertemperatur zur Abplatzung der bei jedem Zyklus frisch gebildeten Schicht und begünstigt dadurch die Rissinitiierung.

Um den Umgebungseinfluss und damit den Einfluss der Oxidschicht auf die Lebensdauer unter OP-Beanspruchung zu untersuchen, wurden OP-Versuche im Vakuum bei Obertemperaturen von 750°C und 850°C für zwei Dehnungsamplituden von $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ und $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ durchgeführt.

Abbildung 4-22 zeigt, dass die Lebensdauer unter OP-Beanspruchung bei einer Obertemperatur von 750°C nicht von der Umgebung beeinflusst wird. Die Versuche an Luft und in Vakuum zeigen ähnliche Lebensdauern. Die Verläufe der minimalen und maximalen Spannungen sind, wie erwartet, an Luft und im Vakuum ähnlich.

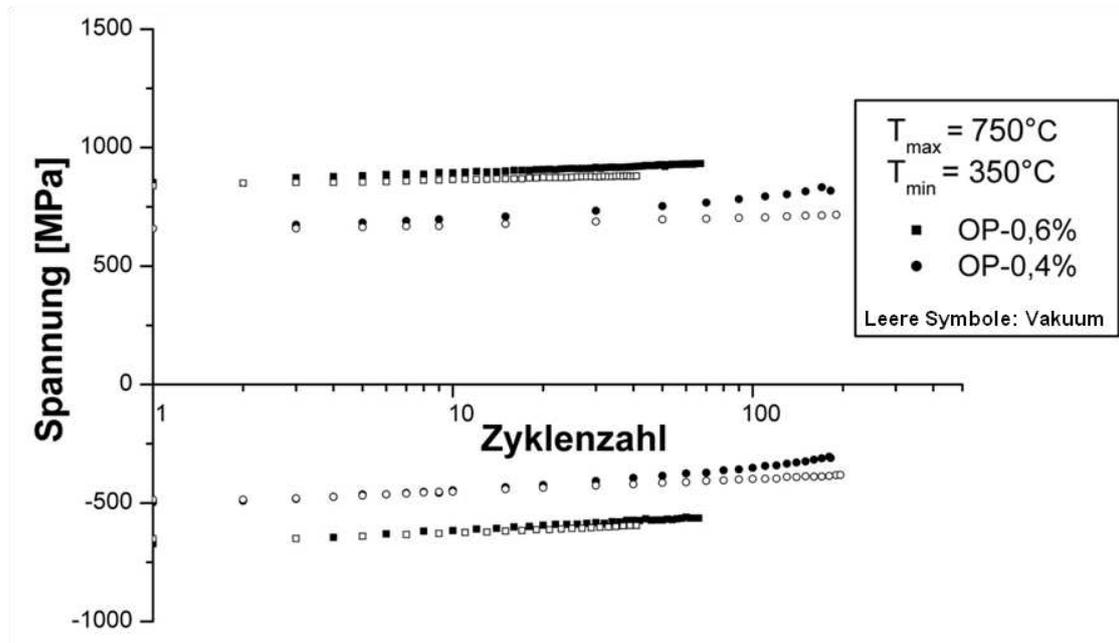


Abbildung 4-22 Vergleich der Verläufe der Ober- und Unterspannungen von TMF-Versuchen unter OP-Beanspruchung an Luft (volle Symbole) und im Vakuum (leere Symbole) in einem Temperaturbereich zwischen 350°C-750°C für zwei unterschiedliche Dehnungsamplituden $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ und $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$

Erst bei einer Obertemperatur von 850°C macht sich der Umgebungseinfluss bemerkbar. Die OP-Versuche in Vakuum halten länger als die OP-Versuche an Luft. Je niedriger die totale Dehnungsamplitude, desto höher ist der Umgebungseinfluss. Das Verhältnis der Lebensdauer $OP_{\text{Vakuum}}/OP_{\text{Luft}}$ beträgt bei einer Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ ca. 2 und bei einer Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ ca. 5.

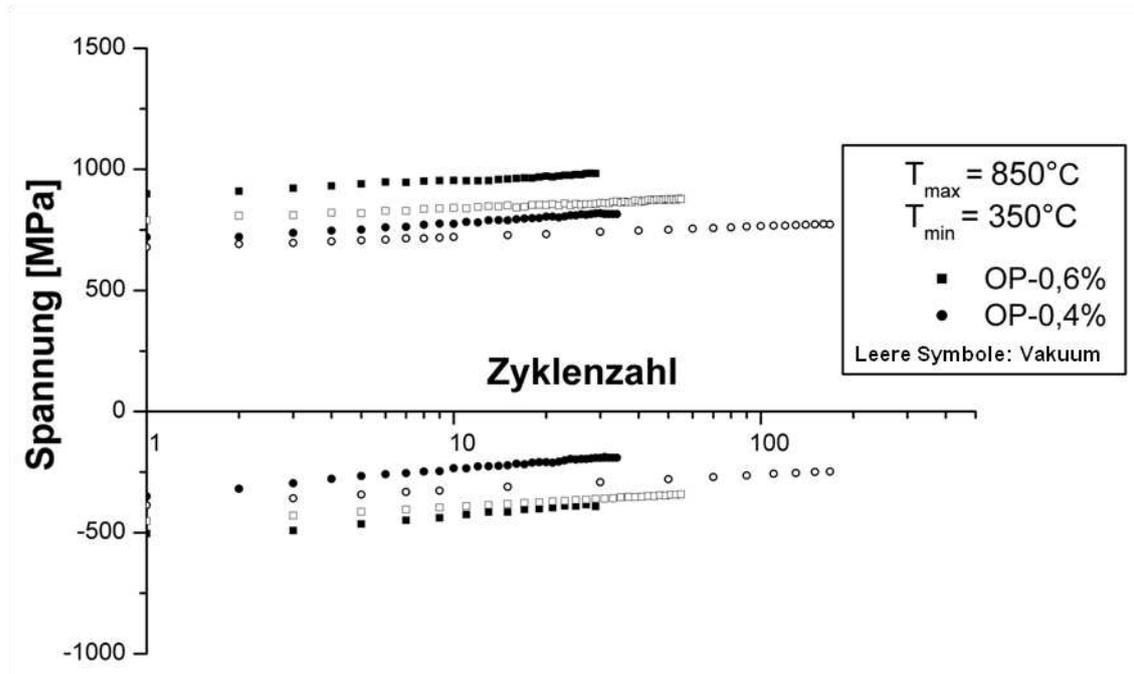


Abbildung 4-23: Vergleich der Verläufe der Ober- und Unterspannungen von TMF-Versuchen unter OP-Beanspruchung an Luft (volle Symbole) und im Vakuum (leere Symbole) in einem Temperaturbereich zwischen 350°C - 850°C für zwei unterschiedliche Dehnungsamplituden $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ und $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$

Das Lebensdauerverhältnis ist nicht nur von der Dehnungsamplitude abhängig sondern auch vom Temperaturbereich. Das Verhältnis ist umso höher, je höher der Temperaturbereich bzw. je höher die Mitteltemperatur des OP-Versuchs ist. So ergaben die Untersuchungen von Heckel (2009), dass dieses Verhältnis für TNB-V2 auf mehr als 50 gesteigert werden kann, wenn die Mitteltemperatur des OP-Versuchs auf 750°C erhöht wird. In diesem hohen Temperaturbereich ist der Werkstoff pro Zyklus der hohen Temperatur länger ausgesetzt, und der Umgebungseinfluss ist somit größer. Auch in der Arbeit von Bauer (2007) wurde diese Abhängigkeit der Lebensdauer von der Mitteltemperatur beobachtet.

In Abbildung 4-24 ist das Verhältnis der Lebensdauer $OP_{\text{Vakuum}}/OP_{\text{Luft}}$ in Abhängigkeit von der Mitteltemperatur aufgetragen. Ein weiterer Grund für ein niedriges Verhältnis der Lebensdauer $OP_{\text{Vakuum}}/OP_{\text{Luft}}$ ist die niedrige Untertemperatur. Die OP-Versuche an Luft und im Vakuum zeigen im Gegensatz zu den Versuchen in (Bauer 2007) und (Heckel 2009) bei einer niedrigen Untertemperatur von 350°C ein niedriges Verhältnis der Lebensdauer $OP_{\text{Vakuum}}/OP_{\text{Luft}}$. Diese Untertemperatur führt in der Zugphase des OP-Versuchs zur dynamischen

Reckalterung und damit zum früheren Versagen der Probe sowohl im Vakuum als auch an Luft.

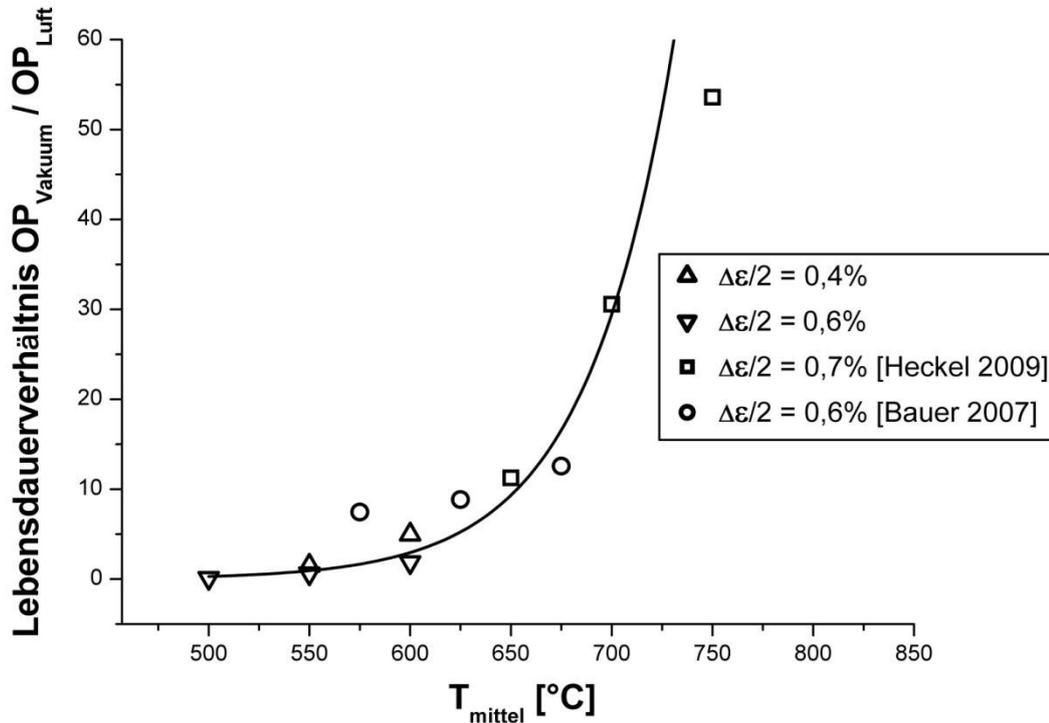


Abbildung 4-24: Verhältnis der TMF-Lebensdauer $\text{OP}_{\text{Vakuum}}/\text{OP}_{\text{Luft}}$ in Abhängigkeit von der Mitteltemperatur des OP-Versuchs; zum Vergleich wurden auch die Versuche von (Bauer 2007) an der TNB-V5-Legierung und vom Heckel (2009) an der TNB-V2-Legierung dargestellt

In Abbildung 4-25 ist der Verlauf der Ober- und Unterspannungen für alle sechs TMF-Versuche, welche in dem Temperaturintervall 350-750°C und bei $\Delta\varepsilon/2=0,4$ und 0,6% durchgeführt wurden, dargestellt. In der oberen Hälfte des Diagramms sind die Oberspannungen und in der unteren Hälfte die Unterspannungen dargestellt. Die Oberspannungen treten unter IP-Beanspruchung bei der Ober-temperatur und unter OP-Beanspruchung bei der Untertemperatur auf.

Während die Oberspannung unter IP-Beanspruchung bei der Ober-temperatur (750°C) immer weiter bis unter 250 MPa sinkt, steigt sie unter OP-Beanspruchung bei der Untertemperatur (350°C) auf über 900 MPa. Die OP-Versuche an Luft und in Vakuum zeigen wie erwartet ähnliche Verläufe. Die niedrige Untertemperatur bzw. die niedrige Mitteltemperatur sorgen dafür, dass die Ver-

besserung der Lebensdauer nicht so ausgeprägt ist. Die Probe ist während des OP-Versuchs hauptsächlich Zugbeanspruchung ausgesetzt. Dadurch ergibt sich bei der halben Lebensdauer für den OP-Versuch bei $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ eine Mittelspannung von ca. +211 MPa, während die Mittelspannung für den IP-Versuch bei $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ ca. -313 MPa beträgt. Diese hohe Druckmittelspannung führt zu der sehr hohen Lebensdauer (Versuch wurde bei 3604 Zyklen gestoppt). Erhöht man die Dehnungsamplitude auf $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$, so fällt die Lebensdauer unter IP-Beanspruchung auf 1132 Zyklen, und die Mittelspannung beträgt bei der halben Lebensdauer ca. -384 MPa. Unter OP-Beanspruchung fällt die Lebensdauer bei dieser Dehnungsamplitude auf 67 Zyklen ab.

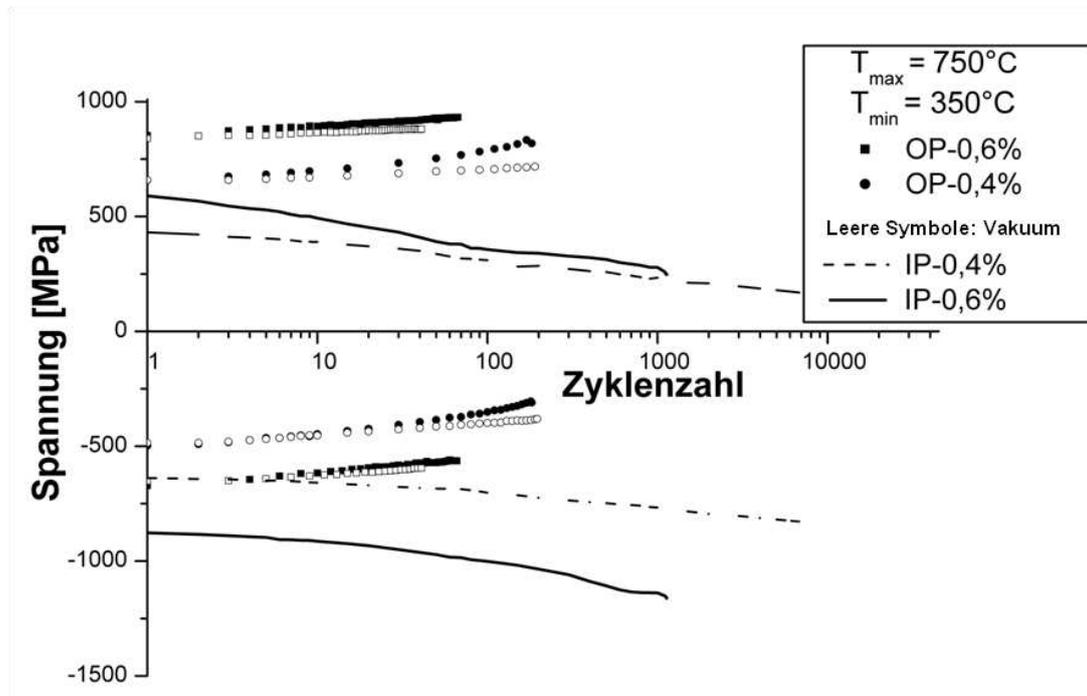


Abbildung 4-25: Verlauf der Ober- und Unterspannung für sechs TMF-Versuche im Temperaturbereich zwischen 350-750°C für zwei unterschiedliche Dehnungsamplituden $\Delta\varepsilon/2=0,4$ und $0,6\%$

Für $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ sinkt die Oberspannung unter IP-Beanspruchung bei einer Ober-temperatur von 850°C (Abbildung 4-26) bis zu 120 MPa und steigt unter OP-Beanspruchung bei der Untertemperatur von 350°C knapp unter 1000 MPa. Entsprechend ergeben sich für die Unterspannungen hohe Beträge unter IP-Beanspruchung und niedrige Beträge unter OP-Beanspruchung.

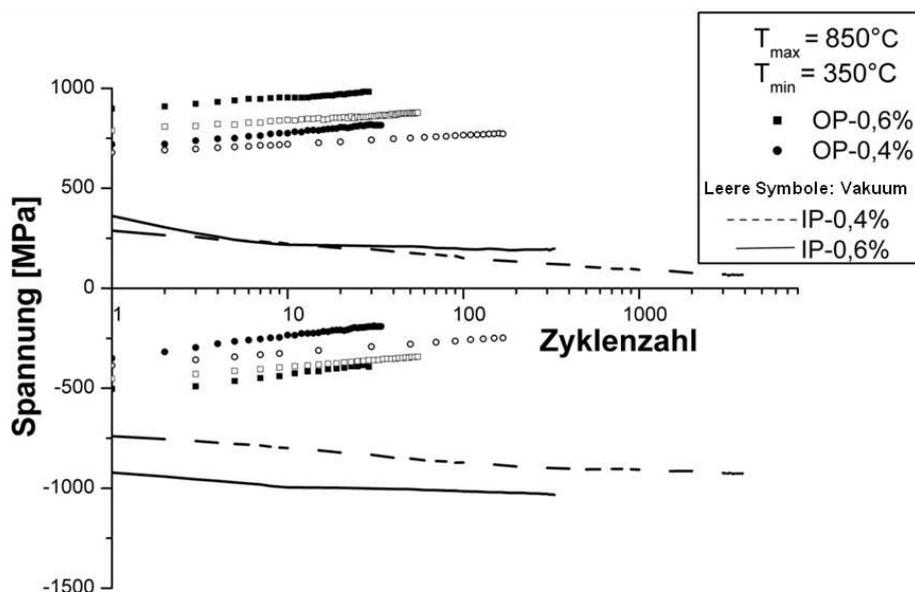


Abbildung 4-26: Verlauf der Ober- und Unterspannung für sechs TMF-Versuche im Temperaturbereich zwischen 350-850°C für zwei unterschiedliche Dehnungsamplituden $\Delta\varepsilon/2=0,4$ und $0,6\%$

Tabelle 4-1 zeigt die Ergebnisse aller in dieser Arbeit durchgeführten TMF-Versuche in Luft und Vakuum, mit den entsprechenden Mittelspannungen und Spannungsamplituden.

