

**Stefan Guth**

**SCHÄDIGUNG UND LEBENSDAUER  
VON NICKELBASISLEGIERUNGEN  
UNTER THERMISCH-MECHANISCHER  
ERMÜDUNGSBEANSPRUCHUNG BEI  
VERSCHIEDENEN PHASENLAGEN**

SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS  
FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

BAND 53



Scientific  
Publishing



Stefan Guth

**Schädigung und Lebensdauer von Nickelbasislegierungen  
unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung  
bei verschiedenen Phasenlagen**

**Schriftenreihe  
des Instituts für Angewandte Materialien  
*Band 53***

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)  
Institut für Angewandte Materialien (IAM)

Eine Übersicht aller bisher in dieser Schriftenreihe erschienenen Bände  
finden Sie am Ende des Buches.

# **Schädigung und Lebensdauer von Nickelbasislegierungen unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung bei verschiedenen Phasenlagen**

von  
Stefan Guth

Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT)  
Fakultät für Maschinenbau  
Tag der mündlichen Prüfung: 25. September 2015

#### Impressum



Karlsruher Institut für Technologie (KIT)  
KIT Scientific Publishing  
Straße am Forum 2  
D-76131 Karlsruhe

KIT Scientific Publishing is a registered trademark of Karlsruhe  
Institute of Technology. Reprint using the book cover is not allowed.

[www.ksp.kit.edu](http://www.ksp.kit.edu)



*This document – excluding the cover, pictures and graphs – is licensed  
under the Creative Commons Attribution-Share Alike 3.0 DE License  
(CC BY-SA 3.0 DE): <http://creativecommons.org/licenses/by-sa/3.0/de/>*



*The cover page is licensed under the Creative Commons  
Attribution-No Derivatives 3.0 DE License (CC BY-ND 3.0 DE):  
<http://creativecommons.org/licenses/by-nd/3.0/de/>*

Print on Demand 2016

ISSN 2192-9963

ISBN 978-3-7315-0445-0

DOI 10.5445/KSP/1000049869







# **Schädigung und Lebensdauer von Nickelbasislegierungen unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung bei verschiedenen Phasenlagen**

Zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktor der Ingenieurwissenschaften**

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

**Dissertation**

von  
Dipl.-Ing. Stefan Guth  
aus Bühl

Tag der mündlichen Prüfung: 25. September 2015  
Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. Martin Heilmaier  
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck



# Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde des Karlsruher Instituts für Technologie in der Zeit von Mai 2011 bis Oktober 2015.

Ich bedanke mich an erster Stelle bei Prof. Martin Heilmaier für die Übernahme des Hauptreferats, das vorbehaltlose Vertrauen sowie die Ermöglichung meines Auslandsaufenthalts. Herzlichen Dank auch an Prof. Tilmann Beck für die Übernahme des Korreferats und das stete Interesse an meiner Arbeit. Seine enthusiastische Art war für mich stets eine Inspiration.

Ganz besonders möchte ich mich bei Dr. Karl-Heinz Lang für die tatkräftige Unterstützung, die stete Diskussionsbereitschaft und die Ermöglichung meines Auslandsaufenthalts bedanken. Er hat mir in meiner Forschung viele Freiheiten ermöglicht, wodurch ich meine Ideen verwirklichen konnte. Zusammen mit seinen zahlreichen Anregungen hat dies wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen.

Dem Karlsruhe House of Young Scientists (KHYS) danke ich für die Förderung meines Auslandsaufenthalts am Institute of Physics of Materials in Brunn. Vielen Dank auch an die Brüner Kollegen, die mir dort eine sehr schöne Zeit bereitet haben. Insbesondere möchte ich mich bei Jiří Man bedanken, der mir durch unermüdlichen Einsatz die tschechische Kultur nähergebracht und mir zusammen mit Tomáš Kruml und Jaroslav Polák ganz neue Blickwinkel auf die Werkstoffkunde eröffnet hat – děkuji moc! Des Weiteren gilt mein Dank Ludvik Kunz, der meinen Auslandsaufenthalt von Brüner Seite aus ermöglicht hat.

Bei den Mitarbeitern sowie ehemaligen Kollegen des IAM-WK bedanke ich mich für das angenehme Arbeitsumfeld und die vielfältige Unterstützung. Speziell erwähnt seien hier Dominik Gelmedin, Ansgar Harnischmacher, Claudius Wörner und Matthias Merzkirch für die Hilfe und Anregungen besonders in meiner Anfangszeit am Institut. Ganz herzlich danke ich den Technikern Marc Brecht, Arndt Hermeneit, Sebastian Höhne und Ralf Rössler, die mir unzählige Male

meine defekten Prüfmaschinen wieder funktionstüchtig gemacht haben. Vielen Dank auch an Adelheid Ohl sowie an Mohammad Fotouhi Ardakani vom Labor für Elektronenmikroskopie für die Hilfe bei den metallographischen sowie den transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchungen.

Ein großes Dankeschön gebührt meinen Abschlussarbeitern Achim Korinth, Simon Doll und Jonas Müller, die durch hervorragende Leistungen zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Schließlich bedanke ich mich von ganzem Herzen bei meiner Familie und meiner Freundin Maria für den Rückhalt, die Geduld und die Nachsicht.

# Inhaltsverzeichnis

<b>Abbildungsverzeichnis</b> . . . . .	<b>vii</b>
<b>1 Einleitung</b> . . . . .	<b>1</b>
<b>2 Grundlagen und Kenntnisstand</b> . . . . .	<b>3</b>
2.1 Ursachen thermisch-mechanischer Ermüdung . . . . .	4
2.2 Experimentelle Techniken . . . . .	5
2.2.1 Temperaturwechselversuche . . . . .	5
2.2.2 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche . . . . .	6
2.2.3 Isotherme Ermüdungsversuche . . . . .	8
2.3 Verformungsverhalten bei thermisch- mechanischer Ermüdung . . . . .	9
2.3.1 Grundlegende Begriffe . . . . .	9
2.3.2 Temperatur- und Geschwindigkeitseinfluss . . . . .	10
2.3.3 Dynamische Reckalterung . . . . .	14
2.3.4 Mikrostrukturelle Vorgänge . . . . .	16
2.4 Schädigung bei thermisch-mechanischer Ermüdung . . . . .	18
2.4.1 Ermüdungsschädigung . . . . .	19
2.4.2 Schädigung durch Kriechen . . . . .	20
2.4.3 Schädigung durch Korrosion . . . . .	22
2.4.4 Wechselwirkungen der Schädigungsarten . . . . .	23
2.4.5 Einfluss der Phasenlage . . . . .	25
2.5 Lebensdauer bei thermisch-mechanischer Ermüdung . . . . .	26
2.5.1 Grundlagen . . . . .	27
2.5.2 Methoden zur Beschreibung des Lebensdauerverhaltens . . . . .	29
<b>3 Verwendete Werkstoffe und Probengeometrien</b> . . . . .	<b>39</b>
3.1 NiCr22Co12Mo9 . . . . .	39
3.2 MAR-M247 LC . . . . .	40

<b>4</b>	<b>Versuchsaufbau, -durchführung und -auswertung</b>	<b>43</b>
4.1	Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche	43
4.1.1	Versuchsaufbau	43
4.1.2	Versuchsdurchführung	45
4.1.3	Versuchsauswertung	48
4.2	Mikroskopische Untersuchungen	49
4.2.1	Lichtmikroskopische Untersuchungen	49
4.2.2	TEM-Untersuchungen	50
<b>5</b>	<b>TMF-Versuche mit verschiedenen Phasenlagen an NiCr22Co12Mo9</b>	<b>51</b>
5.1	Lebensdauerverhalten	51
5.2	Verformungsverhalten	51
5.2.1	Hystereseschleifen und mechanische Kenngrößen	51
5.2.2	Wechselverformungsverhalten	55
5.2.3	Dynamische Reckalterung	58
5.3	Mikrostrukturelle Untersuchungen	60
5.4	Untersuchungen zum Schädigungsverhalten	64
5.4.1	Oberflächenschädigung	64
5.4.2	Volumenschädigung	66
5.5	Diskussion	66
5.5.1	Verformung und Mikrostruktur	66
5.5.2	Schädigung und Lebensdauer	71
<b>6</b>	<b>TMF-Versuche mit Haltezeiten an NiCr22Co12Mo9</b>	<b>77</b>
6.1	Lebensdauerverhalten	77
6.2	Verformungsverhalten	79
6.2.1	Hystereseschleifen und Wechselverformungsverhalten	79
6.2.2	Spannungsrelaxation während der Haltezeiten	82
6.2.3	Dynamische Reckalterung	83
6.2.4	Fassbildung	85
6.3	Mikrostrukturelle Untersuchungen	86
6.4	Untersuchungen zum Schädigungsverhalten	88
6.5	Diskussion	90
6.5.1	Verformung und Mikrostruktur	90
6.5.2	Schädigung und Lebensdauer	93

---

<b>7</b>	<b>TMF-Versuche mit verschiedenen Phasenlagen an MAR-M247 LC</b>	<b>97</b>
7.1	Lebensdauerverhalten . . . . .	97
7.2	Verformungsverhalten . . . . .	97
7.3	Mikrostrukturelle Untersuchungen . . . . .	101
7.4	Untersuchungen zum Schädigungsverhalten . . . . .	103
7.5	Diskussion . . . . .	105
7.5.1	Verformung und Mikrostruktur . . . . .	105
7.5.2	Schädigung und Lebensdauer . . . . .	108
7.5.3	Vergleich mit NiCr22Co12Mo9 . . . . .	112
<b>8</b>	<b>Entwicklung eines Modells zur Beschreibung der Lebensdauer . .</b>	<b>115</b>
8.1	Modellansatz . . . . .	115
8.2	Lebensdauermodell für NiCr22Co12Mo9 . . . . .	116
8.2.1	Modellentwicklung . . . . .	116
8.2.2	Validierung des Modells . . . . .	118
8.3	Lebensdauermodell für MAR-M247 LC . . . . .	119
8.3.1	Modifizierung des Modells . . . . .	119
8.3.2	Validierung des Modells . . . . .	121
8.4	Diskussion und Ausblick . . . . .	122
<b>9</b>	<b>Zusammenfassung . . . . .</b>	<b>127</b>
	<b>Literaturverzeichnis . . . . .</b>	<b>133</b>





# Abbildungsverzeichnis

2.1	Phasenlagen bei TMF-Beanspruchung . . . . .	8
2.2	Hystereseschleife bei isothermer Wechselbeanspruchung . . . . .	10
2.3	Verformungsmechanismenschaubild für NiCr20 . . . . .	11
2.4	Hystereseschleifen bei thermisch-mechanischer Ermüdung . . . . .	14
2.5	Dynamische Reckalterung im TMF-Versuch . . . . .	15
2.6	Versetzungsstrukturen bei Wechselbeanspruchung . . . . .	17
2.7	Korngrenzgleiten bei TMF-Beanspruchung . . . . .	25
2.8	Dehnungswöhlerkurve . . . . .	28
2.9	Dehnungswöhlerkurven für TMF-IP und -OP . . . . .	29
2.10	Grundzyklen für die Anwendung der SRP-Methode . . . . .	34
3.1	Ausgangsgefüge NiCr22Co12Mo9 . . . . .	40
3.2	Probe NiCr22Co12Mo9 . . . . .	41
3.3	Ausgangsgefüge MAR-M247 LC . . . . .	42
3.4	Probe MAR-M247 LC . . . . .	42
4.1	Versuchsaufbau . . . . .	44
4.2	Temperaturkalibrierung . . . . .	45
4.3	Einfluss der Temperatur auf den E-Modul . . . . .	46
4.4	Versuchsstart . . . . .	47
4.5	Bestimmung der Anrisslastspielzahl . . . . .	49
4.6	Probenentnahme für Mikroskopie . . . . .	50
5.1	Dehnungswöhlerdiagramm NiCr22Co12Mo9 . . . . .	52
5.2	$\sigma$ - $\epsilon_i^{me}$ - und $\sigma$ -T-Hysteresen NiCr22Co12Mo9 . . . . .	53
5.3	$\sigma$ - $\epsilon_i^{me}$ -Hysteresen bei $N = 1$ und $25$ NiCr22Co12Mo9 . . . . .	54
5.4	Plastische Dehnungsamplituden NiCr22Co12Mo9 . . . . .	55
5.5	Spannungsamplituden NiCr22Co12Mo9 . . . . .	56
5.6	Wechselverformungskurven NiCr22Co12Mo9 . . . . .	56
5.7	Wechselverformungskurven NiCr22Co12Mo9 . . . . .	57

5.8	Verfestigung NiCr22Co12Mo9 . . . . .	58
5.9	Tiefemperaturform der dynamischen Reckalterung . . . . .	59
5.10	TEM-Aufnahmen IP NiCr22Co12Mo9 . . . . .	60
5.11	TEM-Aufnahmen Karbide NiCr22Co12Mo9 . . . . .	61
5.12	TEM-Aufnahmen OP NiCr22Co12Mo9 . . . . .	62
5.13	TEM-Aufnahmen CD NiCr22Co12Mo9 . . . . .	63
5.14	TEM-Aufnahmen CCD NiCr22Co12Mo9 . . . . .	63
5.15	Oberflächliche Anrisse nach IP-/CCD-Beanspruchung NiCr22Co12Mo9 . . . . .	64
5.16	Oberflächliche Anrisse nach OP-/CD-Beanspruchung NiCr22Co12Mo9 . . . . .	65
5.17	Quantitative Rissauswertung NiCr22Co12Mo9 . . . . .	66
5.18	Interne Anrisse NiCr22Co12Mo9 . . . . .	67
5.19	Schädigung NiCr22Co12Mo9 schematisch . . . . .	71
5.20	Schädigung sowie Lebensdauer in Abhängigkeit der Phasenlage NiCr22Co12Mo9 . . . . .	75
6.1	Haltezeiteinfluss auf IP-Lebensdauer NiCr22Co12Mo9 . . . . .	78
6.2	Haltezeiteinfluss auf OP-Lebensdauer NiCr22Co12Mo9 . . . . .	78
6.3	Haltezeiteinfluss auf CD- und CCD-Lebensdauer NiCr22Co12Mo9 . . . . .	79
6.4	Vergleich $\sigma$ - $\epsilon_t^{me}$ -Hystereseschleifen NiCr22Co12Mo9 mit und ohne Haltezeiten . . . . .	80
6.5	Verhältnis der Spannungsamplituden aus Versuchen ohne und mit Haltezeiten NiCr22Co12Mo9 . . . . .	80
6.6	Entwicklung der IP-Spannungsamplituden bei verschiedenen Haltezeiten NiCr22Co12Mo9 . . . . .	81
6.7	Spannungsrelaxation während der Haltezeit NiCr22Co12Mo9 . . . . .	82
6.8	Relaxierte Spannungsbeträge während Haltezeiten NiCr22Co12Mo9 . . . . .	83
6.9	Während der Haltezeiten akkumulierte Kriechdehnungen NiCr22Co12Mo9 . . . . .	84
6.10	Fassbildung unter OP-Beanspruchung mit Haltezeiten NiCr22Co12Mo9 . . . . .	85
6.11	TEM-Aufnahmen IP mit $t_H = 5$ min NiCr22Co12Mo9 . . . . .	87

6.12	TEM-Aufnahmen IP mit $t_H = 30$ min NiCr22Co12Mo9 . . . . .	87
6.13	Korngrenzenschädigung nach IP-und CCD-Beanspruchung mit Haltezeiten NiCr22Co12Mo9 . . . . .	88
6.14	Quantitative Rissauswertung NiCr22Co12Mo9 mit Haltezeiten . . . . .	89
6.15	Entwicklung der Anrisschädigung NiCr22Co12Mo9 mit Haltezeiten . . . . .	90
7.1	Dehnungswöhlerdiagramm MAR-M247 LC . . . . .	98
7.2	$\sigma$ - $\varepsilon_t^{me}$ - und $\sigma$ -T-Hysteresen MAR-M247 LC . . . . .	99
7.3	$\sigma$ - $\varepsilon_t^{me}$ -Hysteresen bei $N = 1$ und $N_A/2$ MAR-M247 LC . . . . .	100
7.4	Wechselverformungskurven MAR-M247 LC . . . . .	101
7.5	TEM-Aufnahmen MAR-M247 LC . . . . .	102
7.6	Oberflächliche Anrisse MAR-M247 LC . . . . .	103
7.7	Interne Schädigung nach IP-Beanspruchung MAR-M247 LC . . . . .	104
7.8	Quantitative Rissauswertung MAR-M247 LC . . . . .	105
7.9	Maximalspannungen bei $N_A/2$ MAR-M247 LC . . . . .	107
7.10	$P_{SWT}$ -Wöhlerdiagramm MAR-M247 LC . . . . .	111
7.11	Schädigung sowie Lebensdauer in Abhängigkeit der Phasenlage MAR-M247 LC . . . . .	112
8.1	Schema Lebensdauervorhersage . . . . .	116
8.2	Kalibrierung Lebensdauermodell NiCr22Co12Mo9 . . . . .	119
8.3	Validierung Lebensdauermodell NiCr22Co12Mo9 . . . . .	120
8.4	Kalibrierung Lebensdauermodell MAR-M247 LC . . . . .	122
8.5	Validierung Lebensdauermodell MAR-M247 LC . . . . .	122



# 1 Einleitung

Gasturbinen spielen bei der Energieerzeugung sowie als Flugtriebwerke nach wie vor eine bedeutende Rolle. Ziel bei der Entwicklung neuer sowie der Optimierung bestehender Gasturbinen ist die Reduktion des fossilen Brennstoffverbrauchs bei flexiblem Lastbetrieb und einer hohen Lebensdauer. Um dies zu erreichen, ist eine auf die Beanspruchungsbedingungen optimierte Auslegung der verwendeten Bauteile erforderlich. Insbesondere stationäre Gasturbinen werden in Zukunft häufiger an- und abgefahren werden, um auf die Einspeisung von Strom aus erneuerbaren Energien reagieren zu können. Die damit einhergehenden Temperaturwechsel bewirken im Werkstoff zyklisch wechselnde, thermisch induzierte Spannungen, die zu Anrissen führen können. Dieser als thermisch-mechanische Ermüdung bezeichnete Vorgang wird im Betrieb infolge der hohen Temperaturen zusätzlich durch Kriech- und Oxidationsprozesse überlagert. Das Zusammenwirken dieser Schädigungsmechanismen bestimmt häufig die Lebensdauer der thermisch hochbelasteten Bauteile. In Abhängigkeit der Bauteilgeometrie sowie der Lage des betrachteten Volumenelements kommt es bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung zu verschiedenen Phasenlagen zwischen mechanischer Belastung und Temperatur. Bei innengekühlten Turbinenschaufeln tritt während eines Anfahrvorgangs infolge der Erwärmung beispielsweise Druckbelastung an der Außenseite und Zugbelastung an der Innenseite auf. Die Phasenlage kann sich stark auf die wirkenden Schädigungsprozesse und damit auf die Lebensdauer auswirken. Da es nur wenige systematische Untersuchungen zum Einfluss der Phasenlage und somit keine belastbare Datenbasis gibt, werden bei der Bauteilauslegung häufig zu hohe Sicherheitsfaktoren berücksichtigt, was der angestrebten Reduktion des Brennstoffbedarfs entgegenwirkt. Für eine optimierte und sichere Bauteilauslegung ist daher ein detailliertes Verständnis der in Abhängigkeit der Phasenlage ablaufenden Schädigungsprozesse erforderlich.

Ziel dieser Arbeit ist es, den Einfluss der Phasenlage zwischen mechanischer Belastung und Temperatur auf das thermisch-mechanische Ermüdungsverhalten von zwei im Gasturbinenbau eingesetzten Nickelbasislegierungen zu charakte-

risieren. Hierauf aufbauend soll ein möglichst physikalisch basiertes Modell für die Beschreibung der Lebensdauer abgeleitet werden. In Kapitel 2 wird zunächst ein Überblick zu den Grundlagen thermisch-mechanischer Ermüdung und zum aktuellen Stand der Technik gegeben. Anschließend werden in den Kapiteln 3 und 4 die untersuchten Werkstoffe sowie die Versuchsdurchführung beschrieben. Die experimentellen Ergebnisse werden in den Kapiteln 5 bis 7 vorgestellt und diskutiert. Der Fokus liegt hierbei auf der Untersuchung der Zusammenhänge zwischen Mikrostruktur und Verformungsverhalten sowie zwischen Schädigung und Lebensdauer in Abhängigkeit der Phasenlage. Aufbauend auf den Erkenntnissen wird in Kapitel 8 ein Modell für die Vorhersage der Lebensdauer unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung bei verschiedenen Phasenlagen entwickelt.

## 2 Grundlagen und Kenntnisstand

Ein großer Teil der im Ingenieurbereich eingesetzten Bauteile wird im Betrieb zyklisch belastet. Die Betriebszeit vieler dieser Bauteile ist durch Ermüdungsschädigung der verwendeten Werkstoffe, die letztlich zum Versagen führen kann, begrenzt. Die Kenntnis des Lebensdauerverhaltens von Bauteilen unter Ermüdungsbeanspruchung ist daher von großer Bedeutung. Erste systematische Untersuchungen hierzu wurden von August Wöhler in der zweiten Hälfte des 19. Jahrhunderts an Achsen von Eisenbahnwagen durchgeführt (Wöhler, 1858, 1870). Einen Sonderfall der Werkstoffermüdung stellt die thermische bzw. thermisch-mechanische Ermüdung dar. Die zyklische Belastung des Werkstoffs entsteht hierbei durch wiederholte Temperaturwechsel bei Behinderung der thermischen Ausdehnung. Zusätzlich zur reinen Ermüdungsbeanspruchung können bei thermisch-mechanischer Ermüdung je nach Temperaturbereich auch Kriech- und Korrosionseffekte auftreten, die die Lebensdauer beeinflussen (Danzer, 1988). Erste wichtige Arbeiten, die sich mit thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung beschäftigen, wurden von Manson und Coffin in den 1950er Jahren durchgeführt (Manson, 1953; Coffin, 1954). Thermisch-mechanische Ermüdung kann in allen Bauteilen auftreten, die im Betrieb großen Temperaturunterschieden ausgesetzt sind. Große Bedeutung hat sie bei der Konstruktion von Flugtriebwerken, Verbrennungsmotoren, Wärmetauschern sowie im Kraftwerksbau. Sie tritt aber beispielsweise auch in mikroelektronischen Bauteilen auf (Hacke et al., 1993). Typische Werkstoffe sind je nach Einsatzgebiet und -temperatur Aluminiumlegierungen, Gusseisen, ferritische und austenitische Stähle sowie Nickelbasislegierungen.

In diesem Kapitel wird zunächst die Entstehung thermisch-mechanischer Werkstoffermüdung beschrieben und es werden Möglichkeiten zu deren Abbildung im Laborversuch aufgezeigt. Anschließend werden die bei thermisch-mechanischer Ermüdung wirkenden Verformungs- und Schädigungsmechanismen sowie verschiedene Ansätze zur Lebensdauervorhersage vorgestellt. Der Schwerpunkt der Betrachtungen liegt dabei jeweils auf den im Rahmen dieser Arbeit behandelten Nickelbasislegierungen.

## 2.1 Ursachen thermisch-mechanischer Ermüdung

Thermische bzw. thermisch-mechanische Ermüdung bezeichnet die allmähliche Schädigung von Werkstoffen, die durch wiederholte Temperaturwechsel bei Behinderung der thermischen Ausdehnung hervorgerufen wird. Hierdurch werden zyklisch wechselnde Spannungen induziert, die Anrissbildung und letztlich Werkstoffversagen zur Folge haben können (Spera, 1976). Es kann dabei zwischen Dehnungsbehinderung durch äußere und innere Zwangsbedingungen unterschieden werden. Im Fall äußerer Zwangsbedingungen behindern angrenzende Komponenten oder Bauteile die thermische Ausdehnung. Mittels konstruktiver Maßnahmen kann dies teilweise vermieden werden. Bei inneren Zwangsbedingungen liegen innerhalb eines Bauteils unterschiedlich große thermische Dehnungen vor, die sich gegenseitig beeinflussen. Dieser Fall kann einerseits von einer inhomogenen Temperaturverteilung herrühren, andererseits aber auch bei gleichmäßiger Temperaturverteilung auftreten, wenn verschiedene Phasen oder Bestandteile mit unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten im Werkstoff vorliegen. Dies ist z. B. bei teilchen- oder faserverstärkten Werkstoffen der Fall. Bei beschichteten oder oxidierten Bauteilen können thermische Spannungen durch Unterschiede im thermischen Ausdehnungsverhalten zwischen Schicht und Substrat entstehen, wodurch die Schicht anreißen oder abplatzen kann (Kadioglu und Sehitoğlu, 1993). Inhomogene Temperaturverteilungen entstehen bei An- und Abfahrvorgängen durch die begrenzte Wärmeleitfähigkeit der Werkstoffe. So folgen z. B. die Kanten von ungekühlten Turbinenschaufeln einer Temperaturänderung der anströmenden Gase deutlich schneller als die mittleren Schaufelbereiche. Durch langsame Temperaturänderungen können in diesem Fall die Temperaturgradienten und damit die induzierten Spannungen teilweise vermindert werden. Bei gekühlten Bauteilen hingegen, beispielsweise in Zylinderköpfen oder innengekühlten Turbinenschaufeln, besteht während der gesamten Betriebszeit ein starker Temperaturgradient zwischen gekühlter und heißer Bauteilseite. Das Werkstoffvolumen auf der heißen Seite würde sich hierbei stärker ausdehnen als auf der gekühlten Seite, wird jedoch durch den Materialzusammenhalt daran gehindert. Hierdurch werden auf der heißen Seite Druck- und auf der gekühlten Seite Zugspannungen induziert, die miteinander im Gleichgewicht liegen. Für die heiße Seite verläuft die mechanische Belastung somit gegenphasig zur Temperatur (out-of-phase-Beanspruchung, OP). Entsprechend ergibt sich an der gekühlten Seite



ein gleichphasiger Verlauf zwischen mechanischer und thermischer Belastung (in-phase-Beanspruchung, IP). Je nach Lage des betrachteten Volumenelements im Bauteil und Art der Wärmeeinbringung bzw. -abfuhr sind auch andere Phasenbeziehungen zwischen mechanischer Dehnung und Temperatur möglich.

## **2.2 Experimentelle Techniken**

Da thermisch-mechanische Ermüdung häufig den entscheidenden Faktor für die Lebensdauer heißgehender Bauteile darstellt, besteht der Bedarf, die dabei auftretenden Beanspruchungen experimentell abzubilden. Die bei thermischer Ermüdung entstehende Belastung ist meist so hoch, dass der Werkstoff nach weniger als 50.000 Lastzyklen versagt. Entsprechende Laborversuche gehören somit zur Gruppe der niederzyklischen Ermüdungsversuche (low cycle fatigue, LCF) (Spera, 1976). Die verschiedenen Versuchstechniken lassen sich einteilen in isotherme und thermische Ermüdungsversuche. Bei letzteren kann weiter zwischen Temperaturwechselversuchen (thermal stress fatigue) und thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen (thermo-mechanical fatigue, TMF) unterschieden werden (Spera, 1976). Im Folgenden werden die einzelnen Versuchstechniken näher erläutert.

### **2.2.1 Temperaturwechselversuche**

Bei Temperaturwechsel- bzw. Temperaturschockversuchen werden Bauteile oder Proben mit bauteilähnlicher Geometrie so lange schnellen Temperaturwechseln unterzogen, bis sich, durch die sich einstellende thermische Ermüdung, Anrisse bilden. Die Behinderung der thermischen Dehnung erfolgt hier durch innere Zwangsbedingungen. Die schnellen Temperaturwechsel werden häufig durch Eintauchen in Flüssigkeiten oder Pulver verschiedener Temperaturen erreicht (Glenny, 1974). Eine weitere Möglichkeit sind sog. Burner-Rig-Tests, bei denen die Proben oder Bauteile ähnlich wie ein reales Bauteil in einer Gasturbine mit einem Brenner beheizt werden. Ein Vorteil von Temperaturwechselversuchen ist der vergleichsweise geringe Versuchsaufwand. Demgegenüber steht der Nachteil, dass das Spannungs-Dehnungs-Verhalten während des Versuchs nicht direkt erfasst werden kann. Eine Korrelation der Lebensdauer mit den anliegenden Belastungsgrößen ist somit nur bedingt, z. B. über FEM-Simulationen (Mowbray und McConneelee, 1976), möglich. Temperaturwechselversuche werden häufig durchgeführt, um die Anrisszyklenzahl verschiedener Werkstoffe auf einfache Art zu ermitteln (Bürgel, 2011).

### 2.2.2 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche

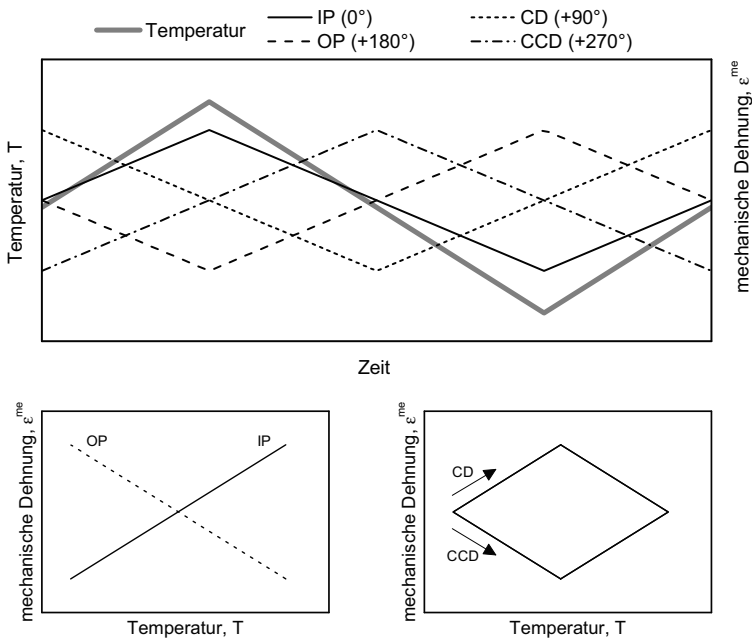
Bei thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen (TMF-Versuchen) werden meist glatte Werkstoffproben mit einfacher Geometrie mittels einer Prüfmaschine durch eine zyklische mechanische Belastung bei gleichzeitig wechselnden Temperaturen beansprucht. Im Vergleich zu Temperaturwechselversuchen sind TMF-Versuche deutlich aufwendiger. Die Dehnungsbehinderung erfolgt über den Lastrahmen der Prüfmaschine und somit durch äußere Zwangsbedingungen. In frühen Arbeiten zu thermisch-mechanischer Ermüdung wurden starre Lastrahmen verwendet, die entsprechend nur eine OP-Beanspruchung ermöglichten (Coffin, 1954). Heute stehen servohydraulisch oder -elektrisch angetriebene Prüfstände zur Verfügung, die eine von der Temperatur unabhängige mechanische Belastung erlauben. Um zusätzliche Beanspruchung durch innere Dehnungsbehinderung zu vermeiden, wird bei TMF-Experimenten auf eine möglichst gleichmäßige Temperaturverteilung in der Probenmessstrecke geachtet (Bürgel, 2011). Die Heizung kann induktiv, über Wärmestrahlung, beispielsweise durch einen Spiegelofen, oder durch direkten Stromdurchfluss durch die Probe erfolgen. Gekühlt wird durch Wärmeleitung in die Probenhalterung und durch freie oder ggf. erzwungene Konvektion. Der Vorteil gegenüber Temperaturwechselversuchen ist, dass die anliegende Spannung und Dehnung einfach erfasst werden kann. Dehnungen werden meist mittels Ansatzdehnungsaufnehmern gemessen. Spannungen können über anliegende Kräfte am Lastrahmen ermittelt werden. Da die Belastung bei thermisch-mechanischer Ermüdung durch Behinderung der thermischen Dehnung entsteht, werden TMF-Versuche meist unter Dehnungskontrolle gefahren. Spannungskontrollierte Versuche kommen z. T. in Verbindung mit gekerbten Proben zum Einsatz, weil in diesem Fall die Kerbgrunddehnung schwer zu bestimmen ist (Kupkovits und Neu, 2010). In beiden Fällen kann nur die an der Probe anliegende Totaldehnung  $\varepsilon_t$  erfasst bzw. geregelt werden. Diese setzt sich gemäß Gl. 2.1 aus einem Teil thermischer ( $\varepsilon^{th}$ ) und einem Teil mechanischer Dehnung ( $\varepsilon^{me}$ ) zusammen:

$$\varepsilon_t = \varepsilon^{th} + \varepsilon^{me}. \quad (2.1)$$

Um bei gegebenem Temperaturverlauf eine mechanische Dehnung vorgeben bzw. ermitteln zu können, muss somit der entsprechende Verlauf der thermischen Dehnung bekannt sein. Diese wird entweder durch kraftfreies Abfahren des Temperaturverlaufs vor Versuchsbeginn direkt an der Probe ermittelt

oder mittels des thermischen Ausdehnungskoeffizienten  $\alpha(T)$  in Abhängigkeit der momentanen Temperatur berechnet.

Die zeitlichen Verläufe von Temperatur und mechanischer Dehnung werden oft dreieckförmig gewählt. Um typische Betriebszyklen abzubilden, können Haltezeiten bei Maximaltemperatur eingefügt werden und es ergibt sich entsprechend eine Trapezform. Zum Teil werden komplexe Verläufe von Temperatur und Dehnung verwendet, um die tatsächlichen Bedingungen im Bauteil möglichst genau abzubilden (Malpertu und Rémy, 1990; Meersmann et al., 1994). Es ist auch möglich die mechanische Dehnung, ähnlich wie im Bauteil, in Abhängigkeit der thermischen Dehnung vorzugeben. Im einfachsten Fall ist  $\varepsilon^{me} = -\varepsilon^{th}$  und entsprechend  $\varepsilon_t = 0$ , wobei mechanische Dehnung und Temperatur gegenphasig verlaufen (OP-Beanspruchung). Die Phasenlage  $\varphi$  beschreibt den Versatz, um den die Temperatur der mechanischen Dehnung nachläuft, in Winkelgrad bezogen auf  $360^\circ$  eines kompletten Zyklus. Für eine Phasenlage von  $\varphi = 90^\circ$  tritt die Maximaltemperatur beispielsweise einen Viertelzyklus nach der maximalen mechanischen Dehnung auf. In-phase (IP,  $\varphi = 0^\circ$ ) und out-of-phase (OP,  $\varphi = 180^\circ$ ) sind die am häufigsten untersuchten Phasenlagen, die wie in Abschn. 2.1 beschrieben, die Beanspruchung in einem kalten bzw. heißen Volumenelement eines gekühlten Bauteils abbilden. Weitere gängige Phasenlagen zwischen mechanischer Dehnung und Temperatur sind  $\varphi = 90^\circ$ ,  $-90^\circ$  und  $-135^\circ$ , die die Beanspruchung in ungekühlten Bauteilen oder an dünnen Kanten abbilden sollen (Spera, 1972; Ziebs et al., 2000). In Abb. 2.1 sind zeitliche Verläufe von Temperatur und mechanischer Dehnung sowie die entsprechenden Dehnungs-Temperatur-Verläufe für einige Phasenlagen dargestellt. Bei  $\varphi = 90^\circ$  und  $\varphi = -90^\circ$  hat der Dehnungs-Temperatur-Verlauf eine Rauten- bzw. Diamantform, die im bzw. entgegen dem Uhrzeigersinn durchlaufen wird. Die  $+90^\circ$  Phasenlage wird daher auch als clockwise diamond (CD) und die  $-90^\circ$  Phasenlage als counterclockwise diamond (CCD) bezeichnet. Ein Nachteil von TMF-Versuchen ist, dass mehrachsige Spannungszustände, die im Bauteil durch innere Zwänge auftreten können, nur mit sehr hohem Aufwand, beispielsweise mittels mehrachsigen TMF-Versuchen (Brookes et al., 2010; Wang et al., 2014), abgebildet werden können. Weiterhin nachteilig sind der hohe Versuchsaufwand und die komplexe Versuchstechnik.



**Abb. 2.1:** Verschiedene Phasenlagen bei TMF-Belastung. Oben: zeitliche Verläufe von Temperatur und mechanischer Dehnung. Unten: Dehnungs-Temperatur-Diagramme

### 2.2.3 Isotherme Ermüdungsversuche

Isotherme Ermüdungsversuche stellen eine Vereinfachung thermisch-mechanischer Ermüdungsversuche dar, da hierbei keine wechselnden Temperaturen realisiert werden müssen. Hierdurch vereinfacht sich zum einen die Versuchstechnik, da die Temperatur unabhängig von der mechanischen Belastung vorgegeben werden kann. Zum anderen ist auch die Versuchsführung deutlich einfacher, da die thermische Dehnung konstant ist und die mechanische Dehnung somit gemäß Gl. 2.1 der Totaldehnung entspricht, die direkt an der Probe gemessen werden kann. Als Temperatur wird häufig die maximale im Betrieb auftretende Temperatur gewählt (worst case Bedingungen). Für nicht zu hohe Maximaltemperaturen und Temperaturamplituden wurde vorgeschlagen, dass isotherme Ermüdung bei der

Mitteltemperatur des Betriebszyklus eine vergleichbare Lebensdauer wie im TMF-Versuch ergibt (Taira, 1973). Dem Vorteil der einfacheren Versuchsführung steht der Nachteil gegenüber, dass Änderungen der Verformungs- und Schädigungsmechanismen, die sich durch wechselnde Temperaturen bei thermisch-mechanischer Ermüdung ergeben, nicht abgebildet werden. Aus diesem Grund gelten Lebensdauervorhersagen thermisch-mechanisch ermüdeter Bauteile auf Basis isothermer Versuche im Allgemeinen als nicht-konservativ (Bürgel, 2011).

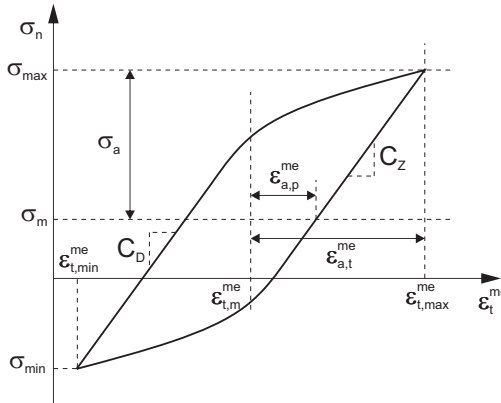
## 2.3 Verformungsverhalten bei thermisch-mechanischer Ermüdung

### 2.3.1 Grundlegende Begriffe

Das Verformungsverhalten eines zyklisch beanspruchten Werkstoffs lässt sich anhand eines Spannungs-Dehnungs-Diagramms charakterisieren. Bei zyklischer, elastisch-plastischer Verformung ergeben sich hierbei Hystereseschleifen wie schematisch in Abb. 2.2 gezeigt. Dehnung bezeichnet hier die mechanische Totaldehnung  $\varepsilon_t^{me}$  ohne die ggf. auftretende thermische Dehnung  $\varepsilon^{th}$  (vgl. Gl. 2.1).  $\varepsilon_t^{me}$  kann weiter aufgeteilt werden in einen elastischen Anteil  $\varepsilon_e^{me}$  und einen plastischen Anteil  $\varepsilon_p^{me}$ . Im Folgenden werden die Begriffe „mechanische Totaldehnung“, „mechanische Dehnung“ und „Dehnung“ synonym verwendet. Kennzeichnende Größen einer Hystereseschleife sind die Spannungsamplitude  $\sigma_a$ , die mechanische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,t}^{me}$ , die Mittelspannung  $\sigma_m$  sowie die Mitteldehnung  $\varepsilon_m^{me}$ . Die plastische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}^{me}$  ist definiert als halbe Breite der Hystereseschleife auf Höhe von  $\sigma_m$ . Die Steigung der elastischen Geraden entspricht dem Elastizitätsmodul  $E$ , dessen Kehrwert die Nachgiebigkeit oder Compliance  $C$  ist. Anhand einer Zunahme der Nachgiebigkeit im Zugbereich  $C_Z$  bei konstanter Nachgiebigkeit im Druckbereich  $C_D$  kann beispielsweise Werkstoffschädigung durch Rissbildung festgestellt werden. Die von der Hystereseschleife umschlossene Fläche stellt die plastische Verformungsarbeit pro Volumen dar. Im Falle makroskopisch rein elastischer Beanspruchung ergibt sich statt einer Schleife nur eine elastische Gerade.

Werden die Kenngrößen der Hystereseschleife über der Lastspielzahl aufgetragen, ergeben sich sog. Wechselverformungskurven. Diese dienen zum einen der Bewertung des zyklischen Ver- oder Entfestigungsverhaltens eines Werk-

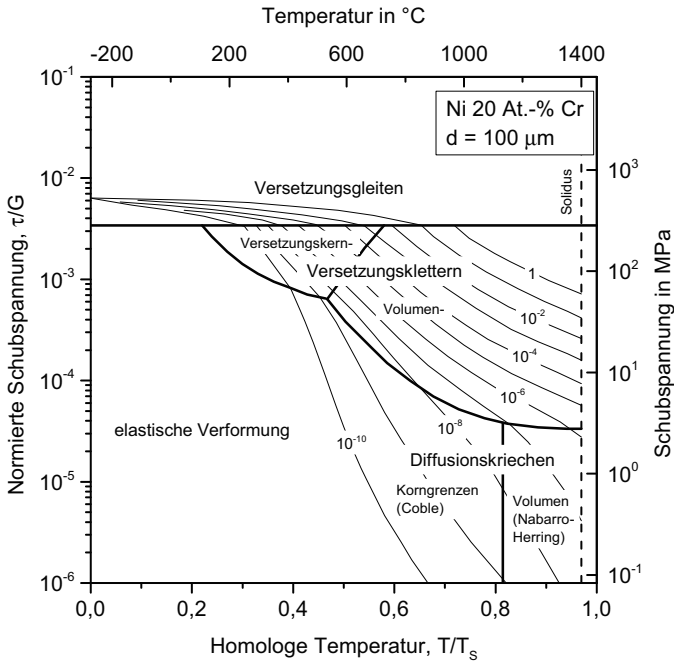
stoffs. Zum anderen können Effekte wie zyklische Spannungsrelaxation oder Schädigung durch Anrissbildung erfasst werden.



**Abb. 2.2:** Hystereseschleife mit kennzeichnenden Größen bei isothermer Wechselbeanspruchung

### 2.3.2 Temperatur- und Geschwindigkeitseinfluss

Sowohl das elastische als auch das plastische Verformungsverhalten metallischer Werkstoffe ist abhängig von der Temperatur. Abb. 2.3 zeigt die Zusammenhänge zwischen Verformungstemperatur, anliegender Schubspannung und wirkendem Verformungsmechanismus für eine Ni-Cr-Legierung mit 20 At.-% Cr. Die dicken Linien grenzen Bereiche ab, in denen die jeweiligen Verformungsmechanismen dominieren. Dünne Linien kennzeichnen konstante Dehnraten, die jeweils in  $1/s$  angegeben sind. Diese ergeben sich bei gegebener Spannung und Temperatur durch eine Überlagerung der wirkenden Verformungsmechanismen (Frost und Ashby, 1982). Für geringe Temperaturen und Spannungen verformt sich der Werkstoff überwiegend elastisch. Die elastischen Konstanten von Metallen nehmen bei nicht zu niedrigen Temperaturen etwa linear mit steigender Temperatur ab (Gottstein, 2007). Aus diesem Grund sind in thermischen Ermüdungsversuchen die induzierten elastischen Spannungen im Bereich hoher Temperaturen im Allgemeinen geringer als bei niedrigen Temperaturen. Plastische Verformung erfolgt bei Temperaturen  $T \lesssim 0,4 T_S$ , wobei  $T_S$  die Schmelztemperatur in K ist,



**Abb. 2.3:** Verformungsmechanismenschaubild für Ni 20 At.-% Cr. Die Schubspannung ist mit dem Schubmodul des Materials bei 300 K (83100 MPa), die Temperatur mit der Schmelztemperatur reinen Nickels (1726 K) normiert (Frost und Ashby, 1982)

hauptsächlich durch Versetzungsgleiten. Die Bewegung der Versetzungen auf den Gleitebenen kann dabei von Gitterstörungen mit weit- oder kurzreichenden Spannungsfeldern behindert werden. Entsprechend setzt sich die zur Versetzungsbewegung erforderliche Fließspannung  $\sigma_{fl}$  aus je einem Anteil für die beiden Hindernisarten zusammen und es gilt

$$\sigma_{fl} = \sigma_G + \sigma^* \quad (2.2)$$

(Macherauch und Vöhringer, 1978; Klesnil und Lukáš, 1992).  $\sigma_G$  repräsentiert den Anteil der weitreichenden Hindernisse und wird von der Kristall- und Gefügestruktur des Werkstoffs bestimmt.  $\sigma_G$  wird nur geringfügig über die Tempera-

turabhängigkeit des Schubmoduls von der Temperatur beeinflusst und daher auch als athermischer Fließspannungsanteil bezeichnet.  $\sigma^*$  ist der Anteil, der durch kurzreichende Hindernisse hervorgerufen wird. Da Versetzungen diese mithilfe thermischer Schwankungen überwinden können, ist  $\sigma^*$  relativ stark von der Temperatur abhängig und wird als thermischer Fließspannungsanteil bezeichnet. Je höher die Temperatur ist, desto größer ist der Beitrag thermischer Schwankungen zur Überwindung kurzreichender Hindernisse und desto kleiner ist  $\sigma^*$ . Entsprechend nimmt, wie aus Abb. 2.3 ersichtlich, die Fließspannung bei konstanter Dehnrates mit steigender Temperatur ab. Bei gegebener Dehnung ist die induzierte Spannung im Bereich hoher Temperaturen somit meist kleiner als bei geringen Temperaturen. Dies führt für TMF-IP-Beanspruchung typischerweise zu negativen, für TMF-OP-Beanspruchung dagegen zu positiven Mittelspannungen. Wird die Verformungsgeschwindigkeit erhöht, verringert sich die durchschnittliche Zeit, die eine Versetzung vor einem zu überwindenden Hindernis verbringt. Der durch thermische Schwankungen zu erwartende Beitrag zur Hindernisüberwindung wird somit geringer und die Fließspannung höher. Bei Versetzungsgleitprozessen ergibt sich somit eine positive Abhängigkeit der Fließspannung von der Verformungsgeschwindigkeit (Macherauch und Vöhringer, 1978).

Für Temperaturen  $T \gtrsim 0,4 T_S$  wird das plastische Verformungsverhalten zunehmend durch diffusionskontrollierte Prozesse beeinflusst. Stufenversetzungen können durch Leerstellendiffusion ihre Gleitebenen verlassen, Hindernisse überklettern und somit die plastische Verformung erleichtern. Für geringere Temperaturen erfolgt Leerstellendiffusion vorwiegend über Versetzungskerne, während sie bei höheren Temperaturen auch über das Werkstoffvolumen möglich ist (Frost und Ashby, 1982; Langdon und Mohamed, 1978). Entsprechend wird Versetzungskriechen bzw. -klettern im Englischen als low temperature creep und Volumenkriechen bzw. -klettern als high temperature creep bezeichnet. Für Versetzungskletterprozesse liefern theoretische Modelle folgenden Zusammenhang zwischen Dehnrates  $\dot{\epsilon}$  und anliegender Spannung, der auch als Norton'sches Kriechgesetz bezeichnet wird (Riedel, 1987):

$$\dot{\epsilon} = A \left( \frac{\sigma}{G} \right)^n \left( \frac{Gb}{kT} \right) D_0 \exp \left( \frac{-Q}{RT} \right). \quad (2.3)$$



$G$  ist der Schubmodul,  $b$  die Größe des Burgersvektors und  $k$  die Boltzmann-Konstante. Im Diffusionsterm ist  $Q$  die Aktivierungsenergie für den Kriechvorgang,  $D_0$  der Frequenzfaktor und  $R$  die universelle Gaskonstante.  $A$  ist ein werkstoffabhängiger Parameter. Für den Spannungsexponenten  $n$  liefern theoretische Modelle im Fall von Volumenkriechen Werte von 3 oder 4. Im Fall von Versetzungskernkriechen erhöht sich  $n$  um 2 (Langdon und Mohamed, 1978; Riedel, 1987). Experimentell ergeben sich für  $n$  Werte zwischen 3 und 10 (Frost und Ashby, 1982). Bei hohen Temperaturen und kleinen Spannungen wird die plastische Verformung durch Diffusionskriechen bestimmt. Dabei diffundieren Atome aus Werkstoffbereichen unter Druckbeanspruchung in Bereiche unter Zugbeanspruchung, was zu einer Dehnung in Beanspruchungsrichtung führt. Für moderat hohe Temperaturen erfolgt die Diffusion bevorzugt entlang von Korngrenzen und es wird von Coble-Kriechen gesprochen. Bei sehr hohen Temperaturen diffundieren die Atome eher durch das Werkstoffvolumen, was als Nabarro-Herring-Kriechen bezeichnet wird. Für beide Arten des Diffusionskriechens ist die Dehnrates linear von der Spannung abhängig ( $n = 1$ ). Bei einer mittleren Korngröße  $d$  ist  $\dot{\epsilon}$  im Falle von Coble-Kriechen proportional zu  $d^{-3}$ , für Nabarro-Herring-Kriechen proportional zu  $d^{-2}$  (Langdon und Mohamed, 1978).

