

**Verhalten des hochwarmfesten Stahles P92 unter
zyklischen thermo-mechanischen Bedingungen in
lastflexiblen Dampfkraftwerken**

vorgelegt von
M.Sc.
Maria Jürgens

an der Fakultät III – Prozesswissenschaften
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften
-Dr.-Ing.-

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender: Prof. Dr. A. Gurlo

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. B. Skrotzki

Gutachter: Prof. Dr. rer. nat. W. Reimers

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 28.11.2019

Berlin 2020

Kurzfassung

Die Erzeugung von Erneuerbaren Energien unterliegt starken Schwankungen, die von konventionellen Kraftwerken ausgeglichen werden müssen, um das Stromnetz stabil zu halten. Für die konventionellen Kraftwerke bedeutet dies eine zunehmend zyklische Fahrweise, die zu häufigeren Last- und Temperaturwechseln führt. Von den eingesetzten Werkstoffen fehlen Daten zum Verhalten unter zyklischer Fahrweise. Ziel dieser Arbeit ist es daher, für P92, einen als Rohrleitungswerkstoff eingesetzten hochwarmfesten Stahl, zu untersuchen, welche Auswirkungen zyklische Fahrweisen auf die Schädigungsprozesse und Lebensdauern haben.

Da durch den zyklischen Betrieb eine verstärkte Schädigung durch Ermüdungsprozesse zu erwarten ist, wurden dehnungskontrollierte isotherme (LCF) und nicht-isotherme (TMF) Ermüdungsversuche mit und ohne Haltezeit bei verschiedenen Temperaturen bzw. Temperaturintervallen durchgeführt. Mit den Haltezeitversuchen soll dabei das Kriech-Ermüdungs-Verhalten untersucht werden. Bei den TMF-Versuchen wurde zusätzlich die Temperaturrate variiert, um näher an den realen Lastwechselgeschwindigkeiten zu prüfen. Schließlich wurden auf Basis der durchgeführten LCF- und TMF-Versuche betriebsnahe Versuchsprozeduren entwickelt, um unterschiedliche Betriebsmodi in einem Versuch abzubilden.

Die durchgeführten mechanischen Versuche stellen eine umfangreiche Basis zu Ermüdungsdaten an P92 dar. Neben der Abhängigkeit der Lebensdauer von Temperatur, Temperaturintervall und -rate, sowie Dehnung und Haltezeit, konnte auch das Entfestigungsverhalten genauer charakterisiert werden. Sowohl Haltezeiten als auch das Reduzieren der Temperaturrate können die Lebensdauer erheblich verringern. Dabei kommt es gerade bei vermeintlich kleinen Dehnungen, bei denen die Streckgrenze nur leicht überschritten wird, zu einer Lebensdauerreduzierung. Haltezeiten verstärken zudem die zyklische Entfestigung. Die fraktographische Analyse der Proben hat ergeben, dass es keinen direkten Zusammenhang zwischen der Entfestigung und der Bildung von Nebenrissen gibt. Stattdessen zeigen EBSD- und TEM-Untersuchungen, dass es zur Bildung einer Subkornstruktur kommt und die Entfestigung auf dem Verschwinden von Kleinwinkelkorngrenzen beruht. Während bei den LCF-Proben eine reine Ermüdungsschädigung vorliegt, konnte bei einigen TMF-Proben eine kriechdominierende Schädigung nachgewiesen werden. Die betriebsnahen Zyklen zeigen, dass sich mit den durchgeführten Versuchen das reale Betriebsverhalten gut abschätzen lässt. Da es jedoch auch Parameterkombinationen gibt, bei denen keine Änderung des Entfestigungs- und Lebensdauerverhaltens auftritt, sollte genau bekannt sein, welche Belastungen in einem Bauteil auftreten.

Abstract

Renewable Energy Sources are subjected to strong fluctuations which have to be compensated by conventional power plants in order to keep the electricity grid stable. Consequently, conventional power plants are forced into a more flexible operation with frequent load reductions and temperature changes. Since reliable data on the behavior under flexible loading conditions of the materials used are missing, the objective of this thesis is to investigate the impacts of a cyclic operation on the damage evolution and lifetime behavior of P92, a material grade used for steam piping.

Due to the flexible loading an increased damage caused by fatigue processes is expected. Therefore, strain controlled isothermal (LCF) and non-isothermal (TMF) fatigue tests with and without hold times at different temperatures and temperature intervals have been performed. The tests with hold time should investigate the creep-fatigue-interaction. In addition, to examine thoroughly the real speed of load change, the temperature rate for the TMF-tests was varied. Finally, service-orientated test procedures were developed on the basis of the performed LCF- and TMF-tests to reproduce different operation modes.

The conducted mechanical tests provide a broad basis of fatigue data of P92. Along with the dependency of lifetime on temperature, strain, hold time, temperature interval and rate, the softening behavior has also been investigated more closely. Both hold times and decreasing the temperature rate can cause severe lifetime reductions. In this context, especially at supposed small strains where the yield strength is only slightly exceeded, lifetime is strongly reduced. Additionally, hold times lead to a more pronounced softening. The fractographic investigation of the specimen showed that no direct link exists between the softening and the formation of side-cracks. Instead, EBSD- and TEM-investigations demonstrate that a subgrain structure forms and that the softening is based on the disappearance of low angle grain boundaries. All tested LCF-specimens show a clear fatigue damage, whereas some TMF-tested-specimens show a creep dominated damage. The service-orientated test procedures indicate that the conducted tests can give good estimates of the real performance. However, since there are also parameter combinations where no changes in the softening and lifetime behavior occur it should be known with sufficient precision which loads can occur during flexible operation.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand im Fachbereich „Experimentelle und modellbasierte Werkstoffmechanik“ (BAM-5.2) der Bundesanstalt für Materialforschung- und prüfung in Berlin. Sie ist Bestandteil des Forschungsvorhabens „FLEXIKON – Hochwarmfeste Dampferzeugerwerkstoffe für lastflexible konventionelle Kraftwerke: Betriebsverhalten, Schädigungsprozesse und Optimierungspotentiale für künftige Einsatzbedingungen“ und gehört zur Förderinitiative „Materialforschung für die Energiewende“ des BMBFs (Förderkennzeichen: 03SF0474). Zum Gelingen dieser Arbeit haben sehr viele Menschen beigetragen, bei denen ich mich herzlich bedanken möchte.

Mein besonderer Dank gilt Frau Prof. Dr.-Ing. Birgit Skrotzki für die Möglichkeit diese Arbeit in Ihrem Fachbereich anfertigen zu dürfen, die vielen wertvollen Hinweise nach dem Korrekturlesen der Arbeit, das stetige Interesse an der Arbeit und die schnelle Erreichbarkeit. Bei Herrn Prof. Dr. rer. nat. Walter Reimers bedanke ich mich für die wissenschaftliche Betreuung als Zweitgutachter sowie bei Herrn Prof. Dr. Aleksander Gurlo für die Übernahme des Vorsitzes im Promotionsausschuss.

Ein großer Dank gilt weiterhin Herrn Dr.-Ing. Jürgen Olbricht, Leiter des Forschungsvorhabens „FLEXIKON“, für die fachliche und organisatorische Betreuung der experimentellen Arbeiten. Danken möchte ich ihm für die zahlreichen Diskussion und Anregungen zum Thema, sowie für die Ansprechbarkeit bei allen kleinen und großen Fragen. Außerdem danke ich allen weiteren Mitgliedern der „FLEXIKON“-Gruppe für die anregenden Gesprächsrunden und hilfreichen Tipps: Frau Maria Mosquera Feijoo, Herr Dr.-Ing. Farshad Roohbakhshan und Herr Dr.-Ing. Leonardo Augusto Jácome.

Weiterer Dank gilt den Industriepartnern des Projektes: Herrn Thomas Hauke (Lausitz Energiewerke Kraftwerke AG, ehemals Vattenfall Europe Generation AG) und Herrn Dr.-Ing. Peter Zimmermann (VPC) möchte ich für das Bereitstellen von Betriebsdaten aus einem Kraftwerk sowie für die spannenden Einblicke in ein Kraftwerk danken. Herrn Dr.-Ing. Gerhard Gevelmann (Vallourec Deutschland GmbH) danke ich für das Zurverfügungstellen des Versuchsmaterials.

Ganz herzlich möchte ich mich auch bei allen Kollegen, die mich bei den experimentellen Arbeiten unterstützt haben, bedanken. Bei Herrn Patrick Uhlemann, Herrn Ole Kahlcke und Herrn Wolfgang Wedell für die Einarbeitung in die Prüfstände, die Unterstützung bei deren Einrichtung und ständige Erreichbarkeit bei technischen Problemen. Bei Herrn Dr.-Ing. Leonardo Augusto Jácome für die Untersuchung der Proben am TEM (Abbildung 6.6). Bei Frau Michaela Buchheim und Herrn Romeo Saliwan für die Untersuchung der Proben am REM

(Abbildung 5.50 g und h, Abbildung 5.51, Abbildung 5.53, Abbildung 5.56, Abbildung 5.60, Abbildung 5.61 f und g, Abbildung A.10). Bei Herrn Dr.-Ing. Gerd Nolze für die umfangreichen EBSD-Untersuchungen und Herrn Dr.-Ing. Farshad Roohbakhshan für die Erstellung der KAM-Winkelverteilungen (Abbildung 6.3, Abbildung 6.7, Abbildung 6.13, Abbildung 6.19, Abbildung 6.20). Bei Frau Michelle Gerloff für die Präparation von Längsschliffen. Bei Frau Kristine Krimmling für die Härteverlaufsmessungen. Bei Frau Monika Finn für die E-Modul-Resonanzmessungen. Der studentischen Hilfskraft Herrn Guido Zimmermann danke ich für die Berechnungen zur akkumulierten Dehnung sowie dem Praktikanten Herrn Paulo Henrique Prado Gomes für die Hilfe bei der Literaturverwaltung.

Danken möchte ich außerdem den folgenden Kollegen, auch wenn die durchgeführten Experimente kein direkter Bestandteil dieser Arbeit sind. Bei meiner „Zimmergenossin“ Frau Sina Schriever für die Durchführung und Auswertung von Kriechversuchen. Bei Herrn Peter Löwe für die Unterstützung beim experimentellen Aufbau und der Durchführung erster Ermüdungsversuche unter Dampfatmosphäre.

Besonders danken möchte ich Herrn Dr.-Ing. Bernard Fedelich für das Bereitstellen von Software zur Versuchsauswertung und für sein stets ehrliches und konstruktives Feedback bei den zahlreichen „FLEXIKON“-Treffen.

Danken möchte ich außerdem Herrn Dr. rer. nat. Axel Kranzmann für die vielen anregenden Diskussionen zum Thema Energiewende und flexible Kraftwerke.