Tabelle 4-1: Ergebnisse der thermomechanischen Ermüdungsversuche, durchgeführt an der γ -TiAl-Legierung TNB-V2 aus der dritten Generation mit Nearly-Lamellar-Gefüge

Dehnungsamplitude [%]	Temperatur [°C]	Mittelspannung bei $N_B/2$	Spannungsamplitude bei $N_B/2$	Phasenlage	Bruchzyklenzahl N_B	Umgebung
0,6	350-650	-208	730	IP	8367	Luft
0,6		137	770	OP	57	
0,6	350-750	-384	705	IP	1132	Luft
0,6		169	748	OP	67	
0,6		130	743	OP	42	Vakuum
0,6	350-850	-457	637	IP	372	Luft
0,6		272	687	OP	30	
0,6		246	609	OP	56	Vakuum
0,4	350-650	169	568	OP	1537*	Luft
0,4	350-750	-313	499	IP	6803*	Luft
0,4		211	570	OP	182	
0,4		152	551	OP	197	Vakuum
0,4	350-850	-419	495	IP	3604*	Luft
0,4		293	505	OP	34	
0,4		246	513	OP	169	Vakuum

* nicht gebrochen

4.2.3 Vergleich des Wechselverformungsverhaltens unter TMF- und LCF-Beanspruchung

Ein ausführlicher Vergleich der in dieser Arbeit erzielten TMF-Versuchsergebnisse mit anderen Arbeiten (Bauer 2007), (Fischer 2000), (Schallow 2005) und (Heckel 2009) ist in (El-Chaikh, Heckel und Christ 2013) dargestellt. Die Autoren berichten, dass für verschiedenste γ -TiAl-Basislegierungen die TMF-Lebensdauer unter IP-Belastung aufgrund des positiven Effekts einer Druckmittelspannung immer höher ist als die Lebensdauer des isothermen LCF-Versuchs, der bei der gleichen Obertemperatur des IP-Versuchs durchgeführt wurde. Dies gilt auch für den in dieser Arbeit durchgeführten IP-Versuch bei $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ und $350-650^\circ\text{C}$. Für diesen Versuch ergab sich eine Spannungsamplitude, die nahezu identisch ist mit der im isothermen LCF-Versuch (bei der Maximaltemperatur) beobachteten Amplitude. Aufgrund des positiven Einflusses der Druckmittelspannung zeigte sich beim IP-Versuch eine höhere Lebensdauer als beim korrespondierenden LCF-Versuch bei 650°C (siehe Tabelle 4-2).

Das Lebensdauerverhalten verändert sich jedoch, sofern große Temperaturintervalle im TMF-Versuch zur Anwendung kommen. So zeigen die Proben unter IP-Bedingungen bei $350-750^\circ\text{C}$ und $350-850^\circ\text{C}$ eine niedrigere Lebensdauer als die Proben der LCF-Versuche bei der jeweiligen Obertemperatur. Diese beiden IP-Versuche mit hohen Obertemperaturen weisen höhere Spannungsamplituden als die LCF-Versuche auf, welche bei 750 und 850°C durchgeführt wurden. Zudem sind die Temperaturintervalle bei den beiden IP-Versuchen so groß, dass es während des Versuches nach einer kurzen Anfangsentfestigung zu einer Erhöhung der Spannungsamplitude bis zum Anriss gekommen ist. Für die LCF-Versuche bei 750°C und 850°C war hingegen eine Abnahme der Spannungsamplitude zu beobachten. Eine mögliche Erklärung für diese Verfestigung im TMF-Versuch ist die niedrige Untertemperatur von 350°C . Bei dieser Temperatur findet verstärkt, ähnlich wie im LCF-Versuch bei 350°C beobachtet, die oben beschriebene dynamische Reckalterung, also eine Wechselwirkung zwischen Versetzungen und Ti_{Al} -Antistrukturatomen, statt.

Tabelle 4-2: Vergleich der Bruchzyklenzahlen von thermomechanischen Ermüdungsversuchen durchgeführt an der γ -TiAl-Legierung TNB-V2, mit den Werten von LCF-Versuchen, durchgeführt bei der Obertemperatur des entsprechenden TMF-Versuchs

$\Delta\varepsilon/2$ [%]	Temperatur [°C]	Phase	σ_{\max} [MPa]	σ_{\min} [MPa]	N_B an Luft	N_B in Vakuum	LCF N_B bei T_{\max}
0,6	350-650	IP	563	-973	8367		2834
		OP	913	-635	57	50	
0,6	350-750	IP	321	-1088	1132		1383
		OP	917	-579	67	42	
0,6	350-850	IP	180	-1095	372		1327
		OP	959	-415	30	56	
0,4	350-650	OP	737	-399	1537*		99837*
0,4	350-750	IP	187	-812	6803*		17697
		OP	782	-358	182	197	
0,4	350-850	IP	77	-914	3887*		2649
		OP	799	-211	34	169	

* nicht gebrochen

4.2.4 Vergleich des TMF-Verhaltens von TNBV-2 mit verschiedenen γ -TiAl-Legierungen

Der Vergleich der in dieser Arbeit erzielten Ergebnisse mit den Ergebnissen aus anderen am Institut für Werkstofftechnik der Universität Siegen durchgeführten Arbeiten zeigt, dass trotz verschiedener Mikrostrukturen und Zusammensetzungen der Legierungen ein ähnliches TMF-Ermüdungsverhalten auftritt. Fischer (2000) untersuchte die Legierung XD47-2-2 aus der zweiten Generation mit einer Duplex-Mikrostruktur. Eine andere Legierung der zweiten Generation, mit einer primär geglähten Mikrostruktur, die ähnlich zu der Near-Gamma-Mikrostruktur ist, γ -MET, wurde von Schallow (2005) erforscht. Bauer (2007) beschäftigte sich mit der TNB-V5-Legierung (auch γ -PX genannt), die aus der dritten Generation ist und zu der TNB-Gruppe gehört. Die TNB-V2-Legierung wurde sowohl von Heckel (2009) als auch in dieser Arbeit untersucht.

Für alle diese γ -TiAl-Legierungen wurde eine extreme Anfälligkeit gegenüber der OP-Beanspruchung festgestellt. Zudem zeigten alle Legierungen (Abbildung 4-27), dass das Verhältnis zwischen den Lebensdauern unter IP- und OP-Beanspruchung (N_B -IP/OP) vom Temperaturintervall abhängt.

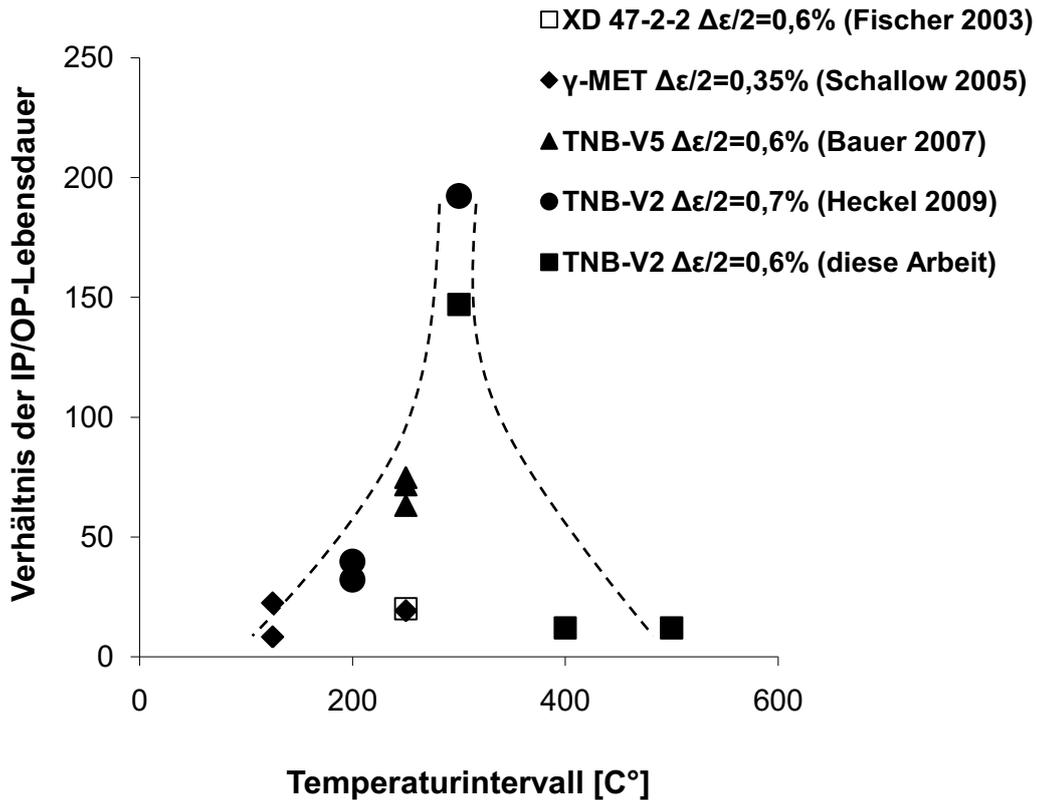


Abbildung 4-27: Verhältnis der IP- zu OP-Lebensdauern in Abhängigkeit vom Temperaturintervall für verschiedene γ -TiAl-Legierungen, getestet bei verschiedenen Amplituden

Dieses Verhältnis N_B -IP/OP steigt mit steigendem Temperaturintervall bis zu 300°C. Dies zeigen die Ergebnisse, erzielt an TNB-V2 bei zwei verschiedenen Dehnungsamplituden von 0,6% und 0,7%. Auch Brooks (2009) berichtete über die Anfälligkeit gegenüber der OP-Beanspruchung für den Werkstoff TNB-V5 mit einem Duplex-Gefüge.

Steigt das Temperaturintervall auf 400°C und 500°C an, so sinkt das Verhältnis N_B -IP/OP wieder. Eine Erhöhung des Temperaturintervalls auf 400°C und 500°C scheint einen negativen Einfluss auf die TMF-Lebensdauer unter IP-Bedingungen zu haben. Untersuchungen an XD 47–2–2 (Fischer 2000), γ -MET (Schallow 2005), TNB-V5 (Bauer 2007) und TNB-V2 (Heckel 2009) ergaben höhere Lebensdauern unter IP-Beanspruchung als unter isothermen Bedingungen. Wie bereits ausgeführt, ist diese höhere Lebensdauer auf die positive Wirkung der unter IP-Beanspruchung entwickelten Druckmittelspannungen zurückzuführen.

Die Versuche in dieser Arbeit, welche bei einem höheren Temperaturintervall von 400°C und 500°C durchgeführt worden sind, ergaben eine höhere Lebensdauer unter isothermen Bedingungen als unter IP-Bedingungen (Abbildung 4-28). Der Grund für diese niedrigen TMF-Lebensdauern könnte in der sehr hohen Spannungsamplitude der IP-Versuche, welche größer als die Spannungsamplitude der entsprechenden LCF-Versuche ist, liegen. Das große Temperaturintervall und die niedrige Untertemperatur führen somit zu dieser hohen Spannungsamplitude unter IP-Beanspruchung.

Für alle untersuchten γ -TiAl-Legierungen hängt die Lebensdauer unter IP- und OP-Beanspruchungen von den Druckmittelspannungen bzw. Zugmittelspannungen ab. Hohe Zugmittelspannungen führen zu einer niedrigen TMF-Lebensdauer. Die Druckmittelspannung scheint weniger Einfluss auf die Lebensdauer zu haben, wobei eine sehr negative Druckmittelspannung sogar einen negativen Einfluss auf die Lebensdauer aufweist.

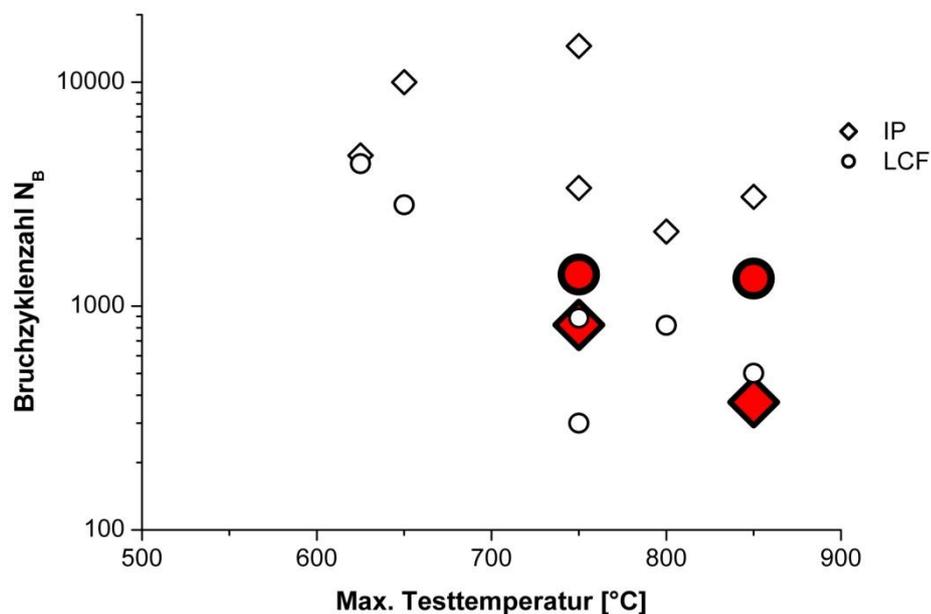


Abbildung 4-28: LCF- und TMF-IP-Lebensdauer in Abhängigkeit von der Obertemperatur; kleine Symbole stellen Versuche bei einem Temperaturintervall kleiner 300°C dar, große (rote) Symbole stellen Versuche bei einem Temperaturintervall größer 300°C dar, isotherme Versuche wurden bei der Obertemperatur der IP-Versuche durchgeführt

Rissausbreitung im Sinne eines Abfalls der Spannungsantwort in der Endphase des Versuchs ist nur unter IP-Beanspruchung zu beobachten. Unter OP-Beanspruchung schreitet der Riss sehr schnell fort und führt zum schnellen Versagen, direkt nach der Rissinitiation. Bei sehr hohen Dehnungsamplituden von 0,7% (Heckel 2009) konnte keine ausgeprägte Rissausbreitung festgestellt werden. Allerdings konnte man anhand eines IP-Versuchs in einem relativ hohen Temperaturbereich (650-850°C) erkennen, dass es zu einem Makrorisswachstumsstadium gekommen ist.

4.2.5 Mikrostruktur nach TMF-Beanspruchung

Die Verformungsmechanismen von TNB-V2 sind unter thermomechanischer und isothermer Ermüdung ähnlich; es findet eine Entordnung der verschiedenen intermetallischen Phasen (γ (TiAl), B2, B19), eine Erzeugung von Antiphasengrenzen durch die Bewegung von Superpartialversetzungen, ein Entstehen von extrem feinen Scherbändern und eine Überführung der β -Phase (B2) in die $L1_0$ -Struktur von γ (TiAl) statt. Die Mikrostruktur zeigt nach TMF-Beanspruchung grundsätzlich eine partial rekristallisierte Struktur, welche lamellare Kolonien und rekristallisierte benachbarte äquiaxiale γ -Körner beinhaltet. Diese Struktur erinnert an eine kettenförmige Struktur und ist typisch für γ -TiAl-Legierungen nach Hochtemperaturermüdung. Die Verformung erfolgt hauptsächlich in den γ -Körnern, wobei diese durch Grenzflächenspannungen, welche sich zwischen benachbarten Kolonien bilden, unterstützt. Die Versetzungen in den γ -Körnern (Abbildung 4-29) sind einfache Schraubenversetzungen mit dem Burgersvektor $b=1/2\langle 110 \rangle$. In den meisten Fällen, möglicherweise auch in allen Fällen, erfolgt die Verformung der Körner durch symmetrisches Doppelgleiten in den $1/2\langle 110 \rangle\{111\}$ Gleitsystemen. Die Versetzungen sind hauptsächlich an ihren Gleitebenen mit einem sehr kleinen Anzeichen des Kletterns begrenzt. Die Versetzungsstruktur ähnelt jener bei isothermer Ermüdung und niedrigen Temperaturen (350-550°C). Deshalb kann man zu Recht vermuten, dass die Versetzungen unter TMF-Beanspruchung während der Untertemperaturphase des TMF-Versuches entstehen. Dabei macht es keinen Unterschied in der Versetzungsanordnung, ob sie unter IP-Beanspruchung oder OP-Beanspruchung entsteht. Diese Vermutung, dass sich die Versetzungen während der Unter-

temperaturphase bilden, wird durch die relativ hohe Versetzungsdichte und den fehlenden Anzeichen der dynamischen Erholung unterstützt. Würden diese Versetzungen während der Obertemperaturphase des TMF-Versuchs entstehen, so müssten größtenteils Erholungsstruktur zu sehen sein. Der Hauptunterschied der Versetzungsstrukturen unter TMF-Beanspruchung zu jenen unter isothermen Bedingungen liegt darin, dass die Helixstrukturen unter TMF-Beanspruchung fehlen (Appel 2015). Die Helixstrukturen entstehen durch die Wechselwirkung der Versetzungen mit Punktdefekten, was schlussendlich zum Klettern führt. Diese Kletterprozesse unter isothermer Ermüdung sind in (Appel, Hermann, et al. 2013) gut beschrieben und können unter isothermer Ermüdung schon bei 450°C (Hénaff und Gloanec 2005) entstehen.