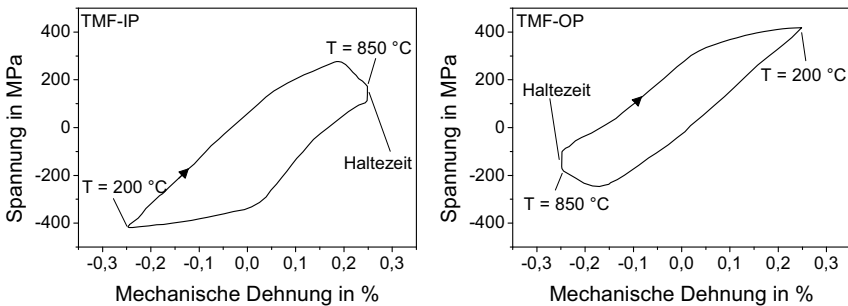
Bei hohen Temperaturen kann das in Abb. 2.3 nicht als gesonderter Mechanismus dargestellte Korngrenzengleiten auftreten. Hierbei gleiten Körner entlang ihrer Grenzen relativ zueinander ab. Damit die Korngrenzen während des Gleitens nicht aufreißen, müssen sog. Akkomodationsprozesse im Korninneren stattfinden, die durch Versetzungs- oder Diffusionskriechen erfolgen können. Die Dehnrates bei Korngrenzengleiten ist proportional zu  $d^{-1}$  und von der Art des Akkomodationsprozesses abhängig. Teilchen auf den Korngrenzen können Korngrenzengleiten erschweren (Ilschner, 1973).

Wird ein Werkstoff bei  $T \gtrsim 0,4 T_S$  mit einer konstanten Dehnung belastet, kann sich der elastische Dehnungsanteil durch Kriechprozesse mit der Zeit in plastische Dehnung umwandeln. Da die anliegende Spannung gemäß dem Hooke'schen Gesetz mit der elastischen Dehnung abnimmt, wird der Effekt als Spannungsrelaxation bezeichnet. Die plastische Dehnrates kann hierbei mit der folgenden Gleichung beschrieben werden:

$$\dot{\epsilon}_p = -\frac{1}{E} \frac{d\sigma}{dt}. \quad (2.4)$$

In dehnungsgeregelten Ermüdungsversuchen tritt Spannungsrelaxation beispielsweise während Haltezeiten bei hohen Temperaturen auf. In dehnungskontrollierten TMF-Versuchen kann es durch zyklische Spannungsrelaxation im Bereich hoher Temperaturen zu einer Verschiebung des Spannungsniveaus in Richtung der bei niedrigen Temperaturen wirkenden Spannungen kommen (Beck et al., 2002; Hong et al., 2011). Bei IP-Phasenlage bedeutet dies eine Verschiebung der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen in den Druckbereich, für OP-Phasenlage entsprechend in den Zugbereich.

Wegen der Temperaturabhängigkeit der Verformungsmechanismen weichen Hystereseschleifen in TMF-Versuchen üblicherweise von der isothermen Form aus Abb. 2.2 ab. In Abb. 2.4 sind Hystereseschleifen aus einem TMF-IP- und einem TMF-OP-Versuch am Werkstoff NiCr22Co12Mo9 mit 30 s Haltezeit bei  $T_{Max} = 850\text{ °C}$  zu sehen. IP- und OP-Schleife sind etwa punktsymmetrisch zum Ursprung. Die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls, die Abnahme der Festigkeit bei hohen Temperaturen sowie die Spannungsrelaxation während der Haltezeit sind jeweils gut zu erkennen.

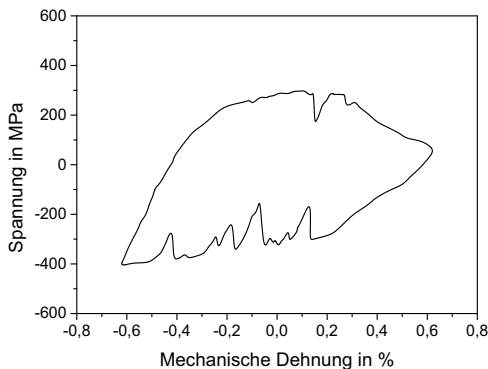


**Abb. 2.4:** Hystereseschleifen aus TMF-Versuchen am Werkstoff NiCr22Co12Mo9 mit IP- und OP-Phasenlage,  $T = 200 - 850\text{ °C}$  und 30 s Haltezeit bei  $T_{Max}$  (Kleinpaß, 1996)

### 2.3.3 Dynamische Rekalterung

Viele Legierungen zeigen bei bestimmten Kombinationen aus Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit unstetige Spannungs-Dehnungs-Verläufe (Morris, 1974; Samuel et al., 1988; Viereck, 1990; Kaae, 2009). Dieses Verhalten wird als dyna-

mische Reckalterung (DRA) oder nach den Entdeckern als Portevin-le-Chatelier-Effekt bezeichnet und beruht auf elastischen Wechselwirkungen zwischen gleitenden Versetzungen und diffundierenden Fremdatomen. Die mikrostrukturelle Modellvorstellung der DRA ist, dass sich Fremdatomwolken an Versetzungen anlagern und für diese einen zusätzlichen Gleitwiderstand bewirken. Wird dieser Widerstand durch erhöhte Spannungen überwunden, kommt es zu einem Losreißen der Versetzungen und einem entsprechenden Dehnungsschub. DRA tritt besonders ausgeprägt auf, wenn die Diffusionsgeschwindigkeit der Fremdatome ungefähr der mittleren Versetzungsgeschwindigkeit entspricht (Macherauch, 2011). Unter TMF-Beanspruchung kommt es deshalb je nach Dehnrate nur in bestimmten Temperaturbereichen zu DRA. Abb. 2.5 zeigt ein Spannungs-Dehnungs-Diagramm aus einem TMF-Versuch an einer Nickelbasislegierung mit ausgeprägten DRA-Effekten. Die durch die Dehnungsschübe entstehenden Spannungseinbrüche hängen vom Regelverhalten und der Steifigkeit der Prüfmaschine ab.



**Abb. 2.5:** Dynamische Reckalterung während eines TMF-IP-Versuchs an NiCr22Co12Mo9 mit  $T = 200 - 1050 \text{ } ^\circ\text{C}$  (Kleinpaß et al., 1994)

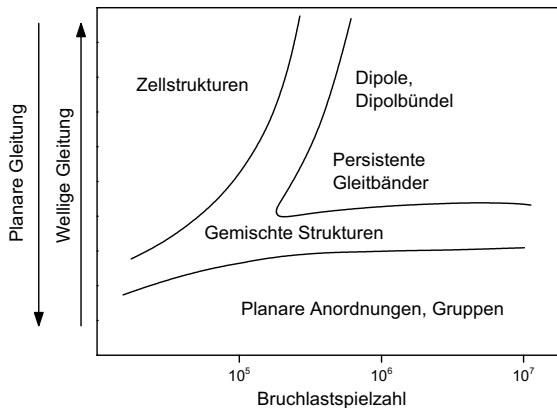
DRA wird meist von einer negativen Geschwindigkeitsabhängigkeit der Fließspannung begleitet (Viereck, 1990). Im Gegensatz zum thermisch aktivierten Versetzungsgleiten nimmt die Fließspannung hierbei mit steigender Verformungsgeschwindigkeit ab. Der zusätzliche Versetzungsgleitwiderstand durch DRA bewirkt in Ermüdungsversuchen eine Verminderung der plastischen Dehnungsamplitude und kann im entsprechenden Temperaturbereich Lebensdauermaxima zur Folge haben (Merckling, 1990). Ebenso kann eine thermisch-mechanische

Vorbehandlung, die DRA hervorruft, die Dauerfestigkeit von Werkstoffen erhöhen (Kerscher et al., 2008). In TMF-OP-Versuchen am Gusseisenwerkstoff GGV-30 mit  $T_{min} = 150^\circ\text{C}$  und  $T_{max} = 300^\circ\text{C}$  bauen sich für OP-Beanspruchung untypische Druckmittelspannungen auf, weil der Werkstoff bei der Maximaltemperatur aufgrund von DRA-Effekten eine höhere Festigkeit als bei der Minimaltemperatur aufweist. Für höhere Maximaltemperaturen treten keine DRA-Effekte mehr auf und es ergeben sich positive Mittelspannungen (Hallstein, 1991). Bei Nickelbasislegierungen und austenitischen Stählen wird davon ausgegangen, dass bei geringeren Temperaturen interstitiell gelöste Kohlen- und Stickstoffatome, bei höheren Temperaturen dagegen Substitutionsatome wie Chrom und Molybdän für die DRA verantwortlich sind (Viereck, 1990; Rau et al., 2003).

### 2.3.4 Mikrostrukturelle Vorgänge

Die sich bei zyklischer Belastung ergebende Spannungs-Dehnungs-Hysterese kann als integrale Darstellung der mikrostrukturell ablaufenden Vorgänge betrachtet werden (Christ, 1991). Im Ausgangszustand wird die Fließspannung und damit der Widerstand gegen plastische Verformung von der Versetzungsdichte und -anordnung, der Korngröße und -form, der Art und Konzentration gelöster Fremdatome sowie von der Größe, Art und Verteilung von Ausscheidungen bestimmt (Macherauch und Vöhringer, 1978). Bei Nickelbasislegierungen werden hohe Festigkeiten insbesondere durch gelöste Fremdatome, sowie Ausscheidungen in Form von Karbiden und der  $\gamma'$ -Phase erreicht (Donachie und Donachie, 2002). Bei plastischer Wechselverformung kommt es häufig zu Änderungen der Versetzungsdichte und -anordnung. Die Ausgangsversetzungsdichte kann durch Versetzungsmultiplikation und Versetzungsannihilation erhöht bzw. vermindert werden, wodurch der Werkstoff zyklisch ver- bzw. entfestigt. Häufig stellt sich bereits nach einem geringen Anteil der Gesamtlebensdauer ein Sättigungszustand ein, bei dem Versetzungsdichte und -struktur quasistationär sind. Die resultierende Versetzungsstruktur ist abhängig vom Gleitcharakter der Versetzungen, wobei zwischen planarem und welligem Gleitverhalten unterschieden wird (Wells, 1969). Planares Gleitverhalten wird durch eine geringe Stapelfehlerenergie, kohärente Ausscheidungen, geringe Temperaturen sowie kleine Dehnungen begünstigt. Bei Raumtemperatur zeigen beispielsweise austenitische Stähle und Nickelbasislegierungen planares Gleitverhalten. Welliges Gleitverhalten wird durch hohe Stapelfehlerenergien, inkohärente Ausscheidungen oder Teilchen, große Dehnun-

gen und vor allem durch erhöhte Temperaturen gefördert. Die meisten Metalle zeigen bei  $T \gtrsim 0,4 T_S$  welliges Gleitverhalten, da thermisch aktivierte Quergleit- und Kletterprozesse den Versetzungen ermöglichen, ihre ursprüngliche Gleitebene zu verlassen (Gell und Leverant, 1973). Die Zusammenhänge zwischen Gleitcharakter, Bruchlastspielzahl im Ermüdungsversuch und der sich ausbildenden Versetzungsstruktur sind halbquantitativ in Abb. 2.6 dargestellt. Für überwiegend planares Gleitverhalten ergeben sich unabhängig von der Lebensdauer planare Versetzungsanordnungen. Bei hauptsächlich welligem Gleitverhalten und hohen Belastungen, die kurze Lebensdauern bewirken, ordnen sich die Versetzungen in zellartigen Subkörnern an. Für hinreichend geringe Belastungen und damit längere Lebensdauern entstehen dagegen Gleitbandstrukturen und Versetzungsdipole. Für Einkristalle sind die Gebiete verschiedener Versetzungsstrukturen scharf begrenzt, für polykristalline Werkstoffe ergeben sich in den Übergangsbereichen dagegen gemischte Strukturen (Christ, 1991).



**Abb. 2.6:** Halbquantitatives Diagramm zur Versetzungsanordnung wechselverformter kfz-Metalle in Abhängigkeit von Gleitcharakter und Bruchlastspielzahl nach Christ (1991) und Klesnil und Lukáš (1992)

DRA begünstigt die Entstehung planarer Versetzungsanordnungen. In isothermen Ermüdungsversuchen am austenitischen Stahl AISI 304L bildeten sich bei  $T = 250$  und  $650^\circ\text{C}$  Zellstrukturen, im Bereich von DRA bei  $T = 400^\circ\text{C}$  dagegen planare Strukturen (Zauter et al., 1993). In TMF-Versuchen hängt die sich einstellende Mikrostruktur stark von der Maximaltemperatur ab (Pan et al.,

1993; Kleinpaß et al., 1994; Zauter et al., 1994). Kleinpaß et al. (2000) stellten für die Nickelbasislegierung NiCr22Co12Mo9 fest, dass sich bei einer Temperaturschwingbreite von  $\Delta T = 200 - 850^\circ\text{C}$  die Mikrostruktur nach TMF-IP- und TMF-OP-Versuchen kaum unterscheidet. Entsprechend ergeben sich bei gegebener Totaldehnungsamplitude für beide Phasenlagen vergleichbare Spannungs- und plastische Dehnungsamplituden, wobei es unter IP-Beanspruchung zu negativen und unter OP-Beanspruchung zu positiven Mittelspannungen kommt.

In ausscheidungsverfestigten Legierungen ist zyklische Entfestigung möglich, wenn Ausscheidungen von Gleitversetzungen geschnitten oder umgangen werden. Inkohärente Ausscheidungen können dabei nur umgangen werden, kohärente Ausscheidungen werden je nach Größe bevorzugt geschnitten oder umgangen (Macherauch, 2011). Bei höheren Temperaturen können sich Ausscheidungen auflösen oder zusätzlich bilden. Zudem können sich Größe, Verteilung und Morphologie von Ausscheidungsteilchen ändern. In TMF-Versuchen an NiCr22Co12Mo9 mit  $T_{Min} = 200^\circ\text{C}$  scheiden sich bei  $T_{Max} = 850^\circ\text{C}$  deutlich mehr feinverteilte  $M_{23}C_6$  Karbide im Korninneren aus als bei  $T_{Max} = 600^\circ\text{C}$ , wodurch sich eine stärkere zyklische Verfestigung ergibt. Für höhere  $T_{Max}$  nimmt die Größe der Karbide zu und ihre Anzahl ab. Entsprechend nimmt die zyklische Verfestigung wieder ab bzw. kommt es zu einer Entfestigung (Pan et al., 1993). TMF-Experimente an der gerichtet erstarrten,  $\gamma'$ -verfestigten Legierung CM247 LC DS führen bei einer Temperaturschwingbreite von  $\Delta T = 500 - 950^\circ\text{C}$  zu einem sog. rafting der  $\gamma'$ -Ausscheidungen. Die ursprünglich kubischen Ausscheidungen vergrößern dabei zu Plättchen, die für OP-Beanspruchung parallel, für IP-Beanspruchung senkrecht zur Lastrichtung ausgerichtet sind. Es wird erwartet, dass beide Arten der Vergrößerung negative Auswirkungen auf die TMF-Lebensdauer haben (Kupkovits und Neu, 2010).

## 2.4 Schädigung bei thermisch-mechanischer Ermüdung

Der Begriff Schädigung im Kontext thermisch-mechanischer Ermüdung beschreibt alle Prozesse, die die Lebensdauer eines Bauteils verkürzen bzw. dessen Funktion beeinträchtigen können. Hierfür kommen je nach überstrichenem Temperaturbereich Ermüdungsschädigung, Kriechschädigung und Schädigung durch Korrosion in Betracht (Danzer, 1988; Neu und Sehitoglu, 1989a). Die den einzelnen Schädigungsarten zugrundeliegenden Mechanismen werden im Folgenden beschrieben.

Im Anschluss wird eine Übersicht zu möglichen Wechselwirkungen unter TMF-Beanspruchung gegeben sowie der Einfluss der Phasenlage besprochen.

### 2.4.1 Ermüdungsschädigung

Unter Schädigung durch Ermüdung wird die Einleitung und das Wachstum von Rissen unter zyklischer Beanspruchung verstanden. Der Ermüdungsprozess kann entsprechend eingeteilt werden in eine Phase bis zur Anrissbildung und eine Phase des Risswachstums, die letztlich zum Versagen führt (Sangid, 2013). Je nach Belastung und Randbedingungen nehmen die einzelnen Phasen unterschiedliche Anteile der Lebensdauer ein (Mughrabi, 2013). Eine genaue Trennung zwischen Risseinleitung und Risswachstum ist aufgrund der begrenzten Möglichkeit, sehr kleine Anrisse nachzuweisen schwierig.

Der Prozess der Rissbildung beginnt mit der in Abschn. 2.3.4 beschriebenen Bildung von Versetzungsstrukturen, die eine Lokalisierung plastischer Verformung darstellen. Die auf wenige Werkstoffbereiche konzentrierte Versetzungsbewegung führt an freien Oberflächen zur Bildung von Ex- und Intrusionen (Man et al., 2009). Diese wirken als Spannungskonzentratoren und sind Ausgangspunkte für die Rissinitiierung. Anrisse entstehen daher häufig in oberflächennahen Bereichen (Macherauch und Mayr, 1977). Innere Fehlstellen wie Einschlüsse, Mikrolunker oder Poren stellen ebenfalls Bereiche lokalisierter plastischer Verformung dar und können Rissbildung im Werkstoffinneren zur Folge haben (Tanaka und Mura, 1982). In diesem Fall hat die Größe der inneren Fehlstellen großen Einfluss auf die Ermüdungslebensdauer (Gell und Leverant, 1973).

Die Rissausbreitung erfolgt bei Ermüdungsbeanspruchung ohne Haltezeiten und bei hinreichend geringer Temperatur meist transkristallin. Die anfängliche Rissausbreitungsrichtung ist abhängig vom Gleitverhalten der Versetzungen. Bei überwiegend planarem Gleitverhalten breiten sich Risse zunächst im sog. Stadium I der Rissausbreitung entlang von Versetzungsgleitbändern aus. Bei einachsiger Beanspruchung liegen diese unter einem Winkel von etwa  $45^\circ$  zur äußeren Last, da dort die größten Schubspannungen wirken. Mit wachsender Risslänge bildet sich an der Risspitze eine plastische Zone aus, die das weitere Risswachstum kontrolliert. In diesem sog. Stadium II der Rissausbreitung wächst der Riss senkrecht zur äußeren Last (Macherauch und Mayr, 1977). Bei überwiegend welligem Gleitverhalten bilden sich keine ausgeprägten Gleitbänder, wodurch Anrisse in

diesem Fall oft direkt in Stadium II entstehen (Gell und Leverant, 1973). Für viele Legierungen erfolgt das Risswachstum bei planarem Gleitverhalten langsamer als bei welligem Gleitverhalten (Pineau und Antolovich, 2009). Modellvorstellungen gehen davon aus, dass zyklische plastische Verformung an der Rissspitze das Risswachstum bestimmt. Nach Laird (1967) kommt es durch plastisches Abstumpfen und Wiederanschärfen der Rissspitze zu einer Rissverlängerung. Neumann (1967) geht von Risswachstum durch wechselndes Abgleiten verschiedener Gleitsysteme aus. Zugmittelspannungen beschleunigen im Allgemeinen das Risswachstum, da die Risse in diesem Fall weiter geöffnet werden. Umgekehrt können Druckmittelspannungen das Risswachstum verlangsamen.

#### **2.4.2 Schädigung durch Kriechen**

Kriechschädigung beschreibt die Bildung und das Wachstum von Poren und Rissen bei erhöhten Temperaturen, die durch Zusammenwachsen letztlich zum Werkstoffversagen führen. Bei metallischen Werkstoffen unter mechanischer Belastung ist ab Temperaturen von etwa  $0,4 T_S$  mit Kriechschädigung zu rechnen. Kriechporen und -risse treten bevorzugt an Korngrenzen auf, da dort erleichterte Diffusion und heterogene Keimbildung möglich sind. Des Weiteren können Korngrenzgleitprozesse zu ihrer Bildung beitragen. Der Kriechbruch erfolgt entsprechend meist interkristallin. Es wird zwischen sphärischen R-Typ-Poren (round type) und keilförmigen W-Typ-Rissen (wedge type) unterschieden. R-Typ-Poren entstehen meist an Korngrenzen, die etwa senkrecht zur äußeren Last liegen, W-Typ-Risse dagegen vorwiegend an Korngrenzentripelpunkten (Perry, 1974; Riedel, 1987). R-Typ-Poren bilden sich bevorzugt bei niedrigeren, W-Typ-Risse bei höheren Dehnraten bzw. Spannungen, wobei beide Schädigungstypen gemeinsam auftreten können (Tanaka und Iizuka, 1985). Oberhalb einer Grenzdehnrates, die von der Korngröße und der Mikrostruktur abhängt, tritt keine Kriechschädigung mehr auf und das Versagen verläuft transkristallin (Gandhi und Raj, 1981). Bei sehr hohen Temperaturen kommt es zu Wanderungen von Korngrenzen und Rekristallisation, wodurch interkristalline Kriechschädigung unterbunden wird (Riedel, 1987). Um weniger Angriffsfläche für interkristalline Kriechschädigung zu bieten, werden die höchstbeanspruchten Turbinenschaufeln in Flugtriebwerken und stationären Gasturbinen häufig aus gerichtet erstarrten oder einkristallinen Nickelbasislegierungen gefertigt. Hierdurch ergibt sich im Vergleich zu polykristallinen



Werkstoffen eine erhöhte Kriechfestigkeit. In Abwesenheit von Korngrenzen kann es zu transkristalliner Kriechschädigung kommen (Gopala Krishna et al., 1996).

Für die Entstehung von Poren liegen verschiedene Modellvorstellungen vor, wobei die meisten auf der Wechselwirkung von Deformationsprozessen mit Unregelmäßigkeiten im Bereich von Korngrenzen beruhen (Perry, 1974; Kassner und Hayes, 2003). Watanabe (1983) geht davon aus, dass durch Versetzungsbewegung im Korninneren Stufen an Korngrenzen gebildet werden, die durch Korngrenzengleiten zu Poren geöffnet werden. Ausscheidungsteilchen auf Korngrenzen vermindern Korngrenzengleiten (Driver, 1971), wirken jedoch andererseits als Spannungskonzentratoren und können somit Porenbildung begünstigen (Gell und Leverant, 1973). Shiozawa und Weertman (1983) stellten für die Nickelbasislegierung Astroloy fest, dass Poren unter Kriechbeanspruchung vorwiegend an Schnittpunkten von Versetzungsgleitbändern und Karbiden des Typs  $M_{23}C_6$  entstehen. In der gleichen Arbeit wurde gezeigt, dass eine Dehnung von 5 % bei Raumtemperatur zur Ausbildung kleinster Mikrorisse an Korngrenzenkarbiden führt, die sich durch anschließendes lastfreies Glühen bei  $810\text{ }^{\circ}\text{C}$  zu Poren umbilden. Als Ursache für die Bildung von W-Typ-Rissen werden Spannungskonzentrationen an Korngrenzentripelpunkten durch Korngrenzengleiten gesehen (Min und Raj, 1979; Min, 1979; Baik und Raj, 1982). Dyson (1983) konnte für verschiedene Stähle und Nickellegierungen zeigen, dass Porenbildung während einer Kriechbeanspruchung kontinuierlich abläuft und die Rate etwa proportional zur anliegenden Dehnrate ist.

Porenwachstum kann durch Diffusion von Leerstellen oder durch Verformungsprozesse erfolgen (Perry, 1974; Kassner und Hayes, 2003). Ein frühes Modell von Hull und Rimmer (1959) beschreibt diffusives Wachstum sphärischer Poren als proportional zur anliegenden Zugspannung. Dyson (1976) konnte zeigen, dass diffusionsgesteuertes Porenwachstum häufig durch umliegende Werkstoffbereiche eingeschränkt wird und die Wachstumsrate daher von deren Verformung bestimmt wird. Diese wird im Bereich des Versetzungskriechens durch Gl. 2.3 beschrieben. Poren, die an Korngrenzenstufen entstanden sind, können durch Korngrenzengleiten weiter geöffnet werden. Ishida und McLean (1967) schlagen vor, dass sich Versetzungen durch eine Kombination von Klettern und Gleiten entlang von Korngrenzen bewegen und dabei Leerstellen entstehen, die zum Porenwachstum beitragen. Raj und Baik (1980) gehen davon aus, dass sich W-Typ-Risse durch Zusammenwachsen mit kleinen Poren, die sich durch die erhöhte Bean-

spruchung an der Rissspitze bilden, ausbreiten. Entstandene Poren können durch eine Wärmebehandlung zum Teil ausgeheilt werden. An einem austenitischen Stahl unter Ermüdungsbeanspruchung mit Zughaltezeiten führt dieser Effekt zu einer Verlängerung der zyklischen Lebensdauer (Choi et al., 2000).

### 2.4.3 Schädigung durch Korrosion

Korrosion bezeichnet die Schädigung eines Werkstoffs durch Interaktion mit der Umgebung. Im Einsatzbereich von Hochtemperaturwerkstoffen ist Oxidation, also die Reaktion mit Sauerstoff, die wichtigste Korrosionsform, da Sauerstoff in den meisten technischen Anwendungen in der Umgebung vorkommt (Bürgel, 2011). Die Oxidationsneigung nimmt mit steigender Temperatur zu. Geringe Temperaturfluktuationen können die Oxidationsrate deutlich erhöhen (Dils, 1973). Durch Einwirkung weiterer Stoffe wie schwefelhaltiger Brennstoffrückstände in Gasturbinen oder NaCl (z. B. durch Seeluft) kann die Oxidationsrate ebenfalls stark erhöht werden. Um Oxidationseffekte zu reduzieren, werden Hochtemperaturwerkstoffen Elemente zulegiert, die an der Oberfläche schützende Oxidschichten ausbilden und somit die weitere Oxidation hemmen. Hierdurch ergibt sich meist ein parabolisches Wachstum der Schichtdicke, d.h.  $s \sim \sqrt{t}$ , wobei  $s$  die Schichtdicke und  $t$  die Oxidationszeit ist (Bürgel, 2011). In Nickelbasislegierungen wird für den Oxidationsschutz Al und Cr zulegiert. Die entsprechenden Oxidschichten bestehen aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$  bzw.  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  (Donachie und Donachie, 2002). In oberflächennahen Werkstoffbereichen kann es durch die Oxidschichtbildung zu einer Verarmung an Al und Cr kommen. Da Al die verfestigende  $\gamma'$ -Phase bildet und Cr ein starker Mischkristallhärter ist, kann hierdurch die Festigkeit in diesen Bereichen reduziert werden (Boismier und Sehitoglu, 1990b). Unter Dehnungseinwirkung können die Oxidschichten beschädigt werden, wodurch die Oxidationsschädigung vorangetrieben wird. Neu und Sehitoglu (1989b) unterscheiden zwei Typen der Oxidschichtschädigung. Bei Typ I reißt die Oxidschicht ab einer kritischen Schichtdicke ein, wodurch weiteres Matrixmaterial der Oxidation ausgesetzt wird. Bei Typ II kommt es zusätzlich zu einer Ablösung der Oxidschicht vom Substrat.  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -Schichten bieten guten Oxidationsschutz bis zu  $T \approx 900^\circ\text{C}$  während  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schichten prinzipiell bis zum Schmelzpunkt der Legierungen schützend sind (Donachie und Donachie, 2002). Wird eine Oxidschicht während des Betriebs durch Beaufschlagung mit Gas oder mechanische Einwirkung zerstört, kommt es in der Folge zu katastrophaler Oxidation (Donachie und Donachie, 2002).

#### 2.4.4 Wechselwirkungen der Schädigungsarten

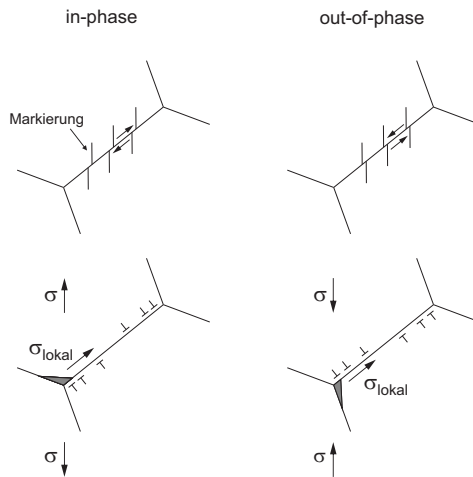
Unter Ermüdungsbeanspruchung bei erhöhter Temperatur können die verschiedenen Schädigungsmechanismen auf vielfältige Art miteinander in Wechselwirkung treten. Kriech- und Korrosionsprozesse sind hauptsächlich diffusionsgesteuert und somit zeit- und temperaturabhängig. Entsprechend treten sie verstärkt auf, wenn die Belastungsfrequenz gering ist oder Haltezeiten bei hohen Temperaturen auftreten.

Kriech-Ermüdungs-Wechselwirkungen können zum einen durch Kriechdeformation im Bereich der Spitze eines Ermüdungsrisses zu beschleunigtem Risswachstum führen. Zum anderen können durch Kriechschädigung entstandene Poren und Risse durch Zusammenwachsen direkt zu einer Rissverlängerung beitragen (Tomkins und Wareing, 1977). Bei letzterem kommt es gewöhnlich zu einem Übergang von trans- zu interkristallinem Risswachstum. Allgemein wird Kriechschädigung in Ermüdungsversuchen durch Haltezeiten unter Zugspannung begünstigt, hingegen Druckhaltezeiten meist zu keiner verstärkten Kriechschädigung führen (Polák, 1991). In Ermüdungsversuchen am austenitischen Stahl vom Typ 304 bei  $T = 593\text{ °C}$  konnte gezeigt werden, dass die Rissausbreitungsrate durch die Einführung von Zughaltezeiten zunimmt. Dies wird durch Entstehung von Poren an Korngrenzen während der Haltezeiten erklärt. In Proben, die zunächst mit Zughaltezeiten belastet wurden, vermindert die Einführung von Druckhaltezeiten die Rissausbreitungsgeschwindigkeit (Majumdar und Maiya, 1979). Für die Nickelbasis-Schmiedelegerung IN617 bzw. Alloy 617 ergibt sich in isothermen Ermüdungsversuchen bei erhöhter Temperatur an Luft, im Vakuum und in verschiedenen inerten Atmosphären jeweils interkristalline Schädigung und Rissausbreitung in Versuchen mit Zughaltezeiten und transkristalline Rissausbreitung in haltezeitfreien Versuchen. Die Einführung von Zughaltezeiten führt zu einer Lebensdauerreduktion, eine deutliche Verlängerung der Haltezeiten verstärkt diesen Effekt jedoch nicht (Totemeier und Tian, 2007; Carroll et al., 2011, 2013). Baik und Raj (1982) konnten in isothermen Ermüdungsversuchen an einer Al-Mg-Legierung im Vakuum zeigen, dass bei erhöhten Temperaturen ein Lastzyklus mit Zughaltezeiten zu interkristallinen Poren vom Typ R und sog. slow-fast-Versuche, bei denen die Zugbelastung mit einer geringen und die Druckbelastung mit einer hohen Dehnrates erfolgt, zu W-Typ-Rissen führt. Für dreieckförmige Lastzyklen verläuft die Rissausbreitung transkristallin. Die Lebensdauer ist am geringsten für

slow-fast-Versuche und am höchsten für Versuche mit dreieckförmigen Lastzyklen. Fujino und Taira (1979) untersuchten den Einfluss des Korngrenzengleitens in isothermen und TMF-Versuchen am austenitischen Stahl Typ 304. Hierfür wurden Proben mit Linien parallel zur Beanspruchungsrichtung markiert, um aus deren Verschiebung auf Korngrenzengleitprozesse zu schließen. Abb. 2.7 zeigt schematisch, wie sich die Linien in TMF-Versuchen in Abhängigkeit der Phasenlage gegeneinander verschieben. Korngrenzengleiten erfordert hohe Temperaturen und tritt entsprechend in TMF-IP-Versuchen vorwiegend unter Zug-, in TMF-OP-Versuchen unter Druckspannung auf. In isothermen Versuchen gleiten die Korngrenzen gleichermaßen im Zug- und Druckbereich und es ergibt sich ein geringer Netto-Abgleitbetrag. Durch das Korngrenzengleiten werden lokal hohe Zugspannungen an Korngrenzen induziert, die W-Typ-Risse verursachen können. Für IP-Beanspruchung erfolgt dies an Korngrenzen unter großem Winkel, für OP-Beanspruchung an Korngrenzen unter kleinem Winkel zur äußeren Last. Vergleichbare W-Typ-Risschädigung wurde von Kuwabara und Nitta (1979) ebenfalls für den austenitischen Stahl vom Typ 304 und von Kalluri und Halford (1993) für die Kobaltbasislegierung Haynes 188 beobachtet.

Wechselwirkungen zwischen Ermüdungsschädigung und Korrosion können die Rissentstehung, die Rissausbreitungsgeschwindigkeit und den bevorzugten Risspfad beeinflussen. Dünne Oxidfilme im Bereich von Risspitzen können die Reversibilität von Gleitbewegungen vermindern sowie ein Rissverschweißen im Druckhalbzyklus verhindern. Beide Effekte erhöhen die Rissausbreitungsgeschwindigkeit im Vergleich zu einer Beanspruchung im Vakuum (King und Cotterill, 1990). Dicke Oxidschichten in Rissen können zu Riss schließen führen, wodurch die effektive Rissausbreitungsgeschwindigkeit verringert wird (Suresh et al., 1981). Korngrenzen oxidieren aufgrund erleichterter Diffusionsmöglichkeiten oft stärker als die umgebende Matrix. Da die Oxide spröde sind, wird hierdurch interkristalline Rissentstehung und Ausbreitung begünstigt (Gell und Leverant, 1973). Molins et al. (1997) beobachteten in Rissausbreitungsversuchen an der Nickelbasislegierung Alloy 718 bei 650 °C einen Übergang von trans- zu interkristalliner Rissausbreitung, sobald der Sauerstoffpartialdruck einen Grenzwert übersteigt. Christ (2007) untersuchte das Schädigungsverhalten des austenitischen Stahls AISI 304L in TMF-Versuchen an Luft und im Vakuum. An Luft tritt Oxidationsschädigung hauptsächlich lokal an Korngrenzen auf. Hierdurch entstehen frühzeitig wachstumsfähige Risse, wodurch die Lebensdauer

im Vergleich zu Versuchen im Vakuum deutlich verkürzt wird. Dieser Effekt ist für Beanspruchungsbedingungen, bei denen keine interne Kriechschädigung auftritt am ausgeprägtesten. Ermüdungsbeanspruchung kann umgekehrt auch das Oxidationsverhalten beeinflussen. Für die Kobaltbasislegierung MAR-M509 wurde eine mit der plastischen Dehnungsamplitude zunehmende Oxidationsrate beobachtet (Reuchet und Remy, 1983).



**Abb. 2.7:** Schematische Darstellung der Entstehung von W-Typ-Rissen durch Korngrenzgleitprozesse unter TMF-IP- und TMF-OP-Beanspruchung (Fujino und Taira, 1979)

### 2.4.5 Einfluss der Phasenlage

In TMF-Versuchen können je nach momentaner Temperatur und anliegender Spannung unterschiedliche Schädigungsmechanismen aktiv sein. Hierdurch ergibt sich eine starke Abhängigkeit der Schädigung von der Phasenlage, die Auswirkungen auf die Rissinitiation, den Rissverlauf und letztlich die Lebensdauer hat. Wenn die Maximaltemperatur in einem TMF-Zyklus einen kritischen Wert überschreitet, wachsen Risse unter IP-Beanspruchung häufig interkristallin, unter OP-Beanspruchung dagegen transkristallin (Kuwabara et al., 1983; Zauter

et al., 1994). Dieses Verhalten wurde für Nickelbasis-Gusslegierungen (Boismier und Sehitoglu, 1990a; Beck et al., 1997, 2002; Liu et al., 2002), Nickelbasis-Schmiedelegerungen (Kleinpaß et al., 1994; Pahlavanyali et al., 2008a) sowie für verschiedene Stähle (Kuwabara und Nitta, 1979; Neu und Sehitoglu, 1989a) festgestellt. Mit dem Übergang zu interkristalliner Rissausbreitung in IP-Versuchen geht üblicherweise eine deutliche Reduktion der Lebensdauer einher. Als Ursache hierfür wird meist interkristalline Kriechschädigung gesehen, die unter Zugbeanspruchung bei hohen Temperaturen entsteht und unter Druckbeanspruchung bei geringen Temperaturen nicht ausheilen kann. Die Schwächung von Korngrenzen durch bevorzugte Oxidation wird ebenfalls als Ursache in Betracht gezogen (Huang et al., 2006; Pahlavanyali et al., 2007). TMF-IP-Versuche im Vakuum haben gezeigt, dass ein Übergang zu interkristalliner Rissausbreitung ohne Oxidationseffekte möglich ist (Zauter et al., 1994; Nagesha et al., 2009). Unter OP-Beanspruchung ist beschleunigte Rissinitiierung und -ausbreitung möglich, da die höchste Zuglast gleichzeitig mit der geringsten Temperatur auftritt, wenn das Material sowie die äußere Oxidschicht die geringste Duktilität aufweisen (Kuwabara et al., 1983; Hong et al., 2011). Schädigungsmechanismen für andere Phasenlagen als IP und OP sind weniger gut untersucht. In Versuchen mit  $+90^\circ$  (CD) und  $-90^\circ$  (CCD) Phasenverschiebung an Nimonic 90 beobachteten Pahlavanyali et al. (2008b) ähnlich wie für IP-Beanspruchung überwiegend interkristalline Rissausbreitung. Boismier und Sehitoglu (1990a) fanden für CCD-Beanspruchung an MAR-M247 transkristalline Rissausbreitung und deutlich längere Lebensdauern als unter IP- und OP-Beanspruchung. Eine Änderung der Phasenlage um  $20^\circ$  hatte für die Nickelbasis-Schmiedelegerung Nimonic 90 einen geringen Einfluss auf die Lebensdauer (Pahlavanyali et al., 2008a), für die einkristalline Nickellegierung CMSX-4 ergab sich hingegen eine etwa achtfach höhere Lebensdauer (Egly et al., 2008).

## 2.5 Lebensdauer bei thermisch-mechanischer Ermüdung

Für eine sichere Auslegung von Bauteilen unter TMF-Beanspruchung ist es erforderlich, das Lebensdauerverhalten der verwendeten Werkstoffe zu kennen. Dieses kann in Laborversuchen direkt ermittelt werden. Da Versuche zeit- und kostenaufwendig sind, gibt es Bestrebungen das Lebensdauerverhalten mittels Modellen zu simulieren. In den letzten Jahrzehnten wurde eine Vielzahl von Methoden ent-

wickelt, deren Ziel es ist, die Lebensdauern unter TMF-Beanspruchung möglichst exakt vorherzusagen. In diesem Abschnitt werden zunächst die Grundlagen der Lebensdauerbetrachtung unter Ermüdungsbeanspruchung sowie Besonderheiten unter TMF-Beanspruchung erläutert. Anschließend werden verschiedene Methoden für die Beschreibung der Lebensdauer unter TMF-Beanspruchung vorgestellt.

### 2.5.1 Grundlagen

Erste Untersuchungen zur Bestimmung von Ermüdungslebensdauern wurden von August Wöhler (1870) durchgeführt. Ergebnisse aus Lebensdauerversuchen werden üblicherweise in den nach ihm benannten Wöhler-Diagrammen dargestellt. Hierbei wird eine Belastungsgröße in Abhängigkeit der Versagenslastspielzahl aufgetragen. Eine Ausgleichskurve zwischen den einzelnen Datenpunkten wird als Wöhlerkurve bezeichnet. Mögliche Versagenskriterien sind z. B. Anriss, eine bestimmte Risslänge oder Bruch. Als Belastungsgröße kann beispielsweise die Spannungsamplitude  $\sigma_a$  oder die Totaldehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,t}$  verwendet werden. Entsprechend ergeben sich Spannungs- bzw. Dehnungswöhlerdiagramme. Da TMF-Versuche meist dehnungskontrolliert gefahren werden, wird die TMF-Lebensdauer häufig in Dehnungswöhlerdiagrammen dargestellt. Für viele metallische Werkstoffe nehmen Dehnungswöhlerkurven die in Abb. 2.8 schematisch dargestellte Form an. Sowohl im niederzyklischen (low cycle fatigue, LCF) als auch im hochzyklischen (high cycle fatigue, HCF) Bereich ergibt sich in doppeltlogarithmischer Darstellung jeweils ein etwa linearer Verlauf. Im LCF-Bereich wird dieser mit der Coffin-Manson Beziehung (Manson, 1953; Coffin, 1954) angenähert, die die plastische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}$  in Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl  $N_B$  beschreibt:

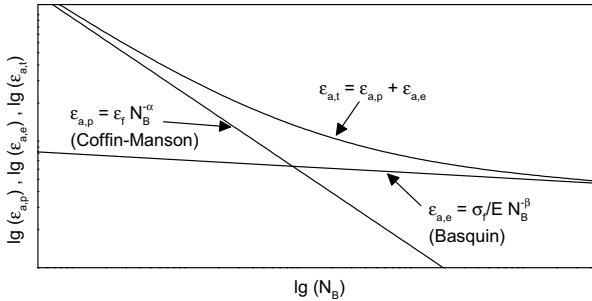
$$\varepsilon_{a,p} = \varepsilon_f N_B^{-\alpha}. \quad (2.5)$$

Einen entsprechenden Zusammenhang im HCF-Bereich liefert die Basquin-Beziehung für die elastische Dehnungsamplitude bzw. Spannungsamplitude:

$$\varepsilon_{a,e} = \frac{\sigma_a}{E} = \frac{\sigma_f}{E} N_B^{-\beta}. \quad (2.6)$$

$\varepsilon_f$  und  $\sigma_f$  sind jeweils Proportionalitätskonstanten;  $\alpha$  nimmt Werte zwischen 0,5 und 0,7;  $\beta$  zwischen 0,05 und 0,12 an (Bürgel, 2011). Durch Addition von Coffin-

Manson- und Basquin-Beziehung ergibt sich die Totaldehnungsamplitude  $\epsilon_{a,t}$  in Abhängigkeit von  $N_B$ .



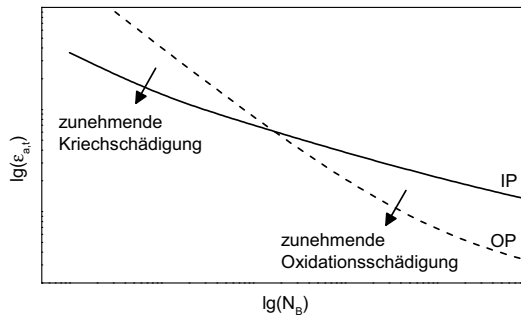
**Abb. 2.8:** Schematische Dehnungswöhlerkurve mit Coffin-Manson- und Basquin-Beziehung

Wie in Abschn. 2.4.5 beschrieben, hängen die unter TMF-Beanspruchung wirkenden Schädigungsmechanismen von der Phasenlage zwischen mechanischer Dehnung und Temperatur ab. Dehnungswöhlerkurven für verschiedene Phasenlagen unterscheiden sich daher häufig in Lage und Steigung. Basierend auf Versuchen an einer großen Anzahl von Hochtemperaturlegierungen teilen Kuwabara et al. (1983) die Beziehung zwischen Lebensdauer und Dehnungsamplitude ( $\epsilon_{a,t}$  und  $\epsilon_{a,p}$ ) unter IP- und OP-Beanspruchung in folgende Kategorien ein:

- Typ I: IP-Lebensdauer ist kürzer für geringe Dehnungsamplituden
- Typ O: OP-Lebensdauer ist kürzer für geringe Dehnungsamplituden
- Typ E: IP- und OP-Lebensdauer sind etwa gleich
- Typ E': IP-Lebensdauer ist kürzer für hohe Dehnungsamplituden, aber etwa gleich der OP-Lebensdauer für geringe Dehnungsamplituden

Hochfeste Nickelbasis-Gusslegierungen zeigen häufig ein Verhalten nach Typ E'. Hierbei ist auch ein Überschneiden (sog. Crossover) der Kurven für IP- und OP-Beanspruchung möglich. Sehitoglu (1992) führt dies darauf zurück, dass für kurze Lebensdauern Kriechschädigung unter IP-Beanspruchung dominiert, während für längere Lebensdauern Oxidationsschädigung unter OP-Beanspruchung schädlicher ist. Abb. 2.9 zeigt schematisch eine IP- und eine OP-Wöhlerkurve mit Crossover.





**Abb. 2.9:** Schematischer Verlauf von Dehnungswöhlerkurven für TMF-IP- und TMF-OP-Beanspruchung (Sehitoglu, 1992)

### 2.5.2 Methoden zur Beschreibung des Lebensdauerverhaltens

Modelle zur Beschreibung der Lebensdauer unter Ermüdungsbeanspruchung lassen sich gemäß Danzer (1988) in vier Gruppen einteilen:

- Empirische Methoden
- Schädigungsmechanische Modelle
- Bruchmechanische Methoden
- Physikalische Modelle

Empirische Methoden stellen meist einen Zusammenhang zwischen im Versuch messbaren Größen wie  $\sigma_a$  oder  $\epsilon_{a,p}$  und der Lebensdauer her. Wegen ihrer Einfachheit kommen sie häufig zum Einsatz.

Schädigungsmechanische Modelle beschreiben die Entwicklung von Poren und Mikrorissen mit kontinuumsmechanischen Methoden. Die Schädigungsrate wird dabei mittels Differentialgleichungen berechnet, die die aktuelle Schädigung enthalten. Der selbstverstärkende Charakter der Werkstoffschädigung wird somit berücksichtigt.

Bruchmechanische Methoden basieren auf dem Wachstum eines Risses, der letztlich eine kritische Länge erreicht und zum Versagen führt. Die Risswachstumsgeschwindigkeit wird durch Betrachtung der Vorgänge im Bereich der Risspitze

ermittelt. Bruchmechanische Methoden sind vor allem dann anwendbar, wenn im Werkstoff schon vor der Belastung rissartige Defekte vorhanden sind.

Physikalische Modelle beschreiben die Werkstoffschädigung basierend auf der Bewegung von Atomen, Leerstellen und Versetzungen. Sie sind meist sehr komplex und können nur unter speziellen Bedingungen eingesetzt werden. Für die Vorhersage von TMF-Lebensdauern finden sie derzeit kaum Verwendung.

Die Einteilung ist nicht eindeutig, da einige Modelle Ansätze aus verschiedenen Gruppen enthalten. Manche Modelle können auch durch Umformung in andere Gruppen überführt werden.

Die meisten empirischen Lebensdauermodelle korrelieren die Lebensdauer mit einem Schädigungsparameter aus einem repräsentativen Zyklus, für den üblicherweise die halbe Bruchlastspielzahl  $N_B/2$  gewählt wird. Eine allgemeine Form solcher Modelle ist:

$$P(\sigma, \varepsilon, T, \dots) = C N_B^{-\alpha}, \quad (2.7)$$

mit den Konstanten  $C$  und  $\alpha$ . Das älteste Lebensdauermodell für niederzyklische Ermüdung ist die in Abschn. 2.5.1 beschriebene Coffin-Manson-Beziehung (Gl. 2.5). Sie geht davon aus, dass die plastische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}$  maßgeblich für die Schädigung ist. Da die Gleichung weder temperatur- noch zeitabhängige Effekte erfasst, kann sie die Lebensdauer für TMF-Versuche mit verschiedenen Phasenlagen meist nicht einheitlich beschreiben (vgl. Abschn. 2.5.1). Die Coffin-Manson-Beziehung bildet jedoch die Grundlage vieler später entwickelter Modelle.

Um zeitabhängige Oxidationseffekte zu berücksichtigen, erweitert Coffin (1971, 1973) Gl. 2.5 mit der Versuchsfrequenz  $\nu$  zu:

$$\varepsilon_{a,p} = \varepsilon_f (N_B \nu^{k-1})^{-\alpha}, \quad (2.8)$$

wobei  $k$  eine Konstante ist. Der Ansatz wird als frequenzmodifizierte Coffin-Manson-Beziehung bezeichnet.

Zur Erfassung wechselnder Temperaturen multipliziert Taira (1963) die linke Seite der Coffin-Manson-Beziehung mit einer temperaturabhängigen Funktion  $\lambda(T)$ . Basierend auf Überlegungen, dass Versetzungen bei höheren Tempera-

turen mobiler sind, schlagen Udoguchi und Wada (1971) für zyklisch wechselnde Temperaturen

$$\lambda(T) = \exp\left(-\frac{Q}{T_m}\right) \left[1 + C_1 \Delta T \exp\left(-\frac{Q}{T_m}\right)\right] \quad (2.9)$$

vor.  $C_1$  und  $Q$  sind Materialkonstanten,  $\Delta T$  ist die Temperaturschwingbreite und  $T_m$  die Mitteltemperatur. Taira (1973) geht davon aus, dass bei thermischer Ermüdung eine äquivalente Temperatur  $T_{eq}$  existiert, bei der ein isothermer Ermüdungsversuch die gleiche Lebensdauer wie ein thermischer Ermüdungsversuch liefert.  $T_{eq}$  wird dann in  $\lambda(T)$  eingesetzt, um die Lebensdauer von thermischen Ermüdungsversuchen mit Daten aus isothermen Ermüdungsversuchen zu beschreiben.

Der von Smith et al. (1970) eingeführte Schädigungsparameter

$$P_{SWT} = (\sigma_a + \sigma_m) \varepsilon_{a,t} = \sigma_{Max} \varepsilon_{a,t} \quad (2.10)$$

berücksichtigt den Einfluss von Mittelspannungen. Für die Beschreibung des Lebensdauerverhaltens von Gusseisenwerkstoffen unter TMF-OP-Beanspruchung normiert Hallstein (1991)  $P_{SWT}$  mit der Zugfestigkeit bei Minimaltemperatur. Die Überlegung beruht darauf, dass im TMF-OP-Fall die größten Zugspannungen bei Minimaltemperatur auftreten. Ostergren (1976) nimmt an, dass die plastische Verformungsenergie im Zugbereich maßgeblich für die Schädigung ist und schätzt diese durch  $\Delta W = \sigma_{Max} \varepsilon_{a,p}$  ab. Der Einfluss von Mittelspannungen wird hiermit ebenfalls berücksichtigt. Zur Erfassung zeitabhängiger Schädigungseffekte insbesondere während Haltezeiten kann der Parameter zusätzlich mit dem Frequenzterm aus Gl. 2.8 erweitert werden und es ergibt sich

$$P_{Ost} = \sigma_{max} \varepsilon_{a,p} = C(N_B v^{k-1})^{-\alpha} \quad (2.11)$$

$$\text{mit } v = 1/(\tau_0 + \tau_T - \tau_C) \quad \text{für } \tau_T > \tau_C \quad (2.12)$$

$$\text{und } v = 1/\tau_0 \quad \text{für } \tau_T \leq \tau_C. \quad (2.13)$$

$\tau_0$  ist die Zeit pro kontinuierlichem Zyklus,  $\tau_T$  die Zughaltezeit und  $\tau_C$  die Druckhaltezeit. Wegen der einfach zu bestimmenden Eingangsgrößen werden  $P_{SWT}$  und  $P_{OST}$  häufig für die Lebensdauerbeschreibung unter TMF-Beanspruchung verwendet (Beck, 2001; Maier et al., 2002; Nagesha et al., 2009), wobei oft keine einheitliche Beschreibung verschiedener Phasenlagen möglich ist (Beck et al., 1997; Moalla, 2001; Egly et al., 2008; Huang et al., 2006). Weitere Schädigungsparameter, die Mittelspannungen berücksichtigen, werden in (Nihei et al., 1986) vorgestellt.