Abschließend möchte ich mich bei allen Kollegen des Fachbereichs 5.2 für das immer freundliche und unkomplizierte Arbeitsklima bedanken

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	ii
Abstract	iii
Danksagung	iv
Formelzeichen	viii
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik	4
2.1 Grundlagen des mechanischen Verhaltens bei hoher Temperatur	4
2.1.1 Grundlagen des Kriechens	5
2.1.2 Grundlagen der Ermüdung	10
2.1.3 Überlagerung von Ermüdung und Kriechen	22
2.2 Ferritisch-martensitische Stähle	25
2.2.1 Entwicklung	25
2.2.2 Mikrostruktur	25
2.2.3 Mechanische Eigenschaften	26
2.2.4 Oxidation	29
2.3 Betriebsbedingungen in Dampfkraftwerken	31
2.3.1 Aufbau und Funktionsweise von Dampfkraftwerken	31
2.3.2 Neue Anforderungen durch flexiblen Betrieb	32
2.3.3 Lebensdauermanagement in Dampfkraftwerken	34
3 Zielsetzung der Arbeit	36
4 Experimentelle Durchführung	37
4.1 Verwendete Werkstoffe und Probengeometrien	37
4.2 Versuchsaufbau	39
4.3 Versuchsprogramm	41
4.4 Versuchsauswertung	46
4.5 Nachuntersuchungen der Proben	48
4.5.1 Metallographie und Lichtmikroskopie	48
4.5.2 Härtemessung	48
4.5.3 Bruchflächenanalyse	48
4.5.4 Mikrostruktur (TEM/EBSD)	49
5 Ergebnisse	51
5.1 Low-Cycle-Fatigue-Versuche	51
5.1.1 Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten	51
5.1.2 Lebensdauerverhalten.....	57
5.2 Relaxation-Fatigue-Versuche	58
5.2.1 Relaxationsverhalten	58
5.2.2 Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten	59
5.2.2 Lebensdauerverhalten.....	64
5.3 TMF-Versuche	65
5.3.1 Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten	65
5.3.2 Lebensdauerverhalten.....	71
5.3.3 Einfluss der Temperaturrate	72
5.4 TMF-Versuche mit Haltezeiten	74
5.4.1 Relaxationsverhalten	74
5.4.2 Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten	75
5.4.2 Lebensdauerverhalten.....	81
5.6 Betriebsnahe Zyklen	83

5.5.1 An-/Abfahren und Betrieb	83
5.5.2 Mindestlastbetrieb	86
5.5.3 Betriebsnahe TMF-Versuche.....	87
5.6 Fraktographie	90
5.6.1 LCF- und RF-Versuche	90
5.6.2 TMF-Versuche.....	93
5.6.3 SL-Versuche.....	98
5.6.4 Härteverläufe	100
6 Diskussion.....	101
6.1 Zyklisches Spannungs- und Dehnungsverhalten.....	101
6.1.1 LCF- und RF-Versuche	101
6.1.2 TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit.....	113
6.1.3 LCF- und TMF-Versuche im Vergleich.....	122
6.2 Lebensdauer- und Schädigungsverhalten	128
6.2.1 Reproduzierbarkeit	128
6.2.2 LCF- und RF-Versuche	128
6.2.3 TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit.....	131
6.2.4 Anwendung von Schädigungsparametern und Lebensdauermodellen auf die LCF- und TMF-Versuche	133
6.3 Betriebsnahe Zyklen.....	137
6.3.1 SL-Kriechen und SL-Relaxation	137
6.3.2 SL-Mindestlast- und SL-Mindestlast-Relaxation-Versuch.....	138
6.3.3 SL-TMF-Versuche	139
6.3.4 Fazit.....	139
7 Zusammenfassung.....	141
Literaturverzeichnis	x
Abbildungsverzeichnis	xvi
Tabellenverzeichnis	xxi
Anhang.....	xxii
A.1 Zusammenfassung aller Versuchsparameter und -ergebnisse	xxii
A. 2 LCF- und RF-Versuche.....	xxiv
A. 3 TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit.....	xxvi
A. 4 Fraktographie	xxvii
Eigene Veröffentlichungen	xxix

Formelzeichen

Zeichen	Einheit	Erklärung
A	[-]	Konstante im Norton Kriechgesetz
α_K	[-]	Formzahl
B	[-]	Konstante Kriechratengleichung
b	[-]	Ermüdungsfestigkeitsexponent
β_K	[-]	Kerbwirkungszahl
c	[-]	Ermüdungsduktilitätsexponent
D	[-]	Gesamtschädigung
d	[mm]	Durchmesser
d_K	[μm]	Korngröße
E	[GPa]	E-Modul
$\varepsilon, \varepsilon_{max}, \varepsilon_{min}$	[mm/mm], [%]	Dehnung, Maximale Dehnung, Minimale Dehnung
$\varepsilon_{a,t}, \Delta\varepsilon_t$	[mm/mm], [%]	Totaldehnungsamplitude, Totaldehnungsschwingbreite
$\varepsilon_{a,e}, \Delta\varepsilon_e$	[mm/mm], [%]	elastische Dehnungsamplitude, elastische Dehnungsschwingbreite
$\varepsilon_{a,p}, \Delta\varepsilon_p$	[mm/mm], [%]	plastische Dehnungsamplitude, plastische Dehnungsschwingbreite
$\varepsilon_{a,in}, \Delta\varepsilon_{in}$	[mm/mm], [%]	inelastische Dehnungsamplitude, inelastische Dehnungsschwingbreite
$\varepsilon_{a,m}, \Delta\varepsilon_m$	[mm/mm], [%]	mechanische Dehnungsamplitude, mechanische Dehnungsschwingbreite
ε_{acc}	[-]	akkumulierte plastische/inelastische Dehnung
$\varepsilon_{cr}, \varepsilon_f$	[mm/mm], [%]	Kriechdehnung
ε_f	[-]	Ermüdungsduktilitätskoeffizient
ε_i	[mm/mm], [%]	plastische Anfangsverformung
ε_{th}	[mm/mm], [%]	thermische Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	[1/s]	Dehnrate
$\dot{\varepsilon}_S$	[1/s]	Kriechrate
F	[N]	Kraft
G	[GPa]	Schubmodul
h	[mm]	Höhe
K	[MPa]	Verfestigungskonstante
K_R	[-]	Oberflächenbeiwert
N_f, N_D	[-]	Versagenslastspielzahl, Grenzlastspielzahl
N_{sta}	[-]	Stabilisierter Zyklus
$N_{\dot{U}}$	[-]	Übergangszyklenzahl
n	[MPa]	Spannungsexponent
n	[-]	Anzahl der Schwingspiele
P_{OST}	[MPa]	Schädigungsparameter nach Ostergren
P_{SWT}	[MPa]	Schädigungsparameter nach Smith, Watson, Topper
p_i	[Pa]	Innendruck
Q_c	[J/mol]	Aktivierungsenergie
R	[-]	Spannungsverhältnis
$R_{p0,2}, R_m$	[MPa]	0,2 %-Dehngrenze/Streckgrenze, Zugfestigkeit
R_z	[μm]	Gemittelte Rautiefe
$\sigma, \sigma_{max}, \sigma_{min}$	[MPa]	Spannung, Maximale Spannung, Minimale Spannung
$\sigma_a, \Delta\sigma$	[MPa]	Spannungsamplitude, Spannungsschwingbreite
σ_D	[MPa]	Dauerfestigkeit
σ_F	[-]	Ermüdungsfestigkeitskoeffizient
σ_m	[MPa]	Mittelspannung

σ_o, σ_u	[MPa]	Ober- und Unterspannung
σ_R	[MPa]	Restspannung
σ_Z, σ_D	[MPa]	Spannung in Zugrichtung, Spannung in Druckrichtung
t	[s]	Zeit, Beanspruchungsdauer
t_h	[s]	Haltezeit
T, T_{max}, T_{min}	[°C], [K]	Temperatur, Maximale Temperatur, Minimale Temperatur
T_a, T_i	[°C], [K]	Außentemperatur, Innentemperatur
T_s	[°C], [K]	Schmelztemperatur
t_R	[s]	Zulässige Belastungsdauer
τ	[MPa]	Schubspannung
W_p	[J/m ³]	Formänderungsarbeit

1 Einleitung

Am 5. Oktober 2017 fegte ein heftiger Orkan über Deutschland hinweg. Neben den auftretenden massiven Schäden und Verkehrsbehinderungen werden an solchen Tagen bei der Windenergieerzeugung neue Rekorde gebrochen. In Abbildung 1.1 ist die Zusammensetzung der deutschen Stromerzeugung für die Woche vor diesem Tag und in der Woche danach abgebildet. Die Windkraftanlagen (blau) lieferten um diesen Tag das 3-fache des Durchschnitts, den sie üblicherweise produzieren. Dies entsprach der Leistung von 32 mittleren Atomkraftwerken. Unter solchen Bedingungen ist es eine Herausforderung das Stromnetz stabil zu halten. Um es nicht zu überlasten, müssen andere (konventionelle) Kraftwerke ihre Leistung herunterfahren oder ganz abgeschaltet werden. Hinzu kommt ein Problem bei der Netzinfrastruktur. Die meisten Windkraftanlagen sind im Norden und Osten Deutschlands installiert. Um den Strom nach Süddeutschland zu transportieren fehlen Stromleitungen. Dies führt dazu, dass Windkraftanlagen aus Gründen der Netzstabilität trotz viel Wind wieder vom Netz gehen müssen. Die Betreiber bekommen dafür eine Entschädigung. Außerdem kommt es durch den hohen Stromüberschuss zu einem negativen Strompreis an der Strombörse. Die Kosten dafür zahlt der Verbraucher. Ist der Sturm vorbeigezogen, ebbt der Wind in kurzer Zeit ab und konventionelle Kraftwerke müssen ihre zuvor abgeschalteten Blöcke schnell wieder hochfahren. Dies ist in Abbildung 1.1 sehr gut am Verlauf der Steinkohle (schwarz) zu erkennen. Bis zum 8. Oktober 2017 waren die Steinkohlekraftwerke fast alle heruntergefahren. Erst als der Beitrag der Windenergie deutlich nachließ, wurden die Steinkohlekraftwerke wieder hochgefahren [1, 2].