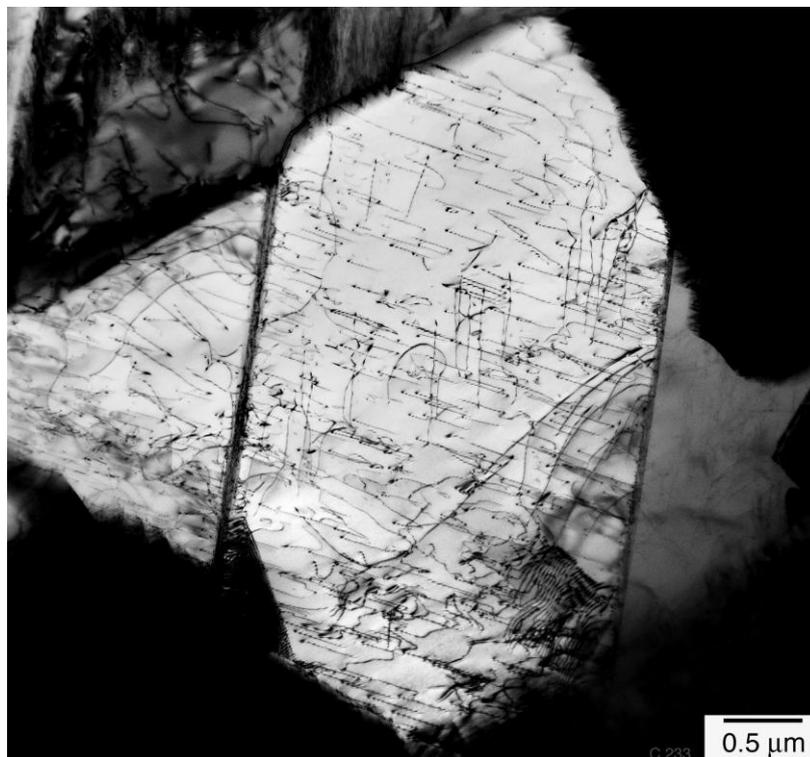


Abbildung 4-29: Versetzungsstruktur in einem γ -Korn nach thermomechanischer Ermüdung unter OP-Beanspruchung (Bildaufnahme und Erläuterung Dr. F. Appel)

Das oben erwähnte Grenzflächenspannungsproblem (Verformung unter isothermer Beanspruchung) tritt an den Koloniengrenzen verstärkt auf, da dort die Kontinuität des Gleitens unterbrochen wird. Diese Situation ist in Abbildung 4-30 sehr gut zu erkennen. Die Aufnahme zeigt ein γ -Korn, welches teilweise

zwischen zwei Lamellenkolonien mit leicht unterschiedlichen Orientierungen liegt. Die leicht unterschiedliche Orientierung der Lamellen ist durch die Linien dargestellt. Durch intralamellare Scherung der beiden Lamellenkolonien deformieren die Koloniengrenzen, was durch eine Schwärzung (mit Pfeil markiert) des Zwischengammakorns dargestellt wird und mit hohen, lokalen inneren Spannungen verbunden ist. Diese Grenzflächenspannung zusammen mit der hohen Versetzungsdichte, begünstigt die Bildung eines neuen γ_T -Korns, gekennzeichnet mit γ_T (Appel 2015).

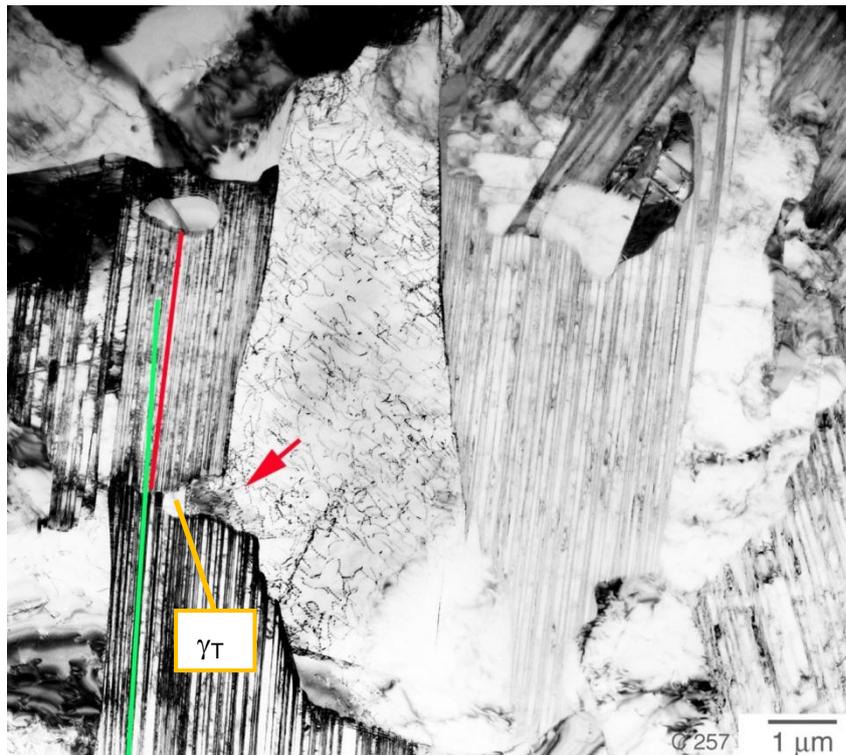


Abbildung 4-30: Verformungsstrukturen nach thermomechanischer Ermüdung unter OP-Beanspruchung mit einem γ_T -Korn zwischen zwei Lamellenkolonien mit leicht unterschiedlichen Orientierungen (Bildaufnahme Dr. F. Appel)

Der oben beschriebene Verformungsmechanismus ist ebenfalls auf der Oberfläche einer Probe, die bei einer Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ unter OP-Belastung ermüdet wurde, zu sehen (Abbildung 4-31). Diese Probe wurde unter OP-Belastung nur für 10 Zyklen belastet und anschließend im REM untersucht. Um der Umgebungseinfluss zu eliminieren, wurde der Versuch im Vakuum durchgeführt. Dadurch sollte die Rissinitiierung bzw. Risse in den Anfangsstadien detektiert werden. Die hohen Verformungen durch die Grenzspannung, verstärkt

durch das Unterbrechen der Kontinuität des Gleitens an zwei benachbarten Kolonien mit leicht unterschiedlicher Orientierung, führt zur Entstehung von Rissen an solchen Stellen. Alle TMF-Versuche in dieser Arbeit wurden bei einer niedrigen Untertemperatur von 350°C durchgeführt. Diese im Vergleich zu anderen Arbeiten wie (Fischer 2000), (Bauer 2007) und (Heckel 2009) relativ niedrige Untertemperatur führt offenbar zur zusätzlichen Erhöhung solcher Grenzflächenspannungen.

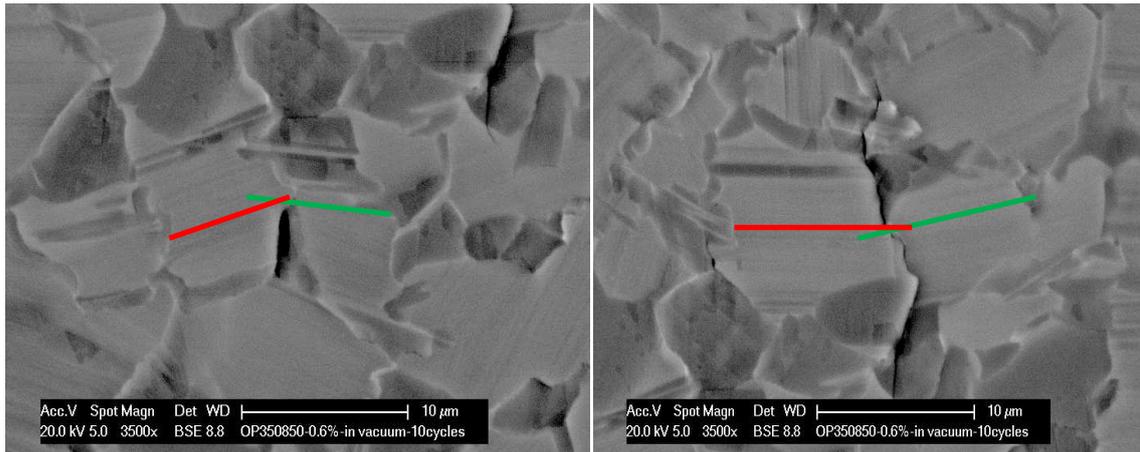


Abbildung 4-31: Oberfläche einer Ermüdungsprobe ($\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ unter OP-Belastung zwischen 350-850°C in Vakuum) mit Rissen zwischen zwei benachbarten Kolonien und leicht unterschiedlicher Orientierung

4.3 Modellierung des thermomechanischen Wechselverformungsverhaltens von TNB-V2

Zur Modellierung des Wechselverformungsverhaltens von TNB-V2 unter isothermer und thermomechanischer Beanspruchung wurde auf ein Multikomponentenmodell, welches von Masing (Masing 1923) aufgestellt und von Maier und Christ (Maier und Christ 1998) auf TMF-Bedingungen angewendet wurde, zurückgegriffen. Dieses Modell ist auch in (Bauer 2007) zur Beschreibung des Verformungsverhaltens einer γ -TiAl-Legierung verwendet worden. In dieser Arbeit wurden das bereits in Kapitel 2.3.1 vorgestellte Masing-Modell und die Formeln der Streckgrenzenverteilungsfunktion (SVF) zur Berechnung der Spannungs-Dehnungskurve an TNB-V2 angewendet. Hierzu sind zuerst die normierten Größen der Spannung und der plastischen Dehnung zur mathematischen Beschreibung der Streckgrenzenverteilungsfunktion verwendet worden.

Somit können die SVF und die Streckgrenze σ_{if} aus Gleichung 2-17 bzw. 2-18 berechnet werden. Die genaue Herleitung der Formeln und die Integration in das Masing-Modell ist in Kapitel 2.3.1 beschrieben.

Nach Christ und Bauer sind die ansteigenden Hystereseäste in normierten Koordinaten für ähnliche Werkstoffzustände deckungsgleich, wobei die Versuchsdaten zur Berechnung der SVF für die Simulation von TMF-Hysteresen aus dem Sättigungsbereich der LCF-Versuche ermittelt wurde. Die normierten Hysteresen (Abbildung 4-32), die im Sättigungsbereich für alle Temperaturen eine gute Übereinstimmung zeigen, konnten mit Hilfe des integralen E-Moduls (siehe Kapitel 2.3.1, Gleichung 2-21) berechnet werden.

Die SVF wurden aus den ersten Zyklen der isothermen Ermüdungsversuche (LCF) ermittelt, da TNB-V2 keinen Sättigungsbereich im TMF-Versuch aufweist. So war es möglich, nach Beschreibung des normierten ansteigenden Hystereseasts durch eine logistische Funktion gemäß Gleichung 4-1 die SVF für jede Temperatur zu berechnen. Die logistische Funktion beruht auf der logistischen Verteilung. Sie eignet sich sehr gut, um natürliche Prozesse darzustellen, welche zwei Zustände besitzen, zwischen denen es einen Übergangsbereich gibt. Mit y_{max} und y_{min} werden die natürlichen Grenzen bezeichnet. Die Verschiebung in x -Richtung wird über den Parameter Δx festgelegt und über die Parameter m kann die Steigung in diesem Punkt beeinflusst werden (Wollny 2015a).

$$f(x) = \frac{y_{max} - y_{min}}{1 + e^{-m(x-\Delta x)}} + y_{min} \quad 4-1$$

Bei der Berechnung wurde jedem Element des Verbundes ein konstanter Flächenanteil zugewiesen. Für eine angemessene Darstellung der Hysterese mussten für einen Verbund 20 Elemente verwendet werden.

Die Nearly-Lamellar-Mikrostruktur von TNB-V2 besteht aus den zwei Phasen $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ und $\gamma(\text{TiAl})$. Aufgrund ihres komplexen, geordneten Aufbaus und der begrenzten Anzahl an Gleitsystemen kann die α_2 -Phase kaum zur plastischen Verformung beitragen. Für die Simulation im Multikomponenten-Modell bedeutet dies, dass die Streckgrenze dieser Phase in einem Zyklus nicht erreicht werden

kann. Dazu wurde die hier ermittelte Streckgrenzenverteilungsfunktion so lange extrapoliert, bis sich keine wesentliche Veränderung mehr einstellt. (Bauer 2007) hat in seiner Arbeit dieses Problem anderes gelöst und den fehlenden Flächenanteil dem letzten Element zu 1 zugeordnet. Dabei verwendete er eine Streckgrenze, die doppelt so groß ist, wie die des vorletzten Elementes.

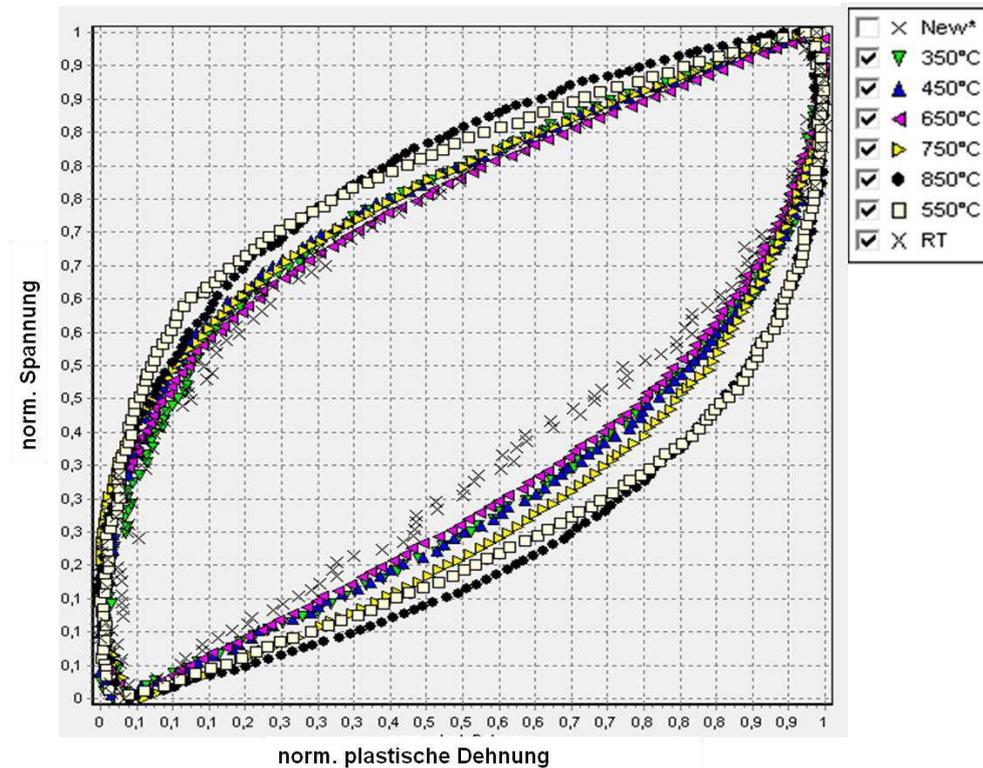


Abbildung 4-32: Hysteresen des Sättigungszustandes der γ -TiAl-Legierung (deckungsgleich im ansteigenden Ast) in normierter Darstellung für verschiedene Temperaturen bei $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$

Bei der Modellierung des thermomechanischen Ermüdungsverhaltens wird in dieser Arbeit auch ein starker Bezug zur Mikrostruktur durch die Integration von Ver- und Entfestigungsvorgängen und Einbeziehung eines geeigneten Kriechmodells gewährleistet. Ein auf Wahrscheinlichkeiten basierendes Modell zur Beschreibung der Ver- und Entfestigungsmechanismen wurde integriert. Hierzu wurden die Versetzungsbewegung und eine temperaturabhängige Verankerung der Versetzungen an Hindernissen simuliert. Die Parameter dieses Modelles wurden an isotherme LCF-Versuche angepasst. Dadurch war es möglich, nicht

nur die erste Hysterese (Abbildung 4-33) sondern auch für einen kompletten Versuch zu simulieren (Abbildung 4-34).