Das Modell von Hong et al. (1985) beschreibt die Lebensdauer unter Kriech-Ermüdungs-Beanspruchung basierend auf der Bildung und dem Wachstum von R-Typ-Poren. Die Porenbildung wird als kontinuierlich angenommen und in Abhängigkeit der plastischen Dehnungsschwingbreite modelliert. Das Porenwachstum wird mit dem Diffusionsmodell von Hull und Rimmer (1959) beschrieben. Das Modell ist somit eine Mischung empirischer und physikalischer Ansätze. Als Versagenskriterium wird eine kritische akkumulierte Porenfläche angenommen, ab der die Poren zusammenwachsen und die Probe bricht. Formal ergibt sich die Bruchlastspielzahl zu:

$$N_B = C (\Delta \varepsilon_p)^{(-3/5)} \left( \frac{\exp(Q_{gb}/RT) \int_0^{\tau_T} \sigma(t) dt}{T} \right)^{-2/5}. \quad (2.14)$$

$Q_{gb}$  ist die Aktivierungsenergie für Korngrenzendiffusion, die kritische Porenfläche ist in der Konstanten  $C$  enthalten. Die mittels Gl. 2.14 vorhergesagten Lebensdauern verschiedener Stähle unter LCF-Beanspruchung mit Zughaltezeiten stimmen gut mit experimentellen Daten überein (Hong et al., 1985). Nam et al. (1996) verallgemeinern Gl. 2.14 zu einem Schädigungsparameter:

$$D_{C-F} = \Delta \varepsilon_p^m \left( \frac{\exp(-Q_{gb}/RT) \int_0^{t_H} \sigma(t) dt}{T} \right)^{2/3}. \quad (2.15)$$

Basierend auf isothermen LCF-Versuchen an der Nickelbasislegierung René 80 gehen Antolovich et al. (1981) davon aus, dass der Zeitpunkt der Rissinitiierung

von  $\sigma_{Max}$  und der Tiefe von Oxidationsspitzen an Korngrenzen abhängt. Die Anrisslebensdauer  $N_A$  wird mit folgender Gleichung beschrieben:

$$\sigma_{Max}^8 D_0 \exp\left(\frac{Q_{ox}}{RT}\right) \left(\frac{1}{v} + t_H\right) N_A = C, \quad (2.16)$$

wobei  $Q_{ox}$  die Aktivierungsenergie für Korngrenzenoxidation ist. Nach Umformung mit der von Morrow (1965) vorgeschlagenen Beziehung

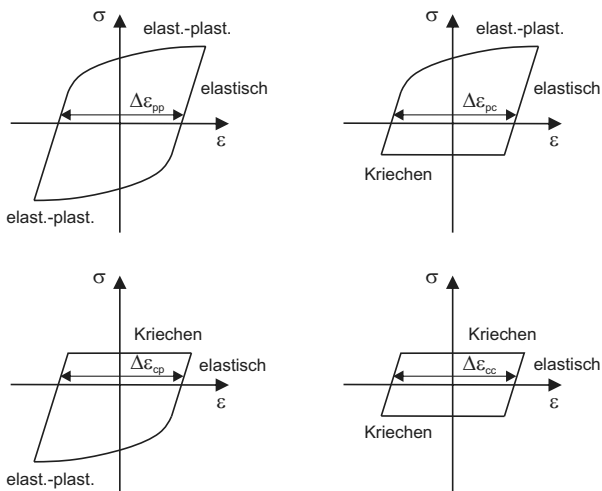
$$\sigma_{Max} = \sigma_m + K \varepsilon_{a,p}^{n'}, \quad (2.17)$$

mit der Konstanten  $K$  und dem zyklischen Verfestigungsexponenten  $n'$  und unter der Annahme, dass  $\sigma_m \approx 0$ , nimmt Gl. 2.16 eine Form wie Gl. 2.5 an.

Für Ermüdungsbeanspruchung bei hohen Temperaturen entwickelten Halford et al. (1973) die Methode des Strain Range Partitioning (SRP). Hierbei wird die inelastische Dehnung eines beliebigen Zyklus  $\Delta \varepsilon_{in}$  in einen plastischen und einen Kriechanteil aufgeteilt und die Schädigung durch die Anteile getrennt bewertet. Reine plastische Verformung tritt bei sehr hohen, reine Kriechverformung bei sehr geringen Dehnraten auf. Beide Verformungstypen können im Zug- und im Druckbereich auftreten. Somit ergeben sich die vier in Abb. 2.10 dargestellten Grundzyklen mit den aufgeteilten inelastischen Dehnungsschwingbreiten  $\Delta \varepsilon_{pp}$ ,  $\Delta \varepsilon_{pc}$ ,  $\Delta \varepsilon_{cp}$  und  $\Delta \varepsilon_{cc}$ . Der erste Index steht für die Verformung im Zug-, der zweite für die Verformung im Druckbereich. P steht für plastische Verformung (plastic strain), C für Kriechen (creep). Jeder Dehnungsanteil kann mittels einer eigenen Coffin-Manson-Beziehung mit den entsprechenden Bruchlastspielzahlen  $N_{B,pp}$ ,  $N_{B,pc}$ ,  $N_{B,cp}$  und  $N_{B,cc}$  verknüpft werden. Die Teilschädigung eines Dehnungsanteils ist der Kehrwert der jeweiligen Bruchlastspielzahl. Die tatsächliche Bruchlastspielzahl  $N_B$  berechnet sich gemäß Manson (1973) durch Akkumulation der Teilschädigungen:

$$\frac{1}{N_B} = \frac{1}{N_{B,pp}} \frac{\Delta \varepsilon_{pp}}{\Delta \varepsilon_{in}} + \frac{1}{N_{B,pc}} \frac{\Delta \varepsilon_{pc}}{\Delta \varepsilon_{in}} + \frac{1}{N_{B,cp}} \frac{\Delta \varepsilon_{cp}}{\Delta \varepsilon_{in}} + \frac{1}{N_{B,cc}} \frac{\Delta \varepsilon_{cc}}{\Delta \varepsilon_{in}}. \quad (2.18)$$

Da es problematisch ist, die einzelnen Dehnungsanteile aus einem TMF-Zyklus zu extrahieren, wird die SRP-Methode heute nur selten verwendet.



**Abb. 2.10:** Idealisierte Hystereseschleifen zur Bestimmung der vier Grundtypen inelastischer Dehnung für die SRP-Methode

Das TMF-Lebensdauermodell von Neu und Sehitoglu (1989a,b) basiert auf der Akkumulation von Teilschädigungen durch Ermüdung (fatigue), Oxidation und Kriechen (creep):

$$D^{tot} = D^{fat} + D^{ox} + D^{creep} \quad (2.19)$$

bzw.

$$\frac{1}{N^{tot}} = \frac{1}{N^{fat}} + \frac{1}{N^{ox}} + \frac{1}{N^{creep}} \quad (2.20)$$

$D^{fat}$  ergibt sich durch eine Überlagerung der Coffin-Manson- und Basquin-Beziehung. In  $D^{ox}$  gehen die Dicke der Oxidschicht, die durch einen Diffusionsansatz beschrieben wird, und  $\varepsilon_{a,t}$  ein.  $D^{creep}$  wird mit einem Norton-Ansatz modelliert.  $D^{ox}$  und  $D^{creep}$  beinhalten jeweils noch Faktoren, die die Abhängigkeit der Schädigungsmechanismen von der Phasenlage erfassen. Das Neu-Sehitoglu Modell wurde erfolgreich für die Beschreibung von TMF-Lebensdauern des Stahls AISI 1070 (Neu und Sehitoglu, 1989b), der Nickelbasis-Gusslegierung MAR-M247

(Boismier und Sehitoglu, 1990b) und zweier Aluminiumlegierungen (Minichmayr et al., 2008) jeweils bei verschiedenen Phasenlagen angewendet. Vöse et al. (2013) verwenden eine modifizierte Form zur Vorhersage der TMF-Lebensdauer der Nickelbasislegierung IN718 bei den Phasenlagen IP, OP, CD und CCD. Ein Nachteil des Modells ist, dass zur Bestimmung der Modellkonstanten ein umfangreiches Versuchsprogramm durchgeführt werden muss.

Das schädigungsmechanische Modell von Majumdar und Maiya (1979) beruht auf gekoppelten Differentialgleichungen für das Wachstum von Rissen und Poren:

$$\frac{1}{a} \frac{da}{dt} = \left\{ \frac{T}{C} \right\} \left( 1 + \alpha \ln \frac{c}{c_0} \right) |\varepsilon_p|^m |\dot{\varepsilon}_p|^k \quad (2.21)$$

$$\frac{1}{c} \frac{dc}{dt} = \left\{ \begin{array}{c} G_T \\ -G_C \end{array} \right\} |\varepsilon_p|^m |\dot{\varepsilon}_p|^{k_c} \quad (2.22)$$

wobei  $a$  die Risslänge und  $c$  die Größe von Poren darstellen.  $\alpha$ ,  $m$ ,  $k$  und  $k_c$  sind Materialparameter in Abhängigkeit von Temperatur, Umgebung und Mikrostruktur des Materials.  $T$  und  $G_T$  werden bei anliegender Zugspannung,  $C$  und  $G_C$  bei anliegender Druckspannung verwendet. Es wird angenommen, dass Poren unter Druckspannung schrumpfen und bei Unterschreiten eines kritischen Radius ausheilen. Für symmetrische, kontinuierliche Wechselverformung führt die Integration der Gleichung für Rissausbreitung auf die frequenzmodifizierte Coffin-Manson-Beziehung (Gl. 2.8). Das Modell erlaubt eine gute Vorhersage der Lebensdauer und des Rissausbreitungsverhaltens in isothermen Haltezeitversuchen am austenitischen Stahl vom Typ 304.

Ein frühes bruchmechanisches Modell, das die Rissausbreitung unter elastisch-plastischer Verformung beschreibt wurde von Tomkins (1968) vorgeschlagen:

$$\frac{da}{dN} = B \varepsilon_{a,p}^{(2n'+1)} a \quad (2.23)$$

Mit der Konstanten  $B$  und dem zyklischen Verfestigungsexponenten  $n'$ . Integration von der Anfangsrislänge  $a_0$  bis zu der versagenskritischen Rislänge  $a_f$  liefert

$$\varepsilon_{a,p} = \left[ \frac{1}{B} \ln \left( \frac{a_f}{a_0} \right) N_B \right]^{-\frac{1}{(2n'+1)}}. \quad (2.24)$$

Mit der Annahme, dass  $\ln(a_f/a_0)$  konstant ist, ist diese Gleichung äquivalent zur Coffin-Manson-Beziehung. In (Nagesha et al., 2009) wird das Tomkins-Modell für die Beschreibung der TMF-IP- und TMF-OP-Lebensdauer eines austenitischen Stahls verwendet. Nam et al. (1988) kombiniert Gl. 2.23 mit dem Kriech-Ermüdungs-Modell von Hong (Gl. 2.14) unter der Annahme, dass kritisches Risswachstum einsetzt, sobald die Rissspitzenaufweitung des längsten Risses gleich dem durchschnittlichen Abstand der entstandenen R-Typ-Poren ist.

Die meisten bruchmechanischen Modelle für Ermüdungsbeanspruchung mit großen plastischen Verformungen beruhen auf dem von Rice (1968) eingeführten J-Integral, das ein Maß für das Verformungsfeld in der Nähe der Rissspitze ist. Heitmann (1983) nutzt eine Näherungslösung für das zyklische J-Integral und entwickelt daraus den Schädigungsparameter

$$Z_D = \frac{2,9 \Delta \sigma_{eff}^2}{2E} + \frac{2,5 \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p}{n' + 1} \quad (2.25)$$

$$\text{mit } \Delta \sigma_{eff}^2 = 3,72 \left( 3 - \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \right)^{-1,74} \Delta \sigma. \quad (2.26)$$

Speziell für TMF-Beanspruchung wurde  $Z_D$  zu

$$D_{TMF} = \left( \frac{2,9 \Delta \sigma_{eff}^2}{2E} + \frac{2,4 \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p}{\sqrt{3+n'}} \right) \frac{F}{\sigma_{cy}} \quad (2.27)$$

weiterentwickelt (Riedel, 1987; Seifert und Riedel, 2010; Metzger et al., 2013).  $\sigma_{cy}$  ist die zyklische 0,2 %-Dehngrenze und  $F$  eine Funktion, die die Kriechschädigung mit einem Norton-Ansatz modelliert:

$$F = \left( 1 + \alpha \int_t \sigma_{cy}^{n-2} |\sigma(t) - \sigma_0| \exp \left[ \frac{Q}{R} \left( \frac{1}{T_0} - \frac{1}{T} \right) \right] dt \right)^{1/n}, \quad (2.28)$$



wobei  $\alpha$  ein Anpassungsparameter,  $T_0$  eine Referenztemperatur und  $\sigma_0$  die Spannung bei der Lastumkehr ist. In jeweils leicht variiertes Form wird  $D_{TMF}$  zur Beschreibung der Lebensdauer einer Nickelbasis-Schmiedelegerung (Maier et al., 2013a,b) sowie verschiedener Gusseisenlegierungen (Seifert et al., 2010) verwendet.

Das Modell von Miller et al. (1993) berechnet die Rissausbreitungsrate als Summe der Rissausbreitungsrate durch Ermüdungs-, Kriech- und Oxidationsschädigung:

$$\frac{da}{dN} = \left. \frac{da}{dN} \right|_{fat} + \left. \frac{da}{dN} \right|_{creep} + \left. \frac{da}{dN} \right|_{ox}. \quad (2.29)$$

Die Raten für Ermüdungs- und Oxidationsschädigung werden mit Näherungslösungen des zyklischen J-Integrals berechnet, wobei in den Term für Oxidation zusätzlich die Zykluszeit eingeht. Die Rate für Kriechschädigung berechnet sich mit einer Funktion, die die Dehnung durch Kriechprozesse aufintegriert. Es wird davon ausgegangen, dass Schädigung durch Kriechverformung im Zugbereich durch Kriechverformung im Druckbereich ausheilen kann.

Ohtani et al. (1988) unterscheiden zwischen zeit- und zyklusabhängigem Rissausbreitungsverhalten. Zeitabhängiges Verhalten tritt z. B. in TMF-IP-Versuchen auf und wird von Kriechschädigung dominiert. Bei zyklusabhängigem Verhalten, das z. B. in TMF-OP-Versuchen auftritt, überwiegt dagegen Ermüdungsschädigung. Die Rissausbreitungsrate wird je nach Verhalten mit einem zeitabhängigen oder einem zyklusabhängigen J-Integral beschrieben. Auf diese Weise lässt sich das Lebensdauerverhalten von verschiedenen Stählen und Nickelbasislegierungen unter TMF-IP- und TMF-OP-Beanspruchung gut beschreiben.

Übersichten zu Lebensdauermodellen finden sich z. B. in (Danzer, 1988), (Sehitoglu, 1992), (McDowell et al., 1992) und (Riedler, 2005). In der praktischen Anwendung gilt ein Lebensdauermodell als zufriedenstellend, wenn die vorhergesagte Lebensdauer nicht mehr als um einen Faktor 2 von der experimentellen Lebensdauer abweicht. Innerhalb gegebener Grenzen für die Totaldehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,t}$ , die Dehnrate  $\dot{\varepsilon}$ , die Extremtemperaturen  $T_{Max}$ ,  $T_{Min}$  und Haltezeiten  $t_H$  erfüllen viele Modelle diese Forderung. Werden diese teilweise relativ engen Grenzen jedoch überschritten, sind die Grundannahmen der Modelle häufig nicht mehr gültig und die vorhergesagten Lebensdauern weichen stärker von den

experimentellen Ergebnissen ab. Bis heute konnte sich daher kein allgemeines Modell für die Vorhersage von TMF-Lebensdauern durchsetzen.

## 3 Verwendete Werkstoffe und Probengeometrien

Die Untersuchungsmaterialien waren die Nickelbasis-Schmiedelegerung NiCr22-Co12Mo9 sowie die konventionell erstarrte Nickelbasis-Gusslegierung MAR-M247 LC.

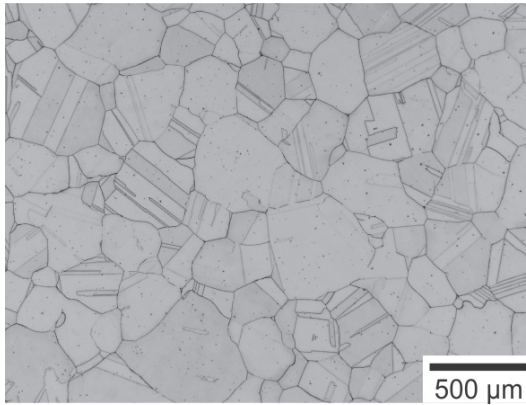
### 3.1 NiCr22Co12Mo9

Die Legierung ist unter den Handelsnamen Inconel Alloy 617 bzw. Nicrofer 5520 Co bekannt. Sie ist hauptsächlich mischkristall- und karbidverfestigt (Hicks, 1987) und zeichnet sich durch hohe Festigkeit sowie gute Kriecheigenschaften und Oxidationsbeständigkeit bis Temperaturen von 1100 °C aus (ThyssenKrupp, 2005). Der Werkstoff wird in Form von Blechen vor allem für Brennkammern in stationären Gasturbinen verwendet (Donachie und Donachie, 2002). Er gilt zudem als Kandidat für Komponenten von fossil befeuerten, überkritischen Dampfkraftwerken (Maier et al., 2013a) sowie von nuklear betriebenen Höchsttemperaturreaktoren (very high temperature reactor, VHTR) (Wright et al., 2012). Das Untersuchungsmaterial wurde vom Hersteller Krupp VDM bei  $\approx 1200$  °C lösungsgeglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt. Die Anlieferung erfolgte in Form von Stangen mit 19 mm Durchmesser und 2 m Länge. Tab. 3.1 zeigt die chemische Zusammensetzung.

**Tab. 3.1:** Chemische Zusammensetzung von NiCr22Co12Mo9 in Ma.-% (Kleinpaß, 1996)

Ni	Cr	Co	Mo	Fe	Al	C	Si	Mn	Ti
Basis	22,25	11,45	8,88	0,56	1,28	0,055	0,11	0,07	0,4

Cr, Co und Mo wirken als Mischkristallhärter, Cr führt zusätzlich zur Bildung einer  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -Schutzschicht. Karbide vom Typ  $\text{M}_6\text{C}$  und  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  werden vor allem durch Cr und Mo gebildet (Bürgel, 2011). Der Al-Gehalt ist so gewählt, dass ein ausreichender Korrosionsschutz durch  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Bildung gewährleistet ist, jedoch ein möglichst geringer Anteil der  $\gamma'$ -Phase auftritt (Mankins et al., 1974). Abb. 3.1 zeigt eine lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges im Ausgangszustand. Die Körner haben eine mittlere Größe von  $\approx 180 \mu\text{m}$  (Peichl, 2003) und weisen zahlreiche Glühzwillinge auf. An den Korngrenzen und im Korninneren liegen Karbide vor, die nach Peichl (2003) vom Typ  $\text{M}_6\text{C}$  sind. Aus den Stangen wurden runde Vollproben mit den in Abb. 3.2 gegebenen Abmessungen gedreht. Die zylindrische Messstrecke ist 17 mm lang und hat einen Durchmesser von 7 mm.

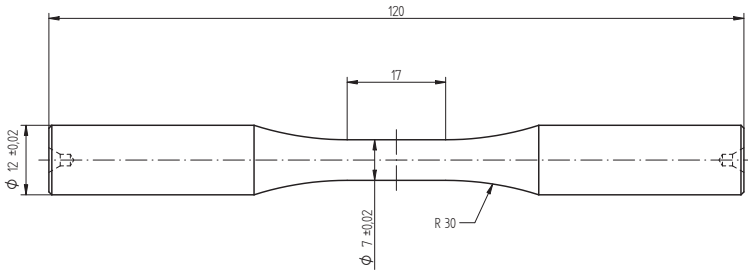


*Abb. 3.1: Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges von NiCr22Co12Mo9 im Ausgangszustand*

### 3.2 MAR-M247 LC

MAR-M247 LC ist eine ausscheidungsverfestigte Nickelbasis-Gusslegierung, die wegen ihrer herausragenden Hochtemperatureigenschaften vorwiegend für Turbinenschaufeln in Flugtriebwerken eingesetzt wird. LC steht für low carbon, also niedrigen Kohlenstoffgehalt. Das Untersuchungsmaterial wurde von Doncasters Precision Castings-Bochum GmbH im Feingussverfahren in Form von Rundstäben mit 12 mm Durchmesser und 120 mm Länge hergestellt. Nach dem Abgießen

wurden die Stäbe zur Verringerung der Porosität bei  $\approx 1185\text{ °C}$  und  $\approx 172,5\text{ MPa}$  in Argonatmosphäre heißstatisch gepresst (HIP), im Anschluss bei  $\approx 1185\text{ °C}$  lösungsgeglüht und abschließend bei  $870\text{ °C}$  ausgelagert (Gelmedin, 2014). Die chemische Zusammensetzung des Untersuchungsmaterials ist in Tab. 3.2 gegeben.



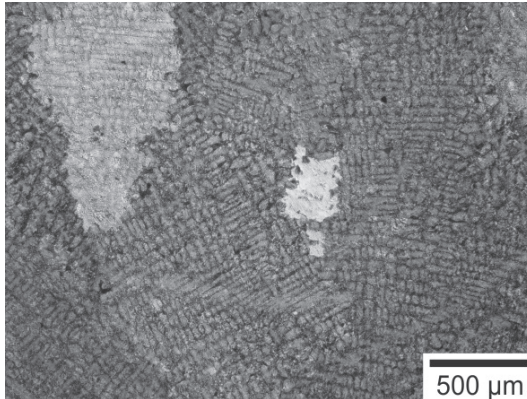
**Abb. 3.2:** Geometrie und Abmessungen der Proben aus NiCr22Co12Mo9

**Tab. 3.2:** Chemische Zusammensetzung von MAR-M247 LC in Ma.-% (Gelmedin, 2014)

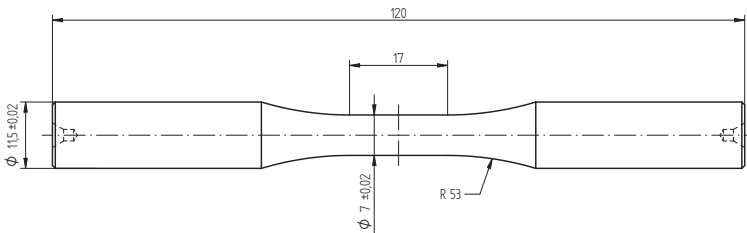
Ni	Cr	Co	Mo	Fe	Al	C	Si
Basis	8,19	9,24	0,5	0,04	5,6	0,07	0,03
Mn	Ti	W	V	Cu	Nb	Zr	Ta
<0,01	0,67	9,44	<0,01	<0,01	<0,02	0,02	3,18

Al, Ti, Ta und Co tragen zur Bildung der kubisch flächenzentrierten, geordneten  $\gamma'$ -Phase mit Nennstöchiometrie  $\text{Ni}_3\text{Al}$  bei. (Nathal et al., 1982; Janowski et al., 1986; Bürgel, 2011). Der Volumenanteil der  $\gamma'$ -Phase liegt im Bereich von 70% (Beck, 2001). Der hohe Al-Gehalt sorgt zudem für guten Oxidationsschutz durch Bildung einer  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schutzschicht. Abb. 3.3 zeigt eine Gefügeaufnahme im Ausgangszustand. Die Körner haben meist eine längliche, zur Probenmitte ausgerichtete Form mit Abmessungen von teilweise über 1 mm. Die dendritische Struktur ist gut zu erkennen. Der mittlere sekundäre Dendritenarmabstand beträgt  $\approx 30\ \mu\text{m}$  (Gelmedin, 2014). Die  $\gamma'$ -Teilchen zeigen eine heterogene Morphologie. Neben würfelförmigen Ausscheidungen mit etwa  $1\ \mu\text{m}$  Kantenlänge treten auch deutlich größere plattenförmige Ausscheidungen auf. In den Kanälen zwischen

den größeren Ausscheidungen befinden sich zudem sehr fein verteilte Teilchen mit Abmessungen im nm-Bereich (Gelmedin, 2014). Aus den Stäben wurden runde Vollproben gedreht, deren Abmessungen in Abb. 3.4 dargestellt sind. Die Messstrecke ist mit derjenigen der NiCr22Co12Mo9-Proben identisch.



**Abb. 3.3:** Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges von MAR-M247 LC im Ausgangszustand



**Abb. 3.4:** Geometrie und Abmessungen der Proben aus MAR-M247 LC

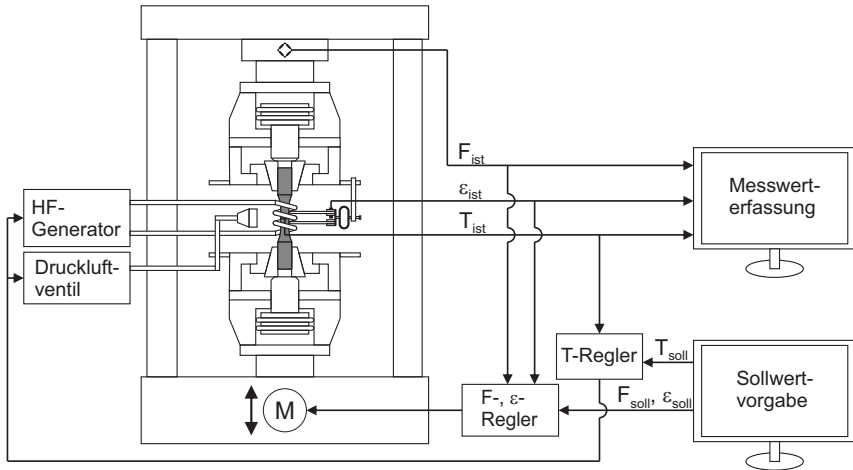
## **4 Versuchsaufbau, -durchführung und -auswertung**

### **4.1 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche**

#### **4.1.1 Versuchsaufbau**

Für die TMF-Versuche stand eine modifizierte elektromechanische Prüfmaschine der Firma Zwick zur Verfügung. Abb. 4.1 gibt einen schematischen Überblick zum Versuchsaufbau. Der Lastrahmen ermöglicht eine maximale Prüfkraft von 100 kN. Die Einspannung der Rundproben erfolgte über kegelförmige Spannzangen, die durch einen Hydraulikkolben in entsprechend geformte Fassungen gedrückt werden und die Probe somit reibschlüssig fixieren. Der Spanndruck betrug bei allen Versuchen 250 bar. Die Proben wurden induktiv mittels einer wassergekühlten Kupferspule und einem 5 kW Hochfrequenzgenerator der Firma Hüttinger erwärmt. Die Kühlung erfolgte durch Wärmeleitung in die wassergekühlten Spannzangen sowie zusätzlich durch drei radial um die Probe angeordnete Druckluftdüsen. Die Temperatur der Probe wurde mit je einem NiCr-Ni Bandthermoelement (Typ K) gemessen, das in der Mitte der Messstrecke angebracht war. Für die Dehnungsmessung wurde ein wassergekühlter, kapazitiver Dehnungsaufnehmer mit einer Ausgangsmesslänge von 15 mm verwendet. Dieser wurde mittels zweier Keramikschnitten aus Aluminiumoxid reibschlüssig an der Probe fixiert. Um einen sicheren Sitz des Dehnungsaufnehmers zu gewährleisten, wurde er mit einem Federblechsystem an die Probe gepresst. Die an der Probe anliegende Axialkraft wurde mit einer 100 kN Kraftmessdose der Firma Interface gemessen. Die Sollwertvorgabe erfolgte mit dem am Institut für Angewandte Materialien entwickelten Programm SWNEU. Der für die Regelung von Kraft und Dehnung verwendete digitale PID-Regler ermöglicht ein Umschalten zwischen Kraft- und Dehnungsregelung während des Versuchs. Die Temperaturregelung erfolgte mit einem Regler der Firma Jumo, der sowohl den Hochfrequenzgenerator als auch das

Druckluft-Proportionalventil steuerte. Die Messwerte wurden auf einem separaten Rechner mit dem Programm SignalExpress von National Instruments erfasst.



**Abb. 4.1:** Schematische Darstellung des TMF-Versuchsaufbaus

Vor den einzelnen Versuchsreihen wurde jeweils das Temperaturfeld in der Messstrecke optimiert. Hierzu wurden typische Temperaturzyklen mit einer Probe gefahren, bei der die Temperatur in der Probenmitte sowie am unteren und oberen Ende der Messlänge (bei  $\pm 7,5$  mm) mittels Bandthermoelementen vom Typ K gemessen wurde. Die Spulengeometrie sowie die Einspannposition wurden so optimiert, dass eine möglichst geringe axiale Temperaturabweichung auftrat. Der Code of Practice (Hähner et al., 2006) gibt eine zulässige axiale Temperaturabweichung innerhalb der Messstrecke von 2 % der Temperaturschwingbreite, für  $\Delta T = 100 - 850$  °C also 15 °C vor. Abb. 4.2 zeigt den Temperaturverlauf in der Mitte der Probe sowie die Temperaturdifferenz am oberen und unteren Ende der Messstrecke für einen exemplarischen Zyklus mit 60 s Haltezeit. Die Vorgabe von 15 °C maximaler Abweichung entlang der Messstrecke wird über den kompletten Zyklus eingehalten. Bei Einsetzen der Druckluftkühlung lag die Temperatur an den Rändern der Messstrecke in einigen Fällen kurzzeitig mehr als 15 °C unterhalb der Temperatur in der Probenmitte. Es wird davon ausgegangen, dass in diesen Fällen die äußeren Thermoelemente direkt von der



Druckluft angeblasen wurden und die tatsächliche Materialtemperatur höher lag. Von einer weiteren Optimierung wurde daher abgesehen.

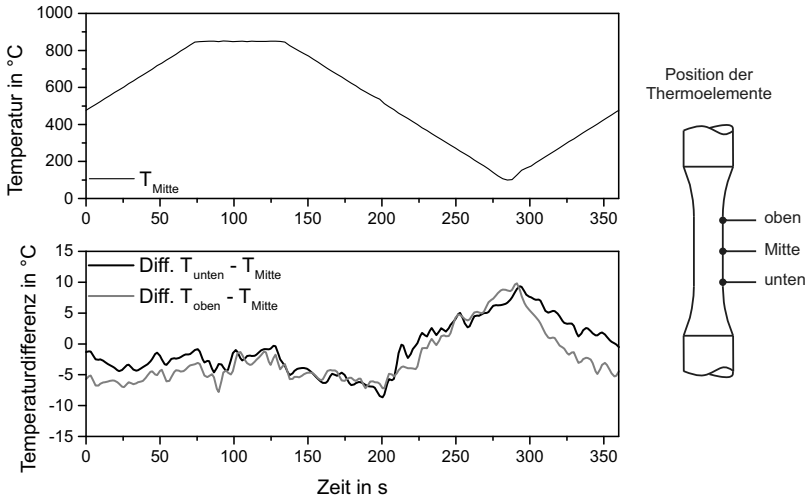


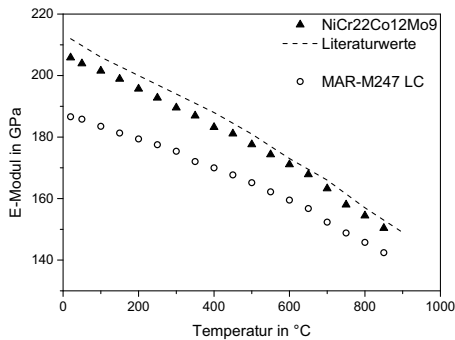
Abb. 4.2: Temperatur-Zeit-Verlauf in der Mitte der Probe (oben) sowie Temperaturdifferenzen an den Rändern der Messstrecke

### 4.1.2 Versuchsdurchführung

Vor den eigentlichen Versuchen wurde zunächst der E-Modul der einzelnen Proben bei Temperaturen bis 850 °C in Schritten von 50 °C ermittelt, um die Plausibilität der Dehnungsmessung zu überprüfen. Ergab sich bei einer Messung eine Abweichung >10 % gegenüber dem Literaturwert (für NiCr22Co12Mo9, Werte aus ThyssenKrupp (2005)) bzw. dem Mittelwert der bis zu diesem Zeitpunkt durchgeführten Versuche (für MAR-M247 LC), wurde der Dehnungsaufnehmer neu angesetzt oder ggf. neu kalibriert. Die Ergebnisse sind in Abb. 4.3 dargestellt.

Die TMF-Versuchsführung erfolgte totaldehnungskontrolliert und orientierte sich am europäischen Code of Practice (Hähner et al., 2006). Das Umgebungsmedium war jeweils Luft. Die zeitlichen Verläufe von mechanischer Dehnung und Temperatur wurden zeitlich synchronisiert und mit gleicher Frequenz vorgegeben. Die Temperaturschwingbreite war für alle Versuche  $\Delta T = 100 - 850$  °C.

In einigen Versuchen wurden Haltezeiten bei  $T_{Max} = 850\text{ °C}$  von  $t_H = 2, 5$  oder  $30$  min eingefügt. Die Verläufe von mechanischer Dehnung und Temperatur waren dreieckförmig in Versuchen ohne Haltezeiten und entsprechend trapezförmig in Versuchen mit Haltezeiten. Die Temperaturrate während der Aufheiz- und Kühlphasen betrug  $5\text{ °C/s}$ , womit sich eine Zykluszeit von  $300\text{ s}$  in haltezeitfreien Versuchen ergibt. Tab. 4.1 zeigt die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten mechanischen Dehnungsamplituden mit den sich hieraus ergebenden Dehnraten. Das Dehnungsverhältnis betrug für alle Versuche  $R_\epsilon = -1$ .

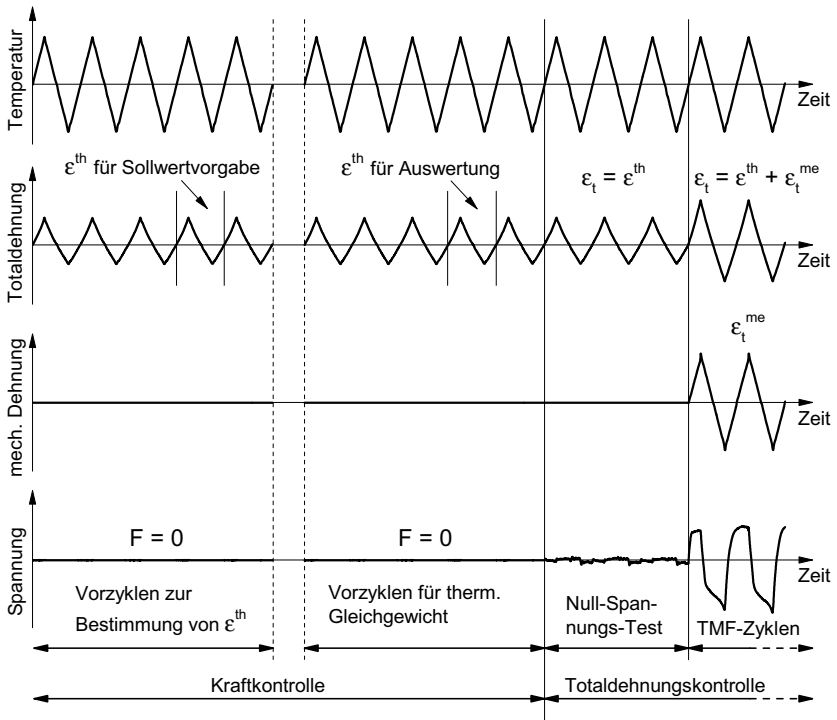


**Abb. 4.3:** Gemittelte E-Modul-Werte der untersuchten Proben in Abhängigkeit der Temperatur. Literaturwerte für NiCr22Co12Mo9 aus ThyssenKrupp (2005)

**Tab. 4.1:** Untersuchte mechanischen Dehnungsamplituden mit den zugehörigen Dehnraten

$\epsilon_{a,t}^{me}$ in %	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7
$\dot{\epsilon}^{me}$ in $10^{-5}\text{ s}^{-1}$	4	5,33	6,66	8	9,33

Untersuchte Phasenlagen zwischen mechanischer Dehnung und Temperatur waren  $0^\circ$  (in-phase, IP),  $180^\circ$  (out-of-phase, OP),  $+90^\circ$  (clockwise diamond, CD) und  $-90^\circ$  (counterclockwise diamond, CCD) (vgl. Abb. 2.1). Der Ablauf eines Versuchsstarts ist in Abb 4.4 am Beispiel eines IP-Versuchs illustriert. Als Regelgröße wurde der Prüfmaschine die Totaldehnung  $\epsilon_t$  vorgegeben, die sich gemäß Gl. 2.1 aus thermischer Dehnung  $\epsilon^{th}$  und mechanischer Dehnung  $\epsilon_t^{me}$  zusammensetzt. Vor den TMF-Versuchen wurde daher für jede Probe der Verlauf von  $\epsilon^{th}$  für den



**Abb. 4.4:** Zeitliche Verläufe von Temperatur, Totaldehnung, mechanischer Dehnung und Spannung während der ersten Zyklen eines IP-Versuchs

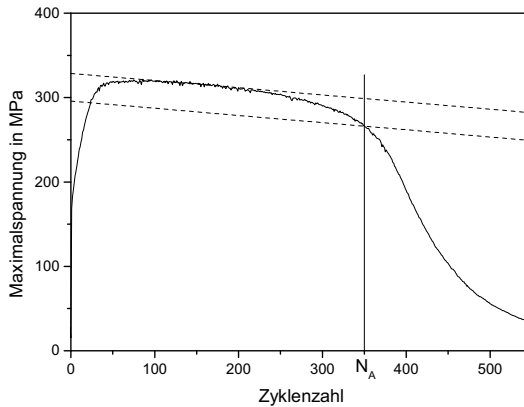
entsprechenden Temperaturzyklus bestimmt. Hierfür wurden 5 Temperaturzyklen lastfrei unter Kraftkontrolle durchgeführt und der Verlauf von  $\epsilon^{th}$  aus dem vorletzten Zyklus als Referenz verwendet. Danach wurde der Versuch unterbrochen und der Verlauf von  $\epsilon_t$  aus dem gemessenen  $\epsilon^{th}$  und dem gewünschten  $\epsilon_t^{me}$  berechnet. Zu Beginn der eigentlichen Versuche erfolgten zunächst wieder 5 lastfreie Temperaturzyklen unter Kraftkontrolle, um ein thermisches Gleichgewicht zu erreichen. Anschließend wurden in einem sog. Null-Spannungs-Test drei Zyklen in Dehnungskontrolle gefahren, bei denen  $\epsilon^{th}$  aus dem Referenzzyklus als Sollwert vorgegeben wurde. Ergaben sich in diesen Zyklen Spannungsspitzen, die größer als 5 % der zu erwartenden Spannungsschwingbreite waren, wurde der Versuch unterbrochen und die thermische Dehnung erneut aufgenommen. In

Versuchen mit Haltezeiten traten während des Null-Spannungs-Tests in mehreren Fällen Druckspitzen von über 1 kN im Bereich der Minimaltemperatur auf. Dies konnte deutlich abgemildert werden, indem in Haltezeitversuchen jeweils 10 lastfreie Temperaturzyklen zur Bestimmung der thermischen Dehnung sowie zur Einstellung des thermischen Gleichgewichts durchgeführt wurden. Nach bestandenerm Null-Spannungs-Test wurde der errechnete Verlauf von  $\varepsilon_t$  als Sollwert vorgegeben, womit die thermisch-mechanische Belastung begann. Der erste TMF-Zyklus startete in IP- und OP-Versuchen bei der Mitteltemperatur  $T_m = 475$  °C, in CD- und CCD-Versuchen bei der Minimaltemperatur  $T_{Min} = 100$  °C. Die Versuche wurden gestoppt, sobald ein Abfall der Maximalspannung von mindestens 20 % eingetreten oder die Probe gebrochen war.

### 4.1.3 Versuchsauswertung

Die Signale von Temperatur, Spannung und Totaldehnung wurden kontinuierlich mit einer Frequenz von 25 Hz erfasst, anschließend mit einem Tiefpassfilter zweiter Ordnung bei einer Grenzfrequenz von 1 Hz gefiltert und schließlich mit einer Abtastrate von 4 Hz aufgezeichnet. Die so erhaltenen Rohdaten wurden anhand des Temperatursignals mittels des Programms Matlab von Mathworks in Zyklen aufgeteilt. Die weitere Auswertung erfolgte ebenfalls mit Matlab-Routinen. Als Versagenskriterium wurde der makroskopische Anriss festgelegt. Als Anrisslastspielzahl  $N_A$  wurde die Zyklenzahl definiert, bei der die Maximalspannung erstmals einen Abfall von über 10 % gegenüber ihres als stabilisiert erkannten Verlaufs aufweist. Die Vorgehensweise ist in Abb. 4.5 am Beispiel eines IP-Versuchs skizziert. Einige Proben brachen komplett, bevor das Anrisskriterium erfüllt war. In diesem Fall wurde als Anrisslastspielzahl die Bruchlastspielzahl verwendet.

Zur Ermittlung von  $\varepsilon_t^{me}$  wurde  $\varepsilon^{th}$  aus dem vorletzten kraftkontrollierten Zyklus (vgl. Abb. 4.4) zyklweise vom gemessenen  $\varepsilon_t$  subtrahiert. Als plastische Dehnungsamplitude  $\varepsilon_{a,p}^{me}$  wurde die halbe Hysteresenbreite auf Höhe der Mittelspannung  $\sigma_m$  definiert. Ein detaillierter Ablauf der Auswerteroutinen ist in (Korinth, 2013) zu finden.



**Abb. 4.5:** Bestimmung der Anrisslastspielzahl anhand eines 10 %-Abfalls der Maximalspannung gegenüber dem als stabilisiert erkannten Verlauf

## 4.2 Mikroskopische Untersuchungen

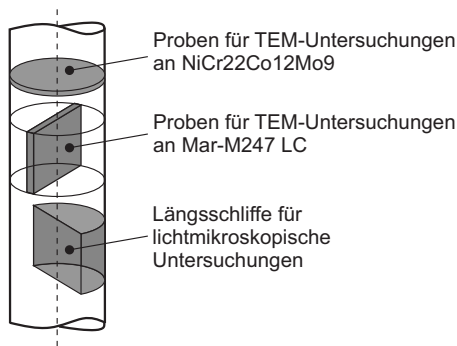
### 4.2.1 Lichtmikroskopische Untersuchungen

Die Schädigung sowie die Gefügeausbildung der Proben nach der TMF-Beanspruchung wurden lichtmikroskopisch anhand von Längsschliffen untersucht. Die Aufnahmen entstanden mit einem Gerät vom Typ Axiovert 220 MAT der Firma Zeiss. Abb. 4.6 zeigt die Entnahmestellen der Probenstücke für die Längsschliffe, die mittels einer Trennscheibe aus Aluminiumoxid aus den Messstrecken gesägt wurden. Die Schliffflächen lagen jeweils im Bereich der Probenachse. Die Probenstücke wurden warm (NiCr22Co12Mo9) bzw. kalt (MAR-M247 LC) in Kunststoff eingebettet, anschließend mit SiC-Papier geschliffen, mit verschiedenen Diamantsuspensionen vorpoliert und mit einer Oxidsuspension feinpoliert. Um trans- und interkristalline Schädigung identifizieren zu können, wurden die Schliffe aus NiCr22Co12Mo9 etwa 60 s bei 70 °C mit V2A-Beize angeätzt. Die Schliffe aus MAR-M247 LC wurden mit einer Mischung aus Salzsäure und Wasserstoffperoxid im Verhältnis 100:3 für etwa 20 s bei Raumtemperatur geätzt. Da feine Schädigungen der Korngrenzen durch die Ätzung teilweise nicht mehr identifizierbar waren, wurden einige Proben nach der Feinpolitur

im differentiellen Interferenzkontrast (DIC) betrachtet, wodurch die Korngrenzen anhand ihrer Topologie zu erkennen waren.

#### 4.2.2 TEM-Untersuchungen

Die Entwicklung der Mikrostruktur wurde mittels Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) untersucht. Die Untersuchungen hierzu wurden am Laboratorium für Elektronenmikroskopie des Karlsruher Instituts für Technologie und am Institute of Physics of Materials in Brünn, Tschechien durchgeführt. In Karlsruhe stand ein TEM der Firma Zeiss vom Typ Leo 922 mit einer Beschleunigungsspannung von 200 kV zur Verfügung. In Brünn wurde ein Philips CM12 TEM mit einer Beschleunigungsspannung von 110 kV verwendet. Die Probenpräparation war jeweils gleich. Zunächst wurden etwa 1 mm dicke Quer- (NiCr22Co12Mo9) bzw. Längsstücke (MAR-M247 LC) (vgl. Abb. 4.6) aus den Messstrecken der Proben heraufgerodiert und mittels SiC-Papier auf etwa 0,1 mm Dicke geschliffen. Anschließend wurden Scheiben mit 3 mm Durchmesser ausgestanzt, die so lange elektrolytisch gedünnt wurden, bis ein Loch entstand. Im Randbereich dieser Löcher war das Material dann häufig durchstrahlbar.



**Abb. 4.6:** Probenmessstrecke mit Entnahmestellen der Proben für die mikroskopischen Untersuchungen

## 5 TMF-Versuche mit verschiedenen Phasenlagen an NiCr22Co12Mo9

Zur Untersuchung des Verhaltens von NiCr22Co12Mo9 unter TMF-Beanspruchung ohne Haltezeiten wurden Versuche mit mechanischen Dehnungsamplituden von  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,3; 0,4$  und  $0,5$  % mit den Phasenlagen IP, OP, CD und CCD durchgeführt. Die Temperaturschwingbreite betrug jeweils  $100 - 850$  °C. Die Ergebnisse wurden teilweise in Zusammenarbeit mit (Korinth, 2013) ermittelt.

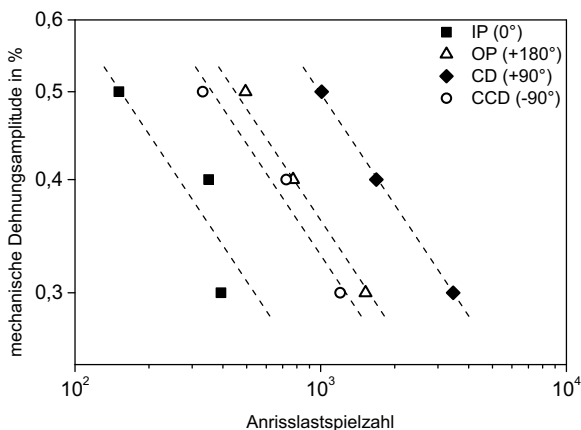
### 5.1 Lebensdauerverhalten

In Abb. 5.1 sind die Lebensdauern für die untersuchten Phasenlagen in einem doppeltlogarithmischen Dehnungswöhlerdiagramm dargestellt. Es zeigt sich eine klare Reihenfolge der Lebensdauer in Abhängigkeit der Phasenlage. IP-Beanspruchung führt zu den kürzesten Lebensdauern, gefolgt von CCD-, OP- und CD-Beanspruchung. Bei gegebener mechanischer Dehnungsamplitude sind die IP-Lebensdauern um Faktor 5 bis 10 kürzer als die CD-Lebensdauern. Die OP- und CCD-Lebensdauern fallen in ein gemeinsames Streuband, wobei die OP-Lebensdauern jeweils länger sind. Die Steigung der Wöhlerkurven ist für alle Phasenlagen vergleichbar.