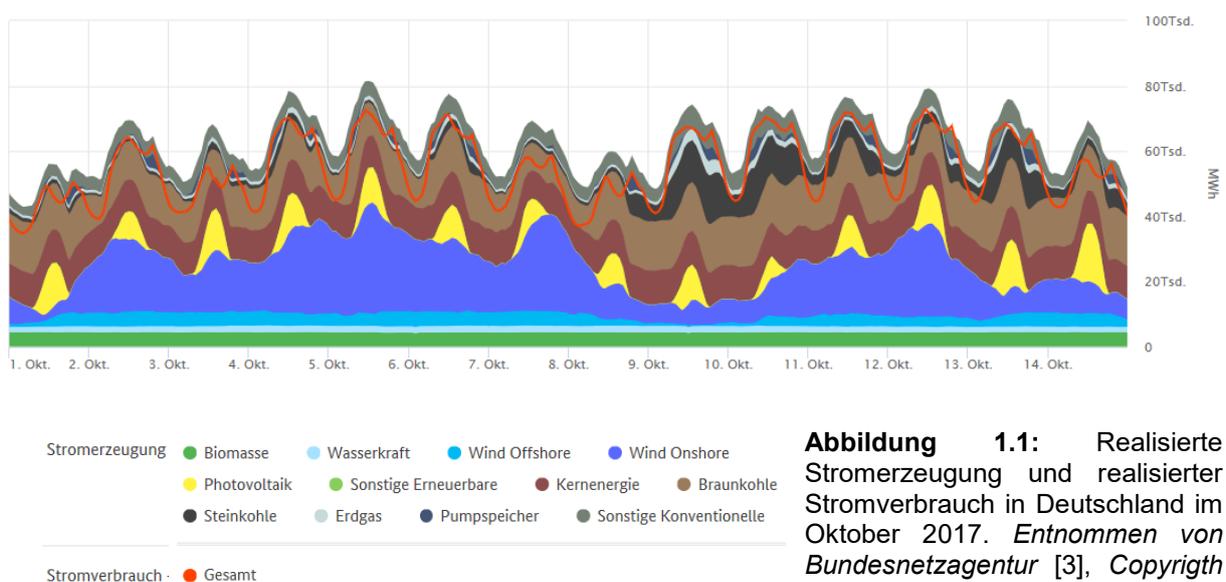


Abbildung 1.1: Realisierte Stromerzeugung und realisierter Stromverbrauch in Deutschland im Oktober 2017. Entnommen von Bundesnetzagentur [3], Copyright (2018), lizenziert nach CC BY 4.0

Die Abbildung 1.2 zeigt, dass der Anteil Erneuerbarer Energien an der Stromerzeugung im Jahre 2016 in Deutschland insgesamt bei 29,0 % lag. Das Erneuerbare Energiegesetz (EEG) sieht vor, einen Anteil Erneuerbarer Energien am Stromverbrauch von 50 % bis zum Jahr 2030 zu erreichen. So sollen die Treibhausgasemissionen um 55 % gegenüber dem Jahr 1990 gesenkt werden [4]. Die Abbildung zeigt auch, dass der größte Anteil der erzeugten Energie von konventionellen Kraftwerken stammt: 40,3 % aus Kohle, 12,4 % aus Erdgas und 13,0 % aus Kernenergie. Die Kernenergie wird in Zukunft keine Rolle mehr spielen, da bis zum Jahr 2022 alle Kernkraftwerke abgeschaltet werden. Bei den Erneuerbaren Energien stammt der größte Anteil (11,9 %) aus der Windkraft. Nicht nur bei Wetterextremen wie einem Orkan, sondern über das ganze Jahr sind Erneuerbare Energien starken Schwankungen durch die Jahreszeiten, das Wetter und den Tag/Nacht-Rhythmus ausgesetzt. Solange keine Möglichkeit gefunden wird, große Energiemengen zu speichern, wird der Beitrag der Erneuerbaren weiterhin stark schwanken. Diese Schwankungen müssen von konventionellen Anlagen ausgeglichen werden. So sieht es das Ergebnispapier „Strom 2030“ der Bundesregierung vor [5]. Das bedeutet, konventionelle Kraftwerke müssen flexibler werden, denn „konventionelle Stromerzeugung bleibt mittelfristig im deutschen Energiemix unverzichtbar“ [6].

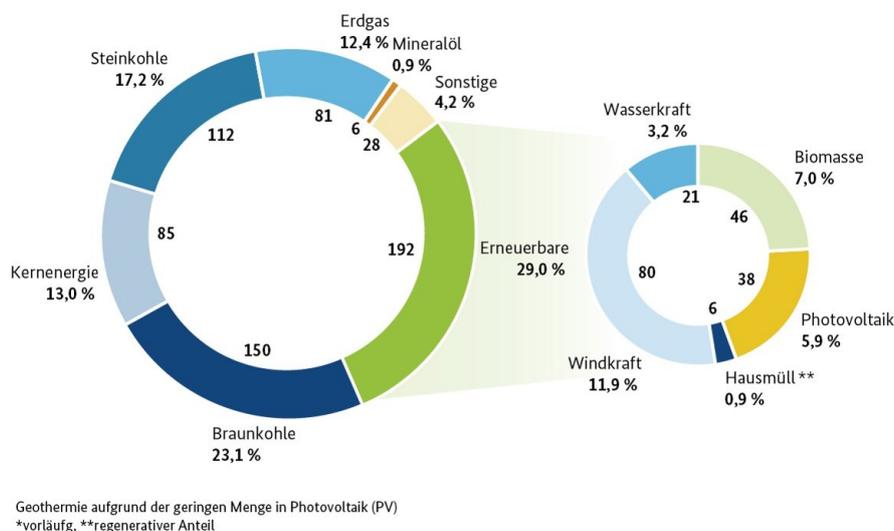


Abbildung 1.2: Bruttostromerzeugung in Deutschland im Jahr 2016 in TWh. Entnommen von Bundesministerium für Wirtschaft und Energie [7], mit Genehmigung von der AG Energiebilanzen, Copyright (2018)

Bei der Betrachtung des Strombedarfs und der Stromerzeugung ist es wichtig, auf die installierte Leistung, das heißt die Bruttoleistung aller Kraftwerke in Deutschland, zu schauen. Das Diagramm in Abbildung 1.3 zeigt, dass diese im Jahr 2016 bei 196 GW lag. Hinzu kommen Kraftwerke in Revision (4,5 GW) und auf Reserve (4,4 GW). Davon gilt als gesicherte Leistung, die Leistung aller Kraftwerke, die mit 99 % Wahrscheinlichkeit immer verfügbar sind, insgesamt 84,3 GW. Nicht einsetzbare Leistung bedeutet bei konventionellen Kraftwerken zum

Beispiel eine Nichtverfügbarkeit aufgrund von fehlenden Primärenergieträgern, bei den Erneuerbaren Energien die wetterbedingte Nichtverfügbarkeit. Sie ist mit 95,9 GW höher als die gesicherte Leistung. Die maximal benötigte Leistung umfasst die Leistung aller an das Netz angeschlossenen Kunden. Dieser Wert wird jedes Jahr an einem Tag ermittelt, an dem der Stromverbrauch in Deutschland am höchsten ist [8]. Mit 80,9 GW an maximal benötigter Leistung und 196 GW installierter Leistung wird deutlich, dass mehr als das Doppelte der benötigten Leistung in Deutschland durch Kraftwerke zur Verfügung steht. Ursache hierfür ist der stetige Ausbau der Erneuerbaren Energien von 27,9 GW im Jahr 2005 auf 105,7 GW im Jahr 2016. Dadurch ist neben der installierten Leistung, vor allem die nicht einsetzbare Leistung gestiegen [9]. Die Leistungsbilanz deutscher Kraftwerke macht deutlich, dass eine sichere Stromversorgung ohne konventionelle Kraftwerke zurzeit nicht möglich ist.

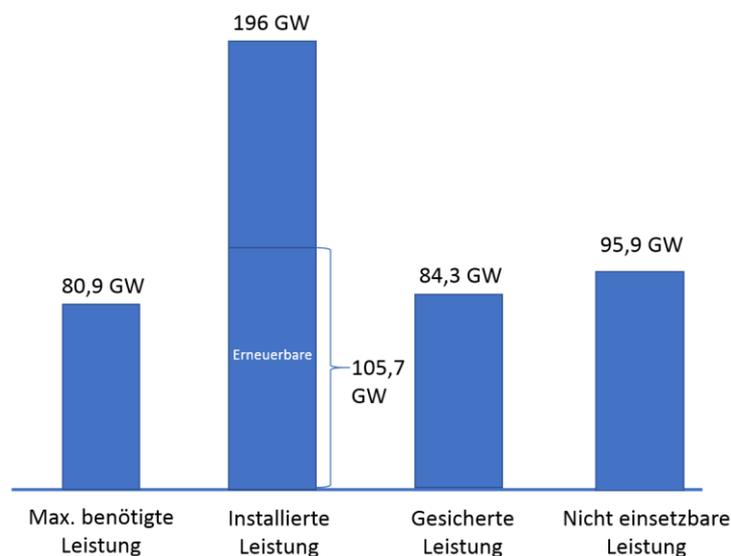


Abbildung 1.3: Leistungsbilanz aller Kraftwerke in Deutschland (Stand November 2016) auf Basis der Daten aus [8]

Durch den steigenden und gleichzeitig flexiblen Anteil der Erneuerbaren Energien müssen konventionelle Kraftwerke vor allem Mittel- und Spitzenlasten fahren und nicht wie bisher ausschließlich Grundlast. Der damit verbundene flexible Betrieb hat weitreichende Konsequenzen für die Komponenten in einem Kraftwerk. Durch die zyklische Beanspruchung ist unter anderem ein höherer Lebensdauerverbrauch zu erwarten. Bisher war das Optimierungsziel für die verwendeten Werkstoffe die Steigerung des Wirkungsgrades. Nun ist es eine Verbesserung der Lastwechselfähigkeit. Zu einer reinen Zeitstandbelastung während des Betriebes kommt nun eine zyklische Beanspruchung durch Temperaturwechsel hinzu. Damit ergeben sich andere Schädigungsmechanismen, die in die Lebensdaueranalyse einbezogen werden müssen [10]. Für eine Lebensdaueranalyse müssen entsprechende Werkstoffdaten zur Verfügung stehen. In dieser Arbeit soll deshalb das Verhalten eines im Kraftwerk eingesetzten hochwarmfesten Stahls im flexiblen Betrieb eines Dampfkraftwerkes untersucht werden.

2 Stand der Technik

In diesem Kapitel werden die Grundlagen der mechanischen Eigenschaften erläutert, die für den Einsatz von Metallen im Dampfkraftwerk entscheidend sind. Weiterhin wird auf die in dieser Arbeit untersuchte Gruppe der ferritisch-martensitischen Stähle eingegangen. Im letzten Abschnitt werden die durch die Energiewende bedingten veränderten Betriebsbedingungen in Dampfkraftwerken erläutert.

2.1 Grundlagen des mechanischen Verhaltens bei hoher Temperatur

Das Verhalten von Metallen bei hohen Temperaturen ist vor allem durch die Diffusion von Leerstellen und Atomen durch das Grundgitter gekennzeichnet. Mit steigender Temperatur nimmt die Mobilität der Atome zu und die Schwingung der Atome um ihre Ruhelage steigt. Damit erhöht sich die Konzentration von Leerstellen, was Platzwechselforgänge im Gitter erleichtert. Außerdem werden Hindernisse der Gleitvorgänge, wie zum Beispiel Ausscheidungen, leichter überwunden. Somit sinkt mit zunehmender Temperatur die Festigkeit von metallischen Werkstoffen. In Abbildung 2.1 ist beispielhaft die Abnahme der 0,2 %- Dehngrenze für die Stähle P91 und P92 dargestellt. Weiterhin kann es durch Veränderungen im Gefüge (z.B. Ausscheidungen, Phasenumwandlungen, Kornwachstum) zu einer Festigkeitsabnahme ab einer bestimmten Temperatur kommen [11, 12].