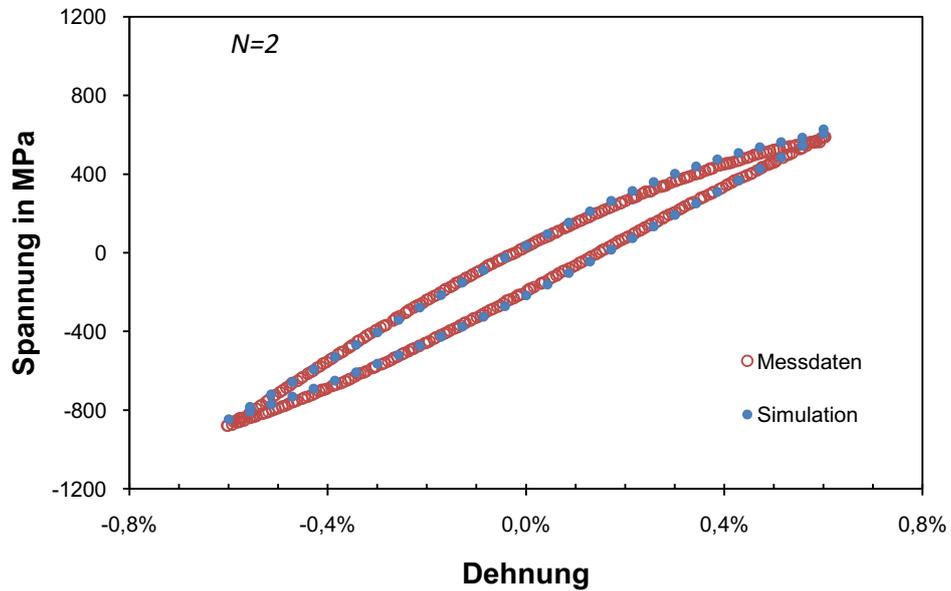


Abbildung 4-33: Gute Übereinstimmung zwischen simulierter und gemessener Hysterese des zweiten Zyklus am Beispiel eines TMF-Versuchs bei $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ mit $\Delta T=350^{\circ}\text{C}-750^{\circ}\text{C}$

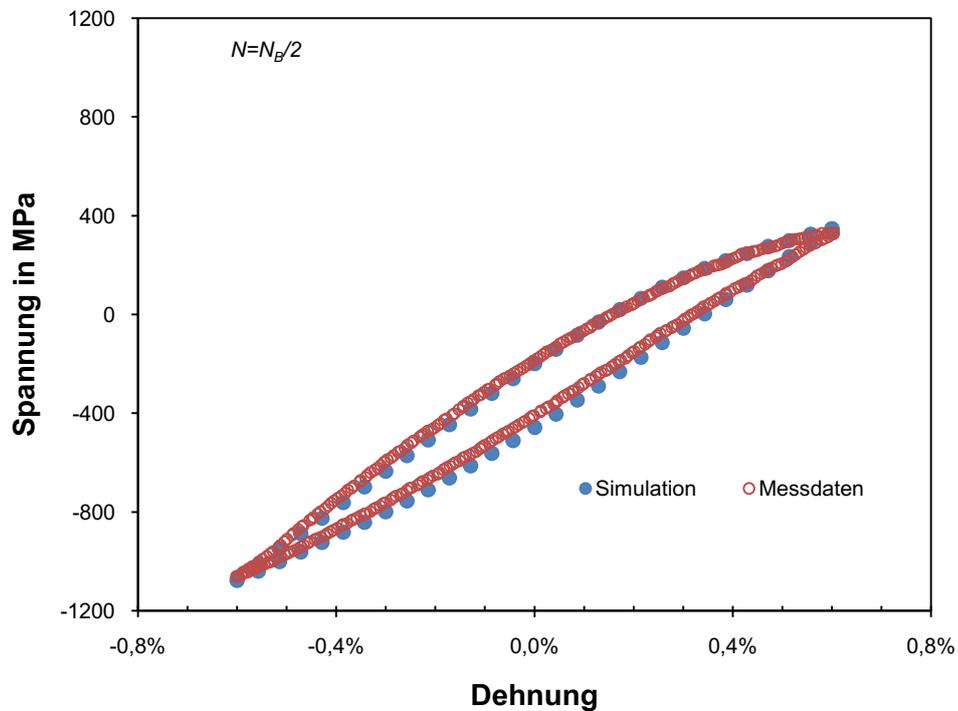


Abbildung 4-34: Gute Übereinstimmung zwischen simulierter und gemessener Hysterese des Zyklus bei $N=N_B/2$ am Beispiel eines TMF-Versuchs bei $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$ mit $\Delta T=350^{\circ}\text{C}-750^{\circ}\text{C}$

In der titanreichen Legierung TNB-V2 nehmen die überschüssigen Titanatome die Plätze der fehlenden Aluminiumatome in der $L1_0$ -Struktur ein. Solche Titanatome auf Aluminiumgitterplätzen werden Antisites genannt und mit Ti_{Al} gekennzeichnet. Bei niedrigen Temperaturen wirken diese Punktdefekte als lokale Hindernisse und sorgen für die Verankerung von Stufenversetzungen. Wie bereits erwähnt, wird dieser Verfestigungsmechanismus als dynamische Reckalterung bezeichnet und tritt bei Temperaturen bis 450°C auf. Mit zunehmender Temperatur werden die Punktdefekte aufgrund der beschleunigten Diffusion schneller und die dynamische Reckalterung verschwindet. Die dynamische Reckalterung durch Antisite-Atome wurde über temperaturabhängige Parameter zur Gewichtung der Verfestigungswirkung durch die Wechselwirkung zwischen Versetzungen und Hindernissen modelliert.

Bei Temperaturen über 800°C zeigten TEM-Untersuchungen an LCF-ermüdeten Proben eine Degradation der lamellaren Mikrostruktur (El-Chaikh, Appel und Christ 2013). Diese Auflösung der Mikrostruktur wurde im Masing-Modell durch eine Umverteilung der Flächenanteile (f_{pi}) eines Elements im Multikomponentenmodell simuliert (Abbildung 4-35). Zudem wurde das Kriechen ab einer Temperatur von 450°C in das Masing-Modell (wie in Kapitel 2.3.1 beschrieben) integriert. Hierzu ist bei der Berechnung ein Kriechdehnungsanteil von der mechanischen Dehnung subtrahiert worden. Mit Hilfe des erweiterten Masing-Modells konnten TMF-Hysteresen auf der Basis von isothermen Versuchen nicht nur für den ersten Zyklus sondern über den gesamten Versuch simuliert werden.

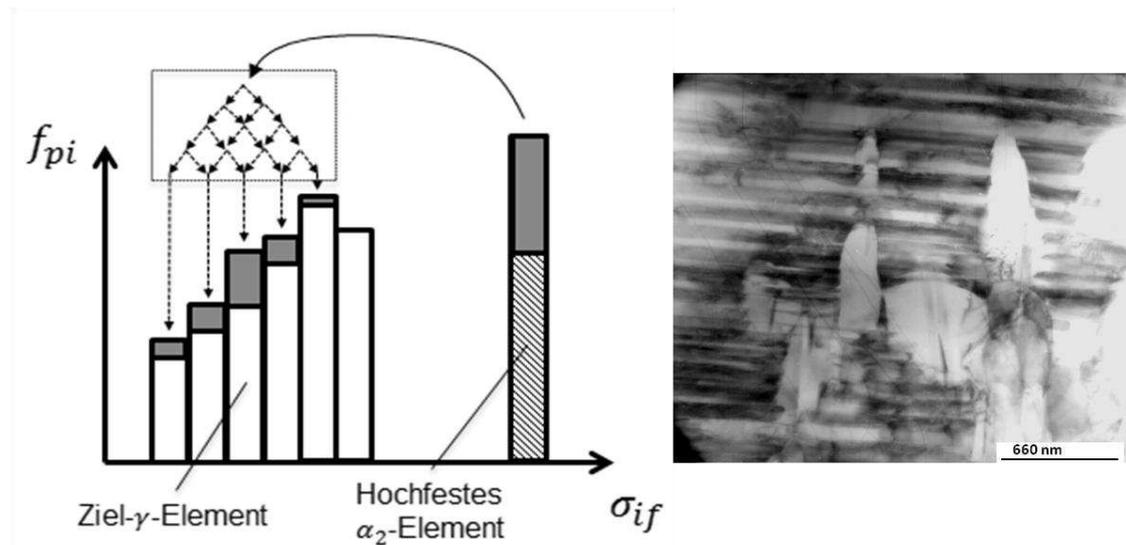


Abbildung 4-35: Umverteilung der Flächenanteile (linkes Bild) eines Elements im Multikomponenten-modell zur Simulation der Auflösung der α_2 -Phase (rechtes Bild) in TNB-V2 während der Hochtemperaturermüdung

Somit konnte auch der Verlauf der Mittelspannung über den gesamten Versuch beschrieben werden. Abbildung 4-36 zeigt exemplarisch eine gute Übereinstimmung zwischen simuliertem und experimentell ermitteltem Verlauf der Mittelspannung während eines IP-Versuchs. Aufgrund der Komplexität der Erweiterungen des Masing-Modells wurde für die Berechnungen in der Arbeit von (Wollny 2014) eine eigene Software erstellt und eine ausführliche Bedienungsanleitung verfasst.

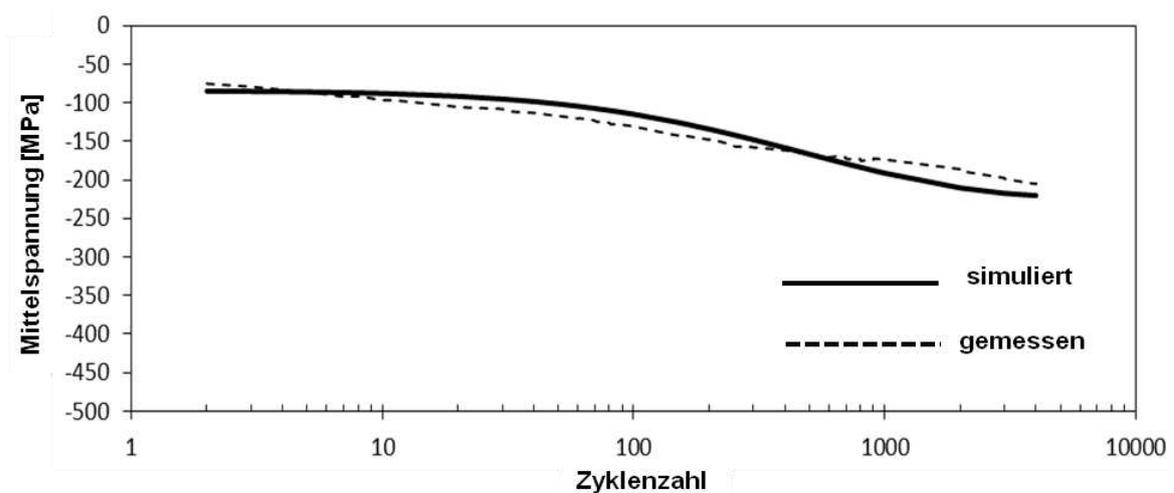


Abbildung 4-36: Vergleich zwischen simuliertem und gemessenem Verlauf der Mittelspannung eines IP-Versuches bei $\Delta\epsilon/2=0,6\%$ mit $\Delta T=350^\circ\text{C}-650^\circ\text{C}$

4.4 Modell zur Beschreibung der Lebensdauer bei isothermer und thermomechanischer Wechselverformung

Ein wichtiges Ziel dieser Arbeit war es, ein Modell zu entwickeln, welches sowohl die LCF-Lebensdauer (für den gesamten Temperaturbereich) als auch die TMF-Lebensdauer (für beide Belastungsfälle IP und OP) möglichst treffsicher beschreiben kann, da in der Literatur bisher kein einheitliches Modell existiert.

γ -TiAl-Legierungen zeichnen sich durch hohe Festigkeit und Steifigkeit bei Temperaturen bis zu 750°C aus. Allerdings besitzen die Legierungen einen sehr geringen Anteil an plastischer Dehnung, was eine Beschreibung der Lebensdauer durch Modelle, die den plastischen Dehnungsanteil berücksichtigen, erschwert. Zum Beispiel beträgt die Übergangsbruchzyklenzahl bei der γ -TiAl-Legierung TNB-V2, ermittelt durch Gleichsetzen von elastischer und plastischer Dehnungsamplitude im Ansatz von Basquin-Coffin-Manson (Gleichung 2-28) bei 550°C nur 5. Erhöht man jedoch die Prüftemperatur, so steigt diese Übergangsbruchzyklenzahl mit steigender Temperatur und beträgt für TNB-V2 bei einer Prüftemperatur von 850°C ca. 400 (Abbildung 4-37). Dadurch ist eine Beschreibung der Lebensdauer durch den Ansatz von Basquin-Coffin-Manson nur bei hohen Temperaturen (650-850°C) sinnvoll.

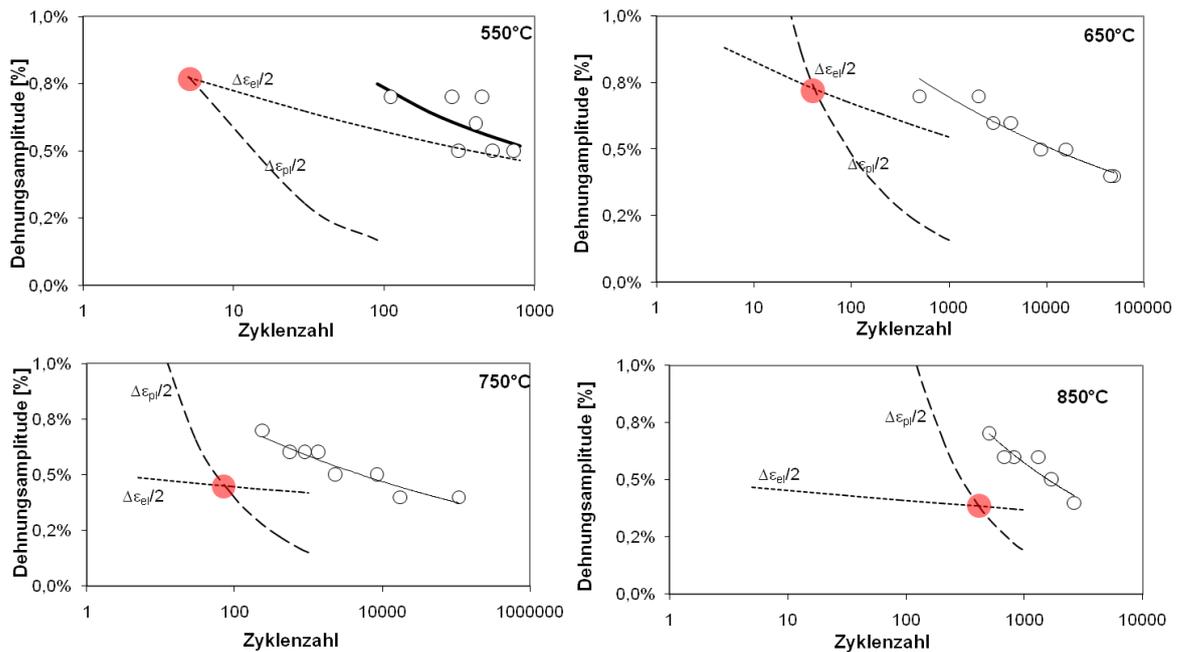


Abbildung 4-37: Lebensdauerkurven für γ -TiAl-Legierung TNB-V2 bei verschiedenen Temperaturen; Die Anteile von plastischer und elastischer Dehnung sind separat eingezeichnet. Runde Markierungen stehen für die Übergangsbruchzyklenzahl zwischen elastischem und plastischem Anteil

Abbildung 4-38 zeigt eine gute Übereinstimmung zwischen aus Versuchsdaten ermittelter und mittels des Ansatzes von Basquin-Coffin-Manson berechneter Lebensdauer für den Temperaturbereich 650-850°C. Im Einklang mit diesen Ergebnissen stehen auch die Ergebnisse von (Heckel 2009). Ein Vergleich der Koeffizienten der Basquin-Coffin-Manson-Gleichung von TNB-V2 mit der konventionellen Titanlegierung Ti6242 bei 550°C zeigt, wie überlegen die konventionelle Titanlegierung Ti6242 gegenüber der γ -TiAl-Legierung TNB-V2 ist (Heckel 2009). Ti6242 besitzt bei 550°C eine Übergangsbruchzyklenzahl von 409. Bei TNB-V2 hingegen ist bereits ab 4 Zyklen der elastische Dehnungsanteil dominierend. Wie in Abbildung 4-39 dargestellt, ist der Verlauf der Gesamtdehnungsamplitude fast parallel zu der elastischen Dehnungsamplitude. Während der plastische Dehnungsanteil bei kleinen Bruchzyklenzahlen für Ti6242 deutlich über 1% liegt, trägt er bei TNB-V2 kaum zur Ermüdungsschädigung bei.

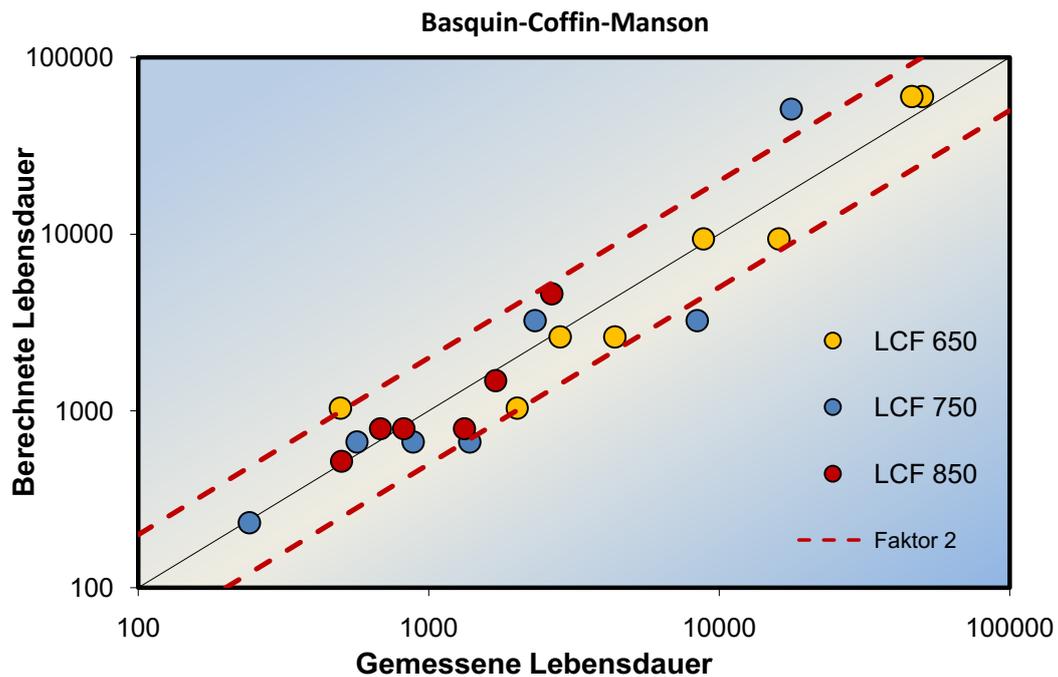


Abbildung 4-38: Gute Übereinstimmung zwischen ermittelter (aus Versuchsdaten) und berechneter Lebensdauer mittels des Ansatzes von Basquin-Coffin-Manson für den Temperaturbereich 650-850°C