### 5.2 Verformungsverhalten

#### 5.2.1 Hystereseschleifen und mechanische Kenngrößen

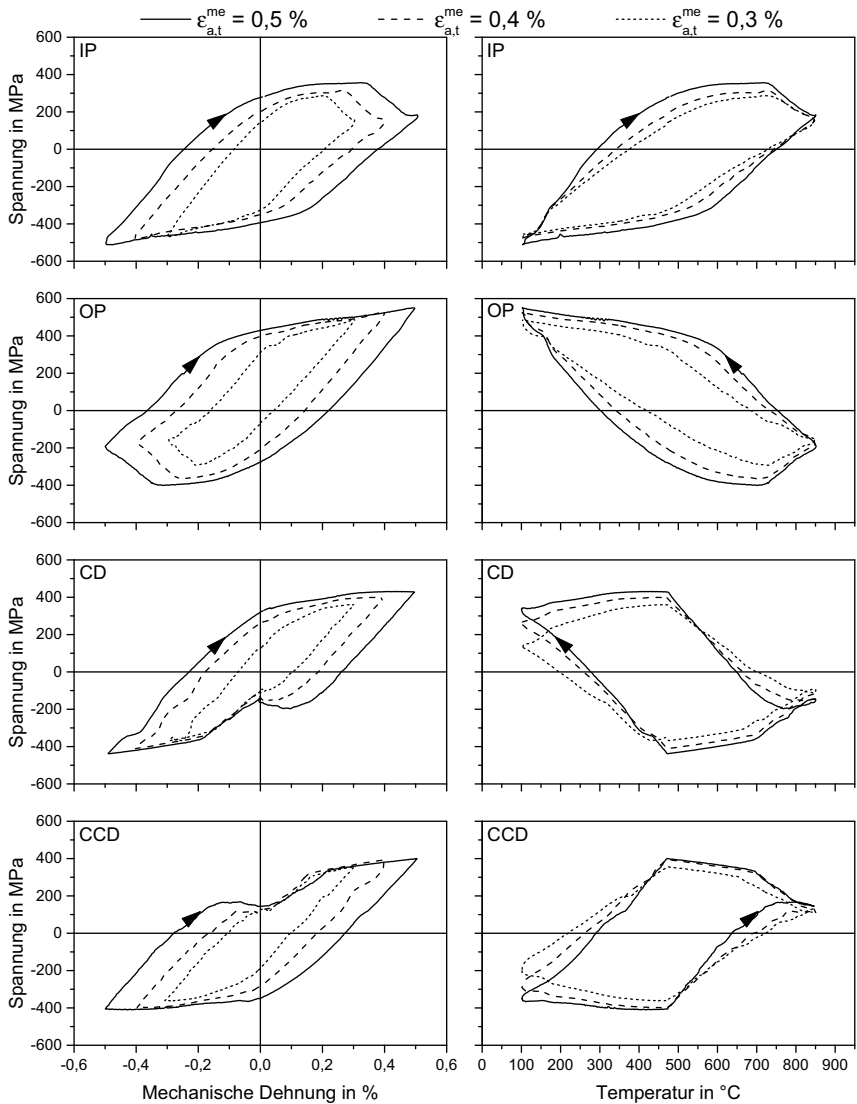
Abb. 5.2 zeigt links die Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleifen und rechts die zugehörigen Spannungs-Temperatur-Hystereseschleifen für die untersuchten Phasenlagen und mechanischen Dehnungsamplituden jeweils bei der halben Anrisslastspielzahl. Die Pfeile geben die Umlaufrichtung an. In allen Fällen tritt deutliche plastische Verformung auf. Erwartungsgemäß nehmen die plastische



**Abb. 5.1:** Einfluss von Phasenlage und mechanischer Dehnungsamplitude auf die Lebensdauer von NiCr22Co12Mo9

Dehnungsamplitude und die Spannungsamplitude mit zunehmender mechanischer Dehnungsamplitude zu. Unter IP-Beanspruchung liegen bei hohen Temperaturen positive und bei tiefen Temperaturen negative mechanische Dehnungen an. Da der Werkstoffwiderstand mit steigender Temperatur abnimmt, ist die bei gegebener mechanischer Dehnung induzierte Spannung umso geringer, je höher die Temperatur ist. Hierdurch sind in IP-Versuchen die Zugspannungen betragsmäßig kleiner als die Druckspannungen und der größere Teil der Hysterese liegt im Druckspannungsbereich. Entsprechend liegen Druckmittelspannungen vor. Für OP-Beanspruchung gilt das gleiche mit entgegengesetztem Vorzeichen, wodurch hier Zugmittelspannungen vorliegen. Für CD- und CCD-Versuche treten die Extremwerte der Dehnung jeweils bei der Mitteltemperatur von 475 °C auf. Somit sind die induzierten maximalen Zug- und Druckspannungen betragsmäßig etwa gleich und es ergeben sich vernachlässigbar kleine Mittelspannungen. Im Bereich der höchsten Temperaturen liegen unter IP- und CCD-Beanspruchung Zugspannungen, unter OP- und CD-Beanspruchung Druckspannungen an. Während des Aufheizens nimmt der Betrag der induzierten Spannung im Bereich der Maximaltemperatur in allen Versuchen ab, obwohl die Dehnung (in IP- und CCD-Versuchen) bzw. Stauchung (in OP- und CD-Versuchen) zunimmt. Somit tritt die Maximalspannung in IP-Versuchen nicht bei der Maximaldehnung und die Minimalspannung in





**Abb. 5.2:** Zusammenhang zwischen Spannung und mechanischer Dehnung (links) sowie zwischen Spannung und Temperatur (rechts) für die untersuchten Phasenlagen bei  $N = N_A/2$

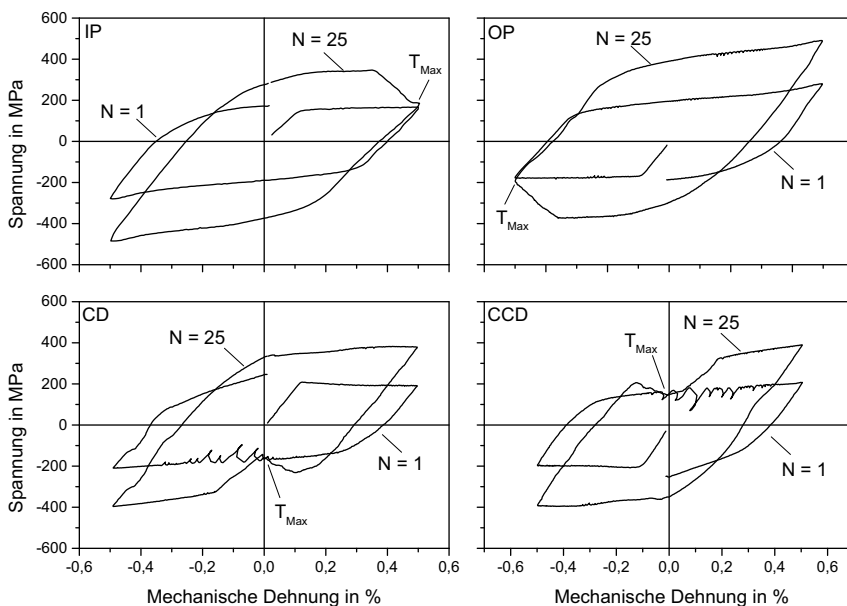
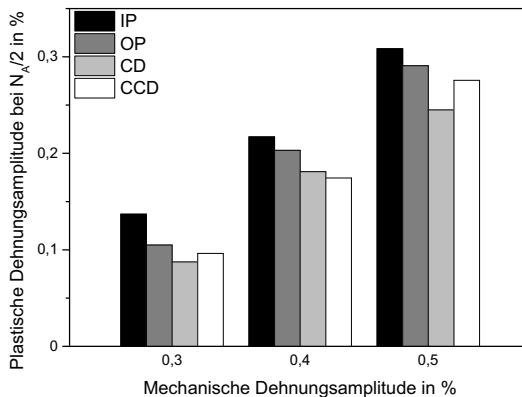


Abb. 5.3: Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleifen in Zyklus 1 und 25 für  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$

OP-Versuchen nicht bei der Minimaldehnung auf. Der Rückgang der Spannung ist umso ausgeprägter und beginnt bei umso geringeren Temperaturen, je größer die vor dem Rückgang anliegende Spannung ist. Im Temperaturbereich zwischen 150 und 350 °C sind in den IP- und OP-Hysteresen mit  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  leichte Spannungseinbrüche zu erkennen, die auf dynamische Reckalterungseffekte (DRA) zurückzuführen sind. Abb. 5.3 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleifen in Zyklus 1 und Zyklus 25 für  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$ . Die Beträge der Minimal- und Maximalspannung in Zyklus 25 sind im Vergleich zum ersten Zyklus deutlich größer. Der Werkstoff verfestigt stark. Die Verfestigung wirkt hauptsächlich bei geringen und mittleren Temperaturen, während sich die Spannung bei der Maximaltemperatur mit zunehmender Zyklenzahl kaum ändert. Im Gegensatz zu späteren Zyklen treten im ersten Zyklus die Maximal- bzw. Minimalspannung unter IP- bzw. OP-Bearbeitung noch bei der Maximaltemperatur auf. Die betragsmäßige Abnahme der Spannung während des Aufheizens ergibt sich somit erst mit einsetzender Verfestigung. Unter CD- und CCD-Bearbeitung sind im ersten

Zyklus, nachdem die Maximaltemperatur überstrichen wurde, sehr ausgeprägte Spannungseinbrüche durch DRA zu erkennen. In einigen CCD-Zyklen zeigten sich Spannungseinbrüche bis zur völligen Entlastung. Das Ausmaß der Spannungseinbrüche in diesem Temperaturbereich nimmt mit zunehmender Zyklenzahl rasch ab. Bereits in Zyklus 25 sind keine Spannungseinbrüche mehr erkennbar.

Abb. 5.4 zeigt die für die untersuchten Phasenlagen bei der halben Anrisslastspielzahl gemessenen plastischen Dehnungsamplituden. Unabhängig von der mechanischen (Total-)dehnungsamplitude sind die Werte für IP- und OP-Beanspruchung größer als für CD- und CCD-Beanspruchung. Für die in Abb. 5.5 dargestellten Spannungsamplituden bei  $N = N_A/2$  ergeben sich die höchsten Werte für OP-Beanspruchung und die geringsten Werte für CCD-Beanspruchung. Für IP- und CD-Beanspruchung liegen die Werte auf vergleichbarem Niveau.

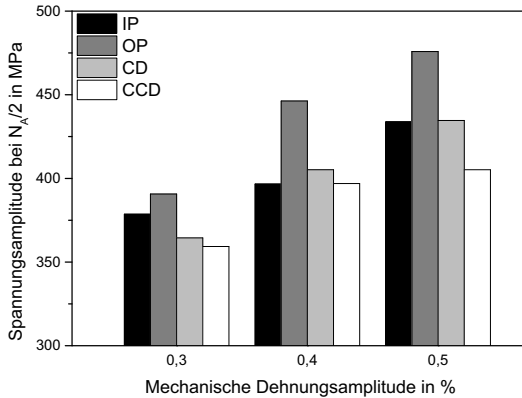


**Abb. 5.4:** Einfluss von Phasenlage und mechanischer Dehnungsamplitude auf die plastische Dehnungsamplitude bei  $N = N_A/2$

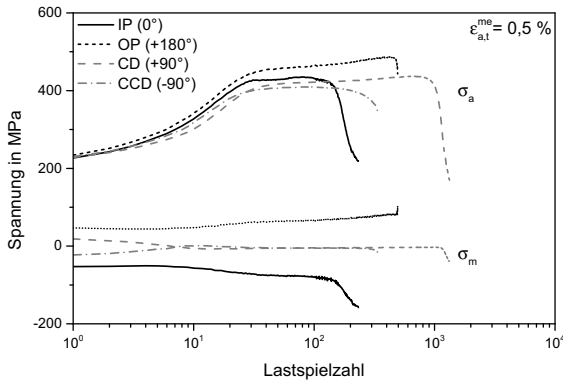
### 5.2.2 Wechselverformungsverhalten

Abb. 5.6 zeigt die Verläufe der Spannungsamplitude sowie der Mittelspannung über der Zyklenzahl für Versuche mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$ . In Abb. 5.7 sind die zugehörigen Verläufe der plastischen Dehnungsamplitude dargestellt. Die Spannungsamplitude hat im ersten Zyklus für alle Phasenlagen etwa den gleichen Betrag und nimmt infolge der starken Verfestigung innerhalb der ersten 25 Zyklen jeweils um

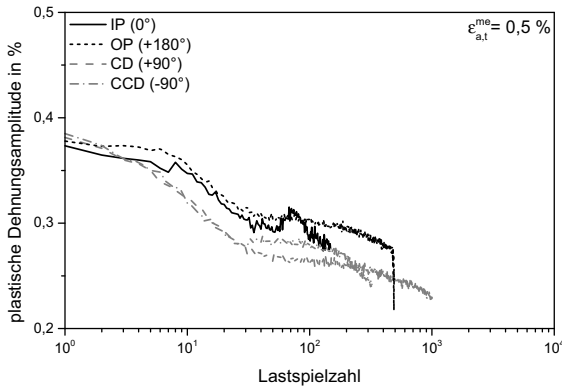
mehr als 70 % zu. Die anfängliche Zunahme ist unter IP- und OP-Bearbeitung tendenziell ausgeprägter als unter CD- und CCD-Bearbeitung. Anschließend nimmt die Spannungsamplitude für alle Phasenlagen zunächst weiter leicht zu.



**Abb. 5.5:** Einfluss von Phasenlage und mechanischer Dehnungsamplitude auf die Spannungsamplitude bei  $N = N_A/2$



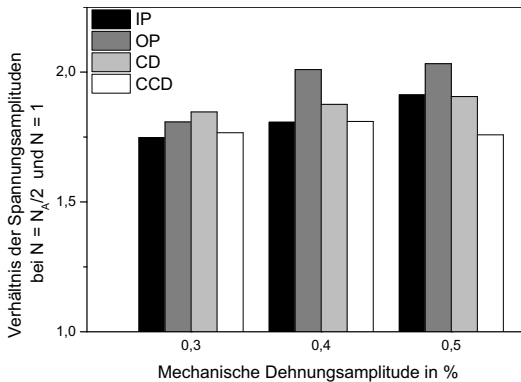
**Abb. 5.6:** Einfluss der Phasenlage auf die Entwicklung der Spannungsamplitude sowie der Mittelspannung bei  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$



**Abb. 5.7:** Einfluss der Phasenlage auf die Entwicklung der plastischen Dehnungsamplitude bei  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$

Unter OP- und CD-Beanspruchung verfestigt der Werkstoff bis zum makroskopischen Anriss, wodurch der Maximalwert der Spannungsamplitude gegen Ende der Lebensdauer auftritt. Unter IP- und CCD-Beanspruchung wird die maximale Spannungsamplitude früher als für OP- und CD-Beanspruchung erreicht. Anschließend nehmen die Beträge zunächst leicht, dann immer schneller bis zum Versuchsende ab. Wie bereits aus Abb. 5.2 ersichtlich, liegen für IP-Beanspruchung negative und für OP-Beanspruchung positive Mittelspannungen vor, während für CD- und CCD-Beanspruchung nahezu keine Mittelspannungen auftreten. Der Betrag der Mittelspannungen unter IP- und OP-Beanspruchung steigt mit zunehmender Zyklenzahl. Die plastische Dehnungsamplitude ist ähnlich wie die Spannungsamplitude im ersten Zyklus für alle Phasenlagen etwa gleich groß. Innerhalb der ersten 30 Zyklen nehmen die Beträge durch die Verfestigung jeweils stark ab. Für CD- und CCD-Beanspruchung ist diese anfängliche Abnahme ausgeprägter als für IP- und OP-Beanspruchung. Im weiteren Verlauf nimmt die plastische Dehnungsamplitude für alle Phasenlagen bis zum Versuchsende kontinuierlich ab. Die IP-Kurve verläuft im Bereich zwischen Zyklus 60 und 90 unregelmäßig. Die zugehörigen Hystereseschleifen weisen jedoch keine Auffälligkeiten auf. Für die Versuche mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3$  und  $0,4\%$  entwickeln sich die Spannungsamplituden und plastischen Dehnungsamplituden qualitativ ähnlich wie für  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$ , wobei die Beträge jeweils entsprechend geringer sind.

Um das Ausmaß der Verfestigung vergleichend bewerten zu können, sind in Abb. 5.8 die Spannungsamplituden bei der halben Anrisslastspielzahl normiert auf die Spannungsamplitude im ersten Zyklus dargestellt. Für alle Versuche nimmt die Spannungsamplitude bis zur halben Anrisslastspielzahl um mindestens 75 % zu. Die Verfestigung ist für OP- und CD-Beanspruchung ausgeprägter als für IP- und CCD-Beanspruchung.



**Abb. 5.8:** Verhältnis der Spannungsamplituden bei  $N = N_A/2$  und  $N = 1$  für die untersuchten mechanischen Dehnungsamplituden und Phasenlagen

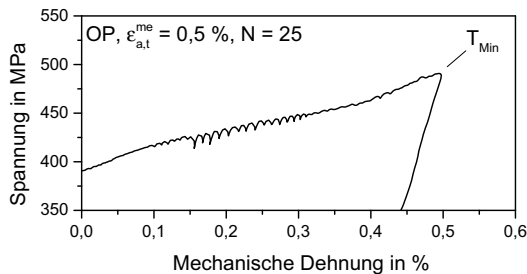
### 5.2.3 Dynamische Rekalterung

Wie aus den Abbildungen 5.2 und 5.3 ersichtlich, sind die Spannungs-Dehnungs-Verläufe von NiCr22Co12Mo9 für die untersuchten Beanspruchungsbedingungen zum Teil unstetig und weisen deutliche Spannungseinbrüche auf. Dieses Verhalten ist auf DRA-Effekte zurückzuführen. Generell wurden zwei Erscheinungsformen von unstetigen Spannungs-Dehnungs-Verläufen beobachtet. Die erste Form tritt bei Temperaturen zwischen 350 und 850 °C auf und ist durch ausgeprägte Spannungseinbrüche charakterisiert, die in CD- und CCD-Versuchen bis zur vollständigen Entlastung führen können. Die zweite Form erfolgt bei Temperaturen zwischen 100 und 350 °C, wobei die Spannungseinbrüche hier im Bereich von 20 MPa liegen und somit vergleichsweise gering sind. Abb. 5.9 zeigt einen Ausschnitt einer Hystereseschleife unter OP-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5 \%$ , wo Spannungseinbrüche im Bereich der Minimaltemperatur deutlich zu erkennen sind.

Tab. 5.1 nennt für die durchgeführten Versuche jeweils den ersten und den letzten Zyklus, in dem unstetige Spannungs-Dehnungs-Verläufe beobachtet wurden. Als Kriterium für einen unstetigen Verlauf wurden Spannungseinbrüche  $\geq 10$  MPa verwendet. Die Hochtemperaturform tritt jeweils nur zu Versuchsbeginn auf und klingt umso schneller ab, je höher die mechanische Dehnungsamplitude ist. Die Tieftemperaturform wurde nur in IP- und OP-Versuchen mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} \geq 0,4\%$  beobachtet, blieb hier jedoch über die komplette Versuchsdauer erhalten.

**Tab. 5.1:** Auftreten von unstetigen Spannungs-Dehnungs-Verläufen infolge der beiden Formen dynamischer Reckalterung

Phasenlage	$\varepsilon_{a,t}^{me}$ in %	Zyklen	
		T = 100 - 350 °C	T = 350 - 850 °C
IP	0,3	-	1 bis 14
IP	0,4	-	1 bis 12
IP	0,5	33 bis 151 = $N_A$	1 bis 9
OP	0,3	-	1 bis 17
OP	0,4	20 bis 772 = $N_A$	4 bis 11
OP	0,5	3 bis 494 = $N_A$	1 bis 7
CD	0,3	-	1 bis 41
CD	0,4	-	1 bis 28
CD	0,5	-	1 bis 24
CCD	0,3	-	1 bis 37
CCD	0,4	-	1 bis 26
CCD	0,5	-	1 bis 18



**Abb. 5.9:** Unstetiger Spannungs-Dehnungs-Verlauf durch die Tieftemperaturform der DRA in einem OP-Versuch mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$ ;  $N = 25$

### 5.3 Mikrostrukturelle Untersuchungen

Die TEM-Untersuchungen zur Charakterisierung der Mikrostruktur wurden jeweils durchgeführt, nachdem die Proben bis zum makroskopischen Anriss belastet wurden. Um Ausscheidungen identifizieren und Orientierungsbeziehungen bestimmen zu können, wurden neben Hellfeldaufnahmen auch Beugungsbilder und Dunkelfeldaufnahmen betrachtet. Abb. 5.10 zeigt Hellfeldaufnahmen einer Probe nach IP-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$ . Es ist zu erkennen, dass sich die Mikrostruktur an verschiedenen Stellen derselben Probe z. T. deutlich unterscheidet. Im linken Teilbild liegt eine überwiegend planare Versetzungsstruktur mit welligen Anteilen vor, während im rechten Teilbild Subkornbildung in einem frühen Stadium zu erkennen ist. In beiden Bildern sind feinverteilte Sekundärkarbide zu sehen, die sich während der Belastung bevorzugt an Versetzungen gebildet haben. Abb. 5.11 zeigt eine Hell- und Dunkelfeldaufnahme von Sekundärkarbiden sowie das zugehörige Beugungsbild mit der Zonenachse  $B = [1\bar{1}0]$ . Die Karbide haben eine rundliche oder plättchenartige Form und Abmessungen im Bereich von 100 nm. Im Beugungsbild repräsentieren die hellen Reflexe die Matrix und die dazwischenliegenden kleineren Reflexe die Karbide. Im Dunkelfeldbild eines Karbidreflexes erscheinen die Karbide entsprechend hell. Die Karbidreflexe zeigen das gleiche Muster wie die Matrixreflexe mit einem um Faktor drei kleineren Ab-

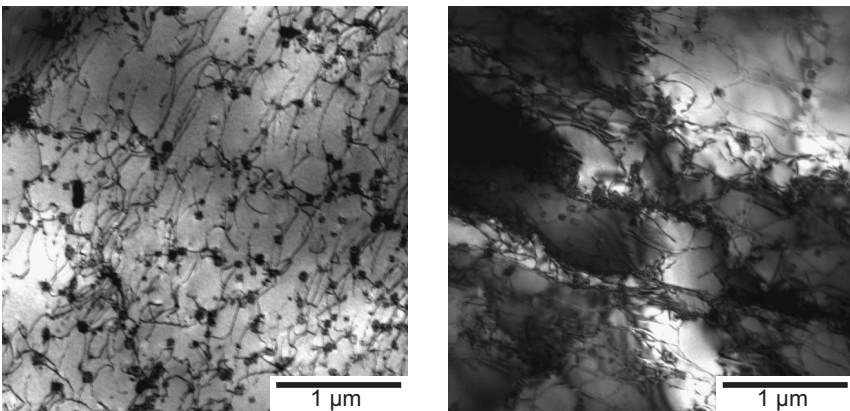


Abb. 5.10: TEM-Aufnahmen nach IP-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$ ;  $N_A = 151$





In Abb. 5.12 sind TEM-Aufnahmen einer OP-beanspruchten Probe zu sehen. Im linken Teilbild zeigen sich einsetzende Subkornbildung sowie planare und wellige Versetzungsanordnungen. Im rechten Teilbild sind zahlreiche feinverteilte Karbide zu sehen, die teilweise zeilenförmig angeordnet sind. Die TEM-Aufnahmen in Abb. 5.13 und Abb. 5.14 belegen, dass nach CD- und CCD-Beanspruchung ebenfalls planare und wellige Versetzungsanordnungen, feinverteilte, teilweise zeilenförmig angeordnete  $M_{23}C_6$ -Karbide und Subkornstrukturen in einem frühen Stadium auftreten. Mittels Beugungsaufnahmen konnte nachgewiesen werden, dass sich die Karbidzeilen bevorzugt entlang der  $\{111\}$ -Ebenen der Matrix erstrecken. Das rechte Teilbild von Abb. 5.13 zeigt eine Korngrenze, an der Primärkarbide ausgeschieden sind. Diese Korngrenzenkarbide sind deutlich größer als die Sekundärkarbide in der Matrix. Im rechten Teilbild von Abb. 5.14 ist zu erkennen, wie eine Subkorngrenze entsteht, indem sich Versetzungen mit ähnlicher Ausrichtung in einem engen Bereich anlagern.

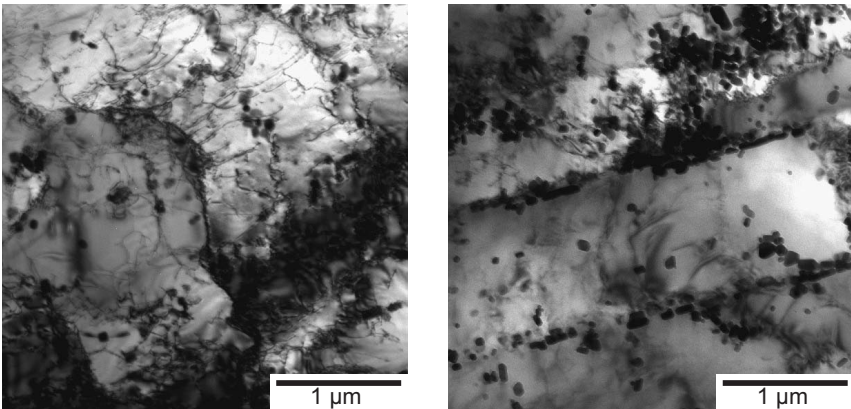
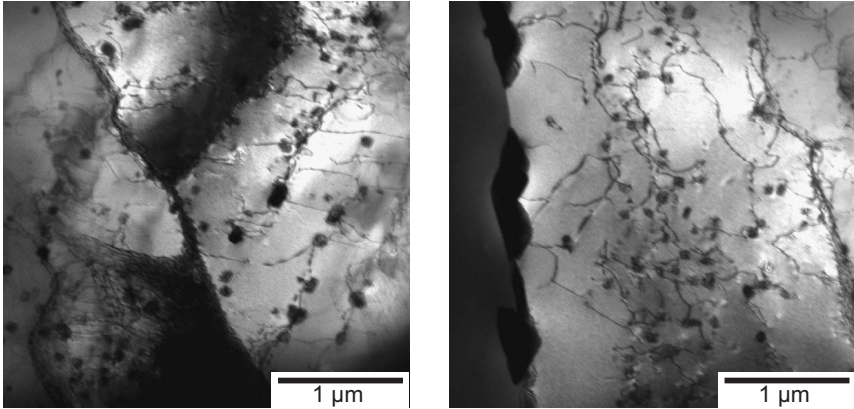


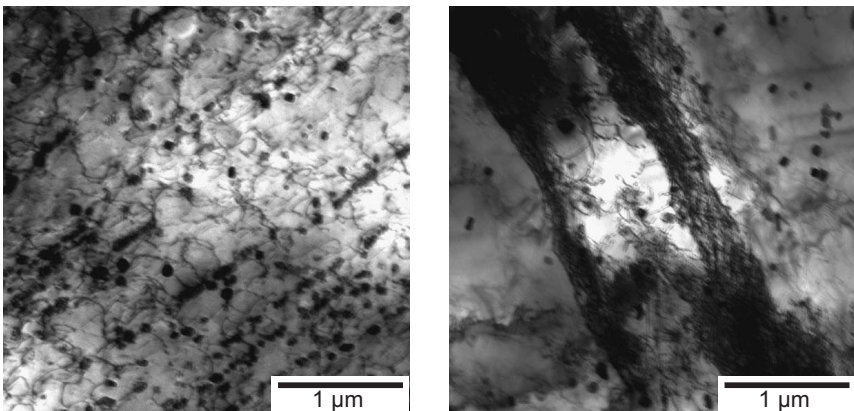
Abb. 5.12: TEM-Aufnahmen nach OP-Beanspruchung mit  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,3\%$ ;  $N_A = 1522$

Insgesamt zeigen die TEM-Untersuchungen, dass sich die während der TMF-Beanspruchung entstehende Mikrostruktur für die untersuchten Phasenlagen und mechanischen Dehnungsamplituden nicht signifikant unterscheidet. Alle untersuchten Proben weisen sowohl Bereiche mit überwiegend planaren Versetzungsanordnungen als auch Bereiche mit einsetzender Subkornbildung auf. Generell zeigt sich im Vergleich zum lösungsgeglühten Ausgangszustand eine hohe Dichte

feinverteilter  $M_{23}C_6$ -Karbide, wobei die Karbide teilweise zeilenförmig entlang von  $\{111\}$ -Ebenen angeordnet sind. Hinweise auf  $\gamma$ -Ausscheidungen wurden nicht beobachtet.



**Abb. 5.13:** TEM-Aufnahmen nach CD-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5 \%$ ;  $N_A = 1009$



**Abb. 5.14:** TEM-Aufnahmen nach CCD-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5 \%$ ;  $N_A = 331$

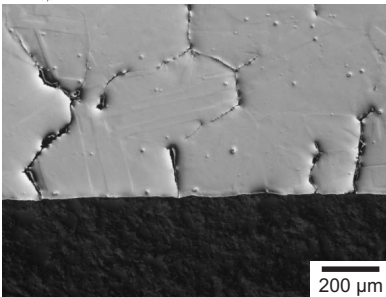
## 5.4 Untersuchungen zum Schädigungsverhalten

Um das Schädigungsverhalten an der Probenoberfläche sowie im Volumen zu untersuchen, wurden Längsschliffe belasteter Proben nach Lebensdauerende lichtmikroskopisch untersucht. Die Belastungsrichtung in den hier gezeigten Bildern ist jeweils horizontal.

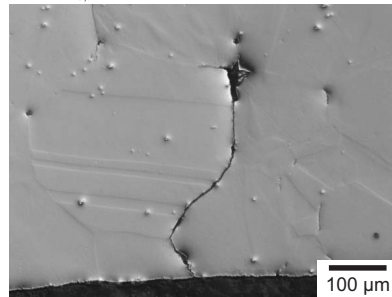
### 5.4.1 Oberflächenschädigung

Die Oberflächenschädigung ist nach IP- und CCD-Beanspruchung sowie nach OP- und CD-Beanspruchung jeweils vergleichbar. Bei gegebener Phasenlage wurden für die untersuchten mechanischen Dehnungsamplituden qualitativ keine Unterschiede im Anrissverhalten festgestellt. In Abb. 5.15 sind repräsentative lichtmikroskopische Aufnahmen von sekundären Oberflächenanrissen nach IP- und CCD-Belastung zu sehen. Die Risse entstehen und verlaufen vorwiegend interkristallin. An den Korngrenztripelpunkten sind einige Risse aufgeweitet und es kommt teilweise zu Rissverzweigungen. Unter IP- und CCD-Beanspruchung treten Sekundärrisse vermehrt in der Nähe des versagenskritischen Risses auf. Die Hauptrisse verlaufen ähnlich wie die Sekundärrisse überwiegend interkristallin.

IP,  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5 \%$



CCD,  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5 \%$

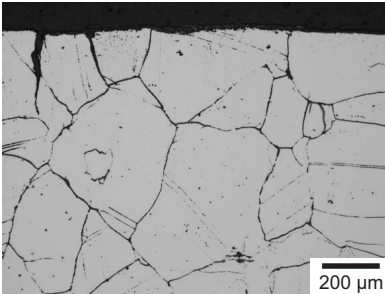


**Abb. 5.15:** Lichtmikroskopische Aufnahmen nach IP- und CCD-Beanspruchung im differentiellen Interferenzkontrast (DIC)

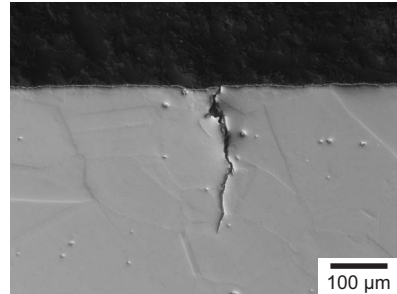
Unter OP- und CD-Beanspruchung breiten sich Risse, wie in Abb. 5.16 zu sehen, vorwiegend transkristallin, etwa senkrecht zur Lastrichtung aus. Die Rissinitiierung erfolgt ebenfalls transkristallin und meist direkt im Stadium II. Stadium

I-Rissausbreitung unter etwa  $45^\circ$  zur Lastrichtung wurde nur in wenigen Fällen beobachtet. Die Risse zeigen eine eher wellige Morphologie mit kleinen Verzweigungen. Im Gegensatz zu IP- und CCD-Beanspruchung konzentrieren sich unter OP- und CD-Beanspruchung keine Sekundärrisse in der Nähe des Hauptrisses.

OP,  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3 \%$



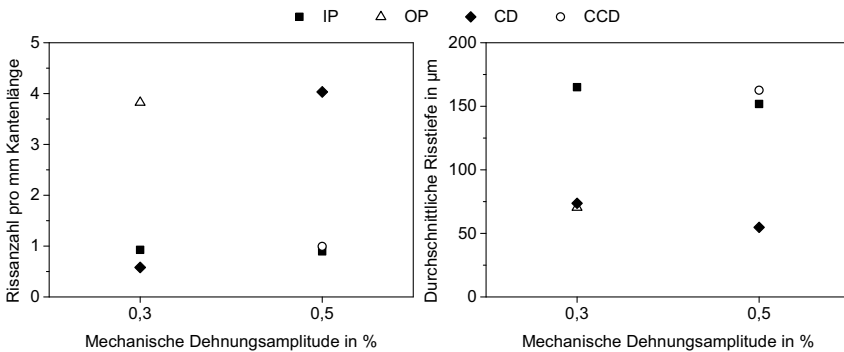
CD,  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3 \%$



**Abb. 5.16:** Lichtmikroskopische Aufnahmen von Proben nach OP- (geätzt) und CD-Beanspruchung (DIC)

Um das Anrissverhalten quantitativ bewerten zu können, wurden analog zum Vorgehen in (Kleinpaß, 1996) für einige Proben die Anrisshäufigkeit je Schliffkantenlänge sowie die durchschnittliche Risstiefe ermittelt. Für die Auswertung wurden alle Risse berücksichtigt, die im Schliffbild eine Länge zwischen 10 und  $500 \mu\text{m}$  aufwiesen. Die Ergebnisse sind in Abb. 5.17 dargestellt. Da in einigen Versuchen aufgrund von Regelungsproblemen nach dem makroskopischen Anriss hohe Druckkräfte auftraten, wodurch die Proben stark plastisch verformt wurden, konnten die Werte nicht für alle Proben ausgewertet werden.

Für IP- und CCD-Versuche ist die Rissanzahl je Kantenlänge vergleichsweise gering, die Oberflächenrisse sind jedoch im Durchschnitt relativ tief. Für OP- und CD-Versuche liegt ein tendenziell umgekehrtes Verhalten mit hoher Rissanzahl je Kantenlänge bei vergleichsweise geringer Risstiefe vor. Die Probe nach CD-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3 \%$  scheint hierbei eine Ausnahme zu bilden und weist die von allen untersuchten Proben geringste Rissanzahl je Kantenlänge auf. Dies ist möglicherweise auf die statistische Verteilung von Rissen an der Oberfläche zurückzuführen. Mit zunehmender mechanischer Dehnungsamplitude nimmt die durchschnittliche Tiefe der Sekundärrisse tendenziell ab.



**Abb. 5.17:** Einfluss von Phasenlage und mechanischer Dehnungsamplitude auf die Anzahl von Oberflächenanrissen je Kantenlänge sowie die durchschnittliche Risstiefe

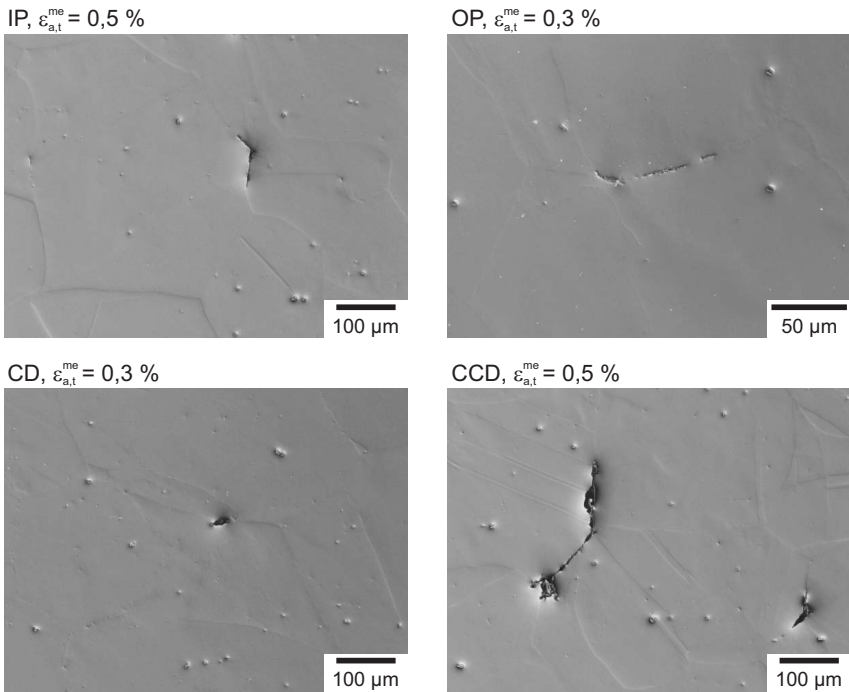
## 5.4.2 Volumenschädigung

In allen untersuchten Proben wurde neben Oberflächenschädigung auch interne Volumenschädigung beobachtet, die vor allem in Form von keilförmigen W-Typ-Rissen an Korngrenztripelpunkten auftritt. Abb. 5.18 zeigt Längsschliffaufnahmen mit für die untersuchten Phasenlagen charakteristischen internen Anrissen. Die Belastungsrichtung war jeweils horizontal. Für IP- und CCD-Beanspruchung sind die Risse etwa senkrecht zur äußeren Last ausgerichtet und breiten sich entlang von Korngrenzen mit ähnlicher Ausrichtung aus. Für OP- und CD-Beanspruchung liegen die Risse etwa parallel zur Belastungsrichtung und scheinen sich nicht weiter auszubreiten. Alle nach OP- und CD-Beanspruchung gefundenen internen Anrisse waren kürzer als  $200 \mu\text{m}$ . Insgesamt ist die interne Schädigung nach IP- und CCD-Beanspruchung deutlich ausgeprägter als nach OP- und CD-Beanspruchung.

## 5.5 Diskussion

### 5.5.1 Verformung und Mikrostruktur

Die sich durch die TMF-Beanspruchung ausbildende Mikrostruktur ist für alle untersuchten Phasenlagen und mechanischen Dehnungsamplituden vergleichbar. Für IP- und OP-Beanspruchung wurde dies für den gleichen Werkstoff bereits von



**Abb. 5.18:** Interne W-Typ-Risse mit Ausrichtung in Abhängigkeit der Phasenlage

Kleinpaß et al. (2000) beobachtet. Die charakteristischen Versetzungsstrukturen entstehen durch plastische Verformung in verschiedenen Temperaturbereichen. Im Bereich geringer und mittlerer Temperaturen können Versetzungen ihre Gleitebenen nicht verlassen, wodurch sich die beobachteten planaren Versetzungsanordnungen bilden. Planares Versetzungsgleiten wird zudem durch die auftretenden DRA-Effekte gefördert. Bei hohen Temperaturen tritt welliges Gleitverhalten aufgrund von Quergleit-, Kletter- und Erholungsprozessen auf, was zu diffusen Versetzungsanordnungen und zur Bildung von Subkörnern führt. Die Temperatur, ab der wellige Versetzungsbewegung dominiert, liegt durch die DRA-Effekte vermutlich höher als  $0,4 T_S \approx 380^\circ\text{C}$ . Kleinpaß (1996) fand in TMF-Versuchen an NiCr22Co12Mo9 mit  $\Delta T = 200 - 750^\circ\text{C}$  überwiegend planare Versetzungsanordnungen mit leicht gekrümmten Versetzungslinien jedoch keine Subkornbildung.

Entsprechend kann davon ausgegangen werden, dass wellige Versetzungsbewegung die Mikrostruktur erst oberhalb von 750 °C entscheidend beeinflusst. Da für alle untersuchten Phasenlagen sowohl bei  $T > 750$  °C als auch  $T < 750$  °C deutliche plastische Verformung auftritt, sind auf den TEM-Aufnahmen jeweils sowohl planare Versetzungsanordnungen als auch Subkornbildung zu beobachten.

Die starke Verfestigung ist auf die Neubildung von Versetzungen und das Blockieren und Verankern von Versetzungen durch die Ausscheidung feinverteilter, teilkohärenter  $M_{23}C_6$ -Karbide zurückzuführen. Die Anzahl der Versetzungen nimmt durch Versetzungsmultiplikation infolge plastischer Verformung bei geringen Temperaturen stark zu. Im Bereich der Versetzungskerne ist das Kristallgitter der  $\gamma$ -Matrix geweitet, wodurch sich hier bevorzugt Fremdatome anlagern können, die als Keime für  $M_{23}C_6$ -Karbide wirken. Da planare Versetzungsbewegung hauptsächlich auf den  $\{111\}$ -Ebenen erfolgt, kommt es zu den beobachteten zeilenförmigen Karbidanordnungen entlang dieser Ebenen. Dies wurde auch von Kleinpaß (1996) beobachtet. Mit steigender plastischer Dehnungsamplitude nimmt die Versetzungsdichte und damit die Anzahl von möglichen  $M_{23}C_6$ -Keimen zu. Dies erklärt die tendenziell stärkere Verfestigung bei höheren mechanischen Dehnungsamplituden (Abb. 5.8). Da der Verfestigungsanstieg durch Erhöhung der mechanischen Dehnungsamplitude von  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,3$  auf 0,5 % nur etwa 10 % beträgt, wurde bei den TEM-Untersuchungen der entsprechenden Proben kein qualitativer Unterschied der Mikrostrukturen gefunden. Kleinpaß (1996) konnte für denselben Werkstoff zeigen, dass bereits ein TMF-OP-Lastwechsel mit  $\Delta T = 200 - 850$  °C zu einer erhöhten Dichte feinverteilter Karbide führt, die sich im weiteren Versuchsverlauf kaum noch ändert. Die starke Verfestigung während der ersten etwa 30 Zyklen ist daher wahrscheinlich auf Ausscheidungshärtung durch Karbide zurückzuführen. Die anhand der im weiteren Versuchsverlauf stetig abnehmenden plastischen Dehnungsamplitude zu erkennende weitere Verfestigung folgt vermutlich aus der durch kontinuierliche plastische Verformung zunehmenden Versetzungsdichte.

Wie aus Abb. 5.3 zu erkennen, ist die verfestigende Wirkung im Bereich der Maximaltemperatur deutlich reduziert. Die Gleithindernisse in Form von feinverteilten Karbiden und Versetzungsaufstauungen können in diesem Temperaturbereich offenbar durch Klettern und Quergleiten umgangen werden. Da somit der Werkstoffwiderstand bei geringen Temperaturen mit steigender Zyklenzahl



stetig zunimmt, bei hohen Temperaturen jedoch etwa gleich bleibt, nimmt der Betrag der Mittelspannung in IP- und OP-Versuchen mit der Lastspielzahl zu. Die Temperatur, ab der die verfestigende Wirkung nachlässt, liegt bei etwa 750 °C. Die während der Aufheizphasen beobachtete betragsmäßige Abnahme der Spannung trotz zunehmender Dehnung tritt ebenfalls ab etwa 750 °C auf. Der Effekt wird von Henne (2006) als dynamische Relaxation bezeichnet und ist auf einsetzende Kriechprozesse zurückzuführen. Die Spannung die während des Aufheizens bei hohen Temperaturen anliegt, wirkt als Triebkraft für diese Kriechprozesse. Je höher diese ist, bei umso geringeren Temperaturen beginnt die dynamische Relaxation und umso größer ist der relaxierte Spannungsbetrag (vgl. Abb. 5.2). Die Beobachtung, dass das Verformungsverhalten ab  $T \approx 750$  °C durch Kriecheffekte dominiert wird, ist in guter Übereinstimmung mit der Annahme, dass ab dieser Temperatur die Bildung von Subkörnern einsetzt.

Obwohl die Mikrostruktur für alle untersuchten Phasenlagen vergleichbar ist, ergeben sich durch die charakteristischen Dehnungs-Temperatur-Verläufe Unterschiede im Verformungsverhalten. Die Werkstoffreaktionen unter IP- und OP-Beanspruchung bzw. unter CD- und CCD-Beanspruchung sind hierbei bis auf das Vorzeichen der auftretenden Spannungen und Dehnungen vergleichbar. Bei gegebener mechanischer Dehnungsamplitude ist die plastische Dehnungsamplitude im ersten Zyklus für alle Phasenlagen vergleichbar, da sich die Werkstofffestigkeit im lösungsgeglühten Zustand bei 100, 475 und 850 °C nur geringfügig unterscheidet. Mit zunehmender Zyklenzahl nimmt die Festigkeit bei 100 und 475 °C stark zu, wohingegen sie bei 850 °C etwa konstant bleibt. Hierdurch nimmt der Anteil plastischer Verformung unter CD- und CCD-Beanspruchung sowohl im Zug- als auch im Druckhalbzyklus deutlich ab, während dies unter IP- und OP-Beanspruchung nur im Halbzyklus, in dem die Minimaltemperatur auftritt, geschieht. Im verfestigten Zustand akkumuliert sich ab etwa 750 °C ein großer Betrag an plastischer Kriechverformung, der unter IP- und OP-Beanspruchung zur plastischen Dehnungsamplitude beiträgt, unter CD- und CCD-Beanspruchung hingegen nicht. Als Folge ergeben sich unter IP- und OP-Beanspruchung nach der anfänglichen starken Verfestigung letztlich größere plastische Dehnungsamplituden als für CD- und CCD-Beanspruchung (Abb. 5.4 und 5.7). Obwohl die Summe der Werkstoffwiderstände bei den Extremwerten der mechanischen Dehnung unter IP- und OP-Beanspruchung kleiner ist als unter CD- und CCD-Beanspruchung, sind die gemessenen Spannungsamplituden unter IP- und OP-Beanspruchung

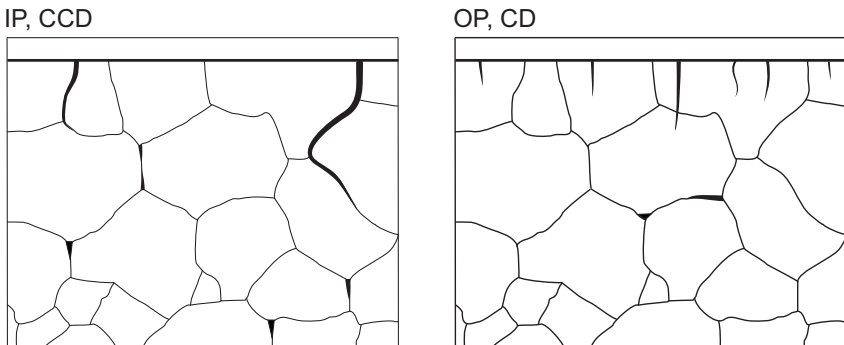
tendenziell größer (Abb. 5.5). Der Grund hierfür ist, dass unter IP- und OP-Beanspruchung der höchste Spannungsbetrag während der Aufheizphase nicht bei der Maximaltemperatur sondern bereits bei etwa 750 °C auftritt, wenn der Werkstoffwiderstand deutlich höher als bei 850 °C ist (Abb. 5.2).

Die beiden beobachteten DRA-Formen sind auf Wechselwirkungen von Gleitversetzungen mit verschiedenen Fremdatomarten zurückzuführen. Bei der Tieftemperaturform bei  $T < 350$  °C sind vermutlich interstitiell diffundierende Kohlenstoffatome für die Verankerung von Gleitversetzungen verantwortlich. Nach Viereck (1990) ist auch eine Wechselwirkung mit Stickstoffatomen denkbar. Bei  $T > 350$  °C diffundieren interstitiell gelöste Atome zu schnell, um mit Gleitversetzungen in Wechselwirkung zu treten. Die Hochtemperaturform ist daher auf die Verankerung von Versetzungen durch Substitutionsatome zurückzuführen. Viereck (1990) geht davon aus, dass in NiCr22Co12Mo9 Cr-C- sowie Mo-C-Komplexe für die DRA bei hohen Temperaturen verantwortlich sind. Da Cr und Mo die metallischen Hauptbestandteile der  $M_{23}C_6$ -Karbide sind, bilden Cr-C- und Mo-C-Komplexe Keimstellen für diese Karbide. Mit zunehmender Versuchsdauer sind mehr Cr- und Mo-Atome in Karbiden gebunden, wodurch die Wechselwirkung der Fremdatome mit Gleitversetzungen abnimmt. Dies erklärt, warum die Hochtemperaturform der DRA nur während der ersten etwa 50 Zyklen auftritt. Je größer die mechanische Dehnungsamplitude, umso mehr Versetzungskerne stehen als Keimstellen für  $M_{23}C_6$ -Karbide bereit und nach umso weniger Zyklen treten bei  $T > 350$  °C keine Spannungseinbrüche mehr auf (Tab. 5.1). Aus diesen Beobachtungen kann geschlossen werden, dass die Hochtemperaturform der DRA und die starke Verfestigung während der ersten Zyklen durch Bildung von  $M_{23}C_6$ -Karbiden über die Anlagerung von Cr- und Mo-Atomen an Versetzungen in enger Wechselwirkung stehen. Es ist davon auszugehen, dass sich vor allem im Bereich der Maximaltemperatur sehr viele Cr- und Mo-Atome um Gleitversetzungen anlagern und diese stark verankern. Wenn sich diese Versetzungen unter CD- und CCD-Beanspruchung nach Erreichen der Maximaltemperatur bei weiterer plastischer Verformung losreißen, kommt es zu sehr ausgeprägten Spannungseinbrüchen bis hin zur völligen Entlastung. In IP- und OP-Versuchen wird nach Erreichen der Maximaltemperatur zunächst elastisch rückverformt, wodurch die extremen Spannungseinbrüche ausbleiben. Da die Spannungseinbrüche bei  $T > 350$  °C unter CD- und CCD-Beanspruchung generell ausgeprägter als unter IP- und OP-Beanspruchung sind, sind mehr Zyklen erforderlich, bis die Beträge der Span-

nungseinbrüche auf unter 10 MPa absinken (Tab. 5.1). Spannungseinbrüche durch Wechselwirkung von Gleitversetzungen mit Kohlenstoff- bzw. Stickstoffatomen bei  $T < 350\text{ °C}$  sind vermutlich in allen Versuchen aufgetreten, erreichten jedoch nur für IP- und OP-Versuche mit großen mechanischen Dehnungsamplituden Beträge  $> 10\text{ MPa}$ . Wahrscheinlich ist dies darauf zurückzuführen, dass der Betrag des Spannungseinbruchs mit der Ausgangsspannung vor dem Spannungseinbruch zunimmt. Diese Ausgangsspannungen sind unter IP- und OP-Versuchen mit hohen mechanischen Dehnungsamplituden am höchsten und nehmen durch die anfängliche Verfestigung noch zu. Aus diesem Grund nehmen die Spannungseinbrüche in diesen Versuchen erst nach einigen Zyklen Werte  $> 10\text{ MPa}$  an (Tab. 5.1).