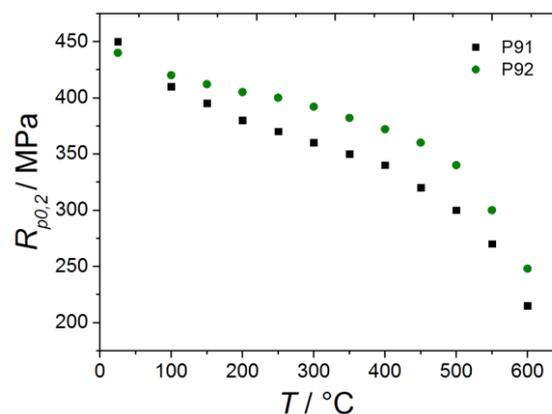


Abbildung 2.1: Geforderte Mindest-Dehngrenze $R_{p0,2}$ von P91 und P92 in Abhängigkeit von der Temperatur nach DIN-EN 10216-2 [13]

Nach der Regel von Tammann vollzieht sich ab einer Temperatur von $T > 0,4 \cdot T_s$ (mit T_s = Schmelztemperatur in K), der sog. homologen Temperatur, ein fließender Übergang von zeitunabhängiger zu zeitabhängiger Festigkeit und Verformung [14]. Beim Anlegen einer Spannung oberhalb der homologen Temperatur kommt die Verformung nicht zum Stillstand, sondern der Werkstoff fließt („kriecht“) mit geringer Geschwindigkeit weiter. Hochtemperaturkomponenten in Dampfkraftwerken sind nicht nur einer konstanten Spannung

während des Betriebes ausgesetzt, sondern auch einer zyklischen Beanspruchung durch An- und Abfahrvorgänge. Dabei entstehen im Werkstoff Temperaturgradienten, die thermische Spannungen hervorrufen. Diese können zur Ermüdung des Werkstoffes führen. Die Grundlagen des Kriechens und der Ermüdung von metallischen Werkstoffen werden in den beiden folgenden Abschnitten näher erläutert [11, 12, 15].

2.1.1 Grundlagen des Kriechens

Kriechen ist eine zeitabhängige Verformung, die bei Temperaturen oberhalb von $0,4 \cdot T_s$ stattfindet, wenn eine Spannung an einem Werkstoff anliegt [15]. Durch die äußere Last, die auch kleiner als die Streckgrenze sein kann, stellt sich eine Kriechdehnung ein. Der Verlauf der Kriechdehnung in Abhängigkeit von der Zeit bei konstanter Spannung und konstanter Temperatur wird in Form einer Kriechkurve dargestellt. Abbildung 2.2 zeigt den idealen Verlauf einer Kriechkurve, bei der sich drei Bereiche unterscheiden lassen:

- I. Primäres Kriechen (Übergangskriechen)
- II. Sekundäres Kriechen (stationäres Kriechen) und
- III. Tertiäres Kriechen.

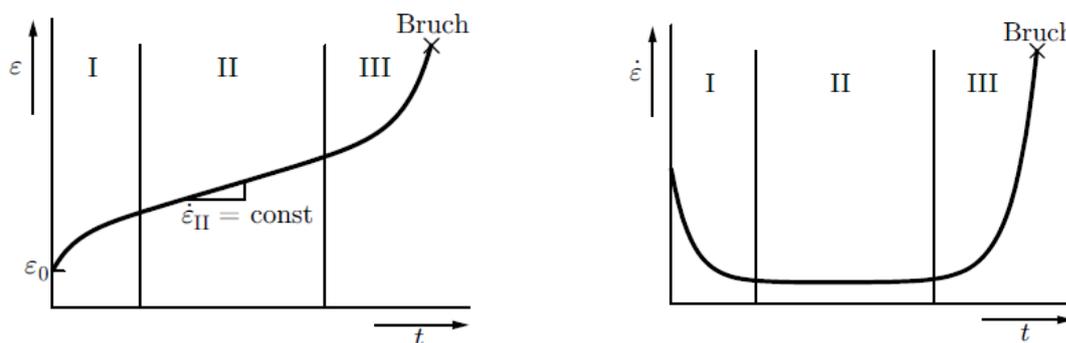


Abbildung 2.2: Stadien des Kriechens bei konstanter Spannung, links: Darstellung der Dehnung über der Zeit (Dehnzeitschaubild), rechts: Darstellung der Dehnrates über der Zeit. Entnommen aus [16], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2008).

Kriechkurven werden in einem Zeitstandversuch ermittelt. Bei Belastung stellt sich zunächst eine sofortige, zeitunabhängige Dehnung ϵ_0 ein. Während des primären Kriechens nimmt die Dehnung mit zunehmender Zeit weiter zu und die Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ (Dehnrates) ab. Im Gefüge überwiegen die zu einer Verfestigung führenden Vorgänge gegenüber den parallel ablaufenden entfestigenden Mechanismen. Im sekundären Bereich stellt sich eine konstante Kriechgeschwindigkeit ein, da Verfestigungs- (Erzeugung von Versetzungen, Aufstau von Versetzungen an Hindernissen) und Entfestigungsvorgänge (Klettern von Stufenversetzungen, Quergleiten von Schraubenversetzungen) im Gleichgewicht zueinander stehen. Bei vielen technischen Legierungen stellt sich kein Bereich mit konstanter Kriechgeschwindigkeit ein. Ursache hierfür ist, dass sich die Gefügestruktur des Werkstoffes

ändert und die Spannung durch die Änderung des Querschnitts während der Verformung nicht konstant ist. Anstelle der konstanten Kriechgeschwindigkeit wird deshalb die minimale Kriechgeschwindigkeit angegeben. Im tertiären Bereich nimmt die Kriechgeschwindigkeit aufgrund zunehmender Gefügeveränderungen und Schädigung (Poren- und Rissbildung) zu, bis schließlich der Bruch eintritt [12, 15, 16].

Verformungsmechanismenkarte

Das Kriechen wird durch Versetzungsreaktionen, Diffusionsvorgänge und durch Korngrenzgleiten hervorgerufen [12]. Welche Vorgänge wann auftreten hängt von der Spannung und der Temperatur ab und kann in einer sog. Verformungsmechanismenkarte (vgl. Abbildung 2.3) abgelesen werden. Im Folgenden werden die Bereiche im Diagramm ab einer Temperatur von $0,4 T_s$ betrachtet. Bei Temperaturen darunter zeigt sich das konventionelle Werkstoffverhalten.

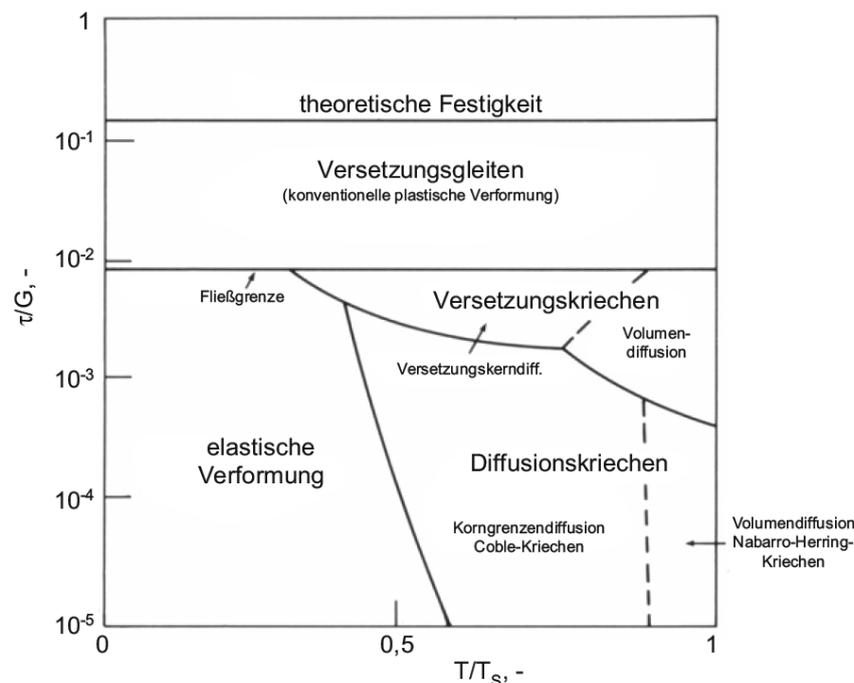


Abbildung 2.3: Schematische Verformungsmechanismenkarte. Entnommen aus [15], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011).

Bei geringen Spannungen tritt ab $0,4 T_s$ Diffusionskriechen auf. Es stellt sich eine sehr geringe Versetzungsdichte ein und der Anteil der Kriechverformung, der durch Versetzungen getragen wird, wird so bedeutungslos. Die Verformung basiert auf der Wanderung von Leerstellen, deren Konzentration von der anliegenden Spannung und der Temperatur abhängt. In Zonen mit Zugspannungen ist die Bildung von Leerstellen erleichtert und in Druckspannungsgebieten ist dagegen die Leerstellenbildung erschwert. In einem polykristallinen Werkstoff, der unter Zugspannung steht, stellt sich ein Leerstellenstrom von den Gebieten erhöhter Konzentration

hin zu denen geringerer Konzentration ein. Durch die gerichtete Diffusion findet ein Materietransport statt, der eine Formänderung bewirkt. Je nach Temperatur haben die Leerstellen im Gefüge bevorzugte Wanderwege, dargestellt in Abbildung 2.4. Man unterscheidet zwischen Coble-Kriechen (Leerstellen bewegen sich entlang von Korngrenzen) und, bei Temperaturen oberhalb von $0,8 \dots 0,9 T_s$, Nabarro-Herring-Kriechen (Leerstellen bewegen sich im Korninneren).

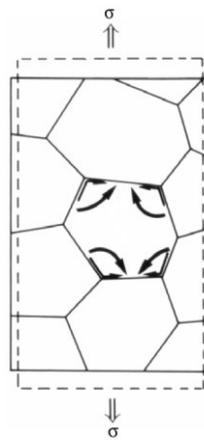


Abbildung 2.4: Verformung eines Polykristalls durch Diffusionskriechen unter Zugspannungen, dicke Pfeile deuten Nabarro-Herring-Mechanismus an, die dünnen Pfeile den Coble-Mechanismus. Entnommen aus [15], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011)

Bei mittleren Spannungen tritt Versetzungskriechen auf. Die Bewegungen setzen sich aus schnell ablaufenden Gleitschritten und langsamen Kletterschritten zusammen. Beim Klettern bewegt sich die Versetzung aus der ursprünglichen Gleitebene heraus. Denn wenn eine Versetzung ein Hindernis erreicht, dann kann sie dem Hindernis ausweichen, indem sie Leerstellen anlagert oder aussendet. Man unterscheidet dabei Volumendiffusion, bei dem die Diffusion der Leerstellen durch den ungestörten Kristall stattfindet und Versetzungskernndiffusion, bei der der Leerstellentransport entlang von Kristallbaufehlern, wie Versetzungslinien, erfolgt.

Geht man zu noch höheren Spannungen über, tritt konventionelle plastische Verformung auf.

Zusätzlich zu den in den Körnern stattfindenden Verformungen treten auch an den Korngrenzen Kriechvorgänge auf. Bei hohen Temperaturen gleiten die Körner entlang ihrer Grenzen aneinander ab. Dies wird als Korngrenzengleiten bezeichnet. Die dafür maßgebliche Spannung ist die entlang der Korngrenzen wirksame Schubspannung. Dies ist entscheidend für das Diffusionskriechen [15-17].