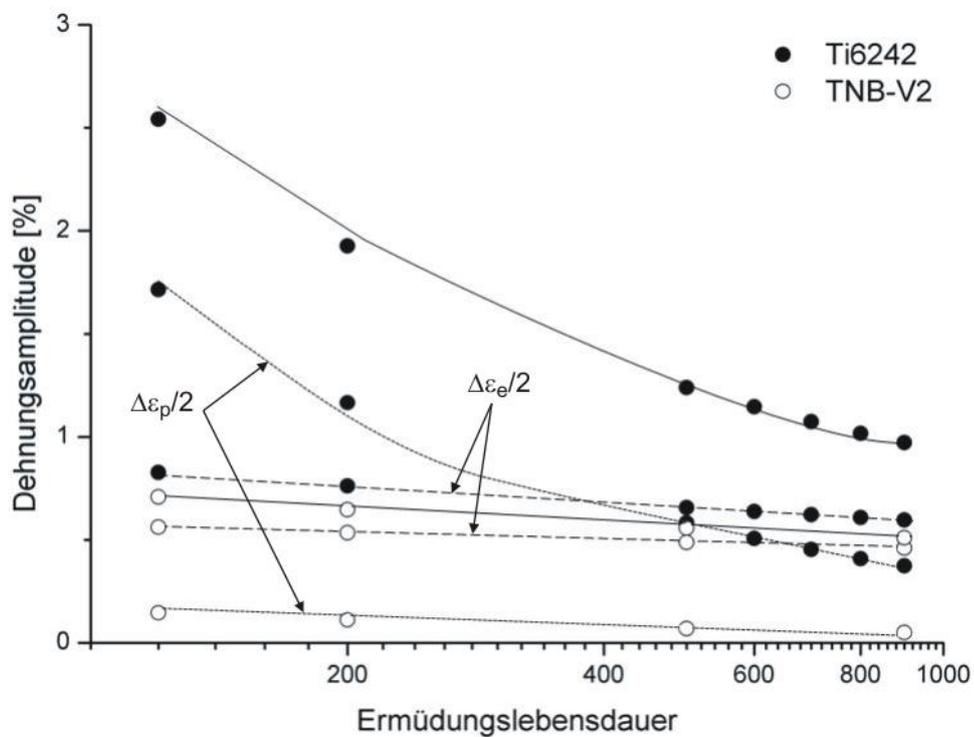


Abbildung 4-39: Lebensdauerkurve für Ti6242 und TNB-V2 bei 550°C, eingetragen sind auch die Amplituden von elastischer und plastischer Dehnung (Heckel 2009)

Unter Berücksichtigung der Erkenntnisse, dass die Duktilität von γ -TiAl-Legierungen niedrig ist und unter Ermüdungsbedingungen die Rissausbreitungsphase nicht signifikant zur Lebensdauer beiträgt, wurden aus der Literatur verschiedene, als geeignet anzusehende Modellvorstellungen zur Beschreibung der Lebensdauer bis zur Rissinitiierung ausgewählt. Das vielversprechendste Modell ist von Tanaka und Mura (1981) und beruht auf der Vorstellung einer Ansammlung von Versetzungen in Gleitbändern, die allerdings als elliptische Bereiche angesehen werden. Die Größe dieser Bereiche unter Zuglast unterscheidet sich etwas von der unter Drucklast, was zu einer Irreversibilität der Abgleitung führt. Das Modell ermöglicht die Berechnung der Ansammlung von Versetzungsdipolen an der Grenze zwischen Gleitbereich und Matrix. Erreichen die angesammelten Dipole eine Zahl, die die kritische Verschiebung für Rissbildung ergibt, so wird ein Riss initiiert. Die Lebensdauer bis zur Rissinitiierung kann mit Hilfe dieses Modells für verschiedene Temperaturen berechnet und mit den experimentell ermittelten LCF-Lebensdauern verglichen werden. Allerdings erwies sich dieses Modell für die Berechnung der Lebensdauer unter OP-Beanspruchung als ungeeignet, da sich die Anzahl der Versetzungen unter OP-Beanspruchung nicht von der Versetzungsanzahl unter IP-Beanspruchung unterscheiden, so dass die unterschiedlichen Lebensdauern nicht abgebildet werden. Das zweite, eher halbquantitative Modell geht ursprünglich auf Mughrabi (1983) zurück und betrachtet die persistenten Gleitbänder (PSB) an Korngrenzen als Rissinitiierungsort. Es basiert auf der Beobachtung persistenter Gleitbänder in ermüdeten Proben und ist deshalb nur sehr bedingt für γ -TiAl-Legierungen geeignet. Das Modell betrachtet Risse, welche durch die PSB an Grenzflächen, wie z.B. an Zwillingsgrenzen oder Einschluss-Matrix-Phasengrenzen, initiiert werden. Da klassische persistente Gleitbänder wegen der geringen zyklischen Plastizität und der lamellaren Mikrostruktur in TNB-V2 nicht vorliegen und bei hohen Temperaturen auch per se nicht stabil sind, eignet sich das Modell für die Lebensdauerbeschreibung von γ -TiAl-Legierungen nicht.

Für TiAl-basierte Legierungen bereits früher verwendete Modelle in der Literatur (Bauer 2007), (Heckel 2009) und (Roth und Biermann 2010) konnten die TMF-Lebensdauer, insbesondere die OP-Lebensdauer, nicht befriedigend beschreiben. Abbildung 2-22 zeigt exemplarisch ein Beispiel aus der Literatur (Roth

2010). Roth verwendet für die Lebensdauerbeschreibung der γ -TiAl-Legierung TNB-V5 den Schädigungsparameter P_{SWT} . Eine gute Beschreibung konnte der Autor nur für Temperaturen oberhalb des Spröd-Duktil-Überganges (ca. 750°C für TNB-V5) erreichen, ein Bereich, in dem der Werkstoff in der Praxis nicht eingesetzt wird. Auch der oben angewendete Ansatz von Basquin-Coffin-Manson konnte die TMF-Lebensdauer gemeinsam mit den LCF-Lebensdauer nicht befriedigend beschreiben. Abbildung 4-40 zeigt exemplarisch den Vergleich zwischen der in dieser Arbeit berechneten und der experimentell ermittelten Lebensdauer von thermomechanischen und isothermen Ermüdungsversuchen für die Legierung TNBV-2 unter Anwendung des Schädigungsparameters P_{SWT} (siehe Gleichung 2-31).

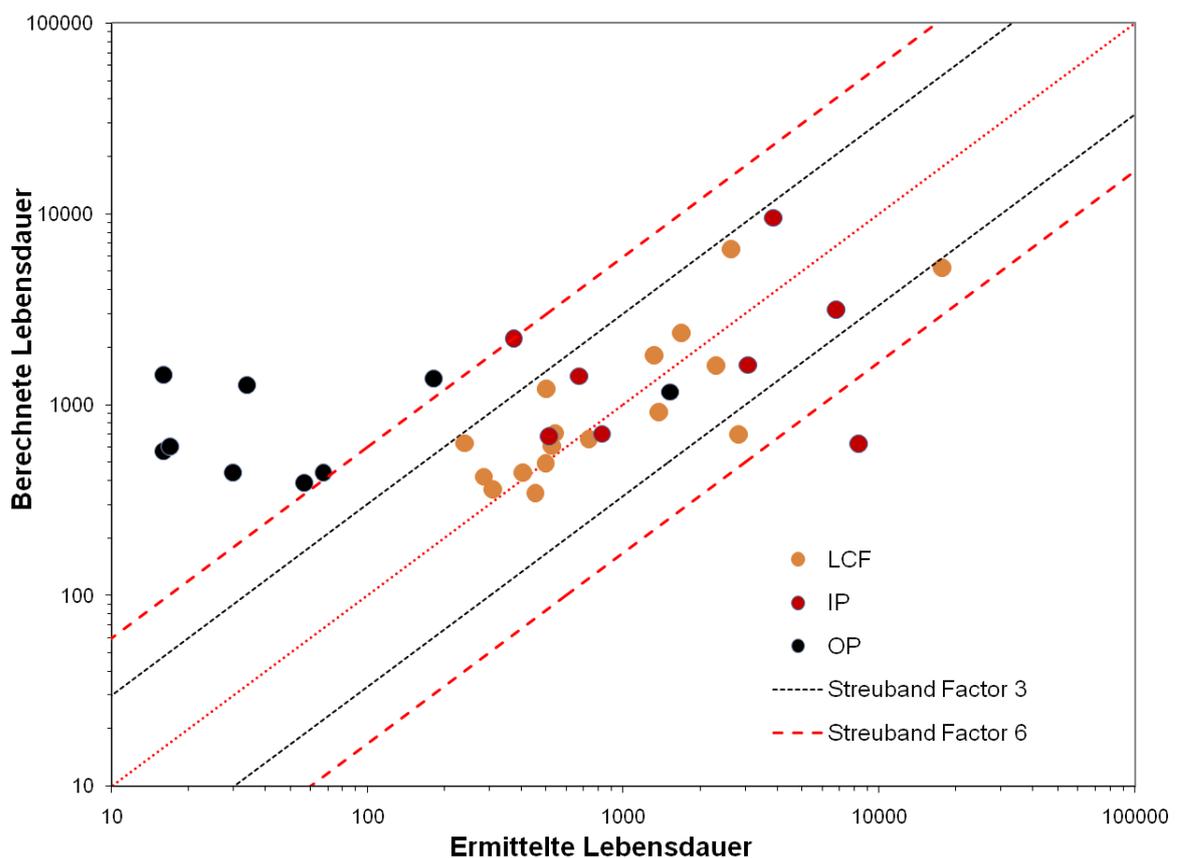


Abbildung 4-40: Vergleich der mit dem Schädigungsparameter P_{SWT} berechneten und der experimentell ermittelten Lebensdauer von TNBV-2

Die Bruchzyklenzahlen der OP-Versuche zeigen, wie in allen anderen Modellen, eine große Streuung und werden nichtkonservativ vorhergesagt. Nur die LCF-

Versuche können durch dieses Modell befriedigend beschrieben werden. In der Literatur findet man weitere empirische Modelle (Gloanec, Milani und Henaff 2010) (Heckel und Christ 2010a), die aber alle allenfalls die LCF-Lebensdauer gut beschreiben. Auch der von Heckel (2009) vorgeschlagene Schwellenwert von 550 MPa für die Spannungsamplitude bei OP-Belastung führt bei dem in dieser Arbeit geprüften Temperaturbereich 350-850°C zu keinen befriedigenden Ergebnissen. So erreichte die Probe beim OP-Versuch im Temperaturbereich 350-750°C bei einer Spannungsamplitude von 505 MPa nur 34 Zyklen.

4.4.1 Modellentwicklung

Buchholz (2012) entwickelte ein Modell, welches die LCF- und TMF-Lebensdauern einer Nickelbasislegierung einheitlich beschreibt. Er definierte einen Schädigungsparameter P_{BB} (Gleichung 4-2), welcher vier Gewichtsfaktoren zur Anpassung an die Versuchsergebnisse benötigt.

$$P_{BB} = w_{BB} \cdot \left(\frac{\sigma_{ZUP}}{R_m(T_{ZUP})} \right)^{x_{BB}} + y_{BB} \cdot \left(\frac{\sigma_{DUP}}{R_m(T_{DUP})} \right)^{z_{BB}} \quad 4-2$$

Die Parameter w_{BB} , x_{BB} , y_{BB} und z_{BB} sind Gewichtsfaktoren zur Anpassung des Modelles an die Versuchsergebnisse (Buchholz 2012). Weiterhin verwendet Buchholz bei der Berechnung der Lebensdauer in Abhängigkeit von Schädigungsparametern eine Sigmoid-Funktion, bei der auch mehrere Gewichtsparameter zur Anpassung (C_{BB} , E_{BB} , F_{BB} und D_{BB}) verwendet werden können (Gleichung 4-3).

$$P_{BB} = \frac{C_{BB}}{1 + \left(\frac{N_B}{D_{BB}} \right)^{E_{BB}}} + F_{BB} \quad 4-3$$

Die Anwendung dieses Modells auf γ -TiAl-Legierung TNB-V2 liefert jedoch keine guten Ergebnisse. Bei diesem Modell sind aber sowohl die Parameter zur Beschreibung des funktionalen Zusammenhangs zwischen Schädigungsparameter und Lebensdauer als auch die Eingangsgrößen des Schädigungsparameters temperaturabhängig. Dies ist vielversprechend, um durch eine Modifizierung des Schädigungsparameters und eine Reduzierung der Anzahl der Anpassungs-

parameter gute Ergebnisse zu erzielen. Deswegen wurde der vorgeschlagene Ansatz in dieser Arbeit modifiziert und für die Anwendung an γ -TiAl-Legierungen weiterentwickelt.

Da die Versuchsergebnisse einen großen Einfluss der Zugmittelspannung und des Mittelspannungsverlaufs auf der Lebensdauer zeigen, ist ein wichtiger Aspekt der Modifizierung, die Mittelspannung im Modell zu berücksichtigen. Zudem ist der vorgeschlagene Bezug der Spannung auf die Zugfestigkeit gemäß Gleichung 4-2 für γ -TiAl nicht überzeugend. Die Prozesse im plastischen Bereich des Zugversuchs sind stark dehnratenabhängig. Hinzu kommen thermisch aktivierte Prozesse, welche mit steigender Temperatur und Versuchsdauer an Einfluss gewinnen. Die 0,2%-Dehngrenze hingegen ist weniger stark von den Versuchsparametern des Zugversuchs beeinflusst. Dies zeigt sich beispielsweise bei TNB-V2 auch in einer besseren Regression der 0,2%-Dehngrenze über der Temperatur (Abbildung 4-41). Somit ist der Bezug der Spannung auf die 0,2%-Dehngrenze für die Beschreibung von γ -TiAl Ermüdungslebensdauern sinnvoller. Eine solche Regression der 0,2%-Dehngrenze über die Temperatur wurde auch für TNB-Legierung mit einer ähnlichen Zusammensetzung in (Bolz 2015) und (Imayev, et al. 2012) ermittelt. Daraus konnte nun ein Schädigungsparameter P_{Ges} , welcher die Temperatur als physikalische Größe und nur einen Anpassungsparameter enthält, definiert werden (Gleichung 4-4 und 4-5).

$$P_{Ges} = \frac{P_{max} + P_{min}}{2} + P_m^{\alpha_{Rp}} = \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma_{ZUP}}{R_{p0,2}(T_{ZUP})} + \frac{\sigma_{DUP}}{R_{p0,2}(T_{DUP})} \right) + P_m^{\alpha_{Rp}} \quad 4-4$$

$$\text{mit } P_m = \begin{cases} \frac{\sigma_m}{R_{p0,2}(T_m)} & \text{für } \sigma_m > 0 \\ 0 & \text{für } \sigma_m < 0 \end{cases} \quad 4-5$$

Dabei steht P_{max} für die Schädigung durch die Zugspannung, P_{min} für die Schädigung durch die Druckspannung und P_m für Schädigung durch die Mittelspannung. Der zusätzliche Parameter α_{Rp} (Mittelspannungsparameter) ist ein Gewichtungsfaktor zur Anpassung des Modelles an die Versuchsergebnisse und wird zur Berücksichtigung des Mittelspannungseinflusses eingeführt. Die

Abkürzungen ZUP und DUP stehen für Zuglastumkehrpunkt sowie Drucklastumkehrpunkt.

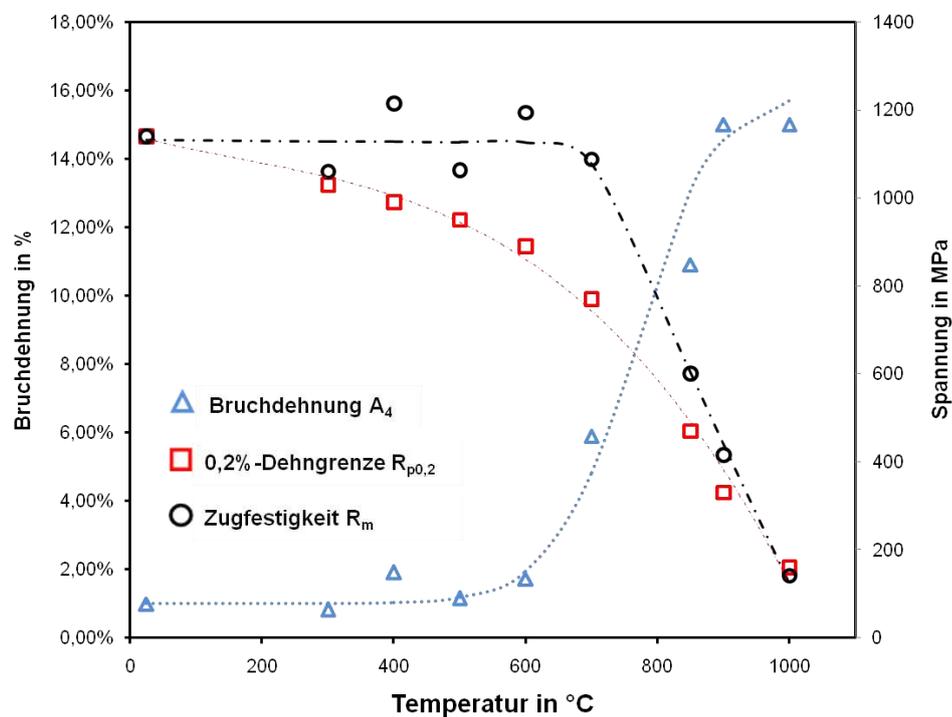


Abbildung 4-41: Zugversuchsdaten von TNB-V2 Bruchdehnung A_4 , 0,2%-Dehngrenze ($R_{p0,2}$) und Zugfestigkeit (R_m) in Abhängigkeit von der Temperatur

4.4.2 Anwendung des Modells auf die Versuchsergebnisse

Abbildung 4-42 zeigt den gewonnenen Schädigungsparameter berechnet aus den Extremwerten der normierten Spannungen und unter Einbeziehung der Wirkung der Mittelspannung als Funktion der ermittelten Lebensdauern. Ein Zusammenhang aller Versuchsergebnisse zwischen dem Schädigungsparameter und der Lebensdauer ist zu erkennen. Der Schädigungsparameter P_{Ges} lässt sich durch ein Potenzgesetz nach Gleichung 4-6 mit der Bruchzyklenzahl (Abbildung 4-42) beschreiben.