### 5.5.2 Schädigung und Lebensdauer

Die beobachteten Schädigungsformen lassen sich hinsichtlich der Phasenlage klar in zwei Gruppen einteilen. Abb. 5.19 zeigt schematisch die phasenlagenabhängigen Schädigungsbilder. Für IP- und CCD-Beanspruchung dominiert interkristalline Schädigung mit wenigen, jedoch vergleichsweise tiefen Anrissen ausgehend von der Oberfläche. Unter OP- und CD-Beanspruchung tritt überwiegend transkristalline Schädigung mit zahlreichen, relativ kurzen Oberflächenanrissen auf. Wie in Abschn. 2.4.5 beschrieben, sind interkristalline Schädigung unter IP-Beanspruchung und transkristalline Schädigung unter OP-Beanspruchung typisch



**Abb. 5.19:** Schematische Anrisschädigung in Abhängigkeit der Phasenlage. Die Lastrichtung ist horizontal

für viele Hochtemperaturlegierungen. Bezüglich der Schädigung sind IP- und CCD-Beanspruchung sowie OP- und CD-Beanspruchung für NiCr22Co12Mo9 offenbar vergleichbar. Für alle Phasenlagen wurden interne W-Typ-Risse an Korngrenztripelpunkten beobachtet, die für IP- und CCD-Beanspruchung etwa senkrecht, für OP- und CD-Beanspruchung etwa parallel zur äußeren Last liegen. Unter IP- und OP-Beanspruchung wurde die gleiche Ausrichtung von W-Typ-Rissen von Kuwabara und Nitta (1979) und Fujino und Taira (1979) für austenitischen Stahl sowie von Kalluri und Halford (1993) für die Kobaltbasislegierung Haynes 188 beobachtet. Das von Fujino und Taira (1979) vorgeschlagene Modell zur Bildung von W-Typ-Rissen durch Korngrenzgleiten (vgl. Abb. 2.7) geht davon aus, dass das Vorzeichen der bei hohen Temperaturen anliegenden Spannung die Ausrichtung der W-Typ-Risse zur äußeren Last bestimmt. Somit kann das Modell die beobachtete Ausrichtung der W-Typ-Risse für alle untersuchten Phasenlagen erklären. Unter IP- und CCD-Beanspruchung öffnen sich W-Typ-Risse infolge von Zugspannungen im Bereich hoher Temperaturen senkrecht zur äußeren Last. Unter OP- und CD-Beanspruchung führen Druckspannungen bei hohen Temperaturen zu parallel zur Last ausgerichteten W-Typ-Rissen (vgl. Abb. 5.2). Diese werden in den folgenden Zughalbzyklen durch die äußere Last kaum beansprucht und erreichen daher maximal eine Länge von etwa 200  $\mu\text{m}$ . Unter IP- und CCD-Beanspruchung erfahren die senkrecht zur Lastrichtung ausgerichteten W-Typ-Risse in den Zughalbzyklen hingegen hohe Lasten, wodurch sie entlang von Korngrenzen unter hohem Winkel zur Lastrichtung wachsen können (Abb. 5.18, rechts unten). Durch Zusammenwachsen interkristalliner Risse, die an verschiedenen Tripelpunkten entstanden sind, entsteht großflächige interkristalline Schädigung, wie im linken Teilbild von Abb. 5.15 zu sehen. Bereits angerissene Korngrenzen erleichtern Korngrenzgleiten der umliegenden Körner, wodurch sich die interkristalline Schädigung meist auf wenige Probenbereiche konzentriert. In diesen Bereichen kommt es, begünstigt durch bevorzugte Oxidation von Korngrenzen, zu der beobachteten Häufung interkristalliner Oberflächenrisse. Diese können sich schnell entlang der geschädigten Korngrenzen ausbreiten. Somit bilden sich unter IP- und CCD-Beanspruchung bis zum makroskopischen Anriss nur wenige Sekundärrisse, die jedoch relativ tief sind (Abb. 5.17). Als Folge der schnellen Rissausbreitung entlang geschädigter Korngrenzen ist die Lebensdauer bei gegebener mechanischer Dehnungsamplitude für IP- und CCD-Versuche deutlich kürzer als für OP- und CD-Versuche. Die für den bevorzugten Schädigungsverlauf maßgebliche

Größe ist somit die bei hohen Temperaturen anliegende Spannung. Handelt es sich wie in IP- und CCD-Versuchen um Zugspannungen, tritt versagenskritische interkristalline Schädigung auf. Liegen dagegen wie in OP- und CD-Versuchen Druckspannungen bei hohen Temperaturen an, werden die interkristallinen Bereiche nur unwesentlich geschädigt und das Versagen erfolgt transkristallin.

Unter isothermen Ermüdungsbedingungen bei 850 °C wurden für den Werkstoff bei vergleichbaren Dehnraten und  $R_e = -1$  Mischformen zwischen trans- und interkristalliner Schädigung beobachtet (Bhanu Sankara Rao et al., 1988; Merckling, 1990). Der Anteil interkristalliner Schädigung unter TMF-IP- und TMF-CCD-Beanspruchung mit  $\Delta T = 100 - 850$  °C ist demnach höher als unter isothermer Beanspruchung bei der Maximaltemperatur des TMF-Zyklus. Entscheidend hierfür sind offenbar die in TMF-Versuchen infolge der Temperaturwechsel nicht reversiblen Korngrenzengleitprozesse. In isothermen Versuchen ist Korngrenzengleiten während des kompletten Zyklus möglich. W-Typ Risse, die sich unter Zugspannung geöffnet haben, können sich somit im folgenden Druckhalbzyklus zumindest teilweise wieder schließen. Die interkristalline Schädigung wird hierdurch reduziert. In TMF-IP- und TMF-CCD-Versuchen treten Zugspannungen bei hohen, Druckspannungen dagegen bei tiefen Temperaturen auf, wenn Korngrenzengleiten nicht möglich ist. Unter Zugspannung geöffnete Risse können daher unter Druckspannung nicht ausheilen. TMF-IP- und TMF-CCD-Beanspruchung führt somit zu einer Asymmetrie des Korngrenzengleitens, die die Entstehung von ausbreitungsfähigen W-Typ-Rissen und letztlich überwiegend interkristalline Schädigung verursacht.

Da sich W-Typ-Risse unter OP- und CD-Beanspruchung nicht ausbreiten können, tritt keine ausgeprägte interkristalline Schädigung auf und das Versagen erfolgt vorwiegend transkristallin. Die wellige Morphologie typischer OP- und CD-Risse lässt darauf schließen, dass sie sich ermüdungskontrolliert durch zyklische plastische Deformation ausbreiten. Unter CD- und vor allem unter OP-Beanspruchung wirken hohe Zugspannungen bei geringen Temperaturen. Hierdurch kann die äußere Oxidschicht, die bei diesen Temperaturen eine geringe Duktilität aufweist, leicht anreißen (Boismier und Sehitoglu, 1990b). Dies erklärt zum einen, warum Risse meist direkt in Stadium II entstehen und zum anderen die nach CD- und OP-Versuchen vergleichsweise hohe Rissanzahl je Kantenlänge (Abb. 5.17). Die geringe durchschnittliche Risstiefe deutet darauf hin, dass die durch An-

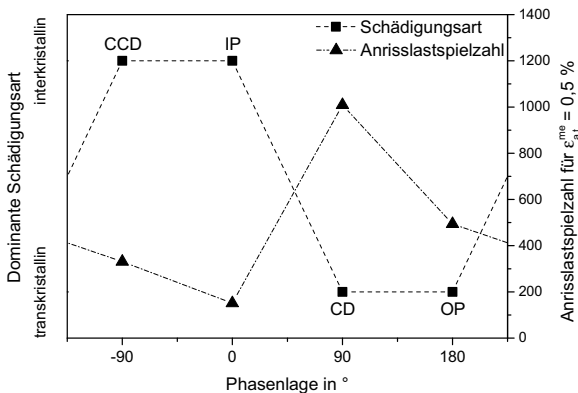
reißen der Oxidschicht entstandenen Risse relativ langsam wachsen. Dies ist in Übereinstimmung mit den unter OP- und CD-Beanspruchung beobachteten längeren Lebensdauern. Erreicht ein Anriss eine von der Beanspruchung abhängige, kritische Länge, konzentriert sich die weitere Schädigungsentwicklung im Bereich seiner Spitze. Somit wird die Ausbildung eines dominanten Risses begünstigt und die restlichen Risse bleiben relativ kurz.

Die unterschiedlichen Schädigungsformen bei den verschiedenen Phasenlagen spiegeln sich in der Entwicklung der Spannungsamplitude wider. In IP- und CCD-Versuchen erreicht die Spannungsamplitude nach der anfänglichen starken Verfestigung im Vergleich zu OP- und CD-Versuchen relativ früh ihr Maximum und nimmt anschließend ab, obwohl die plastische Dehnungsamplitude bis zum Versuchsende stetig geringer wird. Offenbar reduziert die ausgeprägte interkristalline Volumenschädigung den tragenden Querschnitt bereits in frühen Versuchsstadien, wodurch die bei gegebener mechanischer Dehnung induzierten Zugspannungen geringer werden. Als Folge kann die Spannungsamplitude abnehmen, obwohl das ungeschädigte Material weiter verfestigt (Abb. 5.6 und 5.7). In OP- und CD-Versuchen ist die Reduktion des tragenden Querschnitts bis zum makroskopischen Anriss offenbar vernachlässigbar. Hierfür spricht auch die relativ geringe durchschnittliche Risstiefe unter OP- und CD-Beanspruchung. Die frühere Reduktion des tragenden Querschnitts sowie die generell kürzere Lebensdauer in IP- und CCD-Versuchen sind auch dafür verantwortlich, dass das Verhältnis der Spannungsamplituden bei der halben Anrisslastspielzahl und im ersten Zyklus für IP- und CCD-Versuche geringer als für OP- und CD-Versuche ist (Abb. 5.8).

Die für die untersuchten Phasenlagen stark unterschiedlichen Lebensdauern sind auf die verschiedenen Schädigungsmechanismen sowie auf die in Abschn. 5.5.1 erörterten Unterschiede im Verformungsverhalten zurückzuführen. Bei gegebener mechanischer Dehnungsamplitude führt schnelle interkristalline Rissausbreitung unter IP- und CCD-Beanspruchung im Vergleich zu OP- und CD-Beanspruchung zu kürzeren Lebensdauern. Unter IP-Beanspruchung ist die interkristalline Schädigung vermutlich ausgeprägter als unter CCD-Beanspruchung, da die maximale Temperatur bei der maximalen Dehnung auftritt. Da unter IP-Beanspruchung zudem die plastische Dehnungsamplitude größer als unter CCD-Beanspruchung ist, ergibt sich für IP-Versuche eine kürzere Lebensdauer als für CCD-Versuche. Unter OP-Beanspruchung ist zum einen die plastische Dehnungsamplitude, zum

anderen die Maximalspannung höher als unter CD-Beanspruchung, wodurch OP-Lebensdauern kürzer als CD-Lebensdauern sind. Die hier gefundene phasenlagenabhängige Reihenfolge der Lebensdauer wurde ebenso von Pahlavanyali et al. (2008b) für die Nickelbasis-Schmiedelegerung Nimonic 90 bei  $\Delta T = 400 - 850 \text{ }^\circ\text{C}$  sowie von Bae et al. (2011) für den austenitischen Stahl vom Typ 304L bei  $\Delta T = 450 - 700 \text{ }^\circ\text{C}$  beobachtet.

Abb. 5.20 zeigt halbquantitativ die dominante Schädigungsart sowie die Anrisslastspielzahl bei  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5 \text{ } \%$  in Abhängigkeit der Phasenlage. Wie zu erkennen ist, muss es im Bereich zwischen  $0$  und  $+90^\circ$  sowie zwischen  $-90$  und  $+180^\circ$  Phasenverschiebung einen Übergang zwischen überwiegend inter- und transkristalliner Schädigung geben. Vermutlich treten in den Übergangsbereichen auch Mischformen zwischen beiden Schädigungsarten auf. Vor allem zwischen  $0$  und  $+90^\circ$  Phasenverschiebung sollte der Übergang von inter- zu transkristalliner Schädigung zu einer deutlichen Steigerung der Lebensdauer führen. Falls die Übergänge, wie hier gestrichelt dargestellt, kontinuierlich verlaufen, könnten Lebensdauern für Phasenlagen in den Übergangsbereichen ggf. aus den ermittelten Stützwerten interpoliert werden. Dies sollte jedoch mittels Versuchen z. B. bei  $+45$  oder  $-135^\circ$  Phasenverschiebung überprüft werden.



**Abb. 5.20:** Einfluss der Phasenlage auf die dominante Schädigungsart sowie die Lebensdauer bei  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5 \text{ } \%$





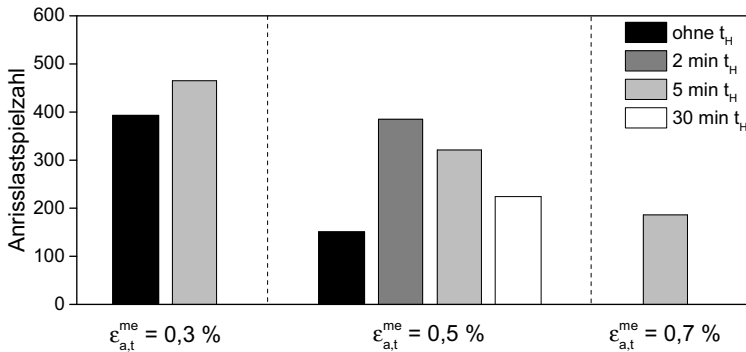
## 6 TMF-Versuche mit Haltezeiten an NiCr22Co12Mo9

Um den Einfluss von Haltezeiten bei Maximaltemperatur auf das TMF-Verhalten von NiCr22Co12Mo9 bei verschiedenen Phasenlagen zu untersuchen, wurden Versuche mit mechanischen Dehnungsamplituden von  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,3; 0,5$  und  $0,7\%$  und Haltezeiten von  $t_H = 2, 5$  und  $30$  min durchgeführt. Analog zu Kapitel 5 waren die untersuchten Phasenlagen IP, OP, CD und CCD und die Temperaturschwingbreite betrug jeweils  $100 - 850$  °C. Die Ergebnisse wurden teilweise in Zusammenarbeit mit (Müller, 2014) ermittelt.

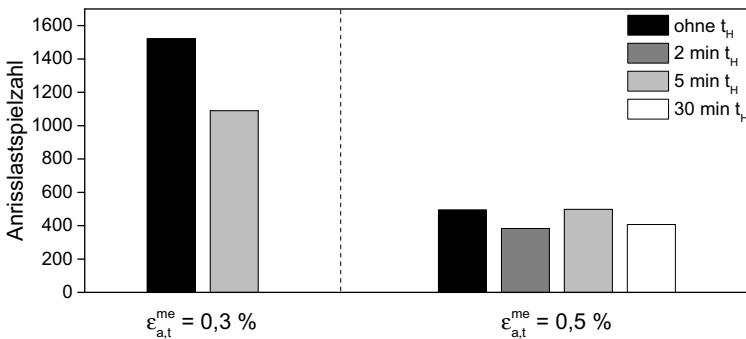
### 6.1 Lebensdauerverhalten

Abb. 6.1 vergleicht die Lebensdauern in IP-Versuchen für verschiedene Haltezeitdauern. Für  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,3$  und  $0,5\%$  sind die Lebensdauern in Versuchen mit Haltezeiten länger als in Versuchen ohne Haltezeiten. Für  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  ist die Lebensdauer im Versuch mit  $t_H = 2$  min um etwa Faktor 2,5 länger als im Versuch ohne Haltezeiten. Selbst eine mechanische Dehnungsamplitude von  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,7\%$  führt mit  $t_H = 5$  min zu einer längeren Lebensdauer als eine mechanische Dehnungsamplitude von  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  ohne Haltezeiten. Wie die Versuche bei  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  zeigen, nimmt die Lebensdauer bei gegebener mechanischer Dehnungsamplitude mit zunehmender Haltezeitdauer ab. Die relative Zunahme der Lebensdauer durch Einführung von 5-minütigen Haltezeiten ist für  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  deutlich stärker als für  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,3\%$ .

Abb. 6.2 zeigt die Lebensdauern aus OP-Versuchen mit verschiedenen Haltezeitdauern. Im Vergleich zu IP-Versuchen ist der Einfluss von Haltezeiten auf die Lebensdauer hier gering. Tendenziell wird die Lebensdauer durch Haltezeiten reduziert, wobei der Effekt für  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,3\%$  ausgeprägter als für  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  ist. Die Dauer der Haltezeiten hat für  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  keinen klaren Einfluss auf die Lebensdauer.

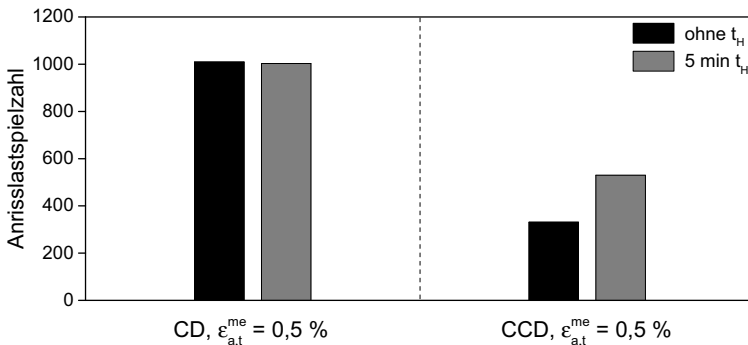


**Abb. 6.1:** Einfluss von Haltezeiten auf die Lebensdauer unter IP-Beanspruchung



**Abb. 6.2:** Einfluss von Haltezeiten auf die Lebensdauer unter OP-Beanspruchung

In Abb. 6.3 sind die Lebensdauern aus CD- und CCD-Versuchen mit  $t_H = 5$  min und ohne Haltezeiten gegenübergestellt. Während die Lebensdauern mit und ohne Haltezeiten unter CD-Beanspruchung fast identisch sind, führen Haltezeiten unter CCD-Beanspruchung zu einer merklichen Lebensdauererlängerung. Der Einfluss von Haltezeiten auf die Lebensdauer ist somit für IP- und CCD-Versuche sowie für OP- und CD-Versuche vergleichbar.



**Abb. 6.3:** Einfluss von Haltezeiten auf die Lebensdauer unter CD- und CCD-Beanspruchung

## 6.2 Verformungsverhalten

### 6.2.1 Hystereseschleifen und Wechselverformungsverhalten

Abb. 6.4 stellt die Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleifen aus Versuchen mit  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5 \%$  mit  $t_H = 5 \text{ min}$  und ohne Haltezeiten jeweils bei der halben Anrisslastspielzahl gegenüber. Die Form der Hystereseschleifen in Versuchen mit und ohne Haltezeiten ist für alle Phasenlagen ähnlich. Die Spannungsrelaxation während der Haltezeiten ist jeweils deutlich erkennbar. Unter IP- und CCD-Beanspruchung liegen während der Haltezeiten Zugspannungen, unter OP- und CD-Beanspruchung Druckspannungen an. Der Werkstoff verfestigt in Versuchen mit Haltezeiten weniger ausgeprägt, wodurch die maximal induzierten Spannungen im Zug- und Druckbereich geringer sind. Wegen der geringeren Festigkeit und der während der Haltezeiten akkumulierten plastischen Dehnung sind die plastischen Dehnungsamplituden in Haltezeitversuchen höher als in Versuchen ohne Haltezeiten. Während in haltezeitfreien Versuchen bei der halben Anrisslastspielzahl keine bzw. nur sehr geringe Spannungseinbrüche durch DRA beobachtet wurden, treten diese in Versuchen mit  $t_H = 5 \text{ min}$  für alle Phasenlagen deutlich und zahlreich auf.

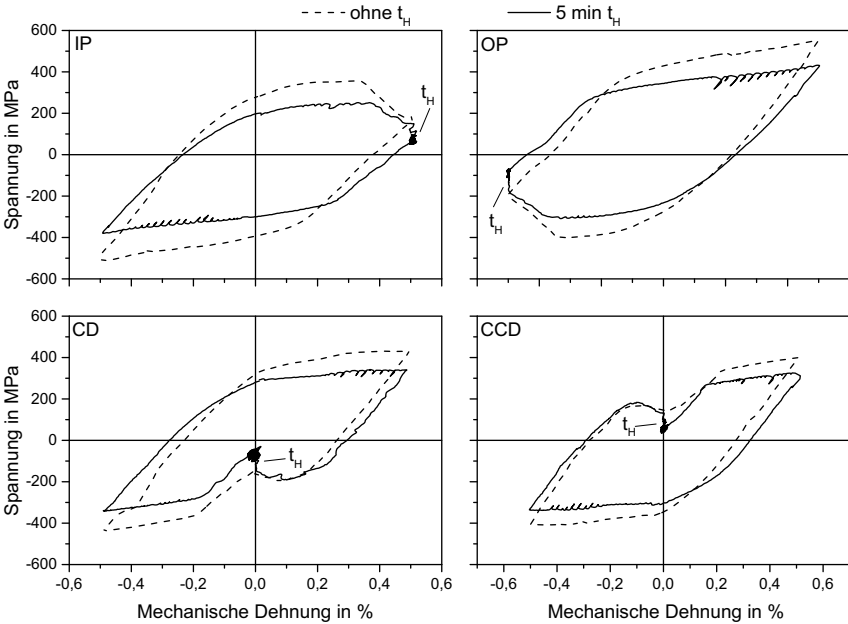


Abb. 6.4: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleifen bei  $N_A/2$  aus Versuchen mit  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  mit  $t_H = 5$  min und ohne Haltezeiten. Haltezeiten treten jeweils bei  $T_{Max} = 850$  °C auf

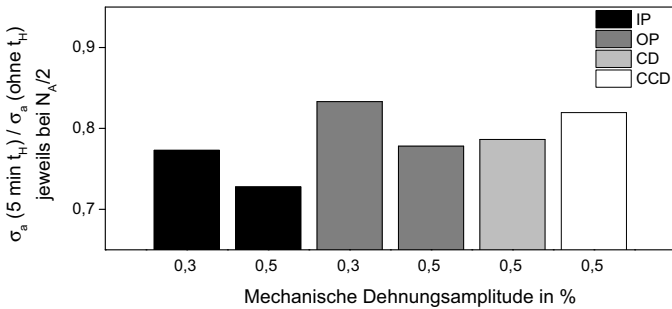
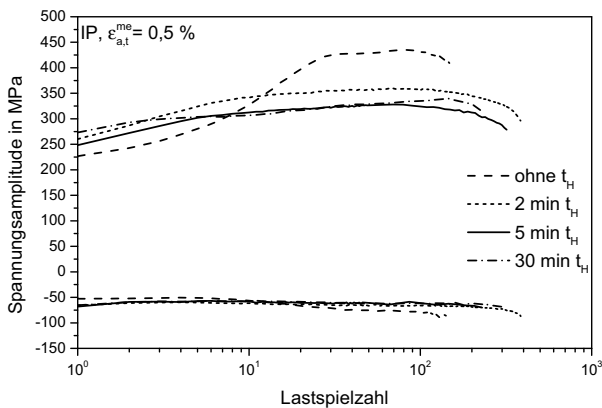


Abb. 6.5: Einfluss von Phasenlage und mechanischer Dehnungsamplitude auf das Verhältnis der Spannungsamplituden aus Versuchen ohne Haltezeiten und mit  $t_H = 5$  min

In Abb. 6.5 ist das Verhältnis der Spannungsamplituden aus Versuchen ohne Haltezeiten und mit  $t_H = 5$  min bei der halben Anrisslastspielzahl dargestellt. Bei gegebener mechanischer Dehnungsamplitude bewirkt die Einführung von 5-minütigen Haltezeiten unter IP- und OP-Beanspruchung eine stärkere Reduktion der Spannungsamplitude als unter CD- und CCD-Beanspruchung. Mit steigender mechanischer Dehnungsamplitude nimmt die Reduktion zu.

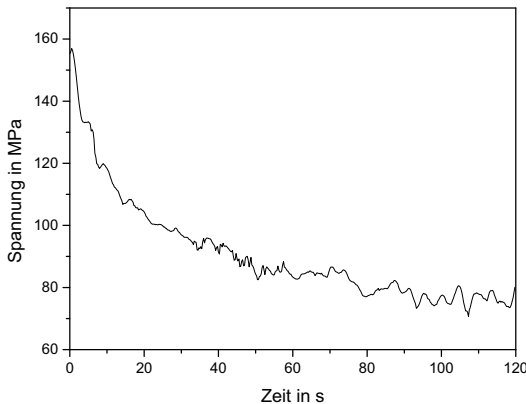
Abb. 6.6 zeigt exemplarisch die Verläufe der Spannungsamplitude über der Lastspielzahl in IP-Versuchen mit  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  und verschiedenen Haltezeitdauern. Im ersten Zyklus sind die Spannungsamplituden in Versuchen mit Haltezeiten jeweils größer als für den Versuch ohne Haltezeiten. Die starke Verfestigung während der ersten etwa 25 Zyklen ist umso früher abgeschlossen und fällt umso geringer aus, je länger die Haltezeitdauer ist. Hierdurch sind die Spannungsamplituden in Versuchen mit Haltezeiten bei höheren Lastspielzahlen deutlich geringer als im haltezeitfreien Versuch. Nach der anfänglichen starken Verfestigung nimmt die Spannungsamplitude für alle Versuche weiter leicht zu, bis ein Maximum erreicht ist. Anschließend nehmen die Beträge bis zum Versuchsende ab. Für die anderen Phasenlagen zeigte sich ein vergleichbarer Einfluss von Haltezeiten auf die Entwicklung der Spannungsamplitude. Die Entwicklung der Mittelspannung wurde durch die Einführung von Haltezeiten kaum beeinflusst.



**Abb. 6.6:** Einfluss von Haltezeiten auf die Entwicklung der Spannungsamplitude unter IP-Beanspruchung

### 6.2.2 Spannungsrelaxation während der Haltezeiten

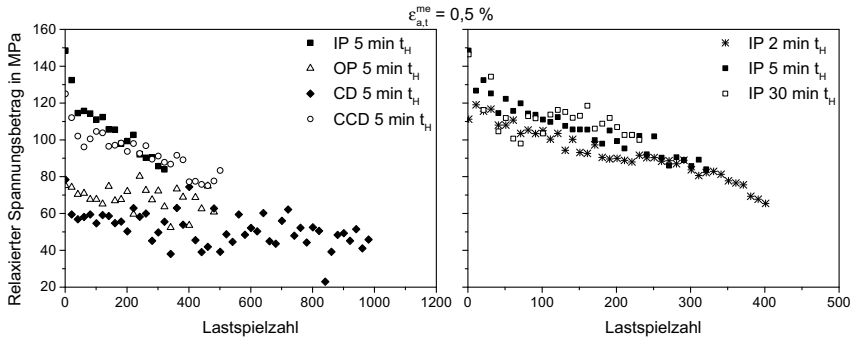
In Abb. 6.7 ist exemplarisch der Spannungs-Zeit-Verlauf während der Haltezeit bei der halben Anrisslastspielzahl aus einem IP-Versuch mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  und  $t_H = 2$  min dargestellt. Die Spannung nimmt näherungsweise exponentiell ab, wobei der größte Teil bereits während der ersten 60 s relaxiert. Gegen Ende der Haltezeit relaxiert die Spannung kaum noch. Der Spannungsverlauf zeigt leichte Unregelmäßigkeiten, die darauf zurückzuführen sind, dass die mechanische Dehnung während der Haltezeit durch die nicht ideale Kompensation der thermischen Dehnung sowie durch geringe Temperaturschwankungen innerhalb der Probenmessstrecke nicht konstant ist.



**Abb. 6.7:** Relaxation der Spannung während der Haltezeit in einem IP-Versuch mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  und  $t_H = 2$  min bei  $N = N_A/2$

In Abb. 6.8 sind die während der Haltezeiten relaxierten Spannungsbeträge über der Lastspielzahl für Versuche mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  bei verschiedenen Phasenlagen und Haltezeitdauern aufgetragen. Tendenziell ist das Verhalten jeweils für IP- und CCD-Beanspruchung sowie für OP- und CD-Beanspruchung vergleichbar. In den ersten Zyklen sind die relaxierten Spannungsbeträge unter IP- und CCD-Beanspruchung größer als unter OP- und CD-Beanspruchung. Mit zunehmender Lastspielzahl nimmt der relaxierte Spannungsbetrag jeweils ab, wobei die Abnahme für IP- und CCD-Beanspruchung stärker ist. Die Haltezeitdauer hat nur einen geringen Einfluss auf den Betrag der relaxierten Spannung. Tendenzi-

ell nehmen die Werte mit steigender Haltezeitdauer zu, wobei der Unterschied zwischen  $t_H = 5$  und 30 min sehr gering ist.



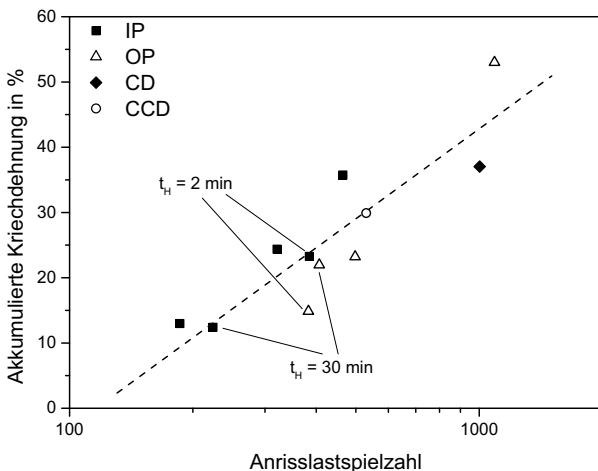
**Abb. 6.8:** Einfluss von Phasenlage und Lastspielzahl (links) sowie Haltezeitdauer und Lastspielzahl (rechts) auf den relaxierten Spannungsbetrag

Werden die relaxierten Spannungsbeträge aller Zyklen bis zum Lebensdauerende aufsummiert und das Ergebnis durch den E-Modul bei der Obertemperatur geteilt, ergibt sich die während der Haltezeiten akkumulierte Kriechdehnung. Diese ist in Abb. 6.9 in Abhängigkeit der Lebensdauer dargestellt. Bei vergleichbarer Lebensdauer sind die Werte für IP- und CCD-Beanspruchung etwas höher als für OP-Beanspruchung. Tendenziell nimmt die akkumulierte Kriechdehnung in der logarithmischen Darstellung etwa linear mit der Lebensdauer zu.

### 6.2.3 Dynamische Reckalterung

Abb. 6.4 belegt, dass unstetige Spannungs-Dehnungs-Verläufe infolge dynamischer Reckalterung auch in Haltezeitversuchen auftreten, wobei die Spannungseinbrüche bei der halben Anrisslastspielzahl sowohl ausgeprägter als auch zahlreicher als in haltezeitfreien Versuchen sind. Die dynamische Reckalterung lässt sich in die gleichen Erscheinungsformen wie in Versuchen ohne Haltezeiten einteilen (vgl. Abschn. 5.2.3). Bei Temperaturen zwischen 350 und 850 °C treten in den ersten Zyklen vor allem in CD- und CCD-Versuchen sehr ausgeprägte Spannungseinbrüche mit Beträgen bis zu 250 MPa auf, die mit zunehmender Lastspielzahl immer geringer werden. Die Spannungseinbrüche bei Temperaturen zwischen 100 und 350 °C sind weniger ausgeprägt aber regelmäßiger als bei der Hochtempera-

turform. Sie betragen für Versuche mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3\%$  etwa 20 MPa und nehmen mit der mechanischen Dehnungsamplitude auf etwa 60 MPa für  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,7\%$  zu. Tab. 5.1 gibt für die durchgeführten Versuche jeweils den ersten und den letzten Zyklus an, in dem plötzliche Spannungseinbrüche  $\geq 10$  MPa beobachtet wurden.



**Abb. 6.9:** Einfluss von Phasenlage und Lebensdauer auf die während der Haltezeiten akkumulierte Kriechdehnung. Wenn nicht anders angegeben, betrug die Haltezeitdauer  $t_H = 5$  min

Ähnlich wie in haltezeitfreien Versuchen klingt die Hochtemperaturform der DRA umso schneller ab, je höher die mechanische Dehnungsamplitude ist. Während die Einbrüche in Versuchen ohne Haltezeiten nach maximal 50 Zyklen auf Werte  $\leq 10$  MPa fallen, liegen sie in Haltezeitversuchen deutlich länger und z. T. über die komplette Lebensdauer oberhalb von 10 MPa. Die Dauer der Haltezeiten beeinflusst das Auftreten der Spannungseinbrüche offenbar nicht. Die Tieftemperaturform trat für alle Versuche über die komplette Lebensdauer auf, wobei die Spannungseinbrüche wie bei der Hochtemperaturform mit zunehmender Lastspielzahl tendenziell geringer wurden.



**Tab. 6.1:** Auftreten von unstetigen Spannungs-Dehnungs-Verläufen infolge der beiden Formen dynamischer Rekalterung in Versuchen mit Haltezeiten

Phasenlage	$\varepsilon_{a,t}^{me}$ in %	$t_H$ in min	Zyklen	
			T = 100 - 350 °C	T = 350 - 850 °C
IP	0,3	5	1 bis 465 = $N_A$	1 bis 465 = $N_A$
IP	0,5	2	1 bis 385 = $N_A$	1 bis 164
IP	0,5	5	1 bis 321 = $N_A$	1 bis 293
IP	0,5	30	1 bis 224 = $N_A$	1 bis 224 = $N_A$
IP	0,7	5	1 bis 186 = $N_A$	1 bis 165
OP	0,3	5	1 bis 1090 = $N_A$	1 bis 402
OP	0,5	2	1 bis 383 = $N_A$	1 bis 210
OP	0,5	5	1 bis 498 = $N_A$	1 bis 200
OP	0,5	30	1 bis 407 = $N_A$	1 bis 213
CD	0,5	5	1 bis 1003 = $N_A$	1 bis 754
CCD	0,5	5	1 bis 502 = $N_A$	1 bis 502 = $N_A$

### 6.2.4 Fassbildung

Nach OP-Versuchen mit Haltezeiten zeigten einige Proben Ausbauchungen in der Mitte sowie Einschnürungen an den Rändern der Messstrecke. In Abb. 6.10 ist eine derart verformte Probenmessstrecke zu sehen. Der als Fassbildung bezeichnete Effekt trat jeweils erst nach einem relativ großen Anteil der Lebensdauer auf.



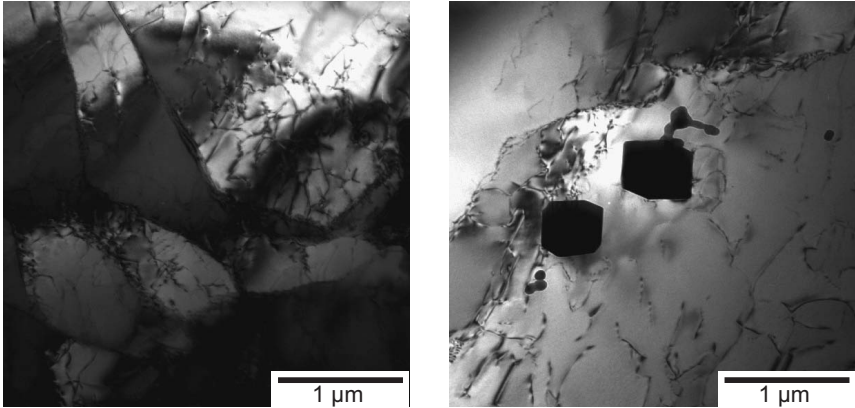
**Abb. 6.10:** Fassbildung an einer Probenmessstrecke nach 372 Lastwechseln ( $\approx 97\% N_A$ ) unter OP-Beanspruchung mit  $t_H = 2$  min und  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$

Fassbildung in der Probenmessstrecke unter OP-Beanspruchung wurde bereits in anderen Untersuchungen beobachtet und ist auf Temperaturgradienten in der Messstrecke zurückzuführen (Castelli und Ellis, 1993; Andersson und Sjöström, 2008). Unter OP-Beanspruchung liegen während der Haltezeiten Druckdehnungen und -spannungen an. Da die Temperatur in der Probenmitte leicht höher als an den Rändern der Messstrecke ist (Abb. 4.2), konzentriert sich hier die plastische Verformung und es kommt zu einer Materialanhäufung. Im folgenden Zughalbzyklus bei geringen Temperaturen ist die wirkende Spannung im Bereich der Materialanhäufung durch den größeren Querschnitt reduziert. Somit tritt die plastische Zugverformung verstärkt im Randbereich der Messstrecke auf, die hierdurch nach und nach einschnürt. Da die Kombination von Druckstauchungen bei hohen Temperaturen und Zugdehnungen bei geringen Temperaturen nur unter OP-Beanspruchung vorliegt, zeigt sich für die anderen Phasenlagen keine Fassbildung. In den Bereichen mit reduziertem Querschnitt ergeben sich Spannungen, die größer als die gemessene Nennspannung sind. Da der Effekt jeweils erst spät im Versuchsverlauf zu erkennen war und die betroffenen Proben jeweils Ermüdungsanrisse über die komplette Messlänge aufwiesen, ist davon auszugehen, dass die ermittelten Lebensdauern nur geringfügig beeinflusst wurden.

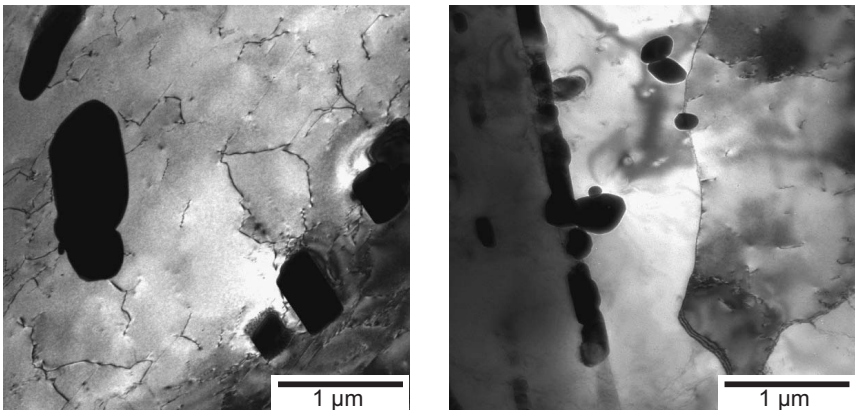
### 6.3 Mikrostrukturelle Untersuchungen

In den TEM-Untersuchungen nach Haltezeitversuchen zeigten sich ähnlich wie nach Versuchen ohne Haltezeiten für die untersuchten Phasenlagen keine signifikanten Unterschiede. Daher sind in Abb. 6.11 und 6.12 nur TEM-Aufnahmen nach IP-Beanspruchung mit  $t_H = 5$  bzw. 30 min wiedergegeben. Für beide Haltezeiten zeigt sich eine vergleichbare Mikrostruktur. Im linken Teilbild von Abb. 6.11 sind Subkörner zu erkennen, die deutlicher ausgebildet sind als nach vergleichbaren Versuchen ohne Haltezeiten. Bereiche mit überwiegend planar angeordneten Versetzungen sind deutlich seltener als nach Versuchen ohne Haltezeiten. Das rechte Teilbild von Abb. 6.11 zeigt ebenfalls einsetzende Subkornbildung sowie relativ grobe, plattenförmige Karbide. Im linken Teilbild von Abb. 6.12 sind grobe Karbide mit Abmessungen im Bereich von  $1 \mu\text{m}$  sowie eine relativ geringe Versetzungsdichte zu sehen. Das rechte Teilbild zeigt zeilenförmig angeordnete Karbide, die offenbar im Begriff sind sich zu einem einzigen stangenförmigen Karbid zu vereinigen. Die Abmessungen der Karbide nach Haltezeitversuchen

sind generell deutlich größer als nach Versuchen ohne Haltezeiten, wobei sich die Karbidgröße nach Versuchen mit  $t_H = 5$  und 30 min qualitativ nicht unterscheidet.



**Abb. 6.11:** TEM-Aufnahmen nach IP-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  und  $t_H = 5$  min;  
 $N_A = 321$



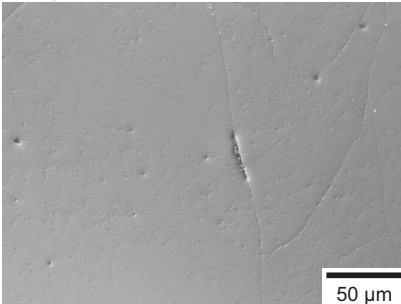
**Abb. 6.12:** TEM-Aufnahmen nach IP-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  und  $t_H = 30$  min;  
 $N_A = 224$

Die Karbidichte ist entsprechend geringer als in haltezeitfreien Versuchen. Durch Beugungsaufnahmen konnte belegt werden, dass die meisten Karbide teilkohärent und vom Typ  $M_{23}C_6$  sind. Sehr grobe Karbide sind teilweise inkohärent.

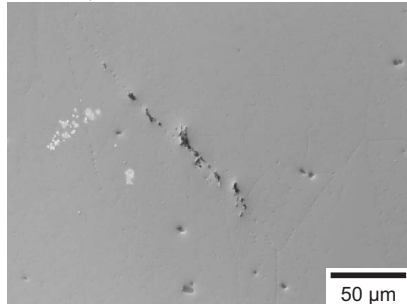
#### 6.4 Untersuchungen zum Schädigungsverhalten

Die Anrisschädigung an der Oberfläche sowie die interkristalline Schädigung durch W-Typ-Risse war für alle untersuchten Phasenlagen qualitativ gleich wie in entsprechenden haltezeitfreien Versuchen. Unter IP- und CCD-Beanspruchung verlaufen W-Typ-Risse etwa senkrecht zur äußeren Last und die Anrisschädigung erfolgt meist interkristallin. Unter OP- und CD-Beanspruchung sind W-Typ-Risse etwa parallel zur Lastrichtung ausgerichtet. An der Oberfläche entstehen und wachsen Risse vorwiegend transkristallin. Während interne Risse in haltezeitfreien Versuchen meist von Korngrenztripelpunkten ausgehen, wurde nach IP- und CCD-Beanspruchung mit Haltezeiten vermehrt interne Schädigung entlang von Korngrenzen beobachtet, die offenbar abseits von Tripelpunkten entstanden ist. Abb. 6.13 zeigt exemplarische Aufnahmen mit derartiger Korngrenzenschädigung. Im rechten Teilbild ist ein durchgehender Riss zu erkennen, während das linke Teilbild aneinandergereihte, rundliche R-Typ-Poren zeigt. Diese Schädigungsform wurde vorwiegend an Korngrenzen gefunden, die einen hohen Winkel zur Lastrichtung aufweisen.

IP,  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,7 \%$ ;  $t_H = 5 \text{ min}$



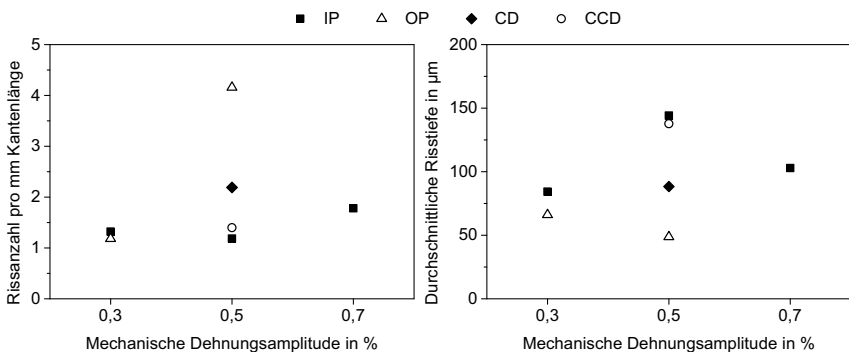
CCD,  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5 \%$ ;  $t_H = 5 \text{ min}$



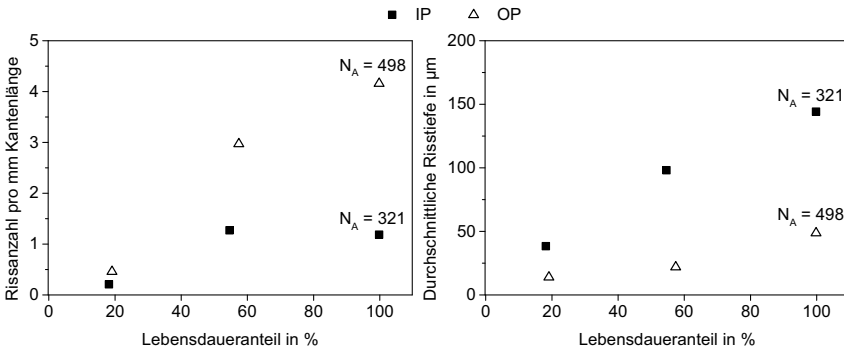
**Abb. 6.13:** Lichtmikroskopische Aufnahmen von geschädigten Korngrenzen nach IP- und CCD-Beanspruchung im differenziellen Interferenzkontrast (DIC). Die Lastrichtung ist horizontal

Analog zur Vorgehensweise in Abschn. 5.4 wurden für einige Proben nach Versuchen mit  $t_H = 5$  min die Anzahl von Oberflächenrissen je Kantenlänge sowie deren durchschnittliche Tiefe ermittelt. Die Ergebnisse sind in Abb. 6.14 dargestellt. Beide Größen verhalten sich, abhängig von der Phasenlage, ähnlich wie in haltezeitfreien Versuchen (vgl. Abb. 5.17). Unter IP- und CCD-Beanspruchung bilden sich vergleichsweise wenige Anrisse mit relativ großer Tiefe. Unter OP- und CD-Beanspruchung entstehen im Vergleich mehr Risse, die im Durchschnitt eher kurz sind. Während die Rissanzahl je Kantenlänge unter OP-Beanspruchung deutlich mit der mechanischen Amplitude zunimmt, zeigt sich unter IP-Beanspruchung nur eine leichte Zunahme.

Um die Entwicklung der Anrisschädigung zu untersuchen, wurden IP- und OP-Versuche mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  und  $t_H = 5$  min bei etwa 20 sowie 60 % der zu erwartenden Lebensdauer abgebrochen und anschließend die Rissanzahl je Kantenlänge sowie die durchschnittliche Risstiefe ermittelt. Abb. 6.15 zeigt die Ergebnisse. Beide Größen nehmen sowohl für IP- als auch für OP-Beanspruchung näherungsweise linear mit dem Lebensdaueranteil zu. Bereits nach etwa 20 % der zu erwartenden Lebensdauer sind jeweils erste Oberflächenanrisse zu beobachten, die für IP-Beanspruchung interkristallin und für OP-Beanspruchung transkristallin verlaufen.



**Abb. 6.14:** Einfluss von Phasenlage und mechanischer Dehnungsamplitude auf die Anzahl von Oberflächenanrissen je Kantenlänge sowie die durchschnittliche Risstiefe nach Versuchen mit  $t_H = 5$  min



**Abb. 6.15:** Einfluss des Lebensdaueranteils  $N/N_A$  auf die Anzahl von Oberflächenanrissen je Kantenlänge sowie die durchschnittliche Risstiefe in IP- und OP-Versuchen mit  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  und  $t_H = 5\text{ min}$

## 6.5 Diskussion

### 6.5.1 Verformung und Mikrostruktur

Ähnlich wie in haltezeitfreien Versuchen beeinflusst die Phasenlage die sich in Haltezeitversuchen ausbildende Mikrostruktur kaum. Die Mikrostrukturen nach TMF-Beanspruchungen mit und ohne Haltezeiten unterscheiden sich hingegen deutlich. Während der Haltezeiten finden zum einen Erholungsvorgänge statt, was zu geringeren Versetzungsdichten und weiter ausgebildeten Subkörnern als in Versuchen ohne Haltezeiten führt. Zum anderen können die während der Be- und Entlastungsphasen ausgeschiedenen  $M_{23}C_6$ -Karbide durch Diffusion vergrößern (Ostwald-Reifung), wodurch ihre Hinderniswirkung für Gleitversetzungen reduziert wird. Stark vergrößerte Karbide können z. T. nicht mehr teilkohärent in der Matrix eingebunden werden und werden somit inkohärent. Als Folge dieser Effekte ist die Verfestigung in Haltezeitversuchen geringer als in haltezeitfreien Versuchen. Dies führt bei gegebener mechanischer Dehnungsamplitude zu geringeren Spannungsamplituden und größeren plastischen Dehnungsamplituden. Je stärker der Werkstoff in Versuchen ohne Haltezeiten durch Karbidausscheidungen verfestigt, umso mehr nimmt die Verfestigung durch die Einführung von Haltezeiten ab. Aus diesem Grund bewirken Haltezeiten von 5 min für  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  eine größere Abnahme der Spannungsamplitude als für  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,3\%$  (vgl. Abb. 6.5). In

IP- und OP-Versuchen werden die Minimal- sowie die Maximalspannung, die bei etwa 100 bzw. 750 °C auftreten, wesentlich durch mikrostrukturelle Hindernisse wie Karbide und Versetzungen bestimmt. Entsprechend nehmen deren Beträge durch die Einführung von Haltezeiten jeweils um einen vergleichbaren Anteil ab, wodurch sich Haltezeiten kaum auf die Mittelspannung auswirken. Die Spannungsamplitude im ersten Zyklus ist in Versuchen mit Haltezeiten erhöht, da vermutlich bereits in den lastfreien Vorzyklen, die auch Haltezeiten enthalten, verstärkt Karbide ausgeschieden werden, wodurch der Werkstoff schon vor dem eigentlichen Versuchsbeginn verfestigt (Abb. 6.6). Je länger die Haltezeitdauer, desto eher sind die meisten verfügbaren Cr- und Mo-Atome in groben Karbiden gebunden und desto früher ist die anfängliche starke Karbidverfestigung abgeschlossen. Die im weiteren Versuchsverlauf weiter leicht zunehmende Spannungsamplitude ist vermutlich darauf zurückzuführen, dass während der Verformung bei tiefen Temperaturen Versetzungen entstehen, die während der Haltezeiten in die Subkornwände „eingestrickt“ werden und diese somit verfestigen. Die etwa gleiche Karbidgröße in Versuchen mit  $t_H = 5$  und 30 min deutet darauf hin, dass die Karbide ab einer Größe von etwa 1  $\mu\text{m}$  nur noch sehr langsam wachsen. Dies erklärt auch, warum der Werkstoff nicht durch Überalterung entfestigt.