Einflussgrößen auf die Kriechkurve

Aufgrund der verschiedenen Phänomene, die beim Kriechen auftreten, unterscheidet man wichtige Einflussgrößen auf die Kriechkurve nach Einflüssen des Werkstoffs (Gefüge, Stapelfehlerenergie) und der Versuchsdurchführung (Temperatur, Spannung). Dabei stellt die Kriechgeschwindigkeit ein Festigkeitsmaß dar, je niedriger sie ist, umso höher ist die Kriechfestigkeit des Werkstoffs [12].

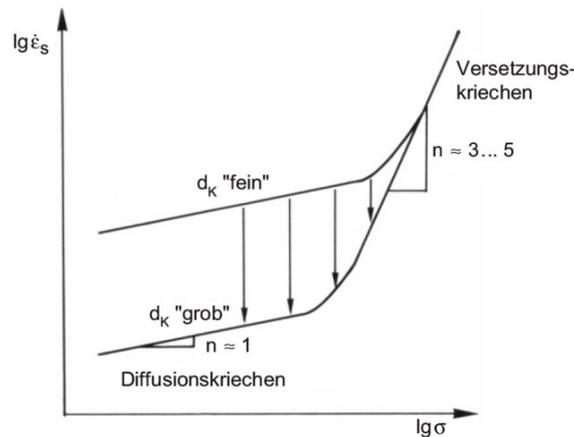


Abbildung 2.5: Spannungsabhängigkeit der stationären Kriechgeschwindigkeit und Einfluss der Korngröße. Entnommen aus [15], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011).

Im technisch wichtigen Bereich des stationären Kriechens gilt das Norton Kriechgesetz [15]:

$$\dot{\epsilon}_S = A \cdot \sigma^n \quad (2.1)$$

- A Konstante = $f(T, \text{Werkstoff und Werkstoffzustand})$
 n Spannungsexponent

Es beschreibt die Abhängigkeit der Kriechgeschwindigkeit von der Spannung (vgl. Abbildung 2.5). Im Bereich kleiner Spannungen ist das Diffusionskriechen dominierend, der Exponent n liegt in der Größenordnung von 1. Bei höheren Spannungen und dem vorherrschenden Versetzungskriechen wird ein deutlich größerer Exponent zwischen 3 und 5 beobachtet. Bei sehr hohen Spannungen trifft das Norton Gesetz nicht mehr zu, dieser Bereich wird mit „power law breakdown“ (plb) beschrieben. Wie die Abbildung zeigt, hat auch die Korngröße einen Einfluss auf die Kriechfestigkeit. Ein gröberes Korn erschwert das Kriechen, da weniger Korngrenzen für Gleitprozesse zur Verfügung stehen [12].

Weiterhin ist die Kriechrate stark abhängig von der Temperatur und verhält sich entsprechend einer Arrhenius-Exponentialfunktion [15]:

$$\dot{\epsilon}_S = B \cdot e^{-\frac{Q_c}{R \cdot T}} \quad (2.2)$$

- B Konstante = $f(\sigma, \text{Werkstoff und Werkstoffzustand})$

Die für den Verformungsprozess beim Kriechen benötigte Aktivierungsenergie Q_c setzt sich dabei aus den Aktivierungsenergien mehrerer Mechanismen zusammen. Dazu zählen Versetzungsbewegungen (Quergleiten, Klettern), dynamische Erholungsvorgänge, die Diffusion von Leerstellen und das Gleiten von Korngrenzen [12].

Entscheidend für eine hohe Kriechfestigkeit ist auch die Stapelfehlerenergie. Je kleiner die Stapelfehlerenergie ist, umso größer ist der Abstand zweier Teilversetzungen. Die Zeit bis zur thermischen Aktivierung verzögert das Quergleiten der Versetzungen und damit den gesamten Erholungsvorgang [12].

Am wirkungsvollsten lässt sich die Kriechfestigkeit durch Legierungsbildung erhöhen. Durch Mischkristallbildung kommt es zu einer Behinderung der Versetzungsbewegung. Bei hohen Temperaturen kommen nur Atome mit größerem Radius in Betracht, z.B. Molybdän, Wolfram und Niob. Auch durch Ausscheidungen kommt es zu einer Behinderung der Versetzungsbewegung. Außerdem behindern Anreicherungen von Fremdatomen auf Korngrenzen das Korngrenzengleiten. Entscheidend ist dabei vor allem die Stabilität des Gefüges [12].

Kriechschädigung und Kriechbruch

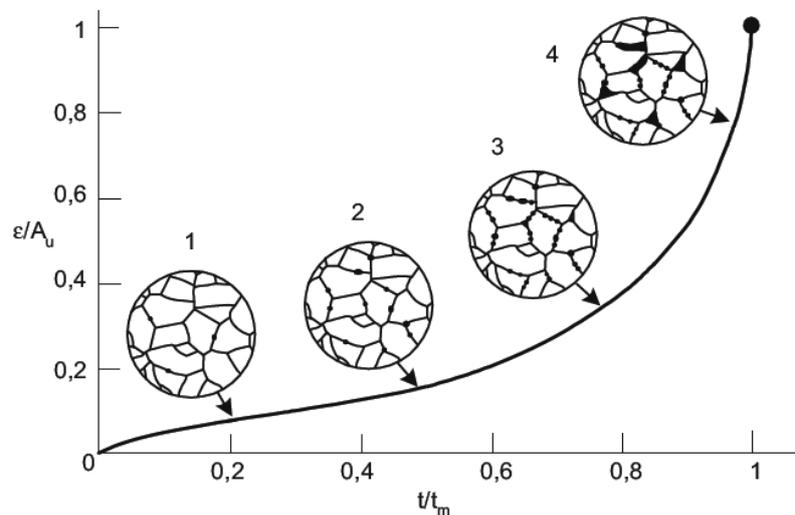


Abbildung 2.6: Entwicklung der Kriechschädigung, Dehnung und Zeit normiert auf Zeitbruchdehnung bzw. Bruchzeit. Entnommen aus [15], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011).

Mit der Zeit kommt es durch eine Kriechbelastung zu einer Schädigung und schließlich zum Bruch. Die typische Kriechschädigung bildet sich entlang der Korngrenzen aus. Bei einem Kriechbruch handelt es sich daher meist um einen interkristallinen Bruch. Ein transkristalliner Bruch tritt vorwiegend bei höheren Spannungen auf und stellt den Übergang zum transkristallinen Dukttilbruch bei zeitunabhängiger Verformung dar. Die Schädigung der

Korngrenzen wird durch die Bildung von Poren und Mikrorissen verursacht [15, 16]. In Abbildung 2.6 ist schematisch dargestellt, wie die Schädigung bei zunehmender Kriechdehnung steigt. Zunächst kommt es zur Bildung von Risskeimen, die mit der Zeit zu einzelnen Mikroporen heran wachsen. Die Poren werden zunehmend an unterschiedlichen Stellen gebildet und es kommt zu Mikroporenketten entlang der Korngrenzen. Diese Ketten entwickeln sich zu einem Mikroriss und dieser schließlich zum Makroriss und dem Bruch der Probe [15].

Ein wichtiger Kennwert ist in diesem Zusammenhang die Zeitstandfestigkeit. Sie gibt die Spannung an, nach der es bei einer bestimmten Temperatur und einer bestimmten Zeit zum Bruch der Probe kommt.

2.1.2 Grundlagen der Ermüdung

Ermüdung liegt bei Werkstoffen vor, wenn diese aufgrund einer wiederholten Beanspruchung unterhalb ihrer Zugfestigkeit versagen. Durch eine häufige Belastung können sich das Werkstoffgefüge und damit die mechanischen Eigenschaften verändern. Wie genau ein Bauteil auf zyklische Beanspruchung reagiert ist deshalb in der Praxis von großer Bedeutung, da viele Bauteile solchen Belastungen ausgesetzt sind.

Das Wöhlerdiagramm

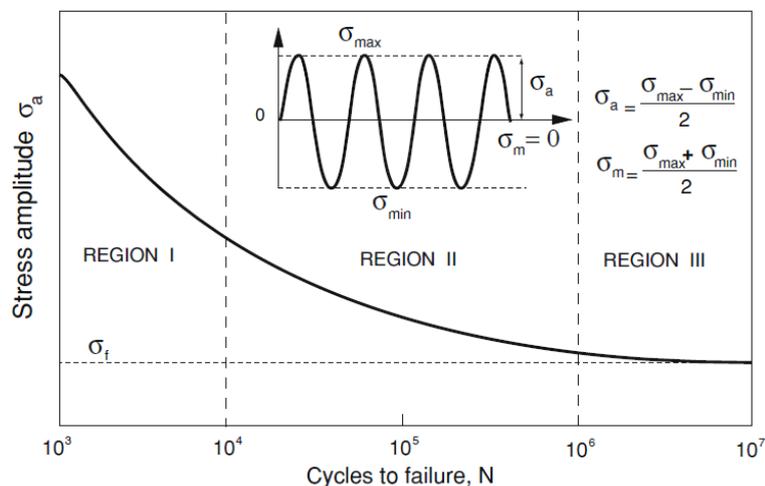


Abbildung 2.7: Wöhlerdiagramm mit zyklischem Belastungsverlauf. Entnommen aus [18], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2013).

Bei Bauteilen im technischen Einsatz liegen oft komplexe Beanspruchungsverläufe (σ, t – Verläufe) vor. In der Prüfpraxis werden häufig Sinus- und Dreiecksverläufe als repräsentative Belastungsverläufe verwendet, um die realen Verläufe so nahe wie möglich abzubilden. In dem Diagramm in Abbildung 2.7 ist oben in der Mitte ein sinusförmiger Belastungsverlauf mit den dazugehörigen Parametern dargestellt. Mit der maximalen und

minimalen Spannung (σ_{max} , σ_{min}), auch als Ober- und Unterspannung (σ_o , σ_u) bezeichnet, lassen sich die Spannungsamplitude σ_a und die Mittelspannung σ_m berechnen [18]. Weiterhin ist in Abbildung 2.7 eine Wöhlerkurve dargestellt. Sie gibt Aufschluss darüber, nach wie vielen Lastspielen N eine Probe in Abhängigkeit von der Spannung versagt. Jeweils ein Lastspiel wird innerhalb einer Periode durchlaufen. Um die Kurven zu ermitteln, werden Proben mit einer zyklischen Last belastet. Wird die Spannungsamplitude σ_a über die dazugehörige Zahl der Versagenszyklen N_f (f = failure, engl. für Versagen) aufgetragen, entsteht ein Wöhlerdiagramm [19]. Die Kurven lassen sich in drei charakteristische Regionen aufteilen [18]:

- Region I: Kurzzeitfestigkeit (LCF-Bereich, engl.: low cycle fatigue)
- Region II: Zeitfestigkeit (HCF-Bereich, engl.: high cycle fatigue) und
- Region III: Dauerfestigkeit.

Der Bereich der Kurzzeitfestigkeit kennzeichnet sich durch Spannungsamplituden, bei denen maximal 10^4 - 10^5 Lastwechsel zum Bruch führen. Der Werkstoff wird hier nahe seiner Streckgrenze belastet. Die plastische Dehnung bestimmt hier die Lebensdauer. Als Zeitfestigkeit wird eine Spannungsamplitude bezeichnet, bei der die Proben nach einer angegebenen Lastspielzahl versagen. Der Werkstoff verhält sich hier makroskopisch betrachtet elastisch, die Spannungsamplitude ist geringer als die Streckgrenze. Der Bereich erstreckt sich über 10^5 - 10^6 Lastwechsel. Für den Übergang in den dritten Bereich, der Dauerfestigkeit, besteht ein Unterschied zwischen Typ I (z. B. Eisenlegierungen) und Typ II (z. B. aushärtbare Aluminiumlegierungen).