$$P_{Ges} = A_{Rp} \cdot N_B^{b_{Rp}}$$

4-6

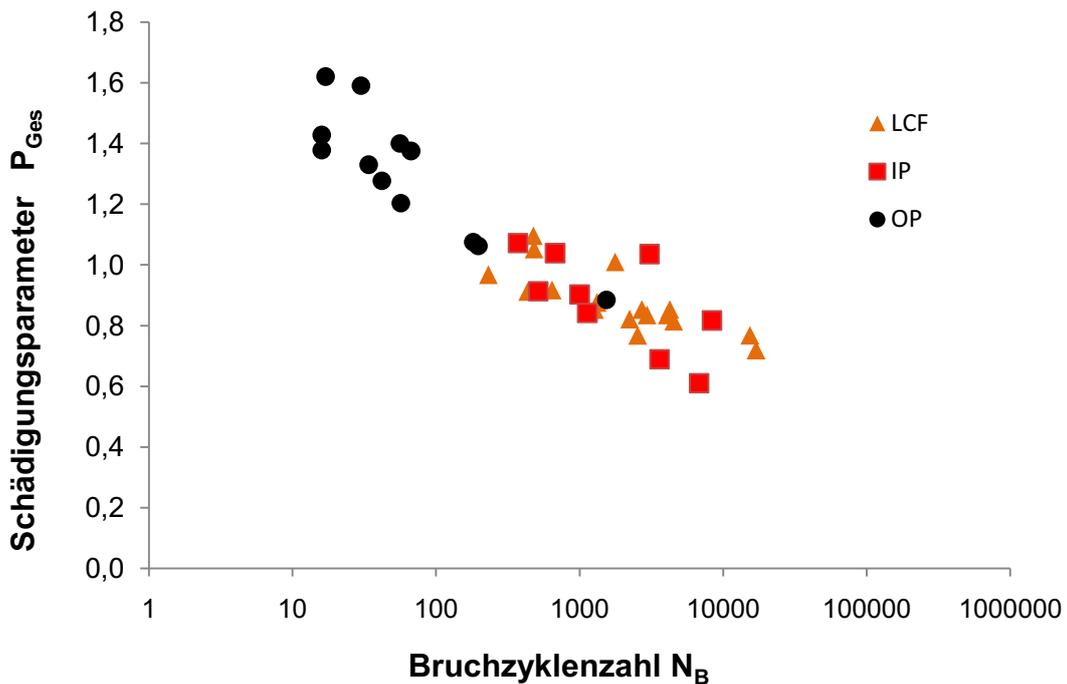


Abbildung 4-42: Analyse der Korrelation des Schädigungsparameters nach Gleichungen 4-5 und 4-6 mit der ermittelten Lebensdauer

Die Anpassung des Mittelspannungsparameters α_{Rp} an die in dieser Arbeit durchgeführten Versuche wurde in (Wollny 2015b) durchgeführt. Durch einen isothermen Ermüdungsversuch bei 350°C mit einem Dehnungsverhältnis von $R_\varepsilon = -0,412$ wurde α_{Rp} ermittelt. Da sich bei diesem Versuch die Spannungsantwort des Werkstoffs mit jedem Zyklus ändert, wird zur Lebensdauerberechnung die lineare Schadensakkumulation (Gleichung 2-33) angewendet. Der Parameter α_{Rp} wird nun bei der Bruchzyklenzahl und einer Schädigung von 100% ermittelt.

Ein wesentlicher Vorteil des Modells liegt darin, dass alle benötigten Parameter mittels des oben vorgestellten erweiterten Masing-Modells ermittelt werden können. Damit kann ein Bezug zur TNB-V2-Mikrostruktur hergestellt und die Lebensdauer auf Basis von ausschließlich isothermen Ermüdungsversuchen berechnet werden. Abbildung 4-43 zeigt den Vergleich zwischen den mit dem vorgestellten Modell berechneten Lebensdauern für LCF- und TMF-Versuche und den experimentell ermittelten Lebensdauern aus den Versuchen.

Ein Großteil der Ergebnisse liegt in einem Streuband mit dem Faktor zwei. Zur Verifizierung des Modells wurden zusätzlich zwei OP-Versuche mit eingestellter Druckmittelspannung durchgeführt. Die erwarteten hohen Lebensdauern stimmen sehr gut mit den Vorhersagen des Modells überein.

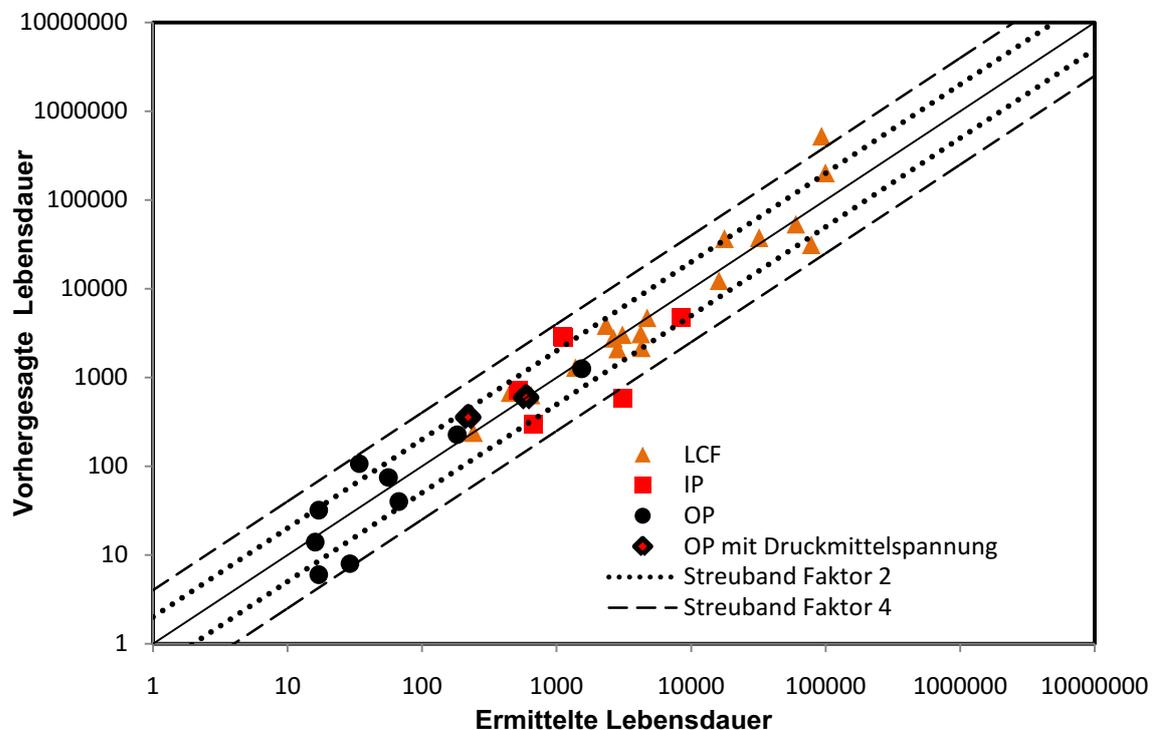


Abbildung 4-43: Vergleich der vorhergesagten und der experimentell ermittelten Bruchzyklenzahlen unter TMF- und LCF-Bedingungen

Die Anwendbarkeit dieses Modells auf andere γ -TiAl-Legierungen wurde in der Arbeit von Wollny (2015a) geprüft. Das vorgestellte Modell wurde auf die in Tabelle 4-3 aufgelisteten γ -TiAl-Legierungen angewendet. Die Legierungen gehören zu verschiedenen Generationen der γ -TiAl-Legierungen und weisen unterschiedliche Mikrostrukturen und Zusammensetzungen auf.

Qualitativ ergibt sich für alle untersuchten Legierungen bei Zugversuchen der gleiche monoton fallende Verlauf der Dehngrenze über der Temperatur (Appel und Oehring 2002). Da allerdings in der Berechnung des Schädigungsparameters und der Lebensdauer lediglich die Spannungswerte der Lastumkehrpunkte und die Dehngrenze das Ergebnis beeinflussen, wird das Modell für alle Werkstoffe den qualitativ gleichen Verlauf der Lebensdauer in Abhängigkeit von der Temperatur vorhersagen.

Tabelle 4-3: γ -TiAl-Legierungen aus der Literatur, die genutzt wurden, um die Anwendbarkeit des Lebensdauermodells zu prüfen

Abkürzung	Legierung	Gefüge	Quelle
TNB-V5	Ti-45Al-5Nb-0,2C-0,2B	Duplex, Fully Lamellar und Near-Gamma	(Roth 2010), (Bauer 2007)
γ -PX	Ti-45Al-5Nb-0,2C-0,25B	Duplex	(Schallow 2005)
γ -MET	Ti-45,4Al-2,47Cr-1,12Nb-0,42Ta-0,07B	Near-Gamma	(Schallow 2005)
XD47-2-2	Ti-46,57Al-2Mn-2,04Nb-1,15B	Duplex	(Fischer 2000)

Da die Legierungen aber verschiedene Zusammensetzungen, Mikrostrukturen und somit unterschiedliche spröd-duktil Übergangstemperatur (BDTT) aufweisen, zeigen alle Legierungen ein von TNB-V2 abweichendes Ermüdungsverhalten. Die Legierungen TNB-V5 (Duplex- und Near-Gamma-Gefüge), γ -PX und γ -MET weisen im Bereich ihrer BDTT die maximale Lebensdauer auf. Bei XD-47-2-2 steigt die Lebensdauer gar mit der Temperatur streng monoton an, wobei berücksichtigt werden muss, dass die angewendete Dehnamplitude deutlich geringer als die der verglichenen Legierungen ist. Aus diesen Gründen können die in dieser Arbeit erzielten Ergebnisse nicht auf andere γ -TiAl-Legierungen übertragen werden.

4.4.3 Ermittlung eines LCF-Schwellenwerts für TNB-V2 in Abhängigkeit von der Temperatur

Bei der Berechnung der Streckgrenzenverteilungsfunktion gemäß Kapitel 2.3.1 wurden die Messdaten der Sättigungsspannung (Spannungsamplitude im Sättigungsbereich für LCF-Versuche), die von der Temperatur und der Dehnungsamplitude abhängig ist, durch eine Fit-Funktion mit sehr guter Übereinstimmung beschrieben. Abbildung 4-44 stellt die Ergebnisse der numerischen Bestimmung des Schnittpunktes der Fit-Funktion für die Sättigungsspannung in

Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude mit der rein elastischen Gerade für verschiedene Temperaturen dar. Dieser Schwellenwert kann als eine Modifikation des von Heckel und Christ (2010a) vorgeschlagenen Schwellenwerts der Dehnung angesehen werden, unterhalb dem eine Belastung unter isothermen Bedingungen dauerhaft ertragen wird. Unterhalb dieses Schwellenwerts findet während isothermer Ermüdung weder die dynamische Reckalterung bei niedrigen Temperaturen noch die Degradation der Mikrostruktur bei hohen Temperaturen statt.

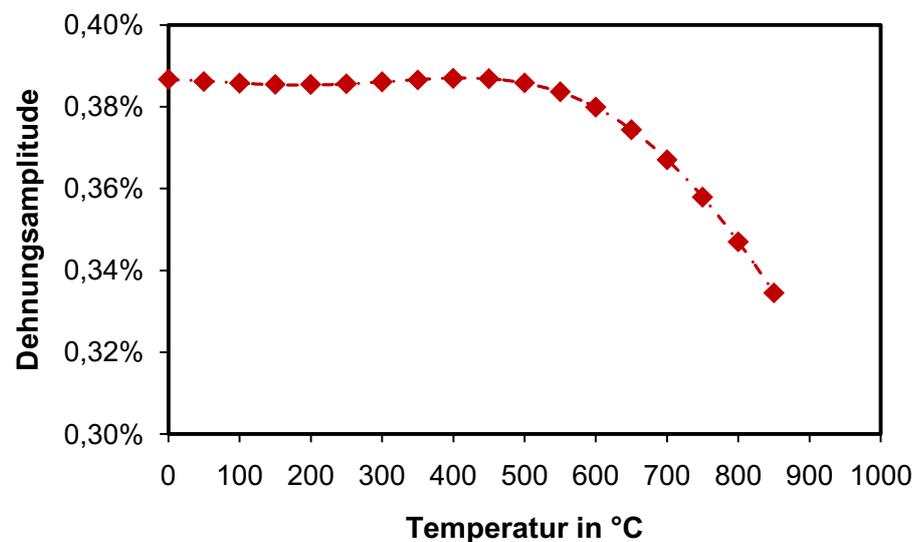


Abbildung 4-44: Schwellenwert der Dehnungsamplitude in Abhängigkeit von der Temperatur

Mit einem Dehnungsverhältnis von $R_\varepsilon = -1$ ergibt sich für die in Tabelle 4-3 aufgelisteten γ -TiAl-Legierungen der qualitativ gleiche Verlauf der Sättigungsspannung bei isothermen Ermüdungsversuchen an Luft (Abbildung 4-45). Daher sollte der vorgeschlagene Schwellenwert auch für diese Legierungen gültig sein. In Einklang mit dieser Vorstellung stehen die Ergebnisse vom (Bauer 2007) an einer TNB-V5-Legierung, bei der in LCF-Versuchen mit einer Dehnungsamplitude von $\Delta\varepsilon/2 = 0,3\%$ kein Versagen im Temperaturbereich 550-750°C (Versuchsabbruch bei $2,5 \times 10^5$ Zyklen) auftritt.

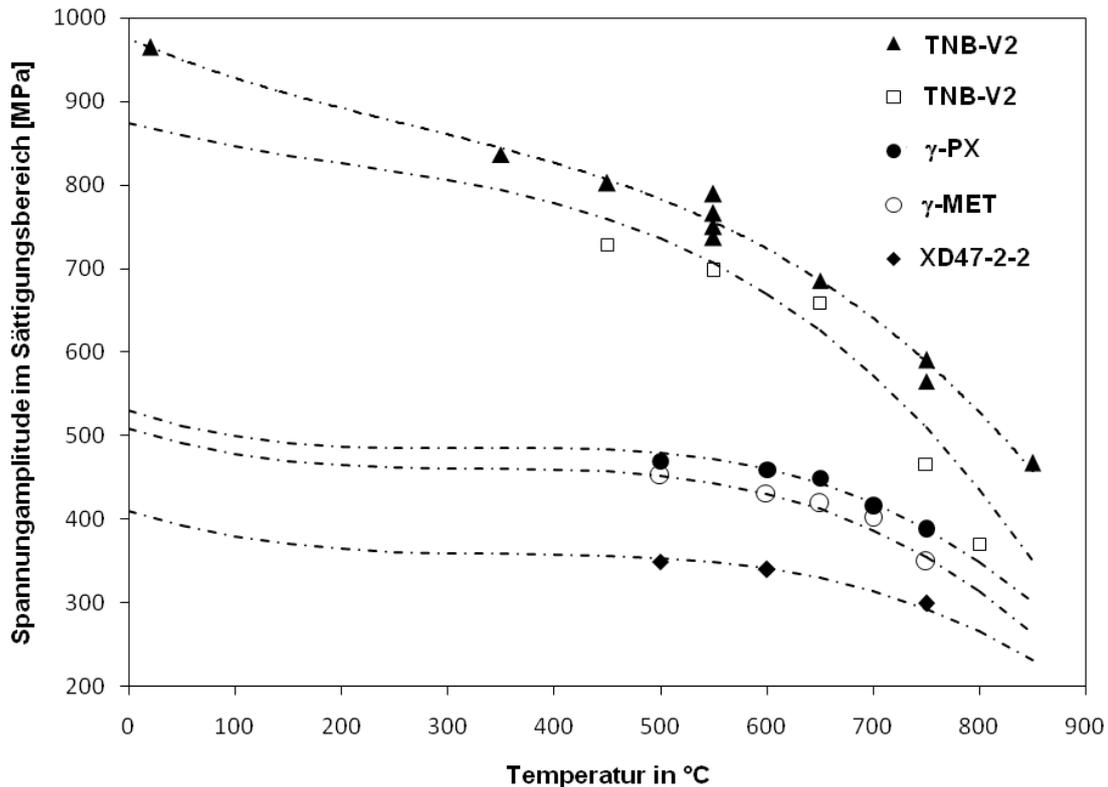


Abbildung 4-45: Vergleich der Sättigungsspannung (bzw. Spannungsamplitude bei $N_B/2$) für unterschiedliche γ -TiAl-Legierungen bei isothermen Ermüdungsversuchen an Luft mit $R_\epsilon=-1$ und $\Delta\epsilon/2=0,6\%$ (mit Ausnahme XD47-2-2 bei $\Delta\epsilon/2=0,28\%$) (Wollny 2015b)

Dieser Schwellenwert kann nur bei LCF-Beanspruchung angewendet werden und nicht auf TMF-Versuche unter OP-Beanspruchung erweitert werden. Für TMF-Belastung erweiterte Heckel (2009) den LCF-Schwellenwert mit Hilfe eines vereinfachten Haigh-Dauerfestigkeitsschaubilds auf eine Dehnungsamplitude von $\Delta\epsilon/2=0,39\%$, was bei einer OP-Belastung einer Spannungsamplitude von 550 MPa entspricht. Abbildung 4-46 zeigt allerdings, dass die Spannungsamplitude keinen ausgeprägten Einfluss auf die Ermüdungslebensdauer von TMF-Versuchen unter OP-Beanspruchung mit einer Untertemperatur von 350°C hat. Der OP-Versuch bei einer Dehnungsamplitude von $\Delta\epsilon/2=0,4\%$ und einer Spannungsamplitude von 550 MPa bei $N_B/2$ zeigt eine sehr kurze Lebensdauer. Für die Berechnung der Lebensdauer unter LCF-, IP- und OP-Beanspruchungen ist daher das unter im Kapitel 4.4.1 vorgeschlagene Modell zu bevorzugen.