Während der Haltezeiten relaxiert die Spannung infolge von Kriechprozessen. Die sich deutlich ausbildende Subkornstruktur weist auf viskoses Versetzungsgleiten als dominierenden Verformungsmechanismus hin (Merckling, 1990; Viereck, 1990). Die anliegende Spannung wirkt dabei als Triebkraft, wodurch sich der beobachtete exponentielle Abfall der Spannung ergibt. Da der größte Anteil der Spannung bereits innerhalb der ersten 60 s relaxiert, wirkt sich eine Erhöhung der Haltezeitdauer von 2 auf 5 oder 30 min kaum auf den relaxierten Spannungsbetrag aus (Abb. 6.8, rechts). Die Sättigungsspannung, ab der kaum noch Spannung relaxiert, liegt in IP- und CCD-Versuchen bei 60 bis 70 MPa und in OP- und CD-Versuchen bei 70 bis 80 MPa. Aus diesem Grund sind die relaxierten Spannungsbeträge unter IP- und CCD-Beanspruchung größer als unter OP- und CD-Beanspruchung. Entsprechend ist auch die während der Haltezeiten akkumulierte Kriechdehnung bei vergleichbarer Lebensdauer unter IP- und CCD-Beanspruchung höher als unter OP-Beanspruchung (Abb. 6.9). Der Unterschied ist vermutlich darauf zurückzuführen, dass unter IP- und CCD-Beanspruchung Zugspannungen und unter OP- und CD-Beanspruchung Druckspannungen während der Haltezeiten anliegen. Das Atomgitter wird durch Zugspannungen geweitet,

wodurch diffusionskontrollierte Kriechprozesse erleichtert werden. Zudem sind die wahren Spannungen und damit die Triebkraft für Kriechprozesse infolge der Querkontraktion bei gleicher Nennspannung unter Zugbelastung größer als unter Druckbelastung. Der relaxierte Spannungsbetrag nimmt mit zunehmender Lastspielzahl ab, weil in jedem Zyklus neugebildete Versetzungen in die Subkornstruktur des Werkstoffs „eingestrickt“ werden, wodurch der Widerstand gegen Kriechen zunimmt. Unter IP- und CCD-Beanspruchung nimmt zudem die zu Beginn der Haltezeit gemessene Zugspannung aufgrund von Querschnittsminderung durch interkristalline Schädigung mit zunehmender Lastspielzahl ab.

Die beiden beobachteten DRA-Formen sind auf die gleichen Wechselwirkungen zwischen Fremdatomen und Gleitversetzungen wie in haltezeitfreien Versuchen zurückzuführen (vgl. Abschn. 5.5.1). In Haltezeitversuchen klingt die Hochtemperaturform jedoch deutlich langsamer ab als in vergleichbaren haltezeitfreien Versuchen und tritt teilweise über die komplette Versuchsdauer auf. Dieser Effekt steht vermutlich in engem Zusammenhang mit der Vergrößerung der  $M_{23}C_6$ -Karbide. Da während der Haltezeiten kleine Karbidausscheidungen teilweise wieder aufgelöst werden und deren freigesetzte Atome zu größeren Karbiden diffundieren, stehen in Haltezeitversuchen auch noch in späteren Versuchsphasen ausreichend diffusionsfähige Cr- und Mo-Atome zur Verfügung, die mit Gleitversetzungen interagieren können. Es ist denkbar, dass sich hierdurch laufend neue, feine Karbide bilden, die sich jedoch während der Haltezeiten bald wieder auflösen oder mit größeren Karbiden in der Nähe koagulieren. Da mit zunehmender Versuchsdauer immer mehr Cr- und Mo-Atome stabil in groben Karbiden gebunden sind, klingen die Spannungseinbrüche dennoch langsam ab. Der Betrag der bei geringen Temperaturen auftretenden Spannungseinbrüche nimmt mit der mechanischen Dehnungsamplitude zu. Dies bestärkt die in Abschn. 5.5.1 getroffene Annahme, dass die durch die Tieftemperaturform der DRA verursachten Spannungseinbrüche umso größer sind, je höher die vor dem Einbruch anliegende Spannung ist. Die im Vergleich mit haltezeitfreien Versuchen höheren Spannungseinbrüche deuten darauf hin, dass sich vermehrt interstitielle Fremdatome um Versetzungen anlagern, wodurch deren Losreißspannung und letztlich der resultierende Spannungseinbruch erhöht wird. Dies ist wahrscheinlich darauf zurückzuführen, dass durch die Karbidauflösungen während der Haltezeiten mehr gelöste Kohlenstoffatome zur Verfügung stehen. Ähnlich wie bei der Hochtemperaturform der DRA nehmen die



Spannungseinbrüche mit zunehmender Versuchsdauer langsam ab, weil immer mehr Kohlenstoffatome stabil in groben Karbiden gebunden sind.

### 6.5.2 Schädigung und Lebensdauer

Die Einführung von Haltezeiten bewirkt keine Änderung der für die Phasenlage typischen Schädigungsmechanismen. Wie in haltezeitfreien Versuchen breiten sich Risse unter IP- und CCD-Beanspruchung vorwiegend interkristallin, unter OP- und CD-Beanspruchung dagegen transkristallin aus. Ebenso sind W-Typ-Risse an Korngrenztripelpunkten unter IP- und CCD-Beanspruchung etwa senkrecht, unter OP- und CD-Beanspruchung dagegen parallel zur Last ausgerichtet. Die Anzahl von Oberflächenanrissen je Kantenlänge sowie deren durchschnittliche Tiefe in Abhängigkeit der Phasenlage sind ebenfalls für Versuche mit und ohne Haltezeiten vergleichbar (vgl. Abb. 5.17 und 6.14). Die nach vorgegebenen Lastspielzahlen abgebrochenen Versuche belegen, dass bereits nach 20 % der Lebensdauer interkristalline (IP-Beanspruchung) bzw. transkristalline (OP-Beanspruchung) Oberflächenschädigung entstanden ist. Die Phase des Risswachstums bzw. der Schädigungsentwicklung erstreckt sich somit über den Großteil der Lebensdauer. Es ist anzunehmen, dass dies auch für haltezeitfreie Beanspruchung gilt. Somit erklärt sich der große Einfluss des bevorzugten Schädigungspfades (trans- oder interkristallin) und damit der Rissausbreitungsgeschwindigkeit auf die Lebensdauer.

Die Morphologie interkristalliner W-Typ-Risse nach IP- und CCD-Beanspruchung wird durch die Einführung von Haltezeiten nicht signifikant verändert. Es wurden jedoch vermehrt Risse sowie R-Typ-Poren an Korngrenzen unter hohem Winkel zur Lastrichtung gefunden, die nicht von Tripelpunkten ausgehen. Die R-Typ-Poren bilden sich vermutlich während der Zughaltezeiten durch Kondensation von Leerstellen im Bereich von Korngrenzenkarbiden oder an Schnittpunkten von Korngrenzen mit Glühwillingen. Nach isothermen Ermüdungsversuchen mit Zughaltezeiten bei 950 °C fanden Carroll et al. (2013) für IN617 ebenfalls Kriechporen an Korngrenzenkarbiden. Die während der Haltezeiten akkumulierten Kriechdehnungen nehmen jeweils Werte an, die in Kriechversuchen an Alloy 617 bei 900 °C zu deutlicher Porenbildung führen (Lillo et al., 2009). Durch Zusammenwachsen der Poren entstehen die beobachteten Korngrenzenrisse. Diese können im weiteren Versuchsverlauf vermutlich auch durch Korngrenzengleitprozesse weiterwachsen. Mit den Erkenntnissen aus Abschnitt 5.5.2 kann hieraus

geschlossen werden, dass W-Typ-Risse vorwiegend durch Korngrenzgleitprozesse während der Be- und Entlastungsphasen im Bereich hoher Temperaturen entstehen, während sich R-Typ-Poren infolge von Leerstellendiffusion während der Haltezeiten unter Zugbeanspruchung bilden. Baik und Raj (1982) beobachteten nach dehnungskontrollierten isothermen Versuchen mit verschiedenen Zyklusformen an einer Al-Mg-Legierung ein vergleichbares Verhalten: Während Versuche mit Zughaltezeiten zu R-Typ-Poren führten, bildeten sich nach slow-fast-Versuchen, die wegen ihres Ungleichgewichts von Kriechverformung im Zug- und Druckbereich mit TMF-IP und TMF-CCD-Versuchen vergleichbar sind, vorwiegend W-Typ-Risse. Die Ursache hierfür ist wahrscheinlich, dass die anliegenden Zugspannungen während der Haltezeiten infolge der Spannungsrelaxation deutlich geringer sind als während der Belastungsphasen im Bereich hoher Temperaturen. Die Ergebnisse von (Tanaka und Iizuka, 1985) belegen, dass sich unter Kriechbeanspruchung bei hohen Spannungen eher W-Typ-Risse und bei niedrigen Spannungen eher R-Typ-Poren bilden.

Anders als vorliegende Ergebnisse aus isothermen und TMF-Untersuchungen an den Werkstoffen NiCr22Co12Mo9, Inconel 617 und Alloy 617 erwarten ließen (Kleinpaß, 1996; Totemeier und Tian, 2007; Carroll et al., 2013), bewirkt die Einführung von Haltezeiten unter IP- und CCD-Beanspruchung eine Verlängerung der Lebensdauer. Dies ist umso erstaunlicher, da die plastischen Dehnungsamplituden in Haltezeitversuchen höher als in Versuchen ohne Haltezeiten sind und Porenschädigung während der Haltezeiten nachgewiesen werden konnte. Das beobachtete Lebensdauerverhalten lässt sich mit der in Haltezeitversuchen reduzierten Verfestigung sowie den wirkenden Schädigungsmechanismen erklären. Da die akkumulierte Kriechdehnung etwa linear mit der Lebensdauer zunimmt, hat sie offenbar keinen Einfluss auf die Lebensdauer (Abb. 6.9). Durch die geringere Verfestigung liegen in Haltezeitversuchen im Mittel geringere Zugspannungen im Bereich hoher Temperaturen an als in vergleichbaren Versuchen ohne Haltezeiten. Da sich W-Typ-Risse im Bereich hoher Temperaturen vor allem unter hohen Spannungen bilden (Tanaka und Iizuka, 1985), ist davon auszugehen, dass die pro Zyklus akkumulierte W-Typ-Rissschädigung in Haltezeitversuchen reduziert ist. Durch die geringeren Zugspannungen wird zudem das Risswachstum verlangsamt. Auf der anderen Seite bilden sich während der Haltezeiten verstärkt R-Typ-Poren. Offenbar überwiegt die positive Wirkung durch reduzierte W-Typ-Rissschädigung zumindest für  $t_H \leq 30$  min die negative Wirkung durch

zusätzliche R-Typ-Porenschädigung. Die Ergebnisse von Baik und Raj (1982) deuten ebenfalls darauf hin, dass W-Typ-Risse schädlicher sind als R-Typ-Poren. Somit entwickelt sich die interkristalline Schädigung in Haltezeitversuchen trotz der erhöhten plastischen Dehnungsamplituden langsamer als in haltezeitfreien Versuchen und es ergeben sich längere Lebensdauern. Mit zunehmender Haltezeitdauer nimmt die pro Zyklus akkumulierte interkristalline Schädigung durch verstärkte R-Typ-Porenschädigung wieder zu, wodurch die Lebensdauer reduziert wird (Abb. 6.1). Bei gegebener Haltezeitdauer ist die Verlängerung der Lebensdauer umso ausgeprägter, je mehr die Verfestigung und damit die Zugspannungen bei hohen Temperaturen im Vergleich zu haltezeitfreien Versuchen reduziert sind. Für  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  bewirkt die Einführung von 5-minütigen Haltezeiten eine Reduktion der Maximalspannung bei der halben Anrisslastspielzahl um etwa 30 %, wodurch sich die Lebensdauer mehr als verdoppelt. Für  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3\%$  wird die Maximalspannung bei der halben Anrisslastspielzahl nur um etwa 22 % verringert, während sich die Lebensdauer um etwa 20 % verlängert. Dies erklärt auch, warum Kleinpaß (1996) für vergleichbare IP-Versuche mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,25\%$  nach Einführung von Haltezeiten jeweils eine Lebensdauerreduktion beobachtete.

Unter OP- und CD-Beanspruchung hat die Einführung von Haltezeiten keinen signifikanten Einfluss auf das Schädigungs- und Lebensdauerverhalten. Durch die allgemein reduzierten Zugspannungen wird das in Abschn. 5.5.2 besprochene spröde Anreißen der Oxidschicht bei geringen Temperaturen erschwert. Zudem erfolgt das Risswachstum langsamer. Die höhere plastische Dehnungsamplitude bewirkt mehr Versetzungsbewegung, wodurch Risse wiederum schneller entstehen und wachsen. Offenbar gleichen sich beide Effekte für die getesteten Versuchsbedingungen etwa aus, was dazu führt, dass sich die Lebensdauer im Vergleich zu haltezeitfreien Versuchen kaum ändert. Da die Verfestigung mit der mechanischen Dehnungsamplitude abnimmt, ist die Reduktion der Zugspannungen durch die Einführung von Haltezeiten, ähnlich wie unter IP- und CCD-Beanspruchung, für kleine mechanische Dehnungsamplituden geringer. Somit bewirken Haltezeiten für kleine mechanische Dehnungsamplituden eher eine Lebensdauerreduktion (vgl. Abb. 6.2). Die Ergebnisse von Kleinpaß (1996) für OP-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,25\%$  untermauern diese Annahme. Da während der Haltezeiten unter Druckbeanspruchung keine Porenbildung auftritt und das Verformungsverhalten von der Haltezeitdauer kaum beeinflusst wird, ergeben sich unter OP-Beanspruchung für alle untersuchten Haltezeiten vergleichbare

Lebensdauern. Zumindest bei sehr langen Haltezeiten ist jedoch eine Reduktion der Lebensdauer durch verstärkte Oxidationsschädigung zu erwarten.

## 7 TMF-Versuche mit verschiedenen Phasenlagen an MAR-M247 LC

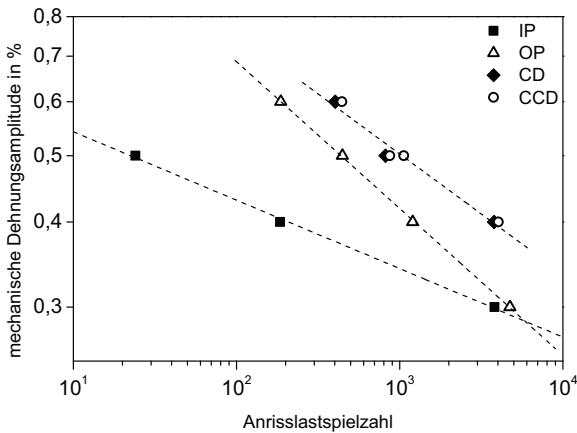
An MAR-M247 LC wurden TMF-Versuche mit mechanischen Dehnungsamplituden zwischen  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3$  und  $0,6$  % mit den Phasenlagen IP, OP, CD und CCD durchgeführt. Die Temperaturschwingbreite betrug jeweils  $100 - 850$  °C. Die Ergebnisse wurden teilweise in Zusammenarbeit mit (Doll, 2013) ermittelt.

### 7.1 Lebensdauerverhalten

In Abb. 7.1 sind die erhaltenen Lebensdauern in einem Totaldehnungswöhlerdiagramm aufgetragen. Für die untersuchten mechanischen Dehnungsamplituden nimmt die Lebensdauer in Abhängigkeit der Phasenlage in der Reihenfolge  $IP < OP < CD \approx CCD$  zu. Die Lebensdauern unter CD- und CCD-Beanspruchung fallen in ein gemeinsames Streuband. Die IP-Wöhlerkurve hat eine deutlich geringere Steigung als die OP-Wöhlerkurve. Dies hat zur Folge, dass sich die IP- und OP-Lebensdauer bei  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5$  % etwa um den Faktor 20 und bei  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3$  % nur etwa um den Faktor 1,25 unterscheiden. Somit kommt es im Bereich von  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3$  % zu einem sog. Crossover der IP- und OP-Wöhlerkurven. Die Steigung der CD-/CCD-Wöhlerkurve liegt zwischen der Steigung der IP- und der OP-Wöhlerkurven.

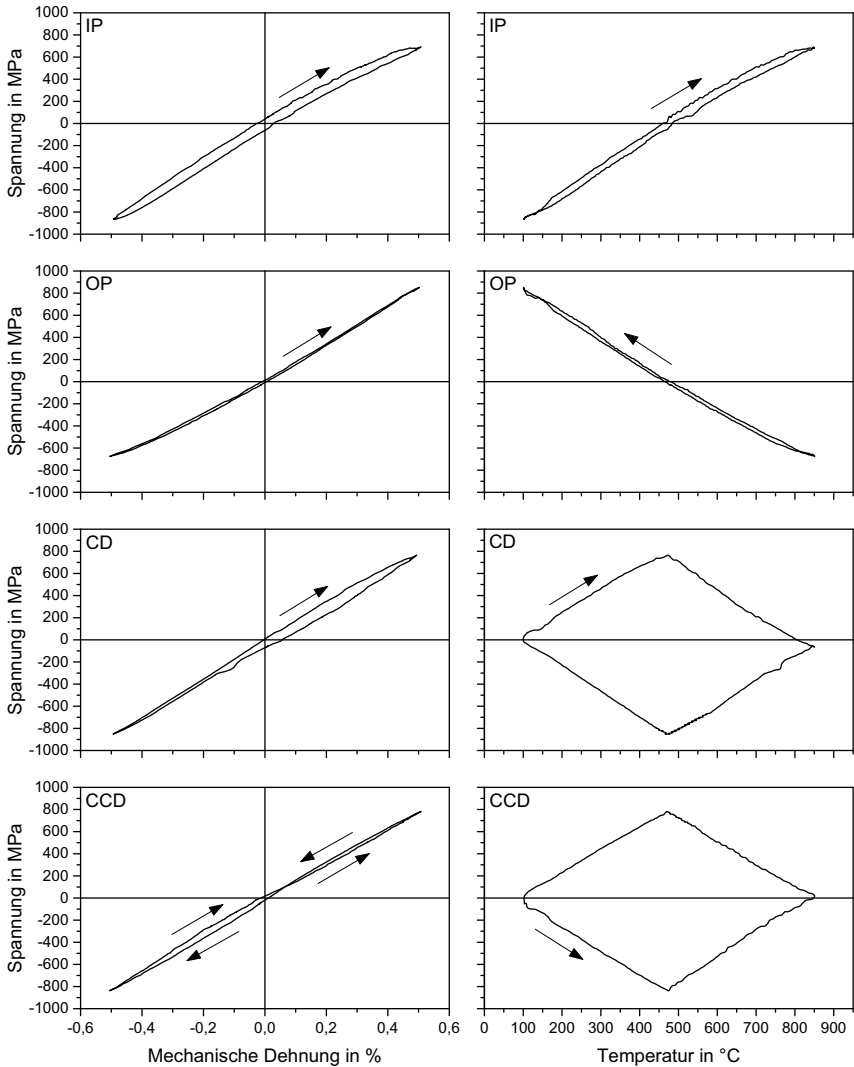
### 7.2 Verformungsverhalten

Für die Versuche mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5$  % sind in Abb. 7.2 links die Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleifen und rechts die Spannungs-Temperatur-Hystereseschleifen jeweils bei der halben Anrisslastspielzahl aufgetragen. Trotz der relativ hohen mechanischen Dehnungsamplitude verformt sich der Werkstoff für alle Phasenlagen nahezu rein elastisch. Hierdurch tritt unter IP-Beanspruchung die höchste Temperatur gemeinsam mit der Maximalspannung und die geringste Temperatur



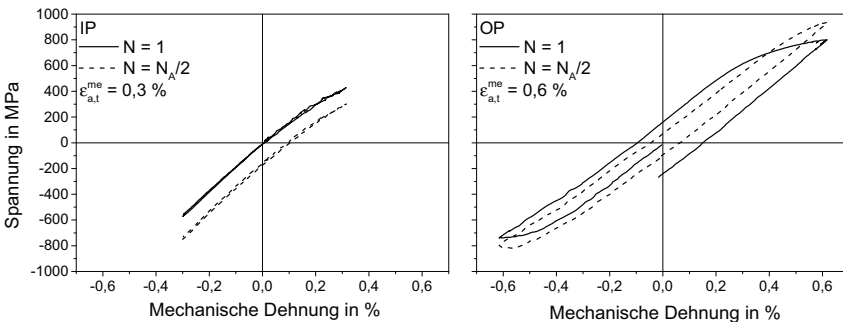
**Abb. 7.1:** Einfluss von Phasenlage und mechanischer Dehnungsamplitude auf die Lebensdauer von MAR-M247 LC

gemeinsam mit der Minimalspannung auf. Unter OP-Beanspruchung gilt das Umgekehrte. Bei CD- und CCD-Beanspruchung ähneln die Spannungs-Temperatur-Hystereseschleifen wegen der überwiegend elastischen Verformung den rautenförmigen Dehnungs-Temperatur-Hystereseschleifen (vgl. Abb. 2.1). Sowohl unter CD- als auch unter CCD-Beanspruchung treten die Minimal- und Maximalspannung etwa bei der Mitteltemperatur auf, während die Spannungen im Bereich der höchsten und geringsten Temperaturen klein sind. Für IP- und OP-Beanspruchung ist deutlich zu erkennen, dass der E-Modul und damit die elastisch induzierten Spannungen mit steigender Temperatur abnehmen. Hierdurch ergeben sich unter IP-Beanspruchung Druck- und unter OP-Beanspruchung Zugmittelspannungen. Unter CD- und CCD-Beanspruchung bewirkt die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls, dass die Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleifen im Zug- und Druckbereich unterschiedlich weit geöffnet sind. Unter CD-Beanspruchung ist die Temperatur während der Verformung von der Maximal- zu Minimaldehnung (unterer Ast) höher als während der Rückverformung von Minimal- zu Maximaldehnung (oberer Ast). Die Beträge der induzierten Spannungen während der Verformung von Maximal- zu Minimaldehnung sind somit kleiner als während der Rückverformung. Unter CCD-Beanspruchung gilt dies entsprechend umgekehrt. Die CCD-Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleife weist sogar eine Überschneidung



**Abb. 7.2:** Zusammenhang zwischen Spannung und mechanischer Dehnung (links) sowie zwischen Spannung und Temperatur (rechts) für Versuche mit  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  bei  $N = N_A/2$

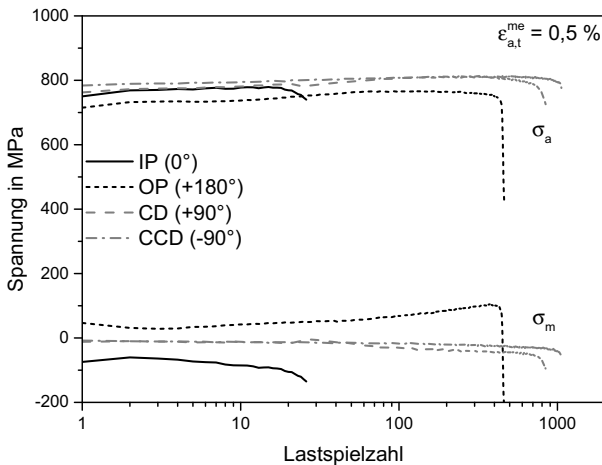
der beiden Hystereseäste auf, wodurch die Schleife achtförmig erscheint. Abb. 7.3 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleifen bei der halben Anrisslastspielzahl unter IP-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3\%$  sowie unter OP-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,6\%$  jeweils im Vergleich zu den Hystereseschleifen im ersten Zyklus. Unter IP-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3\%$  bewegt sich die Hystereseschleife mit zunehmender Lastspielzahl in den Druckspannungsbereich und damit in Richtung der bei Minimaltemperatur wirkenden Spannung. Dieses Verhalten wurde auch unter OP-Beanspruchung beobachtet, wobei die Hysteresen hier entsprechend in den Zugspannungsbereich wandern. Die Verschiebung des Spannungsniveaus ist für geringere mechanische Dehnungsamplituden ausgeprägter und tritt für  $\varepsilon_{a,t}^{me} \geq 0,5\%$  nicht auf. Unter CD- und CCD-Beanspruchung wurde der Effekt ebenfalls nicht beobachtet. Im rechten Teilbild ist zu erkennen, dass unter OP-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,6\%$  im ersten Zyklus eine relativ große plastische Dehnungsamplitude vorliegt, die bis zur halben Anrisslastspielzahl um etwa 50 % abnimmt. Die Maximal- und Minimalspannung nimmt gleichzeitig zu. Die Verfestigung ist im Zugspannungsbereich bei geringen Temperaturen ausgeprägter als im Druckspannungsbereich bei hohen Temperaturen. Im ersten Zyklus sind während der plastischen Verformung im Zugbereich bei geringen Temperaturen leichte Spannungseinbrüche zu erkennen, die auf dynamische Reckalterungseffekte zurückzuführen sind. Diese treten auch noch im weiteren Versuchsverlauf auf, sind jedoch wegen der zunehmenden Verfestigung kaum noch zu erkennen.



**Abb. 7.3:** Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleifen in Zyklus 1 und bei  $N_A/2$  für IP-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3\%$  (links) und OP-Beanspruchung mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,6\%$  (rechts)



In Abb. 7.4 sind die Spannungsamplituden und Mittelspannungen für Versuche mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  über der Lastspielzahl aufgetragen. Für alle Phasenlagen zeigt sich eine leichte zyklische Verfestigung. Da die Verformung überwiegend elastisch erfolgt und die Summe der E-Moduln bei Minimal- und Maximaltemperatur etwa dem doppelten Wert des E-Moduls bei der Mitteltemperatur entspricht, sind die Spannungsamplituden für IP- und OP-Beanspruchung sowie für CD- und CCD-Beanspruchung ähnlich groß (Abb. 4.3). Unter IP-Beanspruchung liegen Druck- und unter OP-Beanspruchung Zugmittelspannungen vor, deren Beträge bei gegebener Lastspielzahl etwa gleich groß sind und mit der Lastspielzahl zunehmen. Unter CD- und CCD-Beanspruchung sind die Mittelspannungen in den ersten Zyklen vernachlässigbar klein. Im Versuchsverlauf bauen sich geringe Druckmittelspannungen auf.



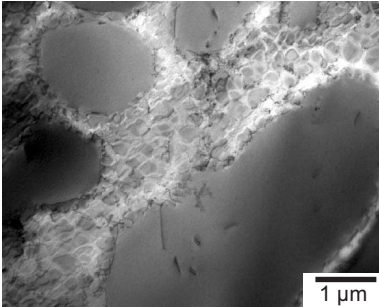
**Abb. 7.4:** Einfluss der Phasenlage auf die Entwicklung der Spannungsamplitude und der Mittelspannung in Abhängigkeit der Lastspielzahl bei  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$

### 7.3 Mikrostrukturelle Untersuchungen

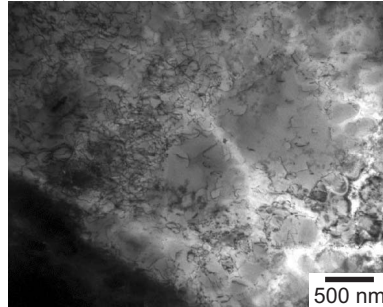
Abb. 7.5 zeigt repräsentative TEM-Aufnahmen von Proben, die bis zum makroskopischen Anriss beansprucht wurden. Ähnlich wie für NiCr22Co12Mo9 hat die Phasenlage keinen signifikanten Einfluss auf die Entwicklung der Mi-

struktur (vgl. Abschn. 5.3). Die  $\gamma'$ -Ausscheidungen sind meist würfelförmig und zeigen eine bimodale Größenverteilung. Neben sehr feinen Teilchen mit Kantenlängen von 200 bis 300 nm treten gröbere Teilchen mit Kantenlängen von etwa 1  $\mu\text{m}$  auf. Vereinzelt gibt es noch deutlich größere plattenförmige Teilchen. Versetzungen bewegen sich überwiegend wellig innerhalb der  $\gamma$ -Matrix und lagern sich bevorzugt an den Grenzflächen zwischen Matrix und  $\gamma'$ -Teilchen an. Vor allem grobe Ausscheidungsteilchen werden in einigen Fällen von Super-versetzungen mit  $\{111\}\langle 110\rangle$ -Gleitsystem geschnitten. Die Versetzungsdichte ist nach IP-Beanspruchung (linkes oberes Teilbild) geringer als nach Beanspruchungen mit anderen Phasenlagen. Die entsprechende Probe wurde jedoch mit deutlich weniger Lastwechseln beansprucht.

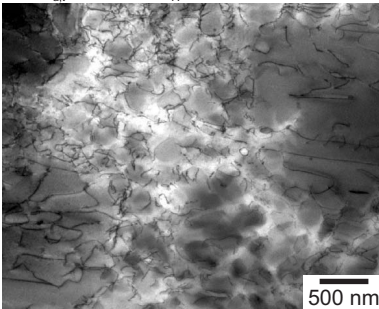
IP,  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$ ,  $N_A = 24$



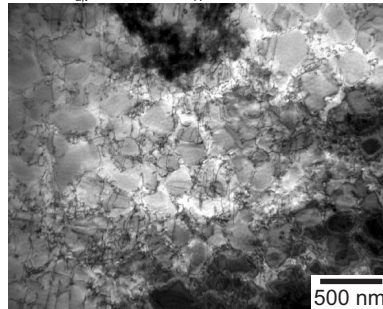
OP,  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$ ,  $N_A = 446$



CD,  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$ ,  $N_A = 818$



CCD,  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$ ,  $N_A = 870$

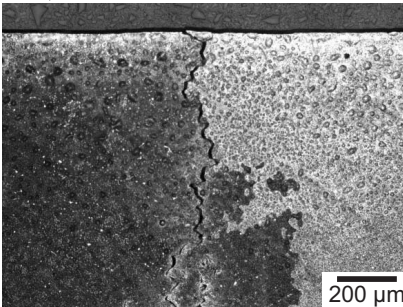


**Abb. 7.5:** TEM-Aufnahmen nach IP-, OP-, CD- und CCD-Beanspruchung jeweils mit  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$

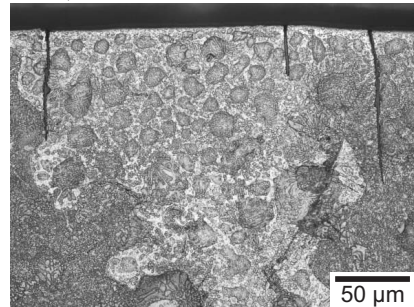
## 7.4 Untersuchungen zum Schädigungsverhalten

Abb. 7.6 zeigt repräsentative Aufnahmen von oberflächennahen Anrissen nach IP-, OP-, CD- und CCD-Beanspruchung. Unter IP-Beanspruchung entstehen und wachsen Risse vorwiegend interkristallin, entlang der welligen Korngrenzen. OP-, CD- und CCD-Beanspruchung führt zu vorwiegend transkristallinen Rissen, die meist direkt in Stadium II entstehen. Unter OP-Beanspruchung breiten sich Risse überwiegend geradlinig und fast senkrecht zur Last aus. Typische CD- und CCD-Risse zeigen eine eher wellige Form mit zahlreichen Rissverzweigungen. Oberflächenanrisse waren für alle Phasenlagen meist stark oxidiert. Eine ausgeprägte oberflächliche Oxidschicht wurde hingegen an keiner der Proben beobachtet. Möglicherweise wurde diese durch die Probenpräparation entfernt.

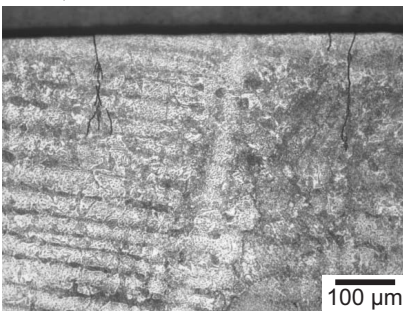
IP,  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5 \%$



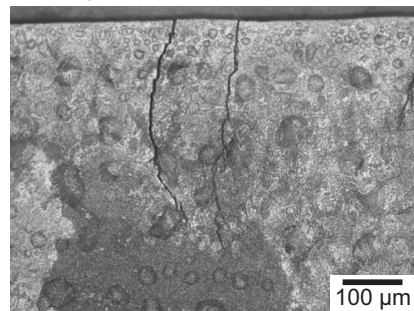
OP,  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,4 \%$



CD,  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5 \%$

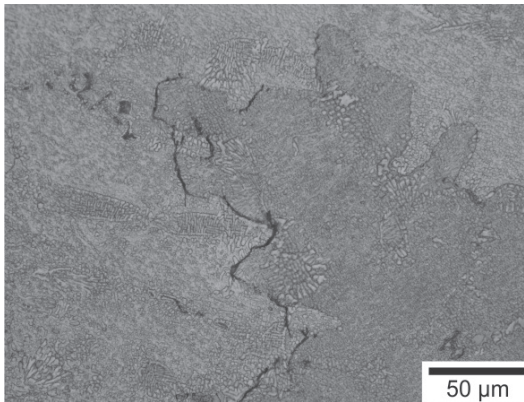


CCD,  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5 \%$



**Abb. 7.6:** Lichtmikroskopische Aufnahmen geätzter Proben nach IP-, OP-, CD- und CCD-Beanspruchung. Die Lastrichtung ist jeweils horizontal

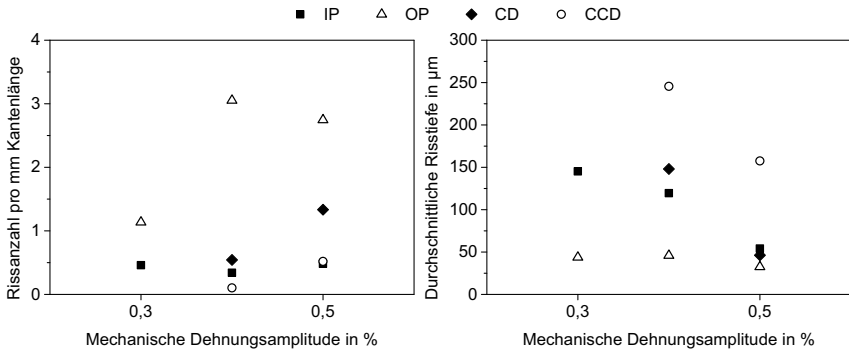
Unter IP-Beanspruchung wurden häufig interkristalline Anrisse im Probeninneren beobachtet, die im Schliffbild keine erkennbare Verbindung zur Oberfläche aufweisen und sich teilweise weit entfernt von der Oberfläche befinden. In Abb. 7.7 sind derartige Anrisse exemplarisch nach IP-Beanspruchung mit  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,4\%$  zu sehen. Die Risse treten überwiegend an Korngrenzteilstücken auf, die einen hohen Winkel zur Lastrichtung aufweisen. Korngrenzteilstücke unter flachem Winkel zur Last sind dagegen oft ungeschädigt. Durch die wellige Form der Korngrenzen, erscheinen die Risse somit häufig nicht durchgängig sondern lokal unterbrochen. Zum Teil sind interkristalline Risse im Bereich von Korngrenzteilstücken unter flachem Winkel zur Lastrichtung durch kurze transkristalline Risse verbunden. Im Gegensatz zu Oberflächenanrissen zeigten interne Anrisse keine Spuren von Oxidation. Nach OP-, CD- und CCD-Beanspruchung wurden jeweils keine internen Risse beobachtet.



**Abb. 7.7:** Interne interkristalline Anrisse nach IP-Beanspruchung mit  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,4\%$ . Die Lastrichtung ist horizontal

Zur quantitativen Beurteilung der Oberflächenschädigung wurden für einige Proben analog zur Vorgehensweise in Abschn. 5.4 die durchschnittliche Rissanzahl je Kantenlänge sowie die mittlere Anrisstiefe bestimmt. Die Ergebnisse sind in Abb. 7.8 dargestellt. Mit zunehmender mechanischer Dehnungsamplitude nimmt die Anrisshäufigkeit tendenziell zu und die durchschnittliche Risstiefe tendenziell ab. Unter OP-Beanspruchung entstehen deutlich mehr Risse mit durchschnittlich geringerer Tiefe als für die anderen Phasenlagen. Unter

IP-Beanspruchung bilden sich jeweils nur wenige oberflächliche Anrisse, die im Durchschnitt deutlich tiefer sind als typische OP-Risse. CD- und CCD-Beanspruchung führt zu vergleichsweise wenigen Oberflächenrisen mit hoher Tiefe. Hierbei sind die Risse nach CD-Beanspruchung zahlreicher und im Durchschnitt kürzer als unter CCD-Beanspruchung.



**Abb. 7.8:** Einfluss von Phasenlage und mechanischer Dehnungsamplitude auf die Anzahl von Oberflächenanrissen je Kantenlänge sowie die durchschnittliche Risstiefe

## 7.5 Diskussion

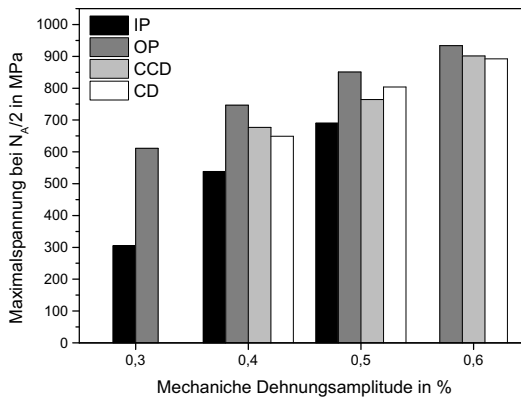
### 7.5.1 Verformung und Mikrostruktur

Typisch für hochfeste Nickelbasislegierungen verformt sich MAR-M247 LC auch unter der vergleichsweise hohen mechanischen Dehnungsamplitude von  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  nahezu rein elastisch. Die Mittelspannungen unter IP- und OP-Beanspruchung sowie die unterschiedliche Öffnung der Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleifen im Druck- und Zugbereich unter CD- und CCD-Beanspruchung sind auf die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls zurückzuführen. Tritt makroskopische plastische Deformation auf, zeigt sich für alle Phasenlagen eine leichte zyklische Verfestigung, die auf die zunehmende Versetzungsdichte in der  $\gamma$ -Matrix zurückzuführen ist. Das für alle Phasenlagen vergleichbare Verfestigungsverhalten steht im Einklang mit der jeweils ähnlichen Ausbildung der Mikrostruktur (vgl. Abb. 7.4 und 7.5). Versetzungen lagern sich bevorzugt an den Grenzflächen zwischen Matrix und  $\gamma$ -Teilchen an, um Anpassungsverformungen der vergleichsweise festen

Ausscheidungsteilchen innerhalb der Matrix zu ermöglichen. Mit zunehmender Größe der  $\gamma'$ -Teilchen werden derartige Anpassungsverformungen erschwert, so dass lokal sehr hohe Spannungen an den Grenzflächen entstehen. Diese können dazu führen, dass sich Superversetzungen mit  $\{111\}\langle 110\rangle$ -Gleitsystem in die  $\gamma'$ -Teilchen hineinbewegen. Wie aus Abb. 7.3 zu erkennen, treten bei plastischer Verformung im Bereich tiefer Temperaturen zum Teil Spannungseinbrüche infolge von DRA-Effekten auf. Es ist davon auszugehen, dass die Diffusionsgeschwindigkeiten gelöster Fremdatome vergleichbar wie in NiCr22Co12Mo9 sind. Somit sind die Spannungseinbrüche wahrscheinlich auf Wechselwirkungen von Gleitversetzungen mit interstitiell gelösten Kohlen- oder Stickstoffatomen zurückzuführen (vgl. Abschn. 5.5.1). Die Verteilung, Form und Größe der  $\gamma'$ -Teilchen nach TMF-Beanspruchung hat sich gegenüber dem in (Gelmedin, 2014) beschriebenen Ausgangszustand nicht geändert. Dies bedeutet, dass die  $\gamma'$ -Phase bei zyklischer Erwärmung auf 850 °C ohne Haltezeiten auch unter Last weitestgehend stabil ist.

Die beobachtete zyklische Verschiebung des Spannungsniveaus unter IP- und OP-Beanspruchung ist auf die Akkumulation von plastischer Dehnung durch Kriechverformung im Bereich hoher Temperaturen zurückzuführen. Als Folge wandern Hystereseschleifen unter IP-Beanspruchung allmählich zu höheren Druckspannungen und unter OP-Beanspruchung zu höheren Zugspannungen. Dieser Prozess setzt sich fort, bis entweder die Spannung bei Maximaltemperatur zu gering geworden ist, um weitere Kriechverformung anzutreiben, oder bis die zyklische Streckgrenze bei Minimaltemperatur überschritten und die plastische Kriechdehnung bei geringen Temperaturen zurückverformt wird. Bei hohen mechanischen Dehnungsamplituden tritt plastische Verformung bei Minimaltemperatur bereits im ersten Zyklus auf, wodurch eine Verschiebung des Spannungsniveaus ausbleibt. Unter IP- und OP-Beanspruchung nehmen die Beträge der Mittelspannungen in diesem Fall dennoch zu, da Verfestigung auftritt, die bei geringen Temperaturen ausgeprägter ist (Abb. 7.4 und 7.3 rechts). Mit abnehmender mechanischer Dehnungsamplitude nimmt die Differenz zwischen der Spannung bei der Minimaltemperatur im ersten Zyklus und der zyklischen Streckgrenze bei der Minimaltemperatur und somit die mögliche Verschiebung des Spannungsniveaus zu. Unter CD- und CCD-Beanspruchung treten sowohl die Maximal- als auch die Minimalspannung im Bereich der Mitteltemperatur auf. Daher gibt es keine ausgeprägte Asymmetrie der Verformungsmechanismen und es kommt zu keiner ausgeprägten Verschiebung des Spannungsniveaus.

Der unter CD- und CCD-Beanspruchung beobachtete Aufbau geringer Druckmittelspannungen (Abb. 7.4) beginnt bereits nach wenigen Zyklen und ist daher vermutlich nicht auf eine Verringerung der Zugspannungen infolge eines durch Schädigung reduzierten Querschnitts zurückzuführen. Offenbar erfolgt plastische Deformation im Zugbereich einfacher als im Druckbereich. Die Ursache hierfür ist womöglich die von der Kristallorientierung, Dehnrate und Temperatur abhängige Zug-/Druck-Asymmetrie der Fließspannung der  $\gamma'$ -Phase (Lall et al., 1979; Ezz et al., 1982) sowie von  $\gamma'$ -verstärkten Legierungen (Chieragatti und Remy, 1991; Jiao et al., 1996) in Kombination mit einer nicht statistisch gleichverteilten Orientierung der relativ groben Körner. In Abb. 7.9 sind die Effekte der Verschiebungen der Spannungsniveaus anhand der Maximalspannung bei der halben Anrisslastspielzahl in Abhängigkeit der Phasenlage sowie der mechanischen Dehnungsamplitude illustriert. Für  $\varepsilon_{a,I}^{me} = 0,3\%$  ist die Maximalspannung unter IP-Beanspruchung relativ gering und unter OP-Beanspruchung relativ hoch, weil das Spannungsniveau in den Druck- (IP) bzw. Zugspannungsbereich (OP) verschoben wurde. Für höhere mechanische Dehnungsamplituden ist die Verschiebung des Spannungsniveaus weniger ausgeprägt, wodurch die Differenz der Maximalspannungen unter IP- und OP-Beanspruchung geringer wird. Somit ist die Abhängigkeit der Maximalspannung von der mechanischen Dehnungsamplitude für IP-Beanspruchung deutlich stärker als für OP-Beanspruchung.



**Abb. 7.9:** Einfluss der Phasenlage und der mechanischen Dehnungsamplitude auf die Maximalspannung bei der halben Anrisslastspielzahl

### 7.5.2 Schädigung und Lebensdauer

Die metallographischen Untersuchungen zeigen, dass der dominierende Schädigungsmechanismus von der Phasenlage abhängt. Unter IP-Beanspruchung führen hohe Zugspannungen bei hohen Temperaturen zu Kriechschädigungen der Korngrenzen, die während der Druckbeanspruchung bei geringen Temperaturen nicht ausheilen können. Als Folge entstehen interkristalline Risse, die häufig im Werkstoffvolumen auftreten (Abb. 7.7). Kadioglu und Sehitoglu (1995) und Beck et al. (2002) beobachteten an vergleichbaren Werkstoffen ebenfalls interne, interkristalline Anrisse nach TMF-IP-Beanspruchung. Die Schädigung der Korngrenzen erfolgt vermutlich durch Akkumulation von Leerstellen im Bereich von Korngrenzenkarbiden. Auf diese Weise bilden sich Poren, die zu Rissen zusammenwachsen können. Diese Annahme wird durch den teilweise lokal unterbrochenen Verlauf interner Risse bestärkt. Es ist auch denkbar, dass die Korngrenzen ähnlich wie bei NiCr22Co12Mo9 (vgl. Absch. 5.5.2) durch Korngrenzengleitprozesse aufreißen. Die stark zerklüftete Form der Korngrenzen deutet jedoch darauf hin, dass diese nur geringfügig gegeneinander abgleiten. Dennoch können lokale Anpassungsverformungen der Korngrenzen interkristallines Risswachstum begünstigen. Interne Anrisse wurden auch deutlich entfernt von der Oberfläche beobachtet und wiesen jeweils keine Spuren von Oxiden auf. Somit beeinflusst Oxidationsschädigung die interne interkristalline Rissentstehung offenbar nicht. Oberflächennahe Korngrenzen oxidieren hingegen bevorzugt, was die Entstehung interkristalliner Risse begünstigt. Dies wurde auch von (Boismier und Sehitoglu, 1990a) für MAR-M247 so beobachtet. Oberflächenanrisse können sich, ähnlich wie bei NiCr22Co12Mo9, schnell entlang der geschädigten Korngrenzen ausbreiten. Als Folge ergeben sich unter IP-Beanspruchung im Vergleich zu den anderen Phasenlagen kürzere Lebensdauern sowie relativ wenige Oberflächenanrisse mit hoher Tiefe (Abb. 7.8).

Nach isothermer Beanspruchung bei 871 °C und vergleichbaren Dehnraten fanden Boismier und Sehitoglu (1990a) an MAR-M247 zwar interkristalline Rissentstehung infolge bevorzugter Oxidation der Korngrenzen, das weitere Risswachstum erfolgte jedoch überwiegend transkristallin. Dies deutet darauf hin, dass für MAR-M247 LC, ähnlich wie für NiCr22Co12Mo9, der Anteil interkristalliner Schädigung unter TMF-IP-Beanspruchung höher ist als unter isothermer Beanspruchung bei der Maximaltemperatur des TMF-Zyklus. Der Effekt ist wie bei NiCr22Co12Mo9 darauf zurückzuführen, dass interkristalline Schädigung



bei isothermer Beanspruchung unter Druckspannungen zum Teil wieder ausheilen kann, während unter TMF-IP-Beanspruchung die Temperatur während der Druckbelastung für Ausheilprozesse zu niedrig ist.

Unter OP-Beanspruchung liegen im Bereich hoher Temperaturen Druckspannungen an, die keine Schädigung der Korngrenzen bewirken. Daher entstehen und wachsen Risse vorwiegend transkristallin. Die höchste Zugspannung tritt bei der Minimaltemperatur auf, wenn die äußere Oxidschicht eine geringe Duktilität aufweist. Ähnlich wie bei NiCr22Co12Mo9 (vgl. Abschn. 5.5.2) führt dies zu der beobachteten hohen Anzahl von Oberflächenrissen, die direkt in Stadium II entstehen. Das weitere Risswachstum erfolgt ermüdungskontrolliert durch zyklische plastische Deformation. Zugspannungen treten vor allem bei geringen Temperaturen auf, wenn nur wenige Versetzungsgleitsysteme aktiv sind. Entsprechend ist nur geringe plastische Verformung im Bereich der Rissspitze möglich und die Risse erscheinen glatt und geradlinig. Die hohen Zugspannungen bewirken zudem starke Spannungskonzentrationen im Bereich der Rissspitzen, wodurch die Entstehung eines dominanten Risses begünstigt wird. Die weiteren Risse bleiben relativ kurz und es ergibt sich die beobachtete geringe durchschnittliche Risstiefe.

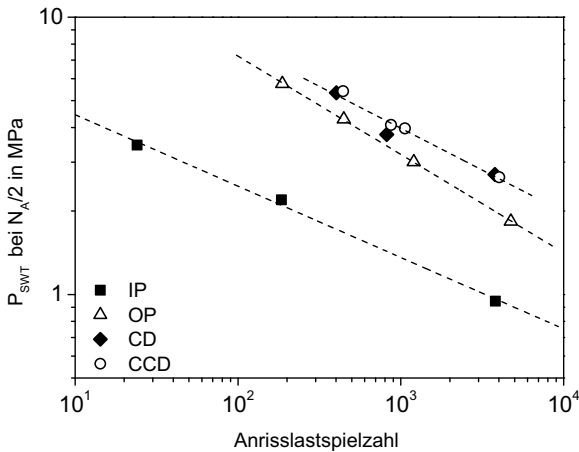
Unter CD- und CCD-Beanspruchung ist das Schädigungs- und Lebensdauerverhalten jeweils vergleichbar. Dies ist in Übereinstimmung mit den bis auf den Umlaufsinn sehr ähnlichen Spannungs-Temperaturverläufen (Abb. 7.2). Da im Bereich der höchsten Temperaturen jeweils nur geringe Zugspannungen anliegen, spielt interkristalline Kriechschädigung nur eine untergeordnete Rolle. Die Schädigung erfolgt entsprechend überwiegend transkristallin und es ergeben sich deutlich längere Lebensdauern als unter IP-Beanspruchung. Im Bereich geringer Temperaturen liegen ebenfalls jeweils nur geringe Zugspannungen an, wodurch sprödes Anreißen der Oxidschicht kaum auftritt. Dies führt zu der beobachteten geringeren Anzahl von Oberflächenanrissen als unter OP-Beanspruchung (Abb. 7.8). Die unter CD-Beanspruchung im Vergleich zu CCD-Beanspruchung jeweils etwas höhere Rissanzahl bei geringerer durchschnittlicher Risstiefe kann vermutlich darauf zurückgeführt werden, dass die Zugbelastungsphase im CD-Zyklus bei geringen Temperaturen auftritt, wodurch es zu vereinzelt spröden Anrissen der Oxidschicht kommt. Da die Lebensdauern unter CD- und CCD-Beanspruchung jeweils sehr ähnlich sind, wirkt sich die leicht höhere Rissanzahl unter CD-Beanspruchung offenbar kaum auf die Gesamtschädigung aus.