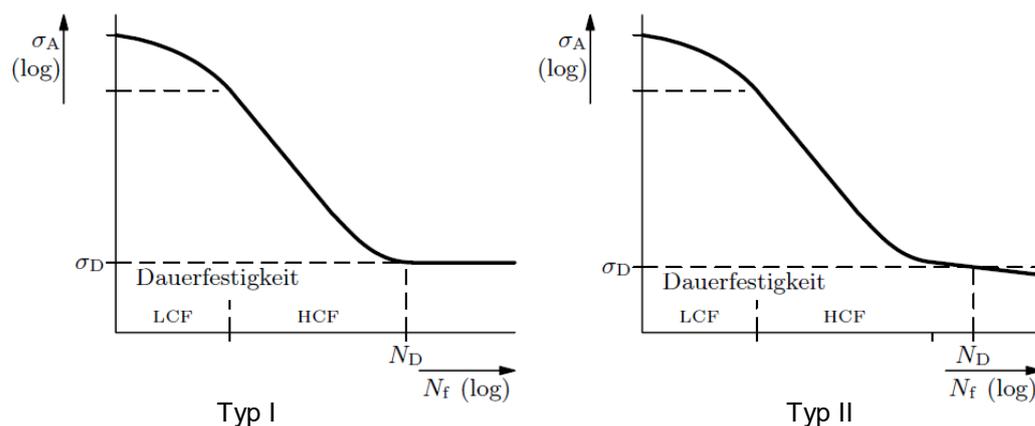


Abbildung 2.8: Charakteristische Typen für Wöhlerdiagramme. Entnommen aus [19], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2008).

Wie Abbildung 2.8 zeigt, verläuft bei Typ I die Kurve nach einer bestimmten Anzahl an Zyklen, der Grenzlastspielzahl N_D (D = Dauerfestigkeit), horizontal. In diesem Bereich der Dauerfestigkeit ist die Lebensdauer unabhängig vom Spannungszyklus und damit quasi unbegrenzt. Da jedoch keine ausreichenden experimentellen Ergebnisse vorliegen, ist diese Extrapolation nicht gesichert. Mit Erscheinen der DIN 50100:2016 [20] wurde daher der Begriff

„Langzeitfestigkeit“ anstelle der „Dauerfestigkeit“ definiert. Bei Typ II fällt die Kurve weiter ab und es wird ein Grenzwert definiert [18].

Ein wichtiger Kennwert bei zyklischen Versuchen ist das Spannungsverhältnis R :

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad (2.3)$$

Der R -Wert gibt Auskunft über den Bereich der Beanspruchung. Eine Übersicht gibt Abbildung 2.9. $R = -1$ bedeutet beispielsweise eine reine Wechselbeanspruchung (Fall d) und $R = 0$ eine reine Zugschwellbeanspruchung (Fall b).

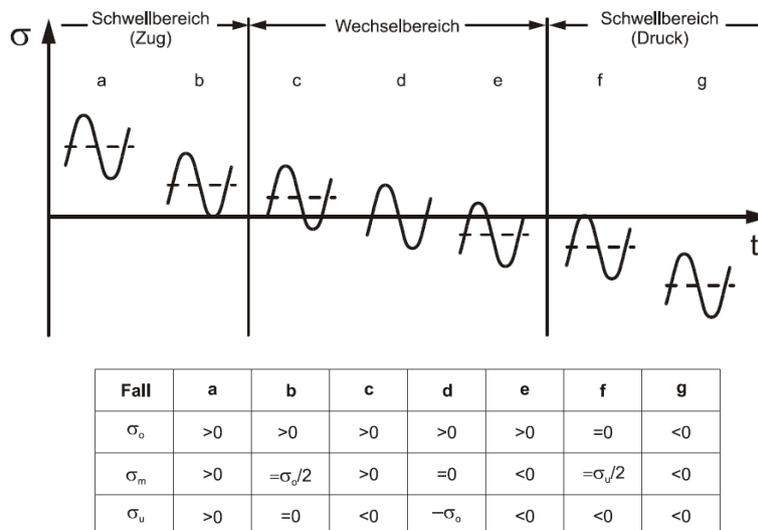


Abbildung 2.9: Beanspruchungsbereich im Dauerschwingversuch. *Adaptiert aus [21], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2005).*

Thermische Ermüdung

Unter thermischer Ermüdung wird allgemein das Versagen eines thermisch beanspruchten Bauteils aufgrund von Temperaturänderungen verstanden. Neben der thermischen Ermüdung ($T \neq \text{const.}$) gibt es nach [22] auch die isotherme Ermüdung ($T = \text{const.}$). Thermische und isotherme Ermüdung gehören dabei in den Low-Cycle-Fatigue - Bereich. Thermische Ermüdung tritt nach [22] auf, wenn äußere oder innere Zwänge vorliegen. Äußere Zwänge liegen vor, wenn sich thermische Dehnungen oder Schrumpfungen nicht ungehindert ausbreiten können und thermisch induzierte Spannungen im Werkstoff hervorrufen. Im Falle von Rohrleitungen in einem Dampfkraftwerk kann eine äußere Behinderung durch die Einspannung des Bauteils vorliegen. Innere Zwänge liegen hingegen vor, wenn keine äußeren Kräfte einwirken, sondern sich thermisch bedingte Eigenspannungen bilden. Bei einer Rohrleitung kann dies eine ungleichmäßige Temperaturverteilung über dem Querschnitt aufgrund von schnellen An- und Abfahrvorgängen sein. Deshalb wird die thermische Ermüdung noch einmal unterteilt in thermo-mechanische Ermüdung (TMF – *thermal-*

mechanical fatigue), wenn äußere Zwänge vorliegen und in Wärmespannungsermüdung (TFS – *thermal-stress fatigue*), wenn innere Zwänge vorliegen [23].

Im Labor kann eine Ermüdungsbeanspruchung sowohl isotherm als auch mit zykliegender Temperatur erfolgen. Bei isothermer Ermüdung wird von einem LCF-Versuch gesprochen. Er wird bei konstanter Temperatur durchgeführt. Die thermo-mechanische Ermüdung wird durch den sogenannten TMF-Versuch (TMF – *thermal-mechanical fatigue*) abgebildet [23]. Eine genaue Beschreibung der Prüfungen erfolgt im Abschnitt „Experimentelle Durchführung“ (vgl. Kapitel 4.3) dieser Arbeit.

Die Hysteresekurve

Ermüdungsversuche können spannungs- oder dehnungskontrolliert durchgeführt werden. Im LCF-Bereich werden die Versuche dehnungsgeregelt gefahren, da die Dehnung in diesem Bereich schädigungsbestimmend ist. Durch Auftragen der Spannung über der Dehnung eines solchen Versuches wird eine Hystereseschleife, wie sie in Abbildung 2.10 mit ihren charakteristischen Kennwerten dargestellt ist, konstruiert. Wie schon am Anfang dieses Kapitels beschrieben, lassen sich über die maximale und minimale Spannung (σ_{max} , σ_{min}), die Mittelspannung σ_m und Spannungsamplitude σ_a bestimmen. Über die maximale und minimale Dehnung kann die Totaldehnung $\Delta\varepsilon_t$ abgelesen werden. Die Totaldehnungsschwingbreite setzt sich aus einem elastischen $\Delta\varepsilon_e$ und plastischen Teil $\Delta\varepsilon_p$ zusammen. Diese lassen sich mithilfe der Konstruktion der E-Modul-Geraden bestimmen. Die Fläche der Hysterese entspricht dabei der in der Probe umgesetzten irreversiblen Formänderungsarbeit W_p [23]. Sie wird oft auch als plastische Arbeit bezeichnet, weil sie die Arbeit angibt, die nötig ist, um ein Material zu verformen.

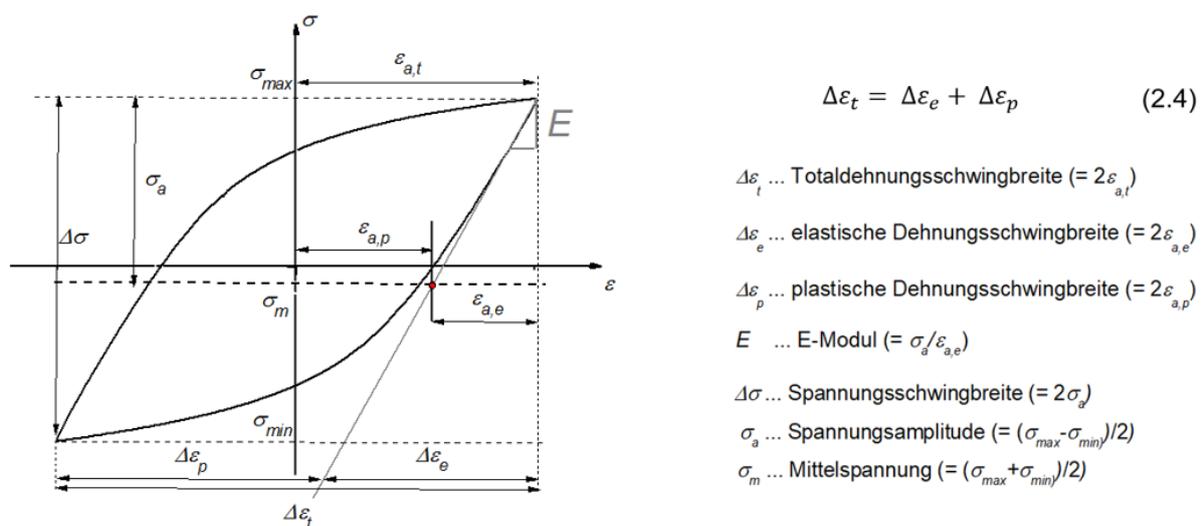


Abbildung 2.10: Hysteresekurve mit charakteristischen Kennwerten. Reproduziert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0

Die Spannungs-Dehnungs-Hysterese kann mit der Ramberg-Osgood-Gleichung im Bereich von geringen plastischen Dehnungen beschrieben werden [25] :

$$\varepsilon_{a,t} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (2.5)$$

Dabei ist n der Verfestigungsexponent und K [MPa] die Verfestigungskonstante. Mit zunehmender Lastspielzahl ändert sich bei einem dehnungskontrollierten Versuch die Höhe der Spannungsamplitude und damit die Gestalt der Hystereseschleifen. Ursache hierfür sind die Ver- und Entfestigungsvorgänge.