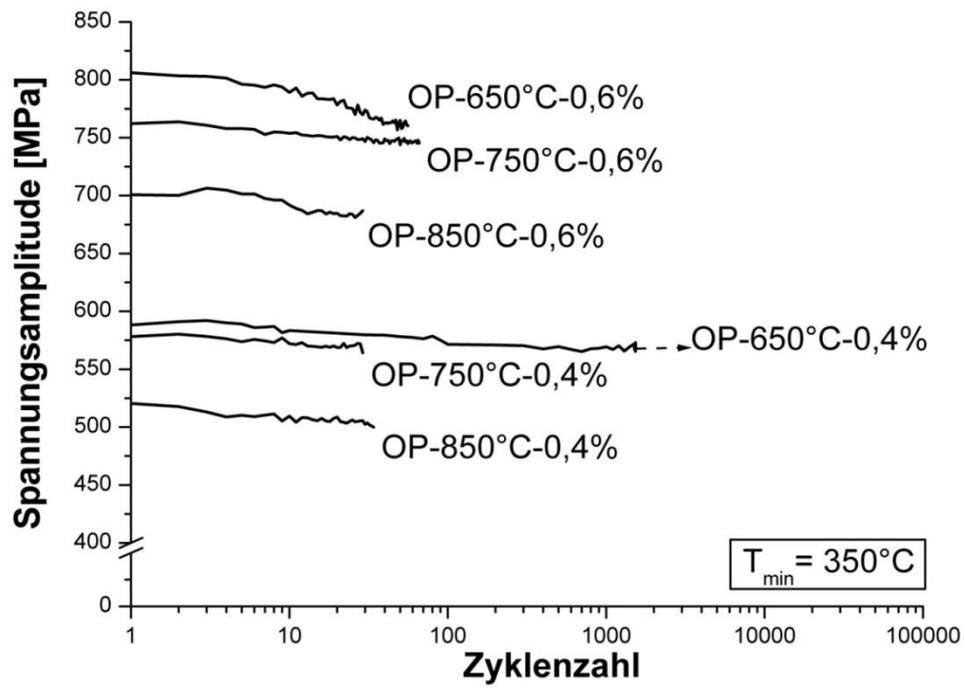


Abbildung 4-46: Verlauf der Spannungsamplituden von TMF-Versuchen unter OP-Beanspruchung an Luft für zwei unterschiedliche Dehnungsamplituden $\Delta\varepsilon/2=0,4\%$ und $\Delta\varepsilon/2=0,6\%$

5 Zusammenfassung und Ausblick

γ -TiAl-Legierungen sind keine Laborwerkstoffe mehr, sondern werden in Flugzeugtriebwerken für Turbinenschaufeln eingesetzt. Bis dato schafften drei Legierungen den Einsatz als Niederdruckturbinenschaufeln bei einer Einsatztemperatur von ca. 750°C. Niederdruckturbinenschaufeln sind unterschiedlichen Ermüdungsmoden mit relativ großen Dehnungsamplituden und stark schwankenden Betriebstemperaturen ausgesetzt. Aufgrund der Sprödigkeit von γ -TiAl-Legierungen bestand Zweifel und Unsicherheit über das Einsatzpotential dieser Werkstoffe unter solchen Einsatzbedingungen. Durch die vorliegende Arbeit konnte der Kenntnisstand über potentielle Versagensmechanismen bei LCF und TMF deutlich erweitert und realistische Lebensdauerprognosen bereitgestellt werden.

Die untersuchte Legierung TNB-V2 besteht aus drei Phasen γ (TiAl)-, α_2 (Ti₃Al)- und die β (B2)-Phase, die unterschiedliches Verformungsverhalten aufweisen. Dadurch ist das Verformungsverhalten generell sehr heterogen und mit hohen Grenzflächenspannungen verbunden. Neben den üblichen, durch Versetzungen getragenen Verformungsmechanismen, treten Scherprozesse auf, welche durch Festkörperumwandlungen ebenfalls zur Verformung beitragen. Derartige Prozesse laufen naturgemäß auf atomarer Ebene ab und sind deshalb schwer zu bewerten. In der Literatur liegen deshalb generell nur wenige Ergebnisse zur Beteiligung von Festkörperumwandlungen an der Verformung vor; bei γ -TiAl-Legierungen gibt es dazu praktisch keine Information. Diese grundlegenden wissenschaftlichen Fragestellungen wurden in der vorliegenden Arbeit aufgegriffen und umfassend mit mechanischen Versuchen und elektronenmikroskopischer Hochauflösung untersucht. Hierdurch konnten die in bestimmten Temperatur-Domänen vorherrschenden Mikromechanismen, wie Versetzungsgleiten, Klettern, dynamische Reckalterung, Erholung und Rekristallisation relativ genau eingegrenzt werden. Neu sind vor allem die Ergebnisse zu den verformungsinduzierten Festkörperumwandlungen $\alpha_2 \rightarrow \gamma$, $\beta \leftrightarrow B2$ und $B19 \rightarrow \gamma$.

Bezüglich der isothermen Ermüdung bei niedrigen Temperaturen führt die dynamische Reckalterung zur Verfestigung des Werkstoffs bis zum Bruch. Diese dynamische Reckalterung ist abhängig von der Dehnungsamplitude. Sie

verschiebt sich bei kleineren Dehnungsamplituden zu niedrigeren Temperaturen und verschwindet bei niedriger Dehnungsamplitude unterhalb von 0,4%. Diese dynamische Reckalterung beeinflusst bei 350°C die Lebensdauer unter TMF-Beanspruchung sehr stark. Die Mikrostruktur der ermüdeten Proben zeigt hauptsächlich Zwillingsbildung und eine hohe Versetzungsdichte. Bei hohen Temperaturen spielt neben der Oxidation die dynamische Rekristallisation eine Rolle. Versetzungsklettern findet bei 650°C und 750°C statt. Die dynamische Rekristallisation ist abhängig von der Dehnungsamplitude. Die Mikrostruktur weist eine Degradation der lamellaren Morphologie auf, in der sich überschüssige α_2 -Phase in die γ -Phase umwandelt. TEM-Untersuchungen bei 850°C zeigten, dass diese spannungsinduzierte Umwandlung nur bei hohen Dehnungsamplituden stattfindet. Unabhängig von der Temperatur findet unter Ermüdungsbedingungen eine Umwandlung der B19-Phase in die γ -Phase statt. Dadurch können lokale Spannungskonzentrationen abgebaut werden, was sich auf die Ermüdungslebensdauer positiv auswirkt. Die Umwandlung wird meist an Grenzflächen, seltener innerhalb der Körner, ausgelöst und führt zu den charakteristischen Scherbändern mit hoher Dehnungslokalisierung und Fehlstapelung des Gitters. Hierdurch entstehen neue Typen von Grenzflächen, die bisher in nicht ermüdeten γ -TiAl-Legierungen noch nicht beobachtet wurden.

Der Werkstoff zeigt unter LCF-Beanspruchung eine deutliche Abhängigkeit der Lebensdauer von der Dehnungsamplitude. Eine Erhöhung der Gesamtdehnungsamplitude um 0,1% führt zur Verdopplung der plastischen Dehnungsamplitude und somit zu einer erheblichen Reduzierung der Lebensdauer.

Bei thermomechanischer Ermüdung wirkt sich die resultierende Druckmittelspannung unter IP-Beanspruchung positiv auf die Lebensdauer aus. Die IP-Lebensdauer ist bei niedriger Dehnungsamplitude (0,4%) höher als die isotherme Lebensdauer bei gleicher Dehnungsamplitude. Die minimale Temperatur spielt in den IP-Versuchen eine große Rolle. Deswegen sorgt die bei niedriger Unter-temperatur (350°C) und hoher Dehnungsamplitude (0,6%) verstärkt auftretende dynamische Reckalterung für eine Reduzierung der Lebensdauer. Dieser Effekt der dynamischen Reckalterung führt zusammen mit dem Umgebungseinfluss zu einer drastischen Reduzierung der Lebensdauer unter OP-Beanspruchung. Die

bei unterschiedlichen Dehnungsamplituden durchgeführten OP-Versuche im Vakuum zeigen, dass der Umgebungseinfluss insbesondere bei niedriger Dehnungsamplitude (0,4%) eine wesentliche Rolle spielt. Bei einer hohen Dehnungsamplitude (0,6%) ist die Schädigung, die durch die dynamische Reckalterung entsteht, dominanter.

In TNB-V2 findet die Verformung bei isothermer und thermomechanischer Ermüdung hauptsächlich in den γ -Körnern statt. Anders als bei isothermer Ermüdung bei hohen Temperaturen, wurde keine dynamische Rekristallisation in den γ -Körnern beobachtet. Versetzungen werden bei TMF-Versuchen während der Untertemperaturphase erzeugt. Die hohe Gitterverzerrung an Korngrenzen, an denen sich die Orientierungen angrenzender lamellarer Kolonien unterscheiden, führt zur hohen lokalen plastischen Verformung dieser Bereiche, was eine Rissinitiierung begünstigt.

Die LCF-Lebensdauer konnte mit Hilfe von phänomenologischen Modellansätzen zufriedenstellend beschrieben werden. Frühere Modellierungsarbeiten der thermomechanischen Lebensdauer von γ -TiAl-Legierungen erwiesen sich allerdings aufgrund der geringen Basis an verfügbaren Werkstoffdaten und wegen des komplexen Verformungs- und Schädigungsverhaltens dieser Legierungen als schwierig und hinsichtlich der Aussagefähigkeit der Ergebnisse als unbefriedigend. In dieser Arbeit wurde ein Modell bestehend aus zwei Teilen entwickelt. Zum einen wurde das Wechselverformungsverhalten mit Hilfe eines erweiterten Multikomponentenmodells, welches auf ein Masing-Modell aufsetzt, durch die Integration von Verfestigungs- und Entfestigungsanteilen modelliert. Die für das Lebensdauerabschätzungsmodell benötigten TMF-Hysteresen wurden aus LCF-Daten mit Hilfe des erweiterten Masing-Modells gewonnen. Das Modell zur Berechnung des Wechselverformungsverhaltens wurde in dieser Arbeit so ergänzt, dass eine Simulation des TMF-Verhaltens aus reinen LCF-Daten für ein großes Temperaturintervall und verschiedene Dehnungsamplituden möglich war. Zum anderen wurde ein Schädigungsparameter zur Lebensdauerbeschreibung definiert, dessen Wert aus σ - ε -Hysteresen unter gleichzeitiger Berücksichtigung der Mittelspannung bestimmt werden kann. Die benötigten Eingangsgrößen des Lebensdauerabschätzungsmodells werden durch das

Multikomponentenmodell geliefert. Durch die Kombination beider Modelle, konnte bei der Lebensdauerbeschreibung ein Mikrostrukturbezug gewährleistet werden. Zudem konnte für die Dehnungsamplitude ein Schwellenwert in Abhängigkeit von der Temperatur errechnet werden.

Zukünftige Arbeiten sollten sich mit dem Hochtemperaturermüdungsverhalten von γ -TiAl-Legierungen der vierten Generation beschäftigen. Derartige Legierungen enthalten einen höheren β -Phasenanteil als die TNB-Legierungen. Der Einfluss dieses Anteils auf das Verformungsverhalten und auf die Lebensdauer soll untersucht werden. Es ist noch nicht klar, ob durch einen höheren β -Phasenanteil lokale Spannungen abgebaut werden können, was das Ermüdungsverhalten positiv beeinflussen würde, oder ob ein höherer β -Phasenanteil die Entstehung von mehr Scherbändern und somit die Rissinitiierung begünstigt. Es wäre interessant und wissenschaftlich herausfordernd zu prüfen, ob sich mit Hilfe des vorgestellten Modells die Lebensdauer unter isothermen und thermo-mechanischen sinnvoll vorhersagen lässt.

6 Literaturverzeichnis

Achtermann, M., Fürwitt, W., Guether, V., Nicolai, H.-P. (2011)

Patentnr. EP2010/064306.

Achtermann, M., Güther, V., Klose, J., Nicolai, H. (2011)

Production of Gamma-TiAl Feed Stocks Materials for Subsequent Investment Casting and Forging Operations. Intermetallics, vorgestellt in "4th international Workshop on Titanium Aluminides", Nürnberg.

Appel, F. (2015)

Persönliche Mitteilung.

Appel, F., Christ, H.-J. (2011)

Charakterisierung der Schädigungsmechanismen bei mechanischer und thermomechanischer Ermüdung einer hochfesten Titanaluminid-Legierung. Fortsetzungsantrag zu CH 92/37-1 und AP 49/6-1, Siegen/ Geestacht.

Appel, F., Christ, H.-J. (2015)

Charakterisierung der Schädigungsmechanismen bei mechanischer und thermomechanischer Ermüdung einer hochfesten Titanaluminid-Legierung. Ergebnis- und Abschlussbericht zu CH 92/37-2 und AP 49/6-2.

Appel, F., Heckel, T., Christ, H.-J. (2010)

Electron Microscope Characterization of Low Cycle Fatigue in a High-Strength Multiphase Titanium Aluminide Alloy. International Journal of Fatigue, 32, 792-798.

Appel, F., Hermann, D., Fischer, F. D., Svoboda, J., Kozeschnik, E. (2013)

Role of Vacancies in Work Hardening and Fatigue of TiAl alloys. International Journal of Plasticity, 42, 83-100.

Appel, F., Oehring, M. (2002)

Gamma-Titanaluminid-Legierungen, Legierungsentwicklung und Eigenschaften. In Peters, M., & Leyens, C., Titan und Titanlegierungen, Weinheim: Wiley-VCH, 39-104

Appel, F., Oehring, M., Paul, J. (2008)

A Novel Composite Structure in TiAl Alloys. Mater. Sci. Eng. A , S. 493, 232-236.

Appel, F., Oehring, M., Wagner, R. (2000)

Novel Design Concepts for Gamma Titanium Aluminide Alloy. Intermetallics, 8, 1283-1312.

Appel, F., Paul, J. D., Oehring, M. (2011)

Gamma Titanium Aluminide Alloys. Weinheim: Wiley-VCH.

- Appel, F., Wagner, R. (1998)
Microstructure and Deformation of Two-Phase Gamma Titanium Aluminides.
Materials Science and Engineering, 22(5), 187-268.
- Basquin, O. (1910)
The Experimental Law of Endurance Tests. American Society for Testing and
Materials, 10, 625-630.
- Bauer, V. (2007)
*Verhalten metallischer Konstruktionswerkstoffe unter thermomechanischer Be-
lastung - Experimentelle Charakterisierung und modellmäßige Beschreibung*,
Dissertation. Universität Siegen, Shaker Verlag, Aachen.
- Bentley, S., Mantle, A., Aspinwall, D. (1999)
*The Effect of Machining on the Fatigue Strength of a Gamma Titanium Aluminide
Intermetallic Alloy*. Intermetallics, 967-969.
- Blackburn, M. (1970)
Some Aspects of Phase Transformation in Titanium Alloys. In Jaffee, R. & Promi-
sel, N., The Science, Technology and Application of Titanium Alloys, New York,
Plenum Press, 633-643.
- Blackburn, M., Smith, M. (1981)
Patentnr. 4294615. US-Patent.
- Bollenrath, F. (1957)
Bemerkungen zur Frage des Wärmeschocks im Flugzeugbau. Westdeutscher
Verlag, Köln.
- Bolz, S. (2015)
*Eigenschaftsoptimierung und Prozessfensterbestimmung der Gamma-(TiAl)
Schmiedelegerung TNB-V4*, Dissertation. Cottbus, Universität Cottbus.
- Brooks, S. (2009)
*Thermomechanical Fatigue Behaviour of the Near- γ -Titanium Aluminide Alloy
TNB-V5 under Uniaxial and Multiaxial Loading*, Dissertation. Ruhr-Universität
Bochum, BAM, Bochum.
- Brooks, S., Kühn, H.-J., Skrotzki, B., Klingelhöfer, H., Sievert, R., Pfetzinger, J. (2009)
Multi-Axial Thermo-Mechanical Fatigue of A Near-Gamma TiAl-Alloy. Advanced
Materials Research, 283-287.
- Buchholz, B. (2012)
*Entwicklung eines Werkstoffmodells für isotherme und anisotherme Ermüdung
der Nickelbasislegierung Rene 80*, Dissertation. TU Dresden, Dresden.

- Chen, G. L., Zhang, W., Liu, Z., Li, S., Kim, Y.-W. (1999)
Microstructure and Properties of High-Nb Containing TiAl-Base Alloys. In Kim, Y.-W. & Dimiduk, D., *Gamma Titanium Aluminides*, San Diego, CA, USA, TMS-Miner Metals & Mater Soc., 371-380.
- Christ, H.-J. (1991)
Wechselverformung von Metallen. Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York.
- Christian, J., Mahajan, S. (1995)
Deformation Twinning. *Progress in Materials Science*, 39, 1-157.
- Clemens, H., Jeglitsch, F. (2000)
Intermetallic Gamma-Titanium Aluminide-Based Alloys from a Metallographic Point of View. *Praktische Metallographie - Practical Metallography*, 37, 194-217.
- Clemens, H., Kestler, H. (2000)
Processing and Applications of Intermetallic Gamma-TiAl-Based Alloys. *Adv. Eng. Mat.*, 9, 551-570.
- Clemens, H., Mayer, S. (2011)
Intermetallic Gamma-Titanium Aluminide Based Alloys from a Metallographic Point of View- a Continuation. *Praktische Metallographie-Practical Metallography*, 48, 64-100.
- Clemens, H., Mayer, S. (2016)
Intermetallics Titanium Aluminides in Aerospace Applications - Processing, Microstructure and Properties. *Materials at High Temperatures*, 33, 560-570.
- Clemens, H., Wallgram, W., Kremmer, S., Güther, V., Otto, A., Bartels, A. (2008)
Design of Novel beta-Solidifying TiAl Alloys with Adjustable beta/B2-Phase Fraction and Excellent Hot-Workability. *Advanced Engineering Materials*, 8, 707-713.
- Coffin, L. (1954)
A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal. *Trans.*, 76, 931-950.
- Cui, W., Liu, C. (2009)
Fracture Characteristics of Gamma-TiAl Alloy with High Nb Content under Cyclic Loading. *Journal of Alloys and Compounds*, 477, 596-601.
- Dimiduk, D. (1999)
Gamma Titanium Aluminide alloys - An Assessment within the Competition of Aerospace Structural Materials. *Materials Science and Engineering A - Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 236, 281-288.