Unter CD- und CCD-Beanspruchung erfahren Risse die maximale Zugbeanspruchung bei der Mitteltemperatur, wenn mehr Versetzungsgleitsysteme als bei Minimaltemperatur aktiv sind. Hierdurch ist die plastische Verformung im Bereich der Risspitze ausgeprägter als unter OP-Beanspruchung und die Risse zeigen eine eher wellige Morphologie mit häufigen Verzweigungen. Durch die bei gegebener mechanischer Dehnungsamplitude geringeren Zugspannungen sowie durch die Rissverzweigungen wachsen transkristalline Risse unter CD- und CCD-Beanspruchung langsamer als unter OP-Beanspruchung. Folglich sind die Lebensdauern bei gegebener mechanischer Dehnungsamplitude unter CD- und CCD-Beanspruchung länger als unter OP-Beanspruchung.

Die für die verschiedenen Phasenlagen unterschiedliche Steigung der Wöhlerkurven mit dem Crossover zwischen IP- und OP-Kurve ist typisch für hochfeste Nickelbasis-Gusslegierungen (Kuwabara et al., 1983; Boismier und Sehitoglu, 1990a), vgl. auch Abb. 2.9. Das Verhalten lässt sich qualitativ mit dem phasenlagenspezifischen Verformungsverhalten sowie der Abhängigkeit der interkristallinen und transkristallinen Schädigungsrate von der maximalen Zugspannung deuten. Unter IP-Beanspruchung führt Kriechverformung bei hohen Temperaturen zu einer Verschiebung des Spannungsniveaus in den Druckbereich und somit zu einer Reduktion der interkristallinen Schädigung in den folgenden Zyklen. Da die Verschiebung des Spannungsniveaus bei kleinen mechanischen Dehnungsamplituden ausgeprägter ist, zeigt sich eine starke Abhängigkeit der Maximalspannung und somit der Schädigung von der mechanischen Dehnungsamplitude (Abb. 7.9). Entsprechend ergibt sich eine relativ flache Dehnungswöhlerkurve. Unter OP-Beanspruchung verschiebt sich das Spannungsniveau infolge von Kriechverformung in den Zugbereich, wodurch die transkristalline Rissausbreitungsrate erhöht wird. Da die Verschiebung des Spannungsniveaus für kleine mechanische Dehnungsamplituden ausgeprägter ist, nimmt die Maximalspannung und somit die Schädigung nur gering mit der mechanischen Dehnungsamplitude zu und die Dehnungswöhlerkurve ist entsprechend steil. Unter CD- und CCD-Beanspruchung treten generell nur vernachlässigbare Verschiebungen des Spannungsniveaus auf. Daher liegt sowohl die Abhängigkeit der Maximalspannung von der mechanischen Dehnungsamplitude als auch die Steigung der Wöhlerkurven zwischen den Extremfällen für IP- bzw. OP-Beanspruchung. Sehitoglu (1992) erklärt das Überschneiden der IP- und OP-Wöhlerkurven mit der unter IP-Beanspruchung für hohe mechanische Dehnungsamplituden stark zunehmenden Kriechschädigung.

Die hier vorgestellte Interpretation kommt zum gleichen Ergebnis, wobei hier das phasenlagenspezifische Verformungsverhalten einbezogen wird.

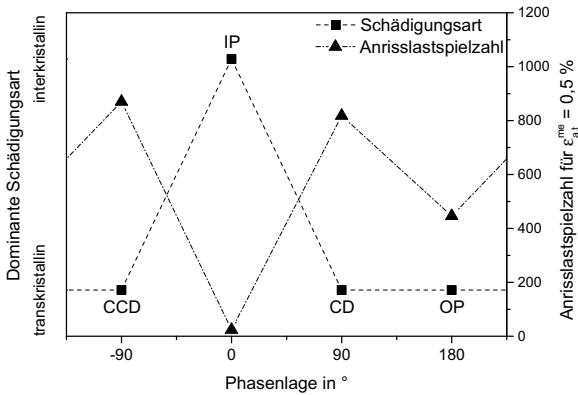
Da der dominante Schädigungsmechanismus für alle Phasenlagen von der Maximalspannung abhängt, bieten sich Schädigungsparameter, die die Maximalspannung erfassen, für die Beschreibung der Lebensdauer an. In Abb. 7.10 ist der Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper in der Form  $P_{SWT} = \sigma_{Max} \epsilon_{a,t}^{me}$  jeweils bei der halben Anrisslastspielzahl über der Lebensdauer aufgetragen. Die Steigung der Wöhlerkurven ist für alle Phasenlagen vergleichbar. Zudem liegt die OP-Wöhlerkurve durch die Erfassung der höheren Maximalspannungen näher an der CD-/CCD-Kurve. Da  $P_{SWT}$  weder interkristalline Porenschädigung noch sprödes Anreißen der äußeren Oxidschicht berücksichtigt, liegen die Kurven für IP- und OP-Beanspruchung dennoch unterhalb der Kurve für CD-/CCD-Beanspruchung.



**Abb. 7.10:** Zusammenhang zwischen  $P_{SWT}$  bei der halben Anrisslastspielzahl und der TMF-Lebensdauer

In Abb. 7.11 ist analog zu Abb. 5.20 halbquantitativ die dominante Schädigungsart sowie die Anrisslastspielzahl bei  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$  in Abhängigkeit der Phasenlage dargestellt. Ähnlich wie für NiCr22Co12Mo9 muss es auch für MAR-M247 LC Übergangsbereiche zwischen inter- und transkristalliner Schädigung geben. Diese liegen zwischen  $0$  und  $+90^\circ$  sowie  $0$  und  $-90^\circ$  Phasenverschiebung. Ein Übergang

führt vermutlich zu einer starken Verlängerung der Lebensdauer. Wie für NiCr22Co12Mo9 ist es möglich, dass die Lebensdauern in den Übergangsbereichen aus den Stützwerten bei  $-90$ ,  $0$  und  $+90^\circ$  Phasenverschiebung interpolierbar sind. Dies sollte mittels weiterer Versuche überprüft werden.



**Abb. 7.11:** Einfluss der Phasenlage auf die dominante Schädigungsart sowie die Lebensdauer bei  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,5\%$

### 7.5.3 Vergleich mit NiCr22Co12Mo9

Obwohl sich die Mikrostruktur und das Verformungsverhalten von MAR-M247 LC und NiCr22Co12Mo9 deutlich unterscheiden, zeigen sich Gemeinsamkeiten im Schädigungs- und Lebensdauerverhalten. Für beide Werkstoffe führt IP-Beanspruchung zu überwiegend inter- und OP-Beanspruchung zu überwiegend transkristalliner Schädigung. Während die interkristalline Schädigung bei NiCr22Co12Mo9 durch Korngrenzengleiten und die Bildung von W-Typ-Rissen entsteht, erfolgt sie für MAR-M247 LC vermutlich durch Akkumulation von Leerstellen im Bereich von Korngrenzenkarbiden. In beiden Fällen ist die Kombination von hohen Zugspannungen und hohen Temperaturen für die interkristalline Schädigung verantwortlich. Unter OP-Beanspruchung führen hohe Zugspannungen bei geringen Temperaturen für beide Werkstoffe zu spröden Anrissen in der äußeren Oxidschicht. Hiervon zeugt jeweils die hohe Anzahl oberflächlicher Anrisse, die direkt im Stadium II der Rissausbreitung entstehen. Da MAR-M247 LC weniger duktil als NiCr22Co12Mo9 ist, verlaufen typische OP-Anrisse an

MAR-M247 LC geradliniger als an NiCr22Co12Mo9. Die Untersuchungen unter CD- und CCD-Beanspruchung zeigen, dass die Schädigung wesentlich vom jeweiligen Spannungs-Temperatur-Verlauf abhängt. Bei NiCr22Co12Mo9 treten wegen starker plastischer Verformung unter CCD-Beanspruchung hohe Zugspannungen bei hohen Temperaturen auf. Entsprechend ist die Schädigung überwiegend interkristallin und vergleichbar mit der Schädigung unter IP-Beanspruchung. Unter CD-Beanspruchung treten hohe Zugspannungen bei geringen Temperaturen auf und es ergibt sich eine vergleichbare Schädigung wie unter OP-Beanspruchung. Bei MAR-M247 LC liegen unter CD- und CCD-Beanspruchung bei den höchsten und geringsten Temperaturen nur geringe Zugspannungen an. Entsprechend treten typische IP- und OP-Schädigungsmechanismen nicht auf und es ergeben sich längere Lebensdauern. Bei gegebener mechanischer Dehnungsamplitude führt interkristalline Rissausbreitung in allen Fällen zu kürzeren Lebensdauern als transkristalline Rissausbreitung.



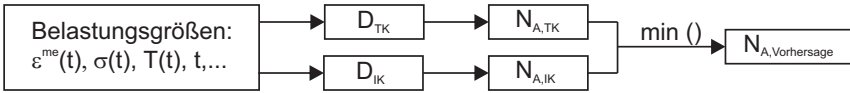
## 8 Entwicklung eines Modells zur Beschreibung der Lebensdauer

In diesem Kapitel wird aufbauend auf den Erkenntnissen aus den vorangehenden Kapiteln ein Ansatz zur Beschreibung der TMF-Lebensdauer von Nickelbasiswerkstoffen für beliebige Phasenlagen und Haltezeiten vorgestellt. Ziel war es, ein einfaches Modell mit möglichst wenigen Anpassungsparametern zu entwickeln. Wegen der Komplexität der unter TMF-Beanspruchung bei verschiedenen Temperaturen ablaufenden Verformungs- und Schädigungsmechanismen wird ein empirischer Ansatz gewählt, der sich jedoch an den ablaufenden physikalischen Prozessen orientiert.

### 8.1 Modellansatz

Für beide Untersuchungswerkstoffe tritt in Abhängigkeit der Phasenlage entweder überwiegend trans- oder interkristalline Schädigung auf. Maßgeblich für die Schädigungsart ist der Temperaturbereich, in dem die größten Zugspannungen auftreten. Die Lebensdauer korreliert jeweils stark mit der Schädigungsart und beide Schädigungsarten beeinflussen sich gegenseitig offenbar kaum. Aus diesem Grund wird ein Ansatz gewählt, der trans- und interkristalline Schädigung getrennt durch zwei Schädigungsparameter  $D_{TK}$  und  $D_{IK}$  beschreibt. Beide Schädigungsparameter errechnen sich aus den Belastungsgrößen eines repräsentativen Zyklus (z. B. bei der halben Anrisslastspielzahl) und sollen bestenfalls derart mit der Lebensdauer korrelieren, dass eine Beschreibung mittels eines Exponentialansatzes gemäß Gl. 2.7 möglich ist. Eine Lebensdauervorhersage erfolgt, indem die Lebensdauern für beide Schädigungsparameter bestimmt werden und die jeweils kleinere Lebensdauer als Vorhersage verwendet wird. Auf diese Weise ergibt sich auch eine Vorhersage der dominanten Schädigungsart. Abb. 8.1 zeigt schematisch die Vorgehensweise. Die Ausdrücke für  $D_{TK}$  und  $D_{IK}$  wurden im Hinblick auf

die bei NiCr22Co12Mo9 auftretenden Schädigungsmechanismen entwickelt und anschließend für die Verwendung für Mar-M247 LC leicht modifiziert.



**Abb. 8.1:** Vorgehensweise bei der Lebensdauervorhersage mittels getrennter Schädigungsparameter für trans- und interkristalline Schädigung

## 8.2 Lebensdauermodell für NiCr22Co12Mo9

### 8.2.1 Modellentwicklung

Der Schädigungsparameter für transkristalline Schädigung  $D_{TK}$  muss für NiCr22Co12Mo9 die Ermüdungsschädigung sowie die Schädigung durch sprödes Anreißen der Oxidschicht berücksichtigen. Dies wird erreicht, indem die plastische Dehnungsamplitude mit einem Term, der die Oxidschichtschädigung beschreibt multipliziert wird. Es wird angenommen, dass die Oxidschichtschädigung von der Dicke der Oxidschicht und der wirkenden maximalen Spannung abhängt. Als Maß für die Oxidschichtschädigung wird folgender Term verwendet:

$$\sigma_{Max} (d_{Ox})^p, \quad (8.1)$$

wobei  $d_{Ox}$  die Dicke der Oxidschicht ist, die mittels

$$d_{Ox} \propto \left( \exp \left( -\frac{Q_{Ox}}{RT} \right) t \right)^m \quad (8.2)$$

beschrieben werden kann.  $Q_{Ox}$  ist die Aktivierungsenergie für Oxidschichtwachstum,  $m$  und  $p$  sind Konstanten. Der Ansatz entspricht formell jenem von Antolovich et al. (1981), wobei dort von interkristalliner und hier von transkristalliner Oxidationsschädigung ausgegangen wird. Wegen der wechselnden Tempera-



turen im TMF-Zyklus muss über den Diffusionsterm integriert werden. Nach Zusammenfassung von Konstanten und Vereinfachung ergibt sich

$$D_{TK} = \varepsilon_{a,p}^{me} \sigma_{Max} \left( \int_{t_2}^{t_1} \exp\left(-\frac{Q_{Ox}}{RT}\right) dt \right)^k, \quad (8.3)$$

wobei  $k = p \cdot m$  ist.  $t_1$  und  $t_2$  sind der Start- und Endzeitpunkt des betrachteten Zyklus. Der Term im Zeitintegral kann als Kehrwert einer Frequenz betrachtet werden. Für konstante Temperatur entspricht  $D_{TK}$  somit dem frequenzmodifizierten Ostergren-Parameter (Gl. 2.11).  $D_{TK}$  kann demnach auch als eine Erweiterung des Ostergren-Parameters für TMF-Beanspruchung interpretiert werden.

$D_{IK}$  muss für NiCr22Co12Mo9 die Entstehung und das Wachstum von W-Typ-Rissen infolge von Korngrenzgleiten erfassen. Als Maß für die Korngrenzenschädigung wird die relative Verschiebung der Korngrenzen durch Gleitprozesse angenommen. Korngrenzgleiten erfordert eine Anpassungsverformung der umgebenden Körner. Erfolgt diese durch Kriechen, trägt die Korngrenzgleitrate gemäß Crossman und Ashby (1975) einen Anteil zur Gesamtkrieche rate bei. Hierauf basierend wird angenommen, dass die Korngrenzgleitrate mittels der durch die wirkende Spannung induzierten Gesamtkrieche rate abgeschätzt werden kann. Diese lässt sich mit einem Norton-Ansatz gemäß Gl. 2.3 beschreiben. Die Gesamtkrieche rate über einen repräsentativen Zyklus integriert ergibt folglich ein Maß für die relative Korngrenzenverschiebung und somit für die interkristalline Schädigung pro Zyklus. Es wird angenommen, dass die Porenschädigung während der Haltezeiten unter Zugspannung hierdurch ebenfalls erfasst wird. Um die ermüdungskontrollierte Rissausbreitung entlang der geschädigten Korngrenzen zu berücksichtigen, wird der Ausdruck für die Korngrenzenschädigung mit der plastischen Dehnungsamplitude multipliziert. Nach Zusammenfassung der Konstanten ergibt sich für  $D_{IK}$  folgende Form:

$$D_{IK} = \varepsilon_{a,p}^{me} \int_{t_2}^{t_1} |\sigma|^n \operatorname{sgn}(\sigma) \frac{\exp\left(-\frac{Q_{Kr}}{RT}\right)}{T} dt. \quad (8.4)$$

$Q_{Kr}$  ist die Aktivierungsenergie für den im Hochtemperaturbereich des Zyklus wirkenden Kriechprozess. Die Signumfunktion im Norton-Term hat zur Folge, dass das Vorzeichen der Spannung für beliebige Spannungsexponenten berück-

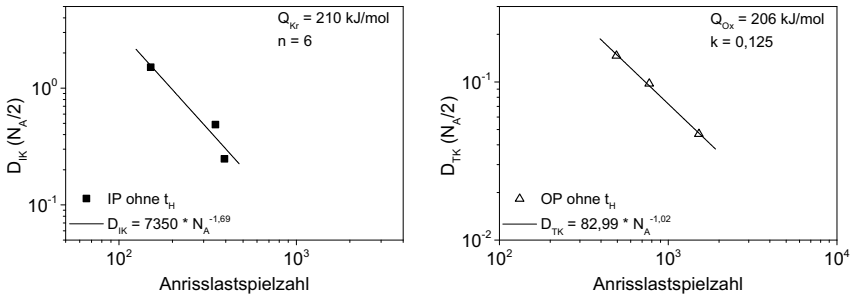
sichtigt wird. Der Parameter kann somit auch Zurückgleiten von Korngrenzen unter Druckspannung beschreiben. Hieraus folgt, dass  $D_{IK}$  auch negative Werte annehmen kann (z. B. für OP-Beanspruchung). Da dies über Gl. 2.7 zur Vorhersage negativer Lebensdauern führt, wird  $D_{IK}$  für negative Werte gleich null gesetzt. Physikalisch interpretiert bedeutet dies, dass die unter Druckspannung bei hohen Temperaturen auftretenden W-Typ-Risse parallel zur Lastrichtung nicht zu interkristallinem Versagen führen und deshalb nicht durch  $D_{IK}$  erfasst werden.

### 8.2.2 Validierung des Modells

Um das Lebensdauermodell zu validieren, wurden zunächst die Konstanten der Exponentialgleichungen für  $D_{IK}$  und  $D_{TK}$  aus den haltezeitfreien Versuchen unter IP- und OP-Beanspruchung ermittelt. Mit den Schädigungsparametern bei der halben Anrisslastspielzahl wurden hieraus die Lebensdauern für alle Versuche errechnet und mit den experimentellen Lebensdauern verglichen. Die Werkstoffparameter wurden wie folgt gewählt: Der Norton'sche Spannungsexponent  $n$  kann prinzipiell aus dem Spannungsabfall während der Haltezeiten von TMF-Versuchen gemäß Gl. 2.4 bestimmt werden. Kleinpaß (1996) ermittelte für  $n$  auf diese Weise Werte zwischen 5 und 6. Im Rahmen dieser Arbeit wurde dies ebenfalls versucht. Durch den hohen Rauschanteil im Spannungssignal während der Haltezeiten (vgl. Abb. 6.7) streut der Wert von  $n$  jedoch so stark, dass sich keine Aussage machen lässt. Weiterhin wurde versucht, das Spannungssignal mittels geeigneter Filterfunktionen zu glätten. In diesem Fall hatten die Filterparameter jedoch einen sehr starken Einfluss auf die Werte von  $n$ . Aus diesem Grund wird auf den von Viereck (1990) und Merckling (1990) in Relaxations- bzw. Kriechversuchen ermittelten Wert  $n = 6$  zurückgegriffen. Als Aktivierungsenergie für Kriechverformung bei 850 °C ergibt sich aus den Daten von Merckling (1990) etwa  $Q_{Kr} = 210$  kJ/mol. Al-Hatab et al. (2014) ermittelten für den vergleichbaren Werkstoff Alloy 617 bei lastfreier Oxidation  $m = 0,5$  und  $Q_{Ox} = 206$  kJ/mol.  $p$  ist nicht bekannt. Als erste Näherung wird  $p = 0,25$  aus (Antolovich et al., 1981) verwendet. Folglich ergibt sich  $k = 0,125$ .

In Abb. 8.2 sind  $D_{IK}$  für IP-Versuche ohne Haltezeiten sowie  $D_{TK}$  für OP-Versuche ohne Haltezeiten jeweils doppeltlogarithmisch über der Anrisslastspielzahl aufgetragen. In beiden Fällen lassen sich die einzelnen Datenpunkte gut mit einem Exponentialansatz beschreiben. Abb. 8.3 zeigt die mit den Konstanten aus

Abb. 8.2 berechneten Lebensdauern im Vergleich mit den experimentell ermittelten Lebensdauern. Für IP- und CCD-Versuche liefert jeweils  $D_{IK}$ , für OP- und CD-Versuche jeweils  $D_{TK}$  die geringeren Lebensdauern. Für alle Versuche liegen die berechneten und die experimentellen Lebensdauern um weniger als Faktor zwei auseinander. Für IP-Versuche mit Haltezeiten werden tendenziell zu geringe und für CD-Versuche tendenziell zu hohe Lebensdauern vorhergesagt.



**Abb. 8.2:** Beziehung zwischen  $D_{IK}$  und der Lebensdauer aus IP-Versuchen ohne Haltezeiten (links) sowie zwischen  $D_{TK}$  und der Lebensdauer aus OP-Versuchen ohne Haltezeiten (rechts) für NiCr22Co12Mo9

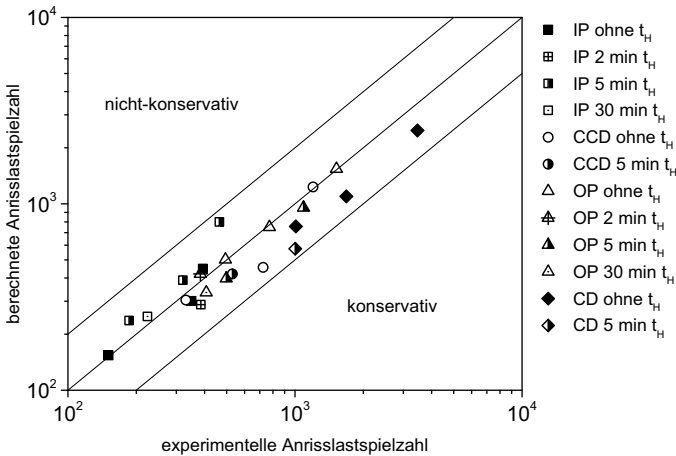
## 8.3 Lebensdauermodell für MAR-M247 LC

### 8.3.1 Modifizierung des Modells

Die transkristalline Schädigung setzt sich für MAR-M247 LC ähnlich wie für NiCr22Co12Mo9 aus einem Anteil Ermüdungsschädigung und einem Anteil Oxidschichtschädigung zusammen. Für  $D_{TK}$  wird daher der gleiche Ansatz wie in Gl. 8.3 verwendet. Der Term für die Oxidschichtschädigung wird direkt aus Gl. 8.3 übernommen. Die Ermüdungsschädigung wird mittels der mechanischen Totaldehnungsamplitude beschrieben, da die plastische Dehnungsamplitude für hochfeste Nickelbasislegierungen auch bei hoher mechanischer Dehnungsamplitude sehr klein ist, wodurch sich ein relativ großer Einfluss von Messunsicherheiten ergibt. Darüber hinaus liefert die plastische Dehnungsamplitude in isothermen Versuchen an hochfesten Nickelbasislegierungen häufig keinen ein-

deutigen Zusammenhang mit der Lebensdauer (Ganesh Sundara Raman und Padmanabhan, 1994; Obrtlík et al., 2009). Es folgt

$$D_{TK} = \varepsilon_{a,t}^{me} \sigma_{Max} \left( \int_{t_2}^{t_1} \exp\left(-\frac{Q_{Ox}}{RT}\right) dt \right)^k. \quad (8.5)$$



**Abb. 8.3:** Vergleich von berechneten und experimentellen Lebensauern für Ni-Cr22Co12Mo9. Es wurden jeweils die Schädigungsparameter bei der halben Anrisslastspielzahl verwendet

Interkristalline Schädigung entsteht bei MAR-M247 LC vermutlich durch Porenwachstum bei hohen Temperaturen unter Zugspannung. Als Schädigungsmaß eignet sich somit das Porenwachstum pro Zyklus. Wegen der hohen Kriechfestigkeit des Werkstoffs wird davon ausgegangen, dass das Porenwachstum, wie von Dyson (1976) beschrieben, durch die Kriechverformung des umgebenden Materials beschränkt ist. Die Porenschädigung pro Zyklus lässt sich somit über die Gesamtkriechrate des umliegenden Materials abschätzen, die durch einen Norton-Ansatz beschrieben werden kann. Wie für NiCr22Co12Mo9 breiten sich Risse entlang der geschädigten Korngrenzen ermüdungskontrolliert aus. Dies wird

berücksichtigt, indem der Term für die Porenschädigung mit der mechanischen Dehnungsamplitude multipliziert wird. Es ergibt sich

$$D_{IK} = \varepsilon_{a,t}^{me} \int_{t_2}^{t_1} |\sigma|^n \operatorname{sgn}(\sigma) \frac{\exp\left(-\frac{Q_{Kr}}{RT}\right)}{T} dt. \quad (8.6)$$

Da das Vorzeichen der Spannung berücksichtigt wird, erfasst der Parameter auch das mögliche Aussintern von Poren unter Druckspannungen. Für negative Werte wird  $D_{IK}$  wie für NiCr22Co12Mo9 zu null gesetzt. Formal sind  $D_{TK}$  und  $D_{IK}$  für beide Werkstoffe identisch.

### 8.3.2 Validierung des Modells

Zur Validierung des Modells wurden analog zu Abschn. 8.2.2 die Schädigungsparameter bei der halben Anrisslastspielzahl bestimmt und die Konstanten der Exponentialansätze aus den Versuchen unter IP- und OP-Beanspruchung ermittelt. Hieraus wurden die Lebensdauern für die anderen Versuche errechnet und mit den experimentellen Ergebnissen verglichen. Da interkristalline Schädigung für MAR-M247 LC nur unter IP-Beanspruchung auftrat, bleibt die Validierung von  $D_{IK}$  auf die Beschreibung der Lebensdauer unter IP-Beanspruchung beschränkt. Die erforderlichen Werkstoffparameter wurden wie folgt gewählt: Wie für NiCr22Co12Mo9 wird  $k = 0,125$  angenommen. Für  $Q_{Ox}$  wird 176 kJ/mol aus Boismier und Sehitoglu (1990b) für MAR-M247 verwendet. Für den Norton-Ansatz wurden die Parameter  $Q_{Kr} = 510$  kJ/mol und  $n = 6$  aus (Schweizer und Schlesinger, 2013) nach (Granacher und Preussler, 1988) verwendet. Abb. 8.4 zeigt  $D_{IK}$  für IP-Versuche sowie  $D_{TK}$  für OP-Versuche jeweils doppeltlogarithmisch in Abhängigkeit der Anrisslastspielzahl. Die Beschreibung mit einer Exponentialgleichung ist jeweils gut möglich.

In Abb. 8.5 werden die mit den Konstanten aus Abb. 8.4 berechneten Lebensdauern mit den experimentell ermittelten Lebensdauern verglichen. Für alle IP-Versuche liefert  $D_{IK}$ , für OP-, CD- und CCD-Versuche jeweils  $D_{TK}$  die geringeren Lebensdauern. Für IP- und OP-Beanspruchung ist die Vorhersage jeweils gut, wobei anzumerken ist, dass die Schädigungsparameter mit diesen Versuchen kalibriert wurden. Die auf Basis der OP-Versuche für CD- und CCD-Beanspruchung berechneten Lebensdauern sind tendenziell zu kurz. Für längere Lebensdauern nimmt die Unterschätzung zu.

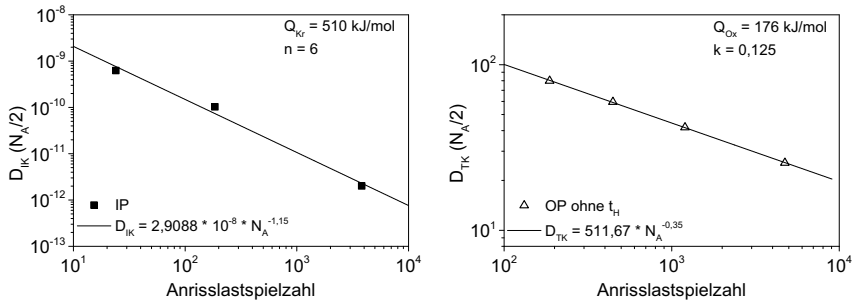


Abb. 8.4: Beziehung zwischen  $D_{IK}$  und der Lebensdauer aus IP-Versuchen ohne Haltezeiten (links) sowie zwischen  $D_{TK}$  und der Lebensdauer aus OP-Versuchen ohne Haltezeiten (rechts) für MAR-M247 LC

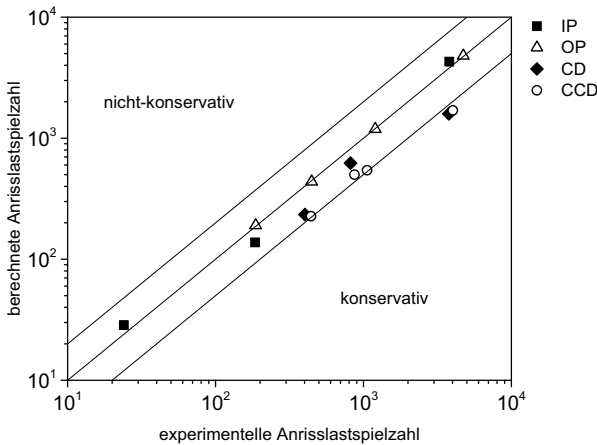


Abb. 8.5: Vergleich von berechneten und experimentellen Lebensdauern für MAR-M247 LC. Es wurden jeweils die Schädigungsparameter bei der halben Anrisslastspielzahl verwendet

### 8.4 Diskussion und Ausblick

Das hier vorgeschlagene Lebensdauermodell geht ähnlich wie der Ansatz von Ohtani et al. (1988) davon aus, dass die Werkstoffschädigung in Abhängigkeit der Belastungsbedingungen entweder überwiegend trans- oder interkristallin verläuft.

Hierauf basierend wird die Lebensdauer anhand der dominierenden Schädigungsart ermittelt.  $D_{TK}$  erfasst Oxidations- und Ermüdungsschädigung, während  $D_{IK}$  Kriech- und Ermüdungsschädigung berücksichtigt. Das Modell unterscheidet sich hiermit von vielen bestehenden TMF-Lebensdauermodellen, die die Schädigungsbeiträge durch Ermüdungs-, Kriech- und Oxidationseffekte stets kumulativ berücksichtigen (Neu und Sehitoglu, 1989b; Miller et al., 1993). Welcher Parameter für die Lebensdauervorhersage herangezogen wird, ergibt sich aus der Berechnung und muss nicht a priori bestimmt werden. Beide Schädigungsparameter können den Einfluss von Mittelspannungen erfassen. Durch den Oxidationsterm in  $D_{TK}$  können implizit weitere schädigende Oxidationseffekte wie Risspitzenoxidation berücksichtigt werden. Die Phasenlage selbst geht nicht explizit in die Schädigungsparameter ein, wodurch das Modell auch für komplexe Verläufe zwischen mechanischer Dehnung und Temperatur geeignet ist. Ein Nachteil der zwei getrennten Schädigungsparameter ist, dass auch die Anpassungskonstanten getrennt bestimmt werden müssen und hierfür TMF-Versuche bei verschiedenen Phasenlagen (z. B. IP und OP) notwendig sind. Das Modell kann prinzipiell auch Lebensdauern unter isothermer Beanspruchung beschreiben. In diesem Fall wird  $D_{IK}$  für haltezeitfreie Beanspruchung mit  $R_\epsilon = -1$  vernachlässigbar klein.  $D_{TK}$  geht in den frequenzmodifizierten Ostergren-Parameter bzw. in einen frequenzmodifizierten Smith-Watson-Topper-Parameter über. Somit würde auch für hohe Versuchstemperaturen transkristalline Schädigung vorhergesagt werden, was durch die Untersuchungen von Bhanu Sankara Rao et al. (1988) und Merckling (1990) für NiCr22Co12Mo9 sowie von Boismier und Sehitoglu (1990a) für MAR-M247 zumindest überwiegend so beobachtet wurde. Für isotherme Versuche mit Zughaltezeiten sowie für slow-fast-Versuche wird  $D_{IK} > 0$ , wodurch das Modell die in diesen Fällen häufig beobachtete interkristalline Schädigung (Baik und Raj, 1982; Totemeier und Tian, 2007; Carroll et al., 2013) prinzipiell vorhersagen kann.

Für NiCr22Co12Mo9 liefert das Modell für alle untersuchten Phasenlagen gute Ergebnisse. Insbesondere lassen sich auch Lebensdauern unter Beanspruchung mit Haltezeiten trotz deutlich veränderter Mikrostruktur zufriedenstellend vorhersagen. Die gute Vorhersage von IP-Lebensdauern bei verschiedenen Haltezeitdauern deutet darauf hin, dass  $D_{IK}$  auch die Porenschädigung während Haltezeiten unter Zugspannung quantitativ gut erfasst. Das Porenwachstum ist vermutlich durch die Kriechverformung des umgebenden Materials beschränkt und lässt sich deshalb über die in  $D_{IK}$  eingehende Gesamtkriechrate gut beschreiben (Dyson, 1976).

Durch den Spannungsexponenten von  $n = 6$  hängt  $D_{JK}$  stark von der Spannung ab. Hierdurch tragen die geringen Zugspannungen während der Haltezeiten im Vergleich zu den hohen Spannungen während der Belastungsphase nur wenig zu  $D_{JK}$  bei. Die Untersuchungsergebnisse belegen, dass die Schädigung während der Haltezeiten tatsächlich deutlich geringer als während der Belastungsphasen ist. Die für IP-Beanspruchung mit Haltezeiten tendenziell unterschätzten Lebensdauern deuten darauf hin, dass der in Kriech- und Relaxationsversuchen ermittelte Spannungsexponent von  $n = 6$  leicht zu hoch ist und deshalb die Schädigung während der Haltezeiten unterschätzt wird. Kleinpaß (1996) ermittelte für  $n$  in TMF-Versuchen mit Haltezeiten einen Wert zwischen 5 und 6. Es ist denkbar, dass der Spannungsexponent durch die mikrostrukturellen Änderungen im TMF-Versuch im Vergleich zu einem Kriech- oder Relaxationsversuch leicht reduziert wird. Der Beitrag des Oxidationsterms zu  $D_{TK}$  ist wegen des geringen Werts von  $k = 0,125$  relativ klein. Dies spiegelt einerseits die gute Oxidationsbeständigkeit von NiCr22Co12Mo9 wider. Andererseits ist hierdurch nur schwer einzuschätzen, ob die Werkstoffparameter richtig gewählt wurden und wie gut der Oxidationsterm mit der tatsächlichen Oxidationsschädigung korreliert. Möglicherweise sind die aus lastfreien Oxidationsversuchen bestimmten Werte für  $Q_{Ox}$  und  $m$  unter TMF-Beanspruchung nicht gültig.  $p = 0,25$  wurde für den Nickelbasis-Gusswerkstoff René 80 unter isothermer Beanspruchung bestimmt und könnte für NiCr22Co12Mo9 unter TMF-Beanspruchung ebenfalls einen anderen Wert annehmen. Um dies zu überprüfen, würden sich TMF-Versuche unter Schutzgasatmosphäre oder im Vakuum anbieten.

Obwohl das Modell auf den bei NiCr22Co12Mo9 ablaufenden Schädigungsmechanismen basiert, liefert es auch für MAR-M247 LC trotz deutlich unterschiedlicher Mikrostruktur brauchbare Ergebnisse. Für MAR-M247 LC gelingt die Beschreibung der IP-Lebensdauer mittels  $D_{JK}$  sowie der OP-Lebensdauer mittels  $D_{TK}$  über einen großen Lebensdauerbereich jeweils gut. Dies ist allerdings ebenso mit der mechanischen Dehnungsamplitude sowie mittels  $P_{SWT}$  möglich (Abb. 7.1 und 7.10). Da mittels  $D_{JK}$  keine Lebensdauern unter anderen Bedingungen vorausgesagt werden, bleibt fraglich, inwieweit der Parameter die wirkenden interkristallinen Schädigungsmechanismen erfasst. Für eine weitere Validierung könnten hier insbesondere Haltezeitversuche herangezogen werden. Die mittels  $D_{TK}$  vorhergesagten CD- und CCD-Lebensdauern sind tendenziell zu kurz und weichen für lange Lebensdauern um mehr als Faktor zwei von den experimen-



tellen Lebensdauern ab. Wie in Abschn. 7.5.2 erläutert, ist die Lebensdauer für MAR-M247 LC unter OP-Beanspruchung kürzer als unter CD- und CCD-Beanspruchung weil unter OP-Beanspruchung die Maximalspannung höher ist und diese bei geringeren Temperaturen auftritt, wenn die äußere Oxidschicht spröder ist.  $D_{TK}$  berücksichtigt zwar die Maximalspannung sowie die Oxidschichtbildung, jedoch nicht die mit der Temperatur abnehmende Duktilität der Oxidschicht. Wird  $D_{TK}$  mittels OP-Versuchsergebnissen kalibriert, geht dieser Schädigungsfaktor in die Konstanten des Exponentialansatzes ein. Auf Basis dieser Konstanten wird die Lebensdauer unter CD- und CCD-Beanspruchung entsprechend unterschätzt. Da dies zu einer konservativen Vorhersage führt und die Abweichungen noch im Bereich von Faktor zwei liegen, kann die Vorhersage dennoch als zufriedenstellend betrachtet werden. Es ist anzumerken, dass mittels des einfachen  $P_{SWT}$  eine äquivalente Lebensdauervorhersage wie mit  $D_{TK}$  möglich ist, da der Oxidationsterm in  $D_{TK}$  für alle betrachteten Versuche aufgrund des gleichen Temperatur-Zeit-Verlaufs etwa konstant ist. Somit lassen sich ähnlich wie für NiCr22Co12Mo9 kaum Aussagen treffen, wie gut  $D_{TK}$  die Oxidationsschädigung erfasst. Für eine bessere Validierung würden sich auch hier Haltezeitversuche sowie Versuche unter Schutzgasatmosphäre oder im Vakuum anbieten.

Zusammenfassend kann das hier vorgeschlagene Modell die TMF-Lebensdauern für beide Werkstoffe bei verschiedenen Phasenlagen zufriedenstellend beschreiben. Eine detaillierte Beurteilung der Leistungsfähigkeit des Modells erfordert jedoch weitere Untersuchungen. Diese könnten auch Versuche mit weiteren Phasenlagen umfassen. Für NiCr22Co12Mo9 muss es für Phasenverschiebungen zwischen 0 und +90° sowie zwischen -90 und +180° jeweils einen Übergang zwischen inter- und transkristalliner Schädigung geben. Das gleiche gilt für MAR-M247 LC zwischen 0 und +90° sowie zwischen 0 und -90° Phasenverschiebung (vgl. Abb. 5.20 und 7.11). In diesen Übergangsbereichen treten womöglich Mischformen zwischen trans- und interkristalliner Schädigung auf, wobei Wechselwirkungen nicht auszuschließen sind. Damit wäre eine Grundannahme des hier vorgestellten Modells nicht mehr erfüllt. Theoretisch sollten in den Übergangsbereichen beide Schädigungsparameter auf ähnliche Lebensdauern führen. Es wäre interessant zu prüfen, wie genau eine Lebensdauervorhersage in diesen Bereichen gelingt.



## 9 Zusammenfassung

In dieser Arbeit wurde der Einfluss der Phasenlage zwischen mechanischer Dehnung und Temperatur auf das thermisch-mechanische Ermüdungsverhalten der Nickelbasislegierungen NiCr22Co12Mo9 und MAR-M247 LC untersucht. Hierzu wurden thermisch-mechanische Ermüdungsversuche mit  $0^\circ$  (in-phase, IP),  $180^\circ$  (out-of-phase),  $+90^\circ$  (clockwise diamond, CD) und  $-90^\circ$  (counterclockwise diamond, CCD) Phasenverschiebung bei einer Temperaturschwingbreite von 100 - 850 °C durchgeführt. Für NiCr22Co12Mo9 wurde zudem der Einfluss von Haltezeiten bei der Maximaltemperatur betrachtet. Der Schwerpunkt lag auf der Charakterisierung des phasenlagenabhängigen Schädigungsverhaltens und dessen Auswirkungen auf die Lebensdauer. Aufbauend auf den Erkenntnissen wurde ein Modell für die Lebensdauervorhersage vorgeschlagen. Die Ergebnisse lassen sich wie folgt zusammenfassen:

Für die Schmiedelegerung NiCr22Co12Mo9 wurden in haltezeitfreien Versuchen mechanische Dehnungsschwingbreiten von  $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,3$  bis  $0,5$  % untersucht. Die Lebensdauer hängt stark von der Phasenlage ab und ergibt sich im untersuchten Beanspruchungsbereich in der Reihenfolge  $IP < CCD \lesssim OP < CD$ . In Abhängigkeit der Phasenlage zeigten sich zwei dominante Schädigungsarten. Unter IP- und CCD-Beanspruchung verlaufen Risse überwiegend interkristallin, unter OP- und CD-Beanspruchung dagegen meist transkristallin. Für alle Phasenlagen wurde interkristalline Schädigung im Werkstoffvolumen in Form von keilförmigen W-Typ-Rissen an Korngrenzentripelpunkten beobachtet. Diese entstehen durch Abgleiten von Korngrenzen bei hohen Temperaturen, wobei ihre Ausrichtung vom Vorzeichen der im Hochtemperaturbereich wirkenden Spannung und somit von der Phasenlage abhängt. Unter IP- und CCD-Beanspruchung führen Zugspannungen bei hohen Temperaturen zu W-Typ-Rissen, die etwa senkrecht zur Lastrichtung ausgerichtet sind. Diese können unter der äußeren Zugbeanspruchung wachsen, wodurch ausgeprägte interkristalline Schädigung entsteht. Entlang der geschädigten Korngrenzen können sich äußere Anrisse schnell ausbreiten, was zu den vergleichsweise kürzeren Lebensdauern unter IP- und CCD-Beanspruchung führt.

Im Fall von OP- und CD-Beanspruchung öffnen sich W-Typ Risse durch Korngrenzungsgleiten unter Druckspannungen etwa parallel zur Lastrichtung. Entsprechend werden diese in den folgenden Zughalbzyklen bei geringen Temperaturen kaum durch die äußere Last beansprucht und erreichen maximal eine Größe von etwa  $200\ \mu\text{m}$ . Für das Versagen unter OP- und CD-Beanspruchung spielen sie keine Rolle. Die transkristalline Rissbildung unter OP- und CD-Beanspruchung wird durch hohe Zugspannungen bei geringen Temperaturen begünstigt. Hierdurch kommt es zu zahlreichen Anrissen der bei diesen Temperaturen spröden äußeren Oxidschicht. Die weitere Rissausbreitung erfolgt ermüdungskontrolliert durch plastische Wechselverformung. Bei gleicher dominanter Schädigungsart sind IP-Lebensdauern geringer als CCD-Lebensdauern und OP-Lebensdauern geringer als CD-Lebensdauern. Die Ursache hierfür sind höhere plastische Dehnungsamplituden in IP- und OP-Versuchen, die sich ergeben, weil die Maximaltemperatur mit einem Extremwert der Dehnung zusammenfällt. Hierbei akkumuliert sich plastische Kriechdehnung, die die plastische Dehnungsamplitude erhöht. Unter CD- und CCD-Beanspruchung tritt die Maximaltemperatur bei der Mitteldehnung von 0 auf, wodurch die bei hohen Temperaturen akkumulierte Kriechdehnung nicht zur plastischen Dehnungsamplitude beiträgt. Das Verformungsverhalten ist für alle Phasenlagen durch starke Verfestigung in den ersten etwa 25 Zyklen gekennzeichnet. Diese beruht auf der Erhöhung der Versetzungsdichte sowie auf der Ausscheidung feinverteilter, teilkohärenter Karbide vom Typ  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . Die sich entwickelnde Mikrostruktur ist entsprechend für alle Phasenlagen vergleichbar und durch Bereiche mit überwiegend planaren Versetzungsstrukturen sowie Bereiche mit Subkornstrukturen gekennzeichnet. In allen Versuchen konnten zwei Formen dynamischer Reckalterung anhand von unstetigen Spannungs-Dehnungsverläufen nachgewiesen werden. Die erste Form tritt bei Temperaturen zwischen  $100$  und  $350\ \text{°C}$  auf und ist auf die Wechselwirkung von Gleitversetzungen mit interstitiell gelösten Kohlen- und eventuell Stickstoffatomen zurückzuführen. Die zweite Form kommt bei Temperaturen zwischen  $350$  und  $850\ \text{°C}$  vor, wobei hier vermutlich Chrom- und Molybdänatome mit Gleitversetzungen wechselwirken. Die sich um Versetzungskerne anlagernden Chrom- und Molybdänatome bilden Keimstellen für  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ -Karbide. Da mit zunehmender Versuchsdauer immer mehr Chrom- und Molybdänatome in Karbiden gebunden sind, klingt die Hochtemperaturform der dynamischen Reckalterung nach wenigen Zyklen ab.

Die Einführung von Haltezeiten von 2, 5 oder 30 min bei der maximalen Zyklustemperatur von  $T = 850 \text{ }^\circ\text{C}$  führt bei NiCr22Co12Mo9 unter IP- und CCD-Beanspruchung jeweils zu einer Verlängerung der Lebensdauer während sich die Lebensdauern unter OP- und CD-Beanspruchung nicht signifikant ändern. Während der Haltezeiten vergrößern zum einen die ausgeschiedenen  $M_{23}C_6$ -Karbide, zum anderen nimmt die Versetzungsdichte durch Erholungsprozesse ab. Hierdurch verfestigt der Werkstoff für alle Phasenlagen deutlich weniger als in haltezeitfreien Versuchen und es ergeben sich geringere Spannungsamplituden sowie größere plastische Dehnungsamplituden. Unter OP- und CD-Beanspruchung gleichen sich beide Effekte offenbar aus, wodurch sich der geringe Einfluss von Haltezeiten auf die Lebensdauer ergibt. Unter IP- und CCD-Beanspruchung nimmt durch die im Vergleich mit haltezeitfreien Versuchen geringeren Zugspannungen im Bereich hoher Temperaturen zudem die interkristalline Schädigung durch W-Typ-Risse ab. Somit kommt es zu der beobachteten Verlängerung der Lebensdauer infolge der Haltezeiten. Die während der Haltezeiten wirkenden Zugspannungen unter IP- und CCD-Beanspruchung führen zur Bildung rundlicher R-Typ-Poren an Korngrenzen, wodurch die Lebensdauer mit zunehmender Haltezeitdauer wieder abnimmt. Unter OP- und CD-Beanspruchung hat die Dauer der Haltezeiten dagegen keinen signifikanten Einfluss auf die Lebensdauer. Die in haltezeitfreien Versuchen beobachteten Formen dynamischer Reckalterung treten ebenso in Versuchen mit Haltezeiten auf. Da durch die Auflösung kleiner Karbide während der Haltezeiten auch in späteren Versuchsstadien diffusionsfähige Chrom- und Molybdänatome zur Verfügung stehen, klingt die Hochtemperaturform der dynamischen Reckalterung deutlich langsamer ab als in Versuchen ohne Haltezeiten.

Für die hochfeste Gusslegierung MAR-M247 LC wurden mechanische Dehnungsschwingbreiten von  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,3$  bis  $0,6 \%$  untersucht. Auch für diesen Werkstoff hängt die Lebensdauer deutlich von der Phasenlage ab, wobei sich im untersuchten Beanspruchungsbereich die Reihenfolge  $IP < OP < CD \approx CCD$  ergibt. Im Dehnungswöhlerdiagramm ist die Steigung der IP-Wöhlerkurve deutlich geringer als die der OP-Wöhlerkurve, wodurch sich beide Kurven bei etwa  $\epsilon_{a,t}^{me} = 0,3\%$  überkreuzen. Wie für NiCr22Co12Mo9 ist die dominante Schädigungsform von der Phasenlage abhängig. Nach IP-Beanspruchung wurde überwiegend interkristalline Rissausbreitung mit zahlreichen internen Anrissen beobachtet, während sich unter OP-, CD- und CCD-Beanspruchung Risse hauptsächlich transkristallin ausbreiten. Unter IP-Beanspruchung bilden sich unter Zugspannungen bei hohen Temperatu-

ren vermutlich Poren an den Korngrenzen, die zu internen Rissen zusammenwachsen. Ähnlich wie bei NiCr22Co12Mo9 können sich äußere Anrisse schnell entlang der geschädigten Korngrenzen ausbreiten, wodurch die Lebensdauer reduziert wird. Ebenfalls vergleichbar zu NiCr22Co12Mo9 tritt unter OP-Beanspruchung sprödes Anreißen der äußeren Oxidschicht durch hohe Zugspannungen bei geringen Temperaturen auf. Als Folge bilden sich zahlreiche kurze Anrisse an der Oberfläche. Unter CD- und CCD-Beanspruchung sind die Spannungen im Bereich der höchsten und geringsten Temperaturen jeweils gering. Entsprechend treten weder interkristalline Porenschädigung noch sprödes Anreißen der Oxidschicht auf. Das Versagen erfolgt somit ermüdungskontrolliert und die Lebensdauern sind länger als unter IP- und OP-Beanspruchung. Für IP- und OP-Beanspruchung bei geringen mechanischen Dehnungsamplituden führen Relaxationseffekte im Bereich hoher Temperaturen zu einer Verschiebung des Spannungsniveaus hin zu der bei Minimaltemperatur wirkenden Spannung. Mit zunehmender mechanischer Dehnungsamplitude nimmt dieser Effekt infolge von plastischer Rückverformung im Bereich der Minimaltemperatur ab. Hierdurch ist die schadigungsrelevante Maximalspannung unter IP-Beanspruchung deutlich stärker von der mechanischen Dehnungsamplitude abhängig als unter OP-Beanspruchung, was die beobachtete geringere Steigung der IP-Dehnungswöhlerkurve verursacht.

Für beide Werkstoffe zeigt sich in Abhängigkeit der Phasenlage entweder überwiegend inter- oder transkristalline Schädigung, wobei die Lebensdauer stark mit der Schädigungsart korreliert. Unter der Annahme, dass die beiden Schädigungsarten nicht miteinander wechselwirken, wurde ein Modell vorgeschlagen, das inter- und transkristalline Schädigung getrennt mit zwei empirischen Parametern beschreibt. Der Parameter für interkristalline Schädigung berücksichtigt Kriech- und Ermüdungsschädigung während der Parameter für transkristalline Schädigung Oxidations- und Ermüdungsschädigung erfasst. Die Parameter werden über einen Exponentialansatz mit der Lebensdauer für die jeweilige Schädigungsart verknüpft. Die vorhergesagte Lebensdauer ergibt sich durch den Parameter, der bei gegebener Beanspruchung die geringere Lebensdauer ausgibt. Hierdurch kann gleichzeitig die dominante Schädigungsart vorhergesagt werden. Für beide Werkstoffe stimmen die vorhergesagten Lebensdauern für alle untersuchten Bedingungen zufriedenstellend mit den experimentell ermittelten Werten überein. Die dominante Schädigungsart wurde für alle Versuche richtig vorhergesagt.