Zyklische Ver- und Entfestigung

Zyklische Verfestigung tritt in der Regel nur dann auf, wenn die Spannungsamplitude höher als die Dehngrenze des Materials ist. Verfestigung bedeutet eine Erhöhung der Spannungsamplitude in zyklisch dehnungskontrollierten Versuchen. Diese baut sich durch Mikrorissbildung und Entwicklung eines Makrorisses mit fortschreitender Zyklenzahl ab (vgl. Abbildung 2.11 a). Das Material entfestigt. In der Regel ist die Verfestigung bei LCF-Versuchen nach einigen hundert Zyklen abgeschlossen und eine Sättigung tritt ein. Möglich ist aber auch, dass diese nie eintritt, da der Bruch zuvorkommt. Das Verhalten ist abhängig von der Legierung und vom Werkstoffzustand. Eine Werkstoffverfestigung tritt besonders bei geglähten Werkstoffen auf. Diese haben eine geringe Dichte von Versetzungen. Durch die zyklische Belastung steigt die Versetzungsdichte an, was zu einer Verfestigung führt.

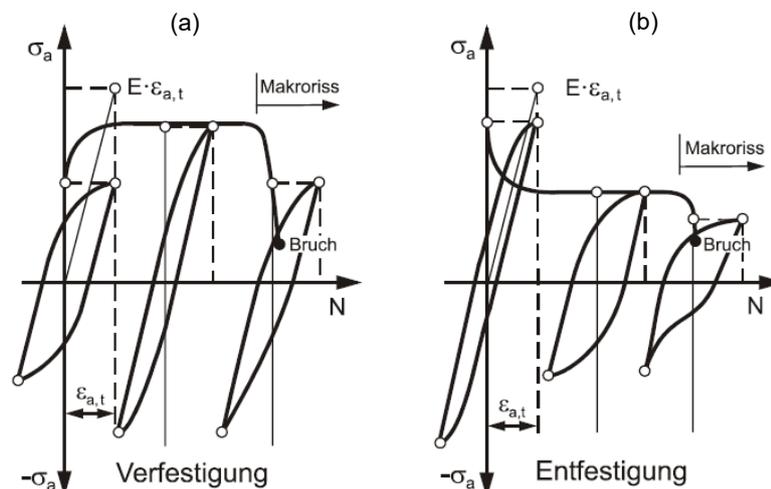


Abbildung 2.11: Zyklisches Werkstoffverhalten bei dehnungsgeregelten Ermüdungsversuchen (a) Verfestigung und (b) Entfestigung. Entnommen aus [21], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2005).

In gehärteten, vergüteten oder kaltverfestigten Werkstoffen hingegen, verursacht das Zyklieren eine Umordnung der Versetzungen oder gegenseitiges Auslöschen infolge dessen einer Verformung weniger Widerstand entgegengebracht werden kann. Das Material entfestigt

(vgl. Abbildung 2.11 b). Nach einer bestimmten Anzahl an Zyklen wird ein Sättigungszustand erreicht. Die Entfestigungsvorgänge und die festigkeitssteigernden Mechanismen durch zum Beispiel ein verzerrtes Gitter oder Ausscheidungen, stehen in diesem Zustand in einem Gleichgewicht zueinander. Ver- und Entfestigungsvorgänge spielen sich in der Mikrostruktur ab und werden im Detail in einem der nachfolgenden Abschnitte beschrieben [11, 18, 21].

Neben der zyklischen Ver- oder Entfestigung kann es in dehnungskontrollierten Versuchen zur zyklischen Relaxation bzw. in spannungskontrollierten Versuchen zum zyklischen Kriechen kommen. Zyklische Relaxation bedeutet, dass der Betrag der Mittelspannung während des Versuches abnimmt. Die Hystereseschleife verschiebt sich dann entlang der Spannungsachse, wie es in Abbildung 2.12 a für einen zyklisch entfestigenden Werkstoff dargestellt ist. Zyklisches Kriechen, auch als Ratchetting bezeichnet, bedeutet hingegen, dass sich die Hystereseschleife mit der Zeit entlang der Dehnungsachse verschiebt. Ursache hierfür ist, dass von Zeit zu Zeit Versetzungen ein Hindernis durch thermische Aktivierung oder einen Versetzungsaufstau überwinden können. Normalerweise gleiten die Versetzungen innerhalb eines Korns hin und her und können die Korngrenzen nicht überwinden, da die erreichte Oberspannung so hoch ist. Nach einer Hindernisüberwindung kommt es zu einem zusätzlichen plastischen Dehnungsincrement und die Hysterese verschiebt sich langsam nach oben [19].

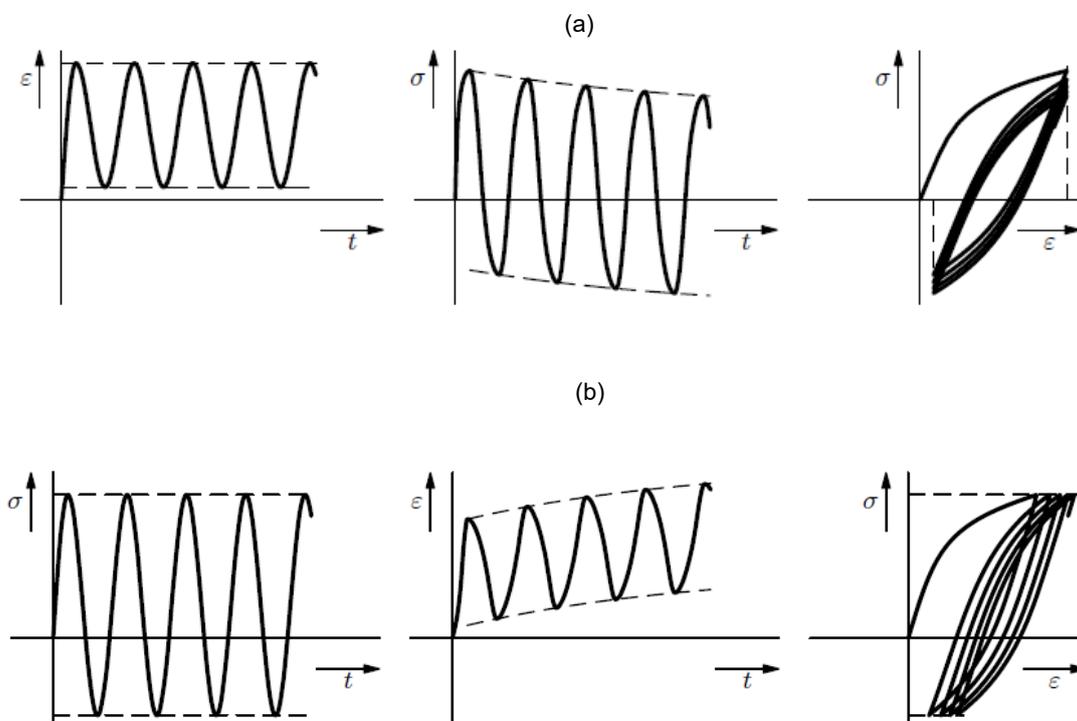


Abbildung 2.12: (a) Dehnungskontrollierte Versuchsführung, zyklische Relaxation und (b) spannungsgesteuerte Versuchsführung, zyklisches Kriechen. *Entnommen aus [19], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2008)*

Basquin- und Coffin-Manson-Beziehung

Bei dehnungskontrollierten Ermüdungsversuchen ist es üblich, die Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ über der Versagenszyklenzahl N_f aufzutragen. Mathematisch lässt sich solch eine Dehnungswöhlerlinie mithilfe zweier Gleichungen beschreiben. Die Basquin-Gleichung stellt eine Gerade dar, die den Bereich der Dehnungswöhlerkurve beschreibt, bei dem der elastische Anteil überwiegt. Die Coffin-Manson-Gleichung beschreibt den Teil der Wöhlerkurve, bei dem die Gesamtdehnung maßgeblich durch die plastische Dehnung bestimmt wird. In Abbildung 2.13 ist dieser Zusammenhang veranschaulicht. Aus den Geradengleichungen ergeben sich durch die logarithmische Darstellung jeweils Potenzgesetze für die Basquin- und Coffin-Manson-Beziehung. Die Gesamtdehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ ergibt sich aus der Summe der beiden Gesetze [19]:

Basquin-Beziehung	Coffin-Manson-Beziehung
Für $\varepsilon_{a,e}$ gilt: $\lg \varepsilon_{a,e} = \lg \frac{\sigma_f}{E} - b \lg 2N_f \quad (2.6)$	Für $\varepsilon_{a,p}$ gilt: $\lg \varepsilon_{a,p} = \lg \varepsilon_f - c \lg 2N_f \quad (2.7)$
oder: $\varepsilon_{a,e} = \frac{\sigma_f}{E} \cdot 2N_f^{-b} \quad (2.8)$	oder: $\varepsilon_{a,p} = \varepsilon_f \cdot (2N_f)^{-c} \quad (2.9)$
$\varepsilon_{a,t} = \frac{\sigma_f}{E} \cdot (2N_f)^{-b} + \varepsilon_f \cdot (2N_f)^{-c} \quad (2.10)$	
b Ermüdungsfestigkeitsexponent σ_f Ermüdungsfestigkeitskoeffizient	c Ermüdungsduktilitätsexponent ε_f Ermüdungsduktilitätskoeffizient

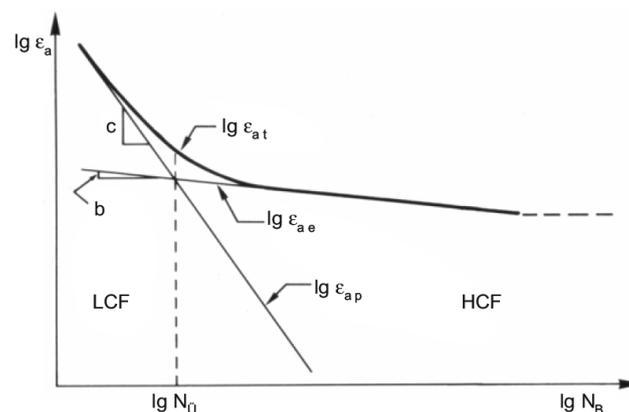


Abbildung 2.13: Dehnungs-Wöhlerschaubild mit Basquin- und Coffin-Manson-Geraden. Entnommen aus [23], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011).

Am Schnittpunkt der Basquin- und Coffin-Manson-Geraden liegt die Übergangszyklenzahl N_0 . Sie wird als Grenze zwischen dem LCF- und HCF-Bereich definiert. Technisch hat diese jedoch keine Bedeutung, da es auch bei vorherrschender elastischer Dehnung noch in einem breiten Zyklbereich zu einem Werkstoffversagen kommt [23].

Einflussgrößen auf das Wechselverformungsverhalten

Das Wechselverformungsverhalten hängt von verschiedenen Einflussfaktoren ab. Sie seien im Folgenden kurz vorgestellt:

Gefüge

Verunreinigungen wie nichtmetallische Einflüsse senken durch ihre Kerbwirkung die Lebensdauer. Festigkeitssteigernde Maßnahmen können durch Erhöhung der Dehngrenze die Dauerfestigkeit erhöhen. Jedoch können diese Maßnahmen auch eine versprödende Wirkung haben, wodurch der plastische Anteil der ertragbaren zyklischen Dehnung stark herabgesetzt wird [12].