- Droessler, L., Schmoelzer, T., Wallgram, W. (2009)
Microstructure and Tensile ductility of a Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B Alloy. Mater. Res. Soc., 1128, 121-126.
- El-Chaikh, A., Appel, F., Christ, H.-J. (2013)
Low Cycle Fatigue Behaviour of the Gamma Titanium Aluminide Alloy TNB-V2. Proceeding of the 7th International Conference on Low Cycle Fatigue, Aachen 127-132.
- El-Chaikh, A., Heckel, T., Christ, H.-J. (2013)
Thermomechanical Fatigue of Titanium Aluminides. Int. J. Fatigue, 53, 26-33.
- El-Chaikh, A., Heckel, T., Christ, H.-J., Appel, F. (2011)
Isothermal Low-Cycle and Thermo-Mechanical Fatigue of a High-Strength Multi-phase Titanium Aluminide Alloy. Proceeding of the 12th World Conference on Titanium, Peking, 1374-1378.
- Fischer, F. (2000)
Isothermes und thermomechanisches Hochtemperaturemüdungsverhalten einer γ -TiAl-Legierung, Dissertation. Universität Siegen.
- Frobel, U., Appel, F. (2002)
Strain Ageing in Gamma (TiAl)-Based Titanium Aluminides due to Antisite Atoms. Acta Materialia, 14, 3693-3707.
- Gaitzenauer, A., Müller, M., Clemens, H., Voigt, P., Hempel, R. (2012)
Eigenschaftsoptimiertes Warmumformen einer Intermetallischen TiAl-Legierung. In Berg- und hüttenmännische Monatshefte, 157, 319-322.
- GFE: Gamma Titanaluminid. (01. Juni 2012)
GFE-Homepage. Abgerufen 2012 von www.gfe.com
- Glavatskikh, M. (2011)
Verbesserung des Ermüdungsverhaltens von Gamma-TiAl-Legierungen durch mechanische Oberflächenbehandlung, Dissertation. Brandenburgische Technische Universität Cottbus.
- Gloanec, A., Henaff, G., Bertheau, D., Belaygue, P., Grange, M. (2003)
Fatigue Crack Growth Behaviour of a Gamma-Titanium-Aluminide Alloy Prepared by Casting and Powder Metallurgy. Scripta Materialia, 49, 825-830.
- Gloanec, A., Henaff, G., Jouiad, M., Bertheau, D., Belaygue, P., Grange, M. (2005)
Cyclic Deformation Mechanisms in a Gamma Titanium Aluminide Alloy at Room Temperature. Scripta Materialia, 52, 107-111.

- Gloanec, A., Jouiad, M., Bertheau, D., Grange, M., Henaff, G. (2007)
Low-Cycle-Fatigue and Deformation Substructures in an Engineering TiAl Alloy. Intermetallics, 15, 520-531.
- Gloanec, A., Milani, T., Henaff, G. (2010)
Impact of Microstructure, Temperature and Strain Ratio on Energy-Based Low-Cycle Fatigue Life Prediction Models for TiAl Alloys. International Journal of Fatigue, 32, 1015-1021.
- Haanappel, V. A., Clemens, H., Stroosnijder, M. F. (2002)
The High Temperature Oxidation Behaviour of High and Low Alloyed TiAl-Based Intermetallics. Intermetallics, 10, 293-305.
- Haibach, E., Lehrke, H. (1976)
Das Verfahren der Amplitudentransformation zur Lebensdauerberechnung bei Schwingungsbeanspruchung. Arch. Eisenhüttenwesen, 47, 623-628.
- Heckel, T. (2009)
Isotherme und thermomechanische Ermüdung von Titanlegierungen Vergleich einer kommerziellen near-alpha Legierung mit einer TiAl-Legierung der 3. Generation, Dissertation. Universität Siegen, Shaker Verlag, Aachen.
- Heckel, T., Christ, H.-J. (2010a)
Low Cycle Fatigue Life Threshold for Titanium Aluminides. Advanced Engineering Materials, 12(11), 1142-1145.
- Heckel, T., Christ, H.-J. (2010b)
Thermomechanical Fatigue of the TiAl Intermetallic Alloy TNB-V2. Experimental Mechanics, 50, 717-724.
- Henaff, G., Gloanec, A. (2005)
Fatigue Properties of TiAl Alloys. Intermetallics, 13, 543–558.
- Hirth, P. (1994)
Dislocations, Steps and Disconnections at Interfaces. J. Phys. Chem. Solids, 55, 985.
- Hoppe, R. (2013)
Thermische und athermische Spannungen bei der Verformung und Ermüdung von TiAl-Legierungen, Dissertation. Technischen Universität Hamburg-Harburg.
- Housley, K. (2007)
Black Sand, The History of Titanium. Hartford: Metal Management Aerospace, INC.

- Huang, S. (1993)
Alloying Consideration in Gamma-Based Alloys. Structural Intermetallics, 25, 299-307.
- Imayev, V., Oleneva, O., Imayev, R., Christ, H.-J., Fecht, H.-J. (2012)
Microstructure and Mechanical Properties of Low and Heavy Alloyed γ -TiAl+ α 2-Ti3Al Based Alloys Subjected to Different Treatments. Physics of Metals and Metallography, 113, 696-703.
- Kawabata, T., Tamura, T., Izumi, O. (1989)
Parameters for Ductility Improvement in TiAl. Mat. Res. Soc., 133, 329-334.
- Kestler, H., Clemens, H. (2002)
Herstellung, Verarbeitung und Anwendungen von Gamma (TiAl)-Basislegierungen. In Peters, M. & Leyens, C., Titan und Titanlegierungen, Weinheim, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 369-405.
- Kim, Y. (1989)
Intermetallic Alloys Based on Gamma Titanium Aluminide. JOM, 41, 24-30.
- Kim, Y. (1994)
Ordered Intermetallic Alloys, part III: Gamma Titanium Aluminides. JOM, 46, 30-39.
- Kim, Y. (1991)
Progress in Understanding of Gamma Titanium Aluminides. In Stiegler, J. Johnson, L. & Pope, D., High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV, Pittsburgh, PA, MRS, 777-794.
- Kim, Y., Dimiduk, D. (1997)
Designing gamma TiAl alloys, Fundamental, Strategy and Production. In Nathal, M., Darola, R. Liu, C., Martin, P., Miracle, D. & Wagner, R., 2nd International Symposium on Structural Intermetallics, Warrendale, TMS, 531-543.
- Kim, Y., Dimiduk, D. (1991)
Progress in the Understanding of Gamma Titanium Aluminides. JOM, 43, 40-47.
- Kim, Y., Kim, S.-L. (2018)
Advances in Gamma alloy Materials - Processes - Application Technology: Successes, Dilemmas, and Future. JOM, 70, 553-560.
- Kruml, T., Petrevec, M., Obtlík, K., Polak, J., Bucek, P. (2010)
Influence of Niobium Alloying on the Low Cycle Fatigue of Cast TiAl Alloys at Room and High Temperatures. Fatigue 2010, Procedia Engineering, 2, 2297-2305.

Landgraf, R. (1970)

The Resistance of Metals to Cyclic Deformation. Achievement of High Fatigue Resistance in Metals and Alloys. ASTM STP, 467, 3-36.

Lindemann, J., Buque, C., Appel, F. (2006)

Effect of Shot Peening on Fatigue Performance of a Lamellar Titanium Aluminide Alloy. Acta Materialia, 1155-1164.

Lindemann, J., Roth-Fagaraseanu, D., Wagner, L. (2003)

Notch Effects on HCF Strength of Gamma Titanium Aluminides. Proceeding of World Conference on Titanium 03, 2425-2432.

Lohse, G. (2008)

Nutzung von Wasserstoff bei der Wärmebehandlung zur Gefügeoptimierung von beta-Titanlegierungen, Dissertation. Universität Siegen, Der Andere Verlag, Osnabrück.

Lombard, C., Nekkanti, R., Seetharaman, V. (1992)

Microstructural Development during Thermal Processing of Gamma Titanium Aluminide. Scripta Metall. Mater., 26, 1559-1564.

Londen, B., Larsen, D., Wheeler, D., Aimone, P. (1993)

Investment Cast Gamma Titanium Aluminide Alloys: Processing, Properties and Promise. In Dariola, R., Lewandowski, J., Liu, C., & Martin, P., Processing Properties and Promise, Structural Intermetallics, Warrendale, Pennsylvania, 151-157.

Maier, H. & Christ, H.-J. (1998)

Modelling of Cyclic Stress-Strain Behaviour and Damage Mechanisms Under Thermomechanical Fatigue Conditions. International Journal of Fatigue, 19, 267-274.

Manson, S. (1953)

Behaviour of Material under Conditions of Thermal Stress. National Advisory Committee for Aeronautics, NACA, TN933.

Masing, G. (1923)

Zur Heyn'schen Theorie der Verfestigung der Metalle durch verborgene elastische Spannungen. Wissenschaftliche Veröffentlichungen aus dem Siemens-Konzern, Band 3, 231-239.

Morinaga, M., Saito, J., Yukawa, N., Adachi, H. (1990)

Electronic Effect on the Ductility of Alloyed TiAl Compound. Acta Metall. Mater., 38, 25-29.

- Morrow, J. (1965)
Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals. Internal Friction, Damping and Cyclic Plasticity, ASTM STP378, 4-83.
- Mughrabi, H. (1983)
A Model of High-Cycle Fatigue-Crack Initiation at Grain Boundaries by Persistent Slip Bands. In Sih, G., & Provan, J., Defects, Fracture and Fatigue, Netherlands, 139-146.
- Müller, M. (2012)
Basischarakterisierung der β -erstarrenden TNMTM-Legierung für die Anwendung als Turbinenrad im Turbolader, Dissertation. Montanuniversität Leoben.
- Nguyen-Manh, D., Pettifor, D. G. (1999)
Electronic Structure, Phase Stability and Elastic Moduli of AB Transition Metal Aluminides. Intermetallics 7(10), 1095-1106.
- Nitta, A., Kuwabara, K. (1988)
Thermal-mechanical Fatigue Failure and Life Prediction. Current Japanese Materials Research, 3, 203-222.
- Palmgren, A. (1924)
Die Lebensdauern von Kugellagern. Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure, Bd. 68, Nr. 14, 339-341.
- Peters, M., Leyens, C. (2002)
Titan- und Titanlegierungen. Weinheim: Wiley-VCH.
- Polák, J., Klesnil, M. (1982)
The Hysteresis Loop: 1. A statistical theory. Fatigue of Engineering Materials and Structures, 5, 19-32.
- Quadackers, W. J., Schaaf, P., Zheng, N., Gil, A., Wallura, E. (1997)
Beneficial and Detrimental Effects of Nitrogen on the Oxidation Behaviour of TiAl-Based Intermetallics. Materials and Corrosion, 48, 28-34.
- Rakowsk, J., Pettit, F., Meier, G., Dettenwanger, F., Schumann, E., Rühle, M. (1995)
The Effect of Nitrogen on the Oxidation of Gamma-TiAl. Scripta Metallurgica et Materialia, 33, 997-1003.
- Ramberg, W., Osgood, W. R. (1943)
Description of Stress-Strain Curves by Three Parameters. National Advisory Committee For Aeronautics (Technical Note No. 902).
- Recina, V., Karlsson, B. (2000)
High Temperature Low Cycle Fatigue of Ti-48Al-2Cr-2Nb Gamma Titanium Aluminides Cast in Different Dimensions. Scripta Mater., 609-615.

- Riehle, M., Simmchen, F. (1997)
Grundlagen der Werkstofftechnik. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart.
- Roth, M. (2010)
Verhalten und Lebensdauer einer intermetallischen Legierung auf Basis von Gamma-TiAl unter thermomechanischer Beanspruchung, Dissertation. Technischen Universität Bergakademie Freiberg.
- Roth, M., Biermann, H. (2010)
Thermomechanical Fatigue Behavior of the Intermetallic Gamma Alloy TNB-V5 with Different Microstructures-TiAl. Metallurgical and Materials Transaction A, 41A, 717–726.
- Schallow, P. (2005)
Isothermes und thermomechanisches Hochtemperaturermüdungsverhalten zweier γ -TiAl-Blechwerkstoffe, Dissertation. Universität Siegen, VDI Verlag, Düsseldorf.
- Schallow, P., Christ, H.-J. (2003)
Thermomechanical Fatigue Behaviour of a Gamma-TiAl Sheet Material. In Portelle, P., Sehitoglu, H. & Hatanaka, K., Fifth International Conference on Low Cycle Fatigue, Berlin: DVM, 195-200.
- Schmitz-Niederau, M., & Schütze, M. (1999)
The Oxidation Behaviour of Several Ti-Al Alloys at 900°C in Air. Oxidation of Metals, 52, 225-240.
- Schuster, J., Palm, M. (2006)
Reassessment of the Binary Aluminum-Titanium Phase Diagram. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 27, 255-277.
- Schwaighofer, E., Rashkova, B., Clemens, H., Stark, A., & Mayer, S. (2014)
Microstructure Design and Mechanical Properties of a Cast and Heat Treated Intermetallic Multi-Phase Gamma TiAl Based Alloy. Intermetallics, 46, 173-184.
- Schwaighofer, E., Schloffer, M., Schmölzer, T., Mayer, S., Lindemann, J., Güther, V., (2011)
Microstructural Optimisation of a Cast and Hot-Isostatically Pressed TNM Alloy by Heat Treatments. Vorgestellt in "4th International Workshop on Titanium Aluminides", Nürnberg.
- Shen, Y., Ding, X., Wang, F., Tan, Y., Yang, J. (2004)
High Temperature Oxidation Behavior of Ti-Al-Nb Ternary Alloys. Journal of Materials Science, 39, 6583-6589.

- Smarsly, W., Bauer, H., Glitz, G., Clemens, H., Khan, T., Thomas, M. (2001)
Titanium Aluminides for Automotive and Gas Turbine Applications. Proceedings of the International Symposium on Structural Intermetallics, 3, 25-34.
- Smarsly, W., Esslinger, J., Clemens, H. (2014)
Research and Development Results. Presented at GTA-2014, TMS, San Diego.
- Smith, K., Waston, P., Topper, T. (1970)
A Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals. Journal of Materials, JMLSA, 5, 767-778.
- Sommer, A., Keijzers, G. (2003)
Gamma TiAl and the Engine Exhaust Valve. In Clemens, H., Kim, Y.-W., & Rosenberger, A., Gamma Titanium Aluminides, PA, The Minerals, Metals and Materials Society (TMS), Warrendale, USA, 3-8.
- Straubel, A. (2016)
Gefüge-Eigenschaftsbeziehung einer TiAl-Legierung mit Oxidationsschutz und Wärmedämmschicht, Dissertation. Technische Universität Dresden.
- Tanaka, K., Mura, T. (1981)
A Dislocation Model for Fatigue Crack Initiation. Journal of Applied Mechanics, 48, 97-103.
- Tetsui, T. (2002)
Development of a TiAl Turbocharger for Passenger Vehicles. Materials Science and Engineering A - Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 329, 582-588.
- Thomas, M., Malot, T., Aubry, P., Colin, C., Vilaro, T., Bertrand, P. (2016)
The Prospects for Additive Manufacturing of Bulk TiAl Alloy. Materials at High Temperatures, 33, 571-577.
- Trail, J., Bowen, P. (1995)
Effects of Stress Concentrations on the Fatigue Life of a Gamma-Based Titanium Aluminide. Materials Science and Engineering, 192, 427-434.
- Tsujimoto, T., Hashimoto, R. (1989)
Structures and Properties of TiAl-Base Alloys Containing Mn. Mat. Res. Soc., 133, 391-396.
- Vitek, V. (1992)
Structure of Dislocation Cores in Metallic Materials and its Impact on their Plastic Behaviour. Progress in Materials Science, 36, 1-27.

- Wallgram, W., Schmolzer, T., Cha, L. (2009)
Technology and Mechanical Properties of Advanced Gamma-TiAl Based Alloys. International Journal of Materials Research, 100, 1021-1030.
- Werwer, M., Kabir, R., Cornec, A. (2007)
Fracture in Lamellar TiAl Simulated with the Cohesive Model. Engineering Fracture Mechanics, 74, 2615-2638.
- Wessel, W. (2011)
Mikrostrukturelle Untersuchungen der Rissinitiierung und -ausbreitung in intermetallischen TiAl-Legierungen unter zyklischer und quasistatischer Belastung, Dissertation. Universität Kassel.
- Wollny, B. (2014)
Berechnung der Spannungsantwort des Werkstoffs TNB-V2 auf thermomechanische Ermüdung, Studienarbeit. Universität Siegen, Siegen.
- Wollny, B. (2015a)
Integration von Ent- und Verfestigungsvorgängen einer Titanaluminidlegierung in ein Multikomponentenmodell, Studienarbeit. Universität Siegen, Siegen.
- Wollny, B. (2015b)
Empirische Lebensdauerprognose für Gamma Titanaluminidlegierungen unter isothermer und thermomechanischer Ermüdung, Diplomarbeit. Universität Siegen, Siegen.
- Yamaguchi, M., Inui, H. (1993)
TiAl Compounds for Structural Applications. In Dariola, R., Lewandowski, J., Liu C., Martin, P., Miracle, D. & Nathal, M., Structural Intermetallics, The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, Pennsylvania, 127-142.
- Yoshihara, M., Kim, Y. W. (2005)
Oxidation Behavior of Gamma Alloys Designed for High Temperature Applications. Intermetallics, 13, 952-958.
- Zhao, B., Wu, J. S., Sun, J., Tu, B., & Wang, F. (2001)
Effect of Nitridation on the Oxidation Behavior of TiAl-based Intermetallic Alloys. Intermetallics, 9, 697-703.
- Zheng, N., Quadackers, W., Gil, A., Nickel, H. (1995)
Studies Concerning the Effect Of Nitrogen on the Oxidation Behavior of TiAl-Based Intermetallics at 900°C. Oxidation of Metals, 44, 477-499.