Die gezeigten Ergebnisse verdeutlichen, dass Schädigung und Lebensdauer unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung stark von der Phasenlage zwischen mechanischer Dehnung und Temperatur abhängen. Somit besteht ein großes Potential, Bauteile, die thermisch-mechanischer Beanspruchung bei einer weniger schädlichen Phasenlage ausgesetzt sind, zu optimieren. Für zukünftige Arbeiten bietet sich die Betrachtung weiterer Phasenlagen an. Auf diese Weise könnten zum einen die Übergangsbereiche zwischen trans- und interkristalliner Schädigung genauer identifiziert und mögliche Wechselwirkungen der beiden Schädigungsarten untersucht werden. Zum anderen könnte das vorgeschlagene Lebensdauermodell weiter validiert und ggf. optimiert werden. Weiterhin sind Untersuchungen zum Einfluss des Dehnungslastverhältnisses und der maximalen Zyklustemperatur denkbar.





## Literaturverzeichnis

- Al-Hatab, Kh. A., Al-Bukhaiti, M. A. und Krupp, U. (2014): *Cyclic oxidation kinetics and oxide scale morphologies developed on alloy 617*. Applied Surface Science, Bd. 318, S. 275 – 279.
- Andersson, H. C. M. und Sjöström, E. (2008): *Thermal gradients in round TMF specimens*. International Journal of Fatigue, Bd. 30, S. 391 – 396.
- Antolovich, S., Liu, S. und Baur, R. (1981): *Low cycle fatigue behavior of René 80 at elevated temperature*. Metallurgical Transactions A, Bd. 12, S. 473–481.
- Bae, K., Kim, H. und Lee, S. (2011): *A simple life prediction method for 304L stainless steel structures under fatigue-dominated thermo-mechanical fatigue loadings*. Materials Science and Engineering: A, Bd. 529, S. 370 – 377.
- Baik, S. und Raj, R. (1982): *Mechanisms of Creep-Fatigue Interaction*. Metallurgical Transactions A, Bd. 13A, S. 1215 – 1221.
- Beck, M. (2001): *Einfluss von Mikrolunkern auf das Werkstoffverhalten von Nickel-Basis-Gusswerkstoffen bei thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchungen*. Dissertation, Universität Karlsruhe (TH).
- Beck, T., Pitz, G., Lang, K.-H. und Löhe, D. (1997): *Thermal-mechanical and isothermal fatigue of IN 792 CC*. Materials Science and Engineering: A, Bd. 234 - 236, S. 719 – 722.
- Beck, T., Ratchev, R., M.Moalla, Lang, K.-H. und Löhe, D. (2002): *Lifetime, cyclic Deformation and Damage Behaviour of MAR-M247 CC under in-phase, out-of-phase and phase-shift TMF Loadings*. In: Rémy, L. und Petit, J. (Hrsg.), *Temperature-Fatigue Interaction*, S. 115 – 124. Société Française de Métallurgie et de Matériaux, Elsevier Science ltd. and Esis.
- Bhanu Sankara Rao, K., Schiffers, H., Schuster, H. und Nickel, H. (1988): *Influence of time and temperature dependent processes on strain controlled*

- low cycle fatigue behavior of alloy 617*. Metallurgical Transactions A, Bd. 19, S. 359–371.
- Boismier, D. A. und Sehitoglu, H. (1990a): *Thermo-Mechanical Fatigue of Mar-M247: Part 1 - Experiments*. Journal of Engineering Materials and Technology, Bd. 112, S. 68 – 79.
- Boismier, D. A. und Sehitoglu, Huseyin (1990b): *Thermo-Mechanical Fatigue of Mar-M247: Part 2 - Life Prediction*. Journal of Engineering Materials and Technology, Bd. 112, S. 80–89.
- Bürgel, R. (2011): *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik*. Vieweg + Teubner Verlag Wiesbaden.
- Brookes, S.P., Kühn, H.-J., Skrotzki, B., Klingelhöffer, H., Sievert, R., Pfetzinger, J., Peter, D. und Eggeler, G. (2010): *Axial-torsional thermomechanical fatigue of a near- $\gamma$  TiAl-alloy*. Materials Science and Engineering: A, Bd. 527, S. 3829 – 3839.
- Carroll, L. J., Cabet, C., Madland, R. und Wright, R. N. (2011): *Creep and Environmental Effects on the High Temperature Creep-Fatigue Behavior of Alloy 617*. Journal of ASTM International, Bd. 8, S. 330 – 347.
- Carroll, L. J., Cabet, C., Carroll, M. C. und Wright, R. N. (2013): *The development of microstructural damage during high temperature creep-fatigue of a nickel alloy*. International Journal of Fatigue, Bd. 47, S. 115 – 125.
- Castelli, M. G. und Ellis, J. R. (1993): *Improved Techniques for Thermomechanical Testing in Support of Deformation Modeling*. In: Sehitoglu, H. (Hrsg.), *Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM STP 1186*, S. 195 – 211. American Society for Testing and Materials.
- Chieragatti, R. und Remy, L. (1991): *Influence of Orientation on the low cycle fatigue of MAR-M200 single crystals at 650 °C II: Cyclic stress-strain behaviour*. Materials Science and Engineering: A, Bd. 141, S. 11 – 22.
- Choi, B. G., Nam, S. W. und Ginzler, J. (2000): *Life extension by cavity annihilation heat treatment in AISI 316 stainless steel under creep-fatigue interaction conditions*. Journal of Materials Science, Bd. 35, S. 1699 – 1705.

- Christ, H. J. (1991): *Wechselverformung von Metallen*. Springer-Verlag.
- Christ, H.-J. (2007): *Effect of environment on thermomechanical fatigue life*. Materials Science and Engineering: A, Bd. 468 - 470, S. 98 – 108.
- Coffin, L. F. (1954): *A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal*. Transactions of the ASME, Bd. 76, S. 931 – 950.
- Coffin, L. F. (1971): *The effect of frequency on the cyclic strain and low cycle fatigue behavior of cast Udimet 500 at elevated temperature*. Metallurgical Transactions, Bd. 2, S. 3105 – 3113.
- Coffin, L. F. (1973): *Fatigue at High Temperature*. In: Carden, A. E., McEvily, A. J. und Wells, C. H. (Hrsg.), *Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520*, S. 5 – 34. American Society for Testing and Materials.
- Crossman, F. W. und Ashby, M. F. (1975): *The Non-Uniform Flow of Polycrystals by Grain-Boundary Sliding Accomodation by Power-Law Creep*. Acta Metallurgica, Bd. 23, S. 425 – 440.
- Danzer, R. (1988): *Lebensdauerprognose hochfester metallischer Werkstoffe im Bereich hoher Temperaturen*. Gebrüder Bornträger Berlin, Stuttgart.
- Dils, R. R. (1973): *Fatigue of protective metal oxides in combustion chamber exhaust gases*. In: Carden, A. E., McEvily, A. J. und Wells, C. H. (Hrsg.), *Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520*, S. 102 – 111. American Society for Testing and Materials.
- Doll, S. (2013): *Lebensdauer- und Schädigungsverhalten der Turbinenschaufellegierung MAR-M247 LC unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung bei verschiedenen Phasenlagen*. Bachelorarbeit, Karlsruher Institut für Technologie.
- Donachie, M. und Donachie, S. (2002): *Superalloys: A Technical Guide*. ASM International.
- Driver, J. H. (1971): *The Effect of Boundary Precipitates on the High-Temperature Fatigue Strength of Austenitic Stainless Steels*. Metal Science, Bd. 5, S. 47–50.

- Dyson, B. F. (1976): *Constraints on diffusional cavity growth rates*. Metal Science, Bd. 10, S. 349 – 353.
- Dyson, B. F. (1983): *Continuous cavity nucleation and creep fracture*. Scripta Metallurgica, Bd. 17, S. 31 – 37.
- Egly, T. A., Lang, K.-H. und Löhe, D. (2008): *Influence of phase shift and strain path on the thermomechanical fatigue behavior of CMSX-4 specimens*. International Journal of Fatigue, Bd. 30, S. 249 – 256.
- Ezz, S. S., Pope, D. P. und Paidar, V. (1982): *The tension/compression flow stress asymmetry in Ni<sub>3</sub>(Al,Nb) single crystals*. Acta Metallurgica, Bd. 30, S. 921 – 926.
- Frost, H. J. und Ashby, M. F. (1982): *Deformation-Mechanism Maps : The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. Pergamon Press.
- Fujino, M. und Taira, S. (1979): *Effects of Thermal Cycle on Low Cycle Fatigue Life of Steels and Grain Boundary Sliding Characteristics*. In: Miller, K.J. und Smith, R.F. (Hrsg.), *Mechanical Behaviour of Materials III (ICM 3)*, Bd. 2, S. 49 – 58. Cambridge, England.
- Gandhi, C. und Raj, R. (1981): *An upper bound on strain rate for wedge type fracture in nickel during creep*. Metallurgical Transactions A, Bd. 12, S. 515 – 520.
- Ganesh Sundara Raman, S. und Padmanabhan, K. A. (1994): *Room-temperature low-cycle fatigue behaviour of a Ni-base superalloy*. International Journal of Fatigue, Bd. 16, S. 209 – 215.
- Gell, M. und Leverant, G. R. (1973): *Mechanisms of High-Temperature Fatigue*. In: Carden, A. E., McEvily, A. J. und Wells, C. H. (Hrsg.), *Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520*, S. 37 – 67. American Society for Testing and Materials.
- Gelmedin, D. (2014): *LCF/HCF-Wechselwirkungen in einer Nickelbasis-Gusslegierung bei erhöhter Temperatur*. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie.

- Glenny, R. J. E. (1974): *Thermal Fatigue*. In: Sahn, P. R. und Speidel, M. O. (Hrsg.), *High Temperature Materials in Gas Turbines*, S. 257 – 259. Elsevier Scientific Publishing Company, Amsterdam.
- Gopala Krishna, M. S., Sriramamathy, A. M. und Radhakrishnan, V. M. (1996): *Creep Crack Growth Behavior at 1033 K of Directionally Solidified CM 247 LC - a Cast Nickel-Base Superalloy*. *Scripta Materialia*, Bd. 35, S. 1325 – 1330.
- Gottstein, G. (2007): *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. Springer-Verlag.
- Granacher, J. und Preussler, T. (1988): *Numerische Beschreibung des Kriechverhaltens hochwarmfester Legierungen*. Abschlussbericht zum AiF-Vorhaben Nr. 6621: Kriechlegierungen I Heft 947, Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen, Institut für Werkstoffkunde der Technischen Hochschule Darmstadt.
- Hacke, P., Sprecher, A. und Conrad, H. (1993): *Modeling of the Thermomechanical Fatigue of 63Sn-37Pb Alloy*. In: Sehitoglu, H. (Hrsg.), *Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM STP 1186*, S. 91 – 105. American Society for Testing and Materials.
- Halford, G. R., Hirschberg, H. M. und Manson, S. S. (1973): *Temperature Effects on the Strainrange Partitioning Approach for Creep Fatigue Analysis*. In: Carden, A. E., McEvily, A. J. und Wells, C. H. (Hrsg.), *Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520*, S. 658 – 669. American Society for Testing and Materials.
- Hallstein, R. (1991): *Das Verhalten von Gußeisenwerkstoffen unter isothermer, thermischer und thermisch-mechanischer Wechselbeanspruchung*. Dissertation, Universität Karlsruhe (TH).
- Heitmann, H. H. (1983): *Betriebsfestigkeit von Stahl: Vorhersage der technischen Anrisslebensdauer unter Berücksichtigung des Verhaltens von Mikrorissen*. Dissertation, RWTH Aachen.
- Henne, I. (2006): *Schädigungsverhalten von Aluminiumgusslegierungen bei TMF und TMF/HCF-Beanspruchung*. Dissertation, Universität Karlsruhe (TH).

- Hähner, P., Affeldt, E., Beck, T., Klingelhöffer, H., Loveday, M. und Rinaldi, C. (2006): *Validated code-of-practice for strain-controlled thermo-mechanical fatigue testing. EUR 22281 EN - DG JRC-Institute for Energy; Luxembourg: Office for Official Publications of the European Communities.*
- Hicks, B. (1987): *High-temperature sheet materials for gas turbine applications. Materials Science and Technology, Bd. 3, S. 772 – 781.*
- Hong, H. U., Kang, J. G., Choi, B. G., Kim, I. S., Yoo, Y. S. und Jo, C. Y. (2011): *A comparative study on thermomechanical and low cycle fatigue failures of a single crystal nickel-based superalloy. International Journal of Fatigue, Bd. 33, S. 1592 – 1599.*
- Hong, J., Nam, S. und Rie, K.-T. (1985): *A model for life prediction in low-cycle fatigue with hold time. Journal of Materials Science, Bd. 20, S. 3763 – 3770.*
- Huang, Z. W., Wang, Z. G., Zhu, S. J., Yuan, F. H. und Wang, F. G. (2006): *Thermomechanical fatigue behavior and life prediction of a cast nickel-based superalloy. Materials Science and Engineering: A, Bd. 432, S. 308 – 316.*
- Hull, D. und Rimmer, D. E. (1959): *The growth of grain-boundary voids under stress. Philosophical Magazine, Bd. 4, S. 673 – 687.*
- Ilschner, B. (1973): *Hochtemperatur-Plastizität. Springer-Verlag.*
- Ishida, Y. und McLean, D. (1967): *The Formation and Growth of Cavities in Creep. Metal Science, Bd. 1, S. 171 – 172.*
- Janowski, G. M., Heckel, R. W. und Pletka, B. J. (1986): *The effects of tantalum on the microstructure of two polycrystalline nickel-base superalloys: B-1900 + Hf and MAR-M247. Metallurgical Transactions A, Bd. 17, S. 1891 – 1905.*
- Jiao, F., Bettge, D., Österle, W. und Ziebs, J. (1996): *Tension-compression asymmetry of the (001) single crystal nickel base superalloy SC16 under cyclic loading at elevated temperatures. Acta Materialia, Bd. 44, S. 3933 – 3942.*
- Kaae, J. L. (2009): *High-temperature low-cycle fatigue of Alloy 800h. International Journal of Fatigue, Bd. 31, S. 332 – 340.*

- Kadioglu, Y. und Sehitoglu, H. (1993): *Modeling of Thermomechanical Fatigue Damage in Coated Alloys*. In: Sehitoglu, H. (Hrsg.), *Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM STP 1186*, S. 17 – 34. American Society for Testing and Materials.
- Kadioglu, Y. und Sehitoglu, H. (1995): *Thermomechanical and Isothermal Fatigue Behavior of Bare and Coated Superalloys*. *Journal of Engineering Materials and Technology*, Bd. 117, S. 94 – 102.
- Kalluri, S. und Halford, G. R. (1993): *Damage Mechanisms in Bithermal and Thermomechanical Fatigue of Haynes 188*. In: Sehitoglu, H. (Hrsg.), *Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM STP 1186*, S. 126 – 143. American Society for Testing and Materials.
- Kassner, M. und Hayes, T. (2003): *Creep cavitation in metals*. *International Journal of Plasticity*, Bd. 19, S. 1715 – 1748.
- Kerscher, E., Lang, K.-H., Vöhringer, O. und Löhe, D. (2008): *Increasing the fatigue limit of a bearing steel by dynamic strain ageing*. *International Journal of Fatigue*, Bd. 30, S. 1838 – 1842.
- King, J. E. und Cotterill, P. J. (1990): *Role of oxides in fatigue crack propagation*. *Materials Science and Technology*, Bd. 6, S. 19 – 31.
- Kleinpaß, B. (1996): *Werkstoffreaktionen, Mikrostrukturen und Schädigungen bei NiCr22Co12Mo9 unter thermisch-mechanischer Wechselbeanspruchung*. Dissertation, Universität Karlsruhe (TH).
- Kleinpaß, B., Lang, K.-H. und Macherauch, E. (1994): *Zum thermisch-mechanischen Ermüdungsverhalten von NiCr22Co12Mo9*. *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, Bd. 25, S. 389 – 398.
- Kleinpaß, B., Lang, K.-H., Löhe, D. und Macherauch, E. (2000): *Influence of the Mechanical Strain Amplitude on the In-Phase and Out-of-Phase Thermo-Mechanical Fatigue Behaviour of NiCr22Co12Mo9*. In: Sehitoglu, H. und Maier, H. J. (Hrsg.), *Thermo-Mechanical Fatigue Behavior of Materials: Third Volume, ASTM STP 1371*, S. 36 – 50. American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.

- Klesnil, M. und Lukáš, P. (1992): *Fatigue of Metallic Materials*. Elsevier, Amsterdam.
- Korinth, A. (2013): *Lebensdauer der Brennkammerlegierung NiCr22Co12Mo9 unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung bei unterschiedlichen Phasenlagen*. Diplomarbeit, Karlsruher Institut für Technologie.
- Kuo, K. H. und Jia, C. L. (1985): *Crystallography of  $M_{23}C_6$  and  $M_6C$  precipitated in a low alloy steel*. Acta Metallurgica, Bd. 33, S. 991 – 996.
- Kupkovits, R. A. und Neu, R. W. (2010): *Thermomechanical fatigue of a directionally-solidified Ni-base superalloy: Smooth and cylindrically-notched specimens*. International Journal of Fatigue, Bd. 32, S. 1330 – 1342.
- Kuwabara, K. und Nitta, A. (1979): *Thermal-Mechanical Low-Cycle Fatigue under Creep-Fatigue Interaction on Type 304 Stainless Steel*. In: Miller, K. J. und Smith, R. F. (Hrsg.), *Mechanical Behaviour of Materials III (ICM 3)*, Bd. 2, S. 49 – 58. Cambridge, England.
- Kuwabara, K., Nitta, A. und Kitamura, T. (1983): *Thermal-Mechanical Fatigue Life Predictions in High-Temperature Component Materials for Power Plant*. In: Woodford, D. A. (Hrsg.), *Proceedings of ASME International Conference on Advances in Life Prediction Methods*, S. 131 – 141.
- Laird, C. (1967): *The Influence of the Metallurgical Structure on the Mechanisms of Fatigue Crack Propagation*. In: Grosskreutz, J. (Hrsg.), *Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415*, S. 131 – 180. American Society for Testing and Materials.
- Lall, C., Chin, S. und Pope, D. P. (1979): *The orientation and temperature dependence of the yield stress of  $Ni_3(Al, Nb)$  single crystals*. Metallurgical Transactions A, Bd. 10, S. 1323 – 1332.
- Langdon, T. G. und Mohamed, F. A. (1978): *A New Type of Deformation Mechanism Map for High-temperature Creep*. Materials Science and Engineering, Bd. 32, S. 103 – 112.
- Lillo, T., Cole, J., Frary, M. und Schlegel, S. (2009): *Influence of Grain Boundary Character on Creep Void Formation in Alloy 617*. Metallurgical and Materials Transactions A, Bd. 40, S. 2803 – 2811.



- Liu, F., Ai, S. H., Wang, Y. C., Zhang, H. und Wang, Z. G. (2002): *Thermal-mechanical fatigue behavior of a cast K417 nickel-based superalloy*. International Journal of Fatigue, Bd. 24, S. 841 – 846.
- Macherauch, E. (2011): *Praktikum in Werkstoffkunde*. Vieweg + Teubner Verlag Wiesbaden.
- Macherauch, E. und Mayr, P. (1977): *Strukturmechanische Grundlagen der Werkstoffermüdung*. Zeitschrift für Werkstofftechnik, Bd. 8, S. 213 – 224.
- Macherauch, E. und Vöhringer, O. (1978): *Das Verhalten metallischer Werkstoffe unter mechanischer Beanspruchung*. Zeitschrift für Werkstofftechnik, Bd. 9, S. 370 – 391.
- Maier, G., Riedel, H., Nieweg, B., Somsen, C., Eggeler, G., R., J. Klöwer und Mohrmann (2013a): *Cyclic deformation and lifetime of Alloy 617B during thermo-mechanical fatigue*. Materials at High Temperatures, Bd. 30, S. 27–35.
- Maier, G., Riedel, H. und Somsen, C. (2013b): *Cyclic deformation and lifetime of Alloy 617B during isothermal low cycle fatigue*. International Journal of Fatigue, Bd. 55, S. 126 – 135.
- Maier, H. J., Teteruk, R. G. und Christ, H.-J. (2002): *Modelling thermomechanical fatigue life*. Materials at High Temperatures, Bd. 19, S. 9 – 17.
- Majumdar, S und Maiya, P. (1979): *An Interactive Damage Equation for Creep-Fatigue Interaction*. In: Miller, K. J. und Smith, R. F. (Hrsg.), *Mechanical Behaviour of Materials III (ICM 3)*, Bd. 2, S. 101 – 109. Cambridge, England.
- Malpertu, J.L. und Rémy, L. (1990): *Influence of test parameters on the thermal-mechanical fatigue behavior of a superalloy*. Metallurgical Transactions A, Bd. 21, S. 389 – 399.
- Man, J., Obrtlík, K. und Polák, J. (2009): *Extrusions and intrusions in fatigued metals. Part 1. State of the art and history*. Philosophical Magazine, Bd. 89, S. 1295 – 1336.
- Mankins, W. L., Hosier, J. C. und Bassford, T. H. (1974): *Microstructure and phase stability of INCONEL alloy 617*. Metallurgical Transactions, Bd. 5, S. 2579 – 2590.

- Manson, S. S. (1953): *Behavior of materials under conditions of thermal stress*. Techn. Ber. 2933, National Advisory Committee for Aeronautics.
- Manson, S. S. (1973): *The Challenge to Unify Treatment of High Temperature Fatigue – A Partisan Proposal Based on Strainrange Partitioning*. In: Carden, A. E., McEvily, A. J. und Wells, C. H. (Hrsg.), *Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520*, S. 744 – 782. American Society for Testing and Materials.
- McDowell, D. L., Antolovich, S. D. und Oehmke, R. L. T. (1992): *Mechanistic considerations for TMF life prediction of nickel-base superalloys*. Nuclear Engineering and Design, Bd. 133, S. 383 – 399.
- Meersmann, J., Ziebs, J. und Kühn, H.-J. (1994): *Thermo-Mechanical Fatigue Behaviour of IN738 LC*. In: Coutsouradis, D. (Hrsg.), *Materials for Advanced Power Engineering, Part I*, S. 841 – 852.
- Merckling, G. (1990): *Kriech- und Ermüdungsverhalten ausgewählter metallischer Werkstoffe bei höheren Temperaturen*. Dissertation, Universität Karlsruhe (TH).
- Metzger, M., Nieweg, B., Schweizer, C. und Seifert, T. (2013): *Lifetime prediction of cast iron materials under combined thermomechanical fatigue and high cycle fatigue loading using a mechanism-based model*. International Journal of Fatigue, Bd. 53, S. 58 – 66.
- Miller, M., McDowell, D., Oehmke, R. und Antolovich, S. (1993): *A Life Prediction Model for Thermomechanical Fatigue Based on Microcrack Propagation*. In: Sehitoglu, H. (Hrsg.), *Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM STP 1186*, S. 35 – 49. American Society for Testing and Materials.
- Min, B. (1979): *Deformation and Intergranular Fracture during High Temperature Creep and Creep Fatigue*. In: Miller, K. J. und Smith, R. F. (Hrsg.), *Mechanical Behaviour of Materials III (ICM 3)*, Bd. 2, S. 151 – 162. Cambridge, England.
- Min, B. K. und Raj, R. (1979): *A Mechanism of Intergranular Fracture During High-Temperature Fatigue*. In: Fong, J. T. (Hrsg.), *Fatigue Mechanisms ASTM STP 675*, S. 569 – 591. American Society for Testing and Materials.

- Minichmayr, R., Riedler, M., Winter, G., Leitner, H. und Eichlseder, W. (2008): *Thermo-mechanical fatigue life assessment of aluminium components using the damage rate model of Sehitoglu*. International Journal of Fatigue, Bd. 30, S. 298 – 304.
- Müller, J. (2014): *Lebensdauerverhalten der Nickelbasislegierung Ni-Cr22Co12Mo9 unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung bei unterschiedlichen Phasenlagen und Haltezeiten*. Bachelorarbeit, Karlsruher Institut für Technologie.
- Moalla, M. (2001): *Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten bei überlagerten LCF/HCF-Bbeanspruchungen sowie isothermes Ermüdungsrißausbreitungsverhalten von NiCr22Co12Mo9 und CoCr22Ni22W14*. Dissertation, Universität Karlsruhe (TH).
- Molins, R., Hochstetter, G., Chassigne, J.C. und Andrieu, E. (1997): *Oxidation effects on the fatigue crack growth behaviour of alloy 718 at high temperature*. Acta Materialia, Bd. 45, S. 663 – 674.
- Morris, J. G. (1974): *Dynamic strain aging in aluminum alloys*. Materials Science & Engineering, Bd. 13, S. 101 – 108.
- Morrow, J. (1965): *Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals*. In: Lazan, B. (Hrsg.), *Internal Friction, Damping and Cyclic Plasticity*, ASTM STP 378, S. 45 – 87. American Society for Testing and Materials.
- Mowbray, D. F. und McConnelee, J. E. (1976): *Nonlinear Analysis of a Tapered Disk Thermal Fatigue Specimen*. In: Spera, D. A. und Mowbray, D. F. (Hrsg.), *Thermal Fatigue of Materials and Components*, ASTM STP 612, S. 10 – 29. American Society for Testing and Materials.
- Mughrabi, H. (2013): *Microstructural fatigue mechanisms: Cyclic slip irreversibility, crack initiation, non-linear elastic damage analysis*. International Journal of Fatigue, Bd. 57, S. 2 – 8.
- Nagesha, A., Valsan, M., Kannan, R., Bhanu Sankara Rao, K., Bauer, V., Christ, H.-J. und Singh, Vakil (2009): *Thermomechanical fatigue evaluation and life prediction of 316L(N) stainless steel*. International Journal of Fatigue, Bd. 31, S. 636 – 643.

- Nam, S., Hong, J. und Rie, K. (1988): *Creep-fatigue life prediction in terms of nucleation and growth of fatigue crack and creep cavities*. Metallurgical Transactions A, Bd. 19, S. 121 – 127.
- Nam, S., Yoon, Y., Choi, B., Lee, J. und Hong, J. (1996): *The normalized Coffin-Manson plot in terms of a new damage function based on grain boundary cavitation under creep-fatigue condition*. Metallurgical and Materials Transactions A, Bd. 27, S. 1273 – 1281.
- Nathal, M. V., Maier, R. D. und Ebert, L. J. (1982): *The Influence of Cobalt on the Microstructure of the Nickel-Base Superalloy MAR-M247*. Metallurgical Transactions A, Bd. 13, S. 1775 – 1783.
- Neu, R. W. und Sehitoglu, H. (1989a): *Thermo-Mechanical Fatigue, Oxidation and Creep: Part I. Damage Mechanisms*. Metallurgical Transaction A, Bd. 20A, S. 1755 – 1767.
- Neu, R. W. und Sehitoglu, H. (1989b): *Thermo-Mechanical Fatigue, Oxidation and Creep: Part II. Life Prediction*. Metallurgical Transaction A, Bd. 20A, S. 1769 – 1783.
- Neumann, P. (1967): *Bildung und Ausbreitung von Rissen bei Wechselverformung*. Zeitschrift für Metallkunde, Bd. 58, S. 780 – 830.
- Nihei, M., Heuler, P., Boller, C. und Seeger, T. (1986): *Evaluation of mean stress effect on fatigue life by use of damage parameters*. International Journal of Fatigue, Bd. 8, S. 119 – 126.
- Obrtlík, K., Petreñec, M., Man, J., Polák, J. und Hrbáček, K. (2009): *Isothermal fatigue behavior of cast superalloy Inconel 792-5A at 23 and 900 °C*. Journal of Materials Science, Bd. 44, S. 3305 – 3314.
- Ohtani, R., Kitamura, T., Nitta, A. und Kuwabara, K. (1988): *High-Temperature Low Cycle Fatigue Crack Propagation and Life Laws of Smooth Specimens Derived from the Crack Propagation Laws*. In: Solomon, H. D., Halford, G. R., Kaisand, L. R. und Leis, B. N. (Hrsg.), *Low Cycle Fatigue, ASTM STP 942*, S. 1163 – 1180. American Society for Testing and Materials.

- Ostergren, W. (1976): *A Damage Function and Associated Failure equations for Predicting Hold Time and Frequency Effects in Elevated Temperatur Low Cycle Fatigue*. Journal of Testing and Evaluation, Bd. 4, S. 327 – 339.
- Pahlavanyali, S., Drew, G., Rayment, A. und Rae, C. M. F. (2007): *Oxidation assisted thermomechanical fatigue failure of polycrystalline superalloys*. Materials Science and Technology, Bd. 23, S. 1454 – 1460.
- Pahlavanyali, S., Drew, G., Rayment, A. und Rae, C. M. F. (2008a): *Thermo-mechanical fatigue of a polycrystalline superalloy: The effect of phase angle on TMF life and failure*. International Journal of Fatigue, Bd. 30, S. 330 – 338.
- Pahlavanyali, S., Rayment, A., Roebuck, B., Drew, G. und Rae, C. M. F. (2008b): *Thermo-mechanical fatigue testing of superalloys using miniature specimens*. International Journal of Fatigue, Bd. 30, S. 397 – 403.
- Pan, Y., Lang, K.-H., Löhe, D. und Macherauch, E. (1993): *Cyclic Deformation and Precipitation Behaviour of NiCr22Co12Mo9 during Thermal Fatigue*. Phys. Status Solidi, Bd. 138, S. 133 – 145.
- Peichl, Andrea (2003): *Verhalten von Wärmedämmschichtsystemen für Gasturbinenbauteile bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung*. Dissertation, Universität Karlsruhe (TH).
- Perry, A. J. (1974): *Cavitation in creep*. Journal of Materials Science, Bd. 9, S. 1016 – 1039.
- Pineau, A. und Antolovich, S. D. (2009): *High temperature fatigue of nickel-base superalloys - A review with special emphasis on deformation modes and oxidation*. Engineering Failure Analysis, Bd. 16, S. 2668 – 2697.
- Polák, Jaroslav (1991): *Cyclic Plasticity and Low Cycle Fatigue Life of Metals*. Academia.
- Raj, R. und Baik, S. (1980): *Creep crack propagation by cavitation near crack tips*. Metal Science, Bd. 14, S. 385 – 394.
- Rau, K., Beck, T. und Löhe, D. (2003): *Isothermal, thermal-mechanical and complex thermal-mechanical fatigue tests on AISI 316 L steel – a critical evaluation*. Materials Science and Engineering: A, Bd. 345, S. 309 – 318.

- Reuchet, J. und Remy, L. (1983): *Fatigue oxidation interaction in a superalloy – application to life prediction in high temperature low cycle fatigue*. Metallurgical Transactions A, Bd. 14, S. 141 – 149.
- Rice, J.R. (1968): *A Path Independent Integral and the Approximate analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks*. Journal of Applied Mechanics, Bd. 35, S. 379 – 386.
- Riedel, H. (1987): *Fracture at High Temperatures*. Springer-Verlag.
- Riedler, M. (2005): *Methodikfindung zur Simulation von thermomechanisch beanspruchten Motorbauteilen aus Aluminiumlegierungen*. Dissertation, Montanuniversität Leoben, Österreich.
- Samuel, K. G., Mannan, S. L. und Rodriguez, P. (1988): *Serrated yielding in AISI 316 stainless steel*. Acta Metallurgica, Bd. 36, S. 2323 – 2327.
- Sangid, M. D. (2013): *The physics of fatigue crack initiation*. International Journal of Fatigue, Bd. 57, S. 58 – 72.
- Schweizer, C. und Schlesinger, M. (2013): *Isothermal and nonisothermal fatigue crack growth of nickelbase alloy Mar-M247 CC (HIP)*. In: *Seventh International Conference on Low Cycle Fatigue, Aachen*, S. 147 – 152. Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V., Aachen.
- Sehitoglu, H. (1992): *Thermo-Mechanical Fatigue Life Prediction Methods*. In: Mitchell, M. R. und Landgraf, R. W. (Hrsg.), *Advances in Fatigue Lifetime Predictive Techniques, ASTM STP 1122*, S. 47 – 76. American Society for Testing and Materials.
- Seifert, T. und Riedel, H. (2010): *Mechanism-based thermomechanical fatigue life prediction of cast iron. Part I: Models*. International Journal of Fatigue, Bd. 32, S. 1358 – 1367.
- Seifert, T., Maier, G., Uihlein, A., Lang, K.-H. und Riedel, H. (2010): *Mechanism-based thermomechanical fatigue life prediction of cast iron. Part II: Comparison of model predictions with experiments*. International Journal of Fatigue, Bd. 32, S. 1368 – 1377.

- Shiozawa, K. und Weertman, J. R. (1983): *Studies of nucleation mechanisms and the role of residual stresses in the grain boundary cavitation of a superalloy*. Acta Metallurgica, Bd. 31, S. 993 – 1004.
- Smith, K. N., Watson, P. und Topper, T. H. (1970): *A Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals*. Journal of Materials, JMLSA, Bd. 5, S. 767 – 778.
- Spera, D. A. (1972): *Comparison of Experimental and Theoretical Thermal Fatigue Lives for Five Nickel-Base Alloys*. In: Carden, A. E., McEvily, A. J. und Wells, C. H. (Hrsg.), *Fatigue at elevated Temperatures, ASTM STP 520*, S. 648 – 657. American Society for Testing and Materials.
- Spera, D. A. (1976): *What is Thermal Fatigue?*. In: Spera, D. A. und Mowbray, D. F. (Hrsg.), *Thermal Fatigue of Materials and Components, ASTM STP 612*, S. 3 – 9. American Society for Testing and Materials.
- Suresh, S., Zamiski, G. F. und Ritchie, R. O. (1981): *Oxide-Induced Crack Closure: An Explanation for Near-Threshold Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior*. Metallurgical Transactions A, Bd. 12, S. 1435 – 1443.
- Taira, S. (1963): *Thermal Fatigue and its Relation to Creep Rupture and Mechanical Fatigue*. In: *3. Symposium on Naval Structural Mechanics*, S. 187 – 213.
- Taira, S. (1973): *Relationship Between Thermal Fatigue and Low-Cycle Fatigue at Elevated Temperature*. In: Carden, A. E., McEvily, A. J. und Wells, C. H. (Hrsg.), *Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520*, S. 80 – 101. American Society for Testing and Materials.
- Tanaka, K. und Mura, T. (1982): *A theory of fatigue crack initiation at inclusions*. Metallurgical Transactions A, Bd. 13, S. 117 – 123.
- Tanaka, M. und Iizuka, H. (1985): *On the initiation of wedge-type cracks at grain-boundary triple junctions during high-temperature creep*. Journal of Materials Science, Bd. 20, S. 9 – 16.
- ThyssenKrupp (2005): *Nicrofer 5520 Co – alloy 617 Werkstoffdatenblatt Nr. 4119*.
- Tomkins, B. (1968): *Fatigue Crack Propagation – An Analysis*. Philosophical Magazine, Bd. 18, S. 1041 – 1066.

- Tomkins, B. und Wareing, J. (1977): *Elevated-temperature fatigue interactions in engineering materials*. Metal Science, Bd. 11, S. 414 – 424.
- Totemeier, T. und Tian, H. (2007): *Creep-fatigue-environment interactions in INCONEL 617*. Materials Science and Engineering: A, Bd. 468 - 470, S. 81 – 87.
- Udoguchi, T. und Wada, T. (1971): *Thermal Effect on Low-cycle Fatigue Strength of Steels*. In: Littler, D. J. (Hrsg.), *Thermal stresses and thermal fatigue*, S. 109 – 123.
- Viereck, D. (1990): *Das Zug- und Relaxationsverformungsverhalten von Hochtemperaturblechwerkstoffen im Temperaturbereich  $78\text{ K} \leq T \leq 1473\text{ K}$* . Dissertation, Universität Karlsruhe (TH).
- Vöse, F., Becker, M., Fischersworing-Bunk, A. und Hackenberg, H.-P. (2013): *An approach to life prediction for a nickel-base superalloy under isothermal and thermo-mechanical loading conditions*. International Journal of Fatigue, Bd. 53, S. 49 – 57.
- Wang, P., Cui, L., Scholz, A., Linn, S. und Oechsner, M. (2014): *Multiaxial thermomechanical creep-fatigue analysis of heat-resistant steels with varying chromium contents*. International Journal of Fatigue, Bd. 67, S. 220 – 227.
- Watanabe, T. (1983): *Grain boundary sliding and stress concentration during creep*. Metallurgical Transactions A, Bd. 14, S. 531 – 545.
- Wells, C. H. (1969): *An analysis of the effect of slip character on cyclic deformation and fatigue*. Acta Metallurgica, Bd. 17, S. 443 – 449.
- Wöhler, A. (1858): *Bericht über die Versuche, welche auf der Königl. Niederschlesisch-Märkischen Eisenbahn mit Apparaten zum Messen der Biegung und Verdrehung von Eisenbahnwagen-Achsen während der Fahrt, ange stellt wurden..* Zeitschrift für Bauwesen, Bd. 8, S. 641 – 652.
- Wöhler, A. (1870): *Ueber die Festigkeits-Versuche mit Eisen und Stahl*. Zeitschrift für Bauwesen, Bd. 20, S. 73 – 106.
- Wright, J. K., Carroll, L. J., Cabet, C., Lillo, T. M., Benz, J. K., Simpson, J. A., Lloyd, W. R., Chapman, J. A. und Wright, R. N. (2012): *Characterization of*



*elevated temperature properties of heat exchanger and steam generator alloys.* Nuclear Engineering and Design, Bd. 251, S. 252 – 260.

Zauter, R., Petry, F., Christ, H.-J. und Mughrabi, H. (1993): *Thermomechanical Fatigue of the Austenitic Stainless Steel AISI 304L.* In: Sehitoglu, H. (Hrsg.), *Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM STP 1186*, S. 70 – 90. American Society for Testing and Materials.

Zauter, R., Christ, H.-J. und Mughrabi, H. (1994): *Some Aspects of Thermomechanical Fatigue of AISI 304L Stainless Steel: Part II. Dislocation Arrangements.* Metallurgical and Materials Transactions A, Bd. 25, S. 408 – 413.

Ziebs, J., Meersmann, J., Kühn, H. J. und Klingehöffer, H. (2000): *Multiaxial Thermo-mechanical Deformation Behavior of IN 738 LC and SC 16.* In: Sehitoglu, H. und Maier, H. J. (Hrsg.), *Thermo-Mechanical Fatigue Behavior of Materials: Third Volume, ASTM STP 1371*, S. 257 – 278. American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.



# Schriftenreihe des Instituts für Angewandte Materialien

---

ISSN 2192-9963

Die Bände sind unter [www.ksp.kit.edu](http://www.ksp.kit.edu) als PDF frei verfügbar  
oder als Druckausgabe bestellbar.

- Band 1 Prachai Norajitra  
**Divertor Development for a Future Fusion Power Plant.** 2011  
ISBN 978-3-86644-738-7
- Band 2 Jürgen Prokop  
**Entwicklung von Spritzgießsondervverfahren zur Herstellung  
von Mikrobauteilen durch galvanische Replikation.** 2011  
ISBN 978-3-86644-755-4
- Band 3 Theo Fett  
**New contributions to R-curves and bridging stresses –  
Applications of weight functions.** 2012  
ISBN 978-3-86644-836-0
- Band 4 Jérôme Acker  
**Einfluss des Alkali/Niob-Verhältnisses und der Kupferdotierung  
auf das Sinterverhalten, die Strukturbildung und die Mikro-  
struktur von bleifreier Piezokeramik ( $K_{0,5}Na_{0,5}NbO_3$ ).** 2012  
ISBN 978-3-86644-867-4
- Band 5 Holger Schwaab  
**Nichtlineare Modellierung von Ferroelektrika unter  
Berücksichtigung der elektrischen Leitfähigkeit.** 2012  
ISBN 978-3-86644-869-8
- Band 6 Christian Dethloff  
**Modeling of Helium Bubble Nucleation and Growth  
in Neutron Irradiated RAFM Steels.** 2012  
ISBN 978-3-86644-901-5
- Band 7 Jens Reiser  
**Duktilisierung von Wolfram. Synthese, Analyse und  
Charakterisierung von Wolframlaminaten aus Wolframfolie.** 2012  
ISBN 978-3-86644-902-2
- Band 8 Andreas Sedlmayr  
**Experimental Investigations of Deformation Pathways  
in Nanowires.** 2012  
ISBN 978-3-86644-905-3

- Band 9 Matthias Friedrich Funk  
**Microstructural stability of nanostructured fcc metals during cyclic deformation and fatigue.** 2012  
ISBN 978-3-86644-918-3
- Band 10 Maximilian Schwenk  
**Entwicklung und Validierung eines numerischen Simulationsmodells zur Beschreibung der induktiven Ein- und Zweifrequenzrandschichthärtung am Beispiel von vergütetem 42CrMo4.** 2012  
ISBN 978-3-86644-929-9
- Band 11 Matthias Merzkirch  
**Verformungs- und Schädigungsverhalten der verbundstranggepressten, federstahldrahtverstärkten Aluminiumlegierung EN AW-6082.** 2012  
ISBN 978-3-86644-933-6
- Band 12 Thilo Hammers  
**Wärmebehandlung und Recken von verbundstranggepressten Luftfahrtprofilen.** 2013  
ISBN 978-3-86644-947-3
- Band 13 Jochen Lohmiller  
**Investigation of deformation mechanisms in nanocrystalline metals and alloys by in situ synchrotron X-ray diffraction.** 2013  
ISBN 978-3-86644-962-6
- Band 14 Simone Schreijäg  
**Microstructure and Mechanical Behavior of Deep Drawing DC04 Steel at Different Length Scales.** 2013  
ISBN 978-3-86644-967-1
- Band 15 Zhiming Chen  
**Modelling the plastic deformation of iron.** 2013  
ISBN 978-3-86644-968-8
- Band 16 Abdullah Fatih Çetinel  
**Oberflächendefektausheilung und Festigkeitssteigerung von niedruckspritzgegossenen Mikrobiegebalken aus Zirkoniumdioxid.** 2013  
ISBN 978-3-86644-976-3
- Band 17 Thomas Weber  
**Entwicklung und Optimierung von gradierten Wolfram/ EUROFER97-Verbindungen für Divertorkomponenten.** 2013  
ISBN 978-3-86644-993-0
- Band 18 Melanie Senn  
**Optimale Prozessführung mit merkmalsbasierter Zustandsverfolgung.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0004-9

- Band 19 Christian Mennerich  
**Phase-field modeling of multi-domain evolution in ferromagnetic shape memory alloys and of polycrystalline thin film growth.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0009-4
- Band 20 Spyridon Korres  
**On-Line Topographic Measurements of Lubricated Metallic Sliding Surfaces.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0017-9
- Band 21 Abhik Narayan Choudhury  
**Quantitative phase-field model for phase transformations in multi-component alloys.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0020-9
- Band 22 Oliver Ulrich  
**Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von Verbundwerkstoffen mit Durchdringungsgefüge (Preform-MMCs).** 2013  
ISBN 978-3-7315-0024-7
- Band 23 Sofie Burger  
**High Cycle Fatigue of Al and Cu Thin Films by a Novel High-Throughput Method.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0025-4
- Band 24 Michael Teutsch  
**Entwicklung von elektrochemisch abgeschiedenem LIGA-Ni-Al für Hochtemperatur-MEMS-Anwendungen.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0026-1
- Band 25 Wolfgang Rheinheimer  
**Zur Grenzflächenanisotropie von SrTiO<sub>3</sub>.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0027-8
- Band 26 Ying Chen  
**Deformation Behavior of Thin Metallic Wires under Tensile and Torsional Loadings.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0049-0
- Band 27 Sascha Haller  
**Gestaltfindung: Untersuchungen zur Kraftkegelmethode.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0050-6
- Band 28 Stefan Dietrich  
**Mechanisches Verhalten von GFK-PUR-Sandwichstrukturen unter quasistatischer und dynamischer Beanspruchung.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0074-2

- Band 29 Gunnar Picht  
**Einfluss der Korngröße auf ferroelektrische Eigenschaften dotierter  $\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$  Materialien.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0106-0
- Band 30 Esther Held  
**Eigenspannungsanalyse an Schichtverbunden mittels inkrementeller Bohrlochmethode.** 2013  
ISBN 978-3-7315-0127-5
- Band 31 Pei He  
**On the structure-property correlation and the evolution of Nanofeatures in 12-13.5% Cr oxide dispersion strengthened ferritic steels.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0141-1
- Band 32 Jan Hoffmann  
**Ferritische ODS-Stähle – Herstellung, Umformung und Strukturanalyse.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0157-2
- Band 33 Wiebke Sittel  
**Entwicklung und Optimierung des Diffusionsschweißens von ODS Legierungen.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0182-4
- Band 34 Osama Khalil  
**Isothermes Kurzzeitermüdungsverhalten der hoch-warmfesten Aluminium-Knetlegierung 2618A (AlCu2Mg1,5Ni).** 2014  
ISBN 978-3-7315-0208-1
- Band 35 Magalie Huttin  
**Phase-field modeling of the influence of mechanical stresses on charging and discharging processes in lithium ion batteries.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0213-5
- Band 36 Christoph Hage  
**Grundlegende Aspekte des 2K-Metallpulverspritzgießens.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0217-3
- Band 37 Bartłomiej Albiński  
**Instrumentierte Eindringprüfung bei Hochtemperatur für die Charakterisierung bestrahlter Materialien.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0221-0
- Band 38 Tim Feser  
**Untersuchungen zum Einlaufverhalten binärer alpha-Messinglegierungen unter Ölschmierung in Abhängigkeit des Zinkgehaltes.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0224-1

- Band 39 Jörg Ettrich  
**Fluid Flow and Heat Transfer in Cellular Solids.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0241-8
- Band 40 Melanie Syha  
**Microstructure evolution in strontium titanate Investigated by means of grain growth simulations and x-ray diffraction contrast tomography experiments.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0242-5
- Band 41 Thomas Haas  
**Mechanische Zuverlässigkeit von gedruckten und gasförmig abgeschiedenen Schichten auf flexiblem Substrat.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0250-0
- Band 42 Aron Kneer  
**Numerische Untersuchung des Wärmeübertragungsverhaltens in unterschiedlichen porösen Medien.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0252-4
- Band 43 Manuel Feuchter  
**Investigations on Joule heating applications by multiphysical continuum simulations in nanoscale systems.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0261-6
- Band 44 Alexander Vondrous  
**Grain growth behavior and efficient large scale simulations of recrystallization with the phase-field method.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0280-7
- Band 45 Tobias Kennerknecht  
**Fatigue of Micro Molded Materials – Aluminum Bronze and Yttria Stabilized Zirconia.** 2014  
ISBN 978-3-7315-0293-7
- Band 46 Christopher Scherr  
**Elektrochemisches Verhalten von Lithium-Schwefel-Zellen mit unterschiedlicher Kathodenstruktur.** 2015  
ISBN 978-3-7315-0296-8
- Band 47 Konstantin Frölich  
**Der Decal-Prozess zur Herstellung katalysatorbeschichteter Membranen für PEM-Brennstoffzellen.** 2015  
ISBN 978-3-7315-0334-7
- Band 48 Benedikt Haspel  
**Werkstoffanalytische Betrachtung der Eigenschaften von mittels neuartiger RTM-Fertigungsprozesse hergestellten glasfaserverstärkten Polymerverbunden.** 2015  
ISBN 978-3-7315-0337-8

- Band 49 Marco Berghoff  
**Skalenübergreifende Modellierung und Optimierung vom atomistischen kristallinen Phasenfeldmodell bis zur mesoskopischen Phasenfeldmethode.** 2015  
ISBN 978-3-7315-0416-0
- Band 50 Michael Selzer  
**Mechanische und Strömungsmechanische Topologieoptimierung mit der Phasenfeldmethode.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0431-3
- Band 51 Michael Mahler  
**Entwicklung einer Auswertemethode für bruchmechanische Versuche an kleinen Proben auf der Basis eines Kohäsivzonenmodells.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0441-2
- Band 52 Christoph Bohnert  
**Numerische Untersuchung des Verformungs- und Bruchverhaltens von einkristallinem Wolfram auf mikroskopischer Ebene.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0444-3
- Band 53 Stefan Guth  
**Schädigung und Lebensdauer von Nickelbasislegierungen unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung bei verschiedenen Phasenlagen.** 2016  
ISBN 978-3-7315-0445-0





KARLSRUHER INSTITUT FÜR TECHNOLOGIE (KIT)  
SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

Thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung (thermo-mechanical fatigue, TMF) entsteht in heißgehenden Bauteilen durch zyklisch wechselnde Temperaturen bei Behinderung der thermischen Ausdehnung. Sie ist für die betroffenen Bauteile oft lebensdauerbestimmend. Die Phasenlage zwischen mechanischer Dehnung und Temperatur hängt dabei von der Bauteilgeometrie ab und kann großen Einfluss auf die Schädigungsmechanismen und somit auf die Lebensdauer haben.

In dieser Arbeit wird der Einfluss der Phasenlage auf das thermisch-mechanische Ermüdungsverhalten der beiden vorwiegend im Gasturbinenbau eingesetzten Nickelbasislegierungen NiCr22Co12Mo9 und MAR-M247 LC untersucht. Der Schwerpunkt liegt auf der Charakterisierung der Mikrostrukturen sowie der Schädigungsmechanismen in Abhängigkeit der Phasenlage. Aufbauend auf den Erkenntnissen wird ein Modell vorgeschlagen, das die TMF-Lebensdauer unter verschiedenen Phasenlagen für beide Werkstoffe zufriedenstellend beschreiben kann.

ISSN 2192-9963  
ISBN 978-3-7315-0445-0