Spannungsverhältnis - Beanspruchung

Das Spannungsverhältnis R (vgl. Gleichung 2.8) und damit die Mittelspannung σ_m haben über die Rissausbreitung einen Einfluss auf die Lebensdauer. Eine positive Mittelspannung und damit Zugmittelspannungen fördern die Rissausbreitung, während negative Mittelspannungen, also Druckmittelspannungen, die Rissausbreitung behindern [26]. Auch die Art der schwingenden Beanspruchung hat über die verschiedenen entstehenden Spannungszustände (Zug-Druck, Biegung) einen Einfluss auf die Lebensdauer. Je inhomogener der Spannungszustand, desto höher ist die Wechselfestigkeit. Bei inhomogener Beanspruchung sind nur kleinere Volumenteile den höheren Spannungen ausgesetzt, wodurch die Anrissbildung erschwert wird [12].

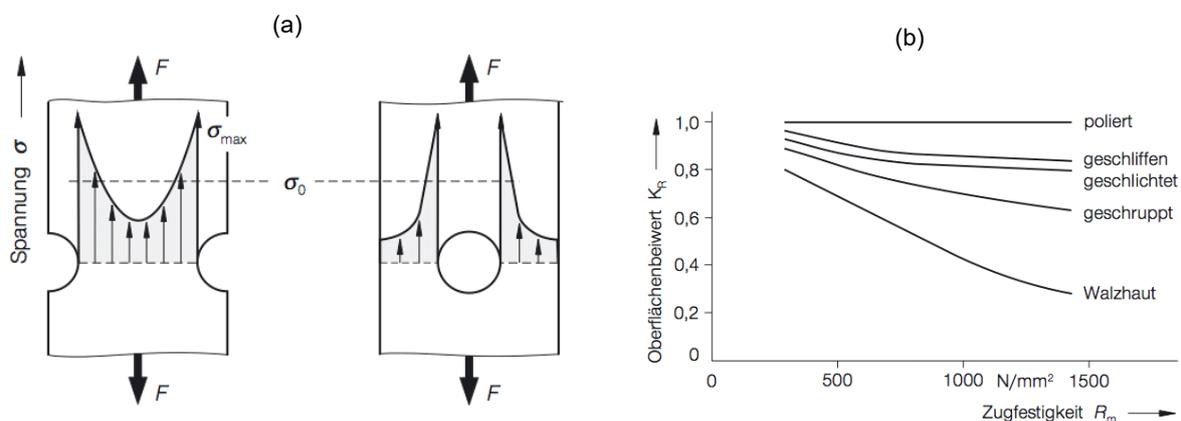


Abbildung 2.14: (a): Spannungsgradient über dem Probenquerschnitt bei einer gekerbten Probe und einer Pore in der Probe, (b): Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Zugfestigkeit. Entnommen aus [26], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2005).

Spannungsgradient – Geometrie

Durch einen Kerb oder durch Poren ändern sich der Querschnitt einer Probe und damit die anliegende Spannung. Es kommt zu einem Spannungsgradienten. Ändert sich der Querschnitt zum Beispiel durch Poren, wie es in Abbildung 2.14 a dargestellt ist, kommt es zu einer

Spannungsüberhöhung infolge der Kerbwirkung. Der Grad der Kerbwirkung wird durch die Formzahl α_K gekennzeichnet (vgl. Gl. 2.11) [26]:

$$\alpha_K = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_0} \quad (2.11)$$

Durch eine solche Kerbwirkung kommt es zu einer Verringerung der Dauerfestigkeit. Diese wird durch die Kerbwirkungszahl β_K (vgl. Gl. 2.12) angegeben. Sie beschreibt das Verhältnis der Dauerfestigkeit einer glatten Probe zu der einer gekerbten Probe.

$$\beta_K = \frac{\sigma_{D,glatt}}{\sigma_{D,gekerbt}} \quad (2.12)$$

Oberfläche

Die Rauheit einer Oberfläche hat durch ihre Kerbwirkung einen Einfluss auf die Lebensdauer. Das Einbringen von Druckeigenstressungen oder Glätten der Oberfläche wirkt sich positiv auf die Lebensdauer aus (vgl. Abbildung 2.14 b). Zur Ermittlung des Werkstoffverhaltens werden daher ausschließlich polierte Proben verwendet. Druckeigenstressungen senken die Mittelspannung um ihren Betrag und erhöhen so die Lebensdauer [26].

Prüfbedingungen

Bei den Prüfungen spielt unter anderem das umgebende Medium, zum Beispiel eine korrosive Umgebung (Luftfeuchtigkeit), eine Rolle. Durch eine erhöhte Prüftemperatur sinkt die Dauerfestigkeit, genau wie andere statische Festigkeitswerte [26]. Wie im vorherigen Kapitel beschrieben treten ab Temperaturen oberhalb von $0,4 T_s$ zeitabhängige Vorgänge auf. Durch die Zeitabhängigkeit der ablaufenden Vorgänge hat die Belastungsfrequenz bei Ermüdungsversuchen bei hohen Temperaturen einen Einfluss auf die Lebensdauer [12]. Der Übergangsbereich, in dem die Lebensdauer stark von der Belastungsfrequenz abhängt, wird Kriech-Ermüdungswechselwirkung genannt. Diese wird näher im folgenden Kapitel 2.1.3 beschrieben.

Beschreibung der Schädigungsvorgänge von Metallen

Die Lebensdauer eines Bauteils wird durch die Bildung und das Wachstum von Mikrorissen bestimmt. Damit beeinflusst das Gefüge deutlich die Lebensdauer. Es werden im Allgemeinen vier Phasen, die das Lebensdauerverhalten eines Werkstoffes charakterisieren, unterschieden [19]:

1. Zyklische Ver- und Entfestigungsvorgänge im gesamten Volumen = transiente Vorgänge: Ausbildung von Versetzungsstrukturen und Gleitbändern
2. Mikrorissbildung und Entwicklung eines Makrorisses
3. Kontinuierliche Makrorissbildung und
4. Bruch.

Durch eine zyklische Beanspruchung bewegen sich Versetzungen im Gefüge hin und her. Diese Bewegung bzw. Gleitung ist nicht vollständig reversibel, da die Versetzungen miteinander wechselwirken. Die Versetzungen, die an der Oberfläche austreten, bilden feine gleichmäßige Linien, sogenannte Gleitlinien. Nach einer bestimmten Zahl von Belastungszyklen wird ein Sättigungszustand der Verfestigung erreicht. Die plastische Verformung spielt sich nun durch reversible Versetzungsbewegungen ab. Der Werkstoff ist bestrebt, die weitere plastische Verformung auf einige Gleitebenen zu verlagern, in denen die Bewegungen mit geringen Behinderungen ablaufen können. Durch Versetzungsumordnungen wird dies erreicht. Diese Bereiche werden auch persistente Gleitbänder (PGB) genannt. Vor allem für kfz-Metalle, wie Aluminium, ist dieser Vorgang charakteristisch. Der Prozess beginnt an der Oberfläche und wächst in die oberflächennahen Körner. Die Gleitbänder bilden an der Oberfläche Extrusionen und Intrusionen. Diese stellen durch ihre Kerbwirkung (örtliche Spannungskonzentration) bevorzugte Keimstellen für die Rissbildung dar [26, 27]. Die folgende Abbildung 2.15 veranschaulicht die Entstehung von Extrusionen und Intrusionen.

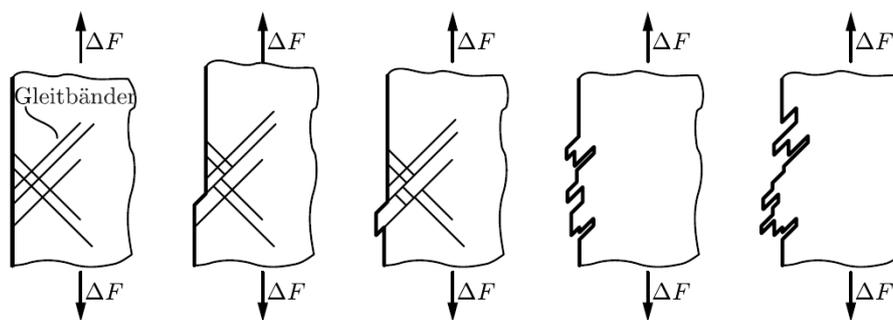


Abbildung 2.15: Entstehung von Extrusionen und Intrusionen. Entnommen aus [19], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2008).

Neben der Aufrauhung der Oberfläche durch die Bildung von Extrusionen und Intrusionen bildet sich an der neu geschaffenen Oberfläche eine Oxidschicht aus wenigen Atomlagen aus. Von den zahlreichen Kerben, die sich so an der Oberfläche bilden, ergeben sich Oberflächenrisse, die entlang kristallografischer Gleitebenen in das Material hineinwachsen. Dieser Vorgang läuft in Hauptschubspannungsrichtung, die in einem Winkel von 45° zur Hauptbelastungsrichtung liegt, ab. Er charakterisiert das Stadium I der Rissausbreitung (vgl. Abbildung 2.16).

Der Rissfortschritt ist hier noch sehr langsam. Wenn ein Riss auf eine Korngrenze trifft, so muss er diese überwinden, um in das nächste Korn zu wachsen, das häufig eine andere Orientierung der Gleitsysteme aufweist. Der Riss kann so auch völlig zum Erliegen kommen und nur die Risse, die günstige Verhältnisse antreffen, wachsen weiter. Bei weiterer Rissausbreitung steigt die Spannung an der Risspitze so an, dass auch ungünstig orientierte

Gleitsysteme aktiviert werden. Der Riss geht in Stadium II über, wo er nun senkrecht zur größten Normalspannung wächst und sich wie ein Makroriss verhält. Der längste Riss weist in der Regel die größte Spannungskonzentration auf und wächst dadurch am schnellsten. Es ist der Riss, der sich durchsetzt und zum Versagen des Bauteils führt. Der sogenannte Restbruch breitet sich als Gewaltbruch aus. Dieser stellt, je nach Duktilität des Materials, einen duktilen Wabenbruch, einen spröden Spaltbruch oder Mischformen daraus dar [19].

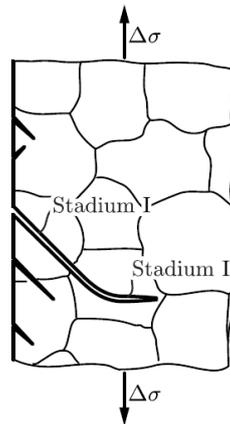


Abbildung 2.16: Stadien der Rissausbreitung. Entnommen aus [19], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2008).

Eine Ermüdungsbruchfläche zeigt dabei ein typisches Ausbreitungsmuster, wie es in Abbildung 2.17 links schematisch dargestellt ist. Es bilden sich eine feinstrukturierte Schwingbruchfläche und eine grobstrukturierte Restbruchfläche. Die Flächenanteile variieren dabei je nach Beanspruchungshöhe, Kerbzustand und Belastungsart. Auf der Schwingbruchfläche entstehen häufig dunkle, halbkreisförmige Streifen, die sog. Rastlinien. Sie entstehen durch unterschiedlich starke Oxidation im Bereich der Risspitze, wenn der Anriss durch die Veränderung der Belastung langsamer bzw. gar nicht fortschreitet. Rastlinien sind nicht zu verwechseln mit Schwingstreifen (vgl. Abbildung 2.17 rechts), die nur mit einem Mikroskop sichtbar sind und sehr fein strukturierte Furchen auf der Schwingbruchfläche darstellen [12, 26].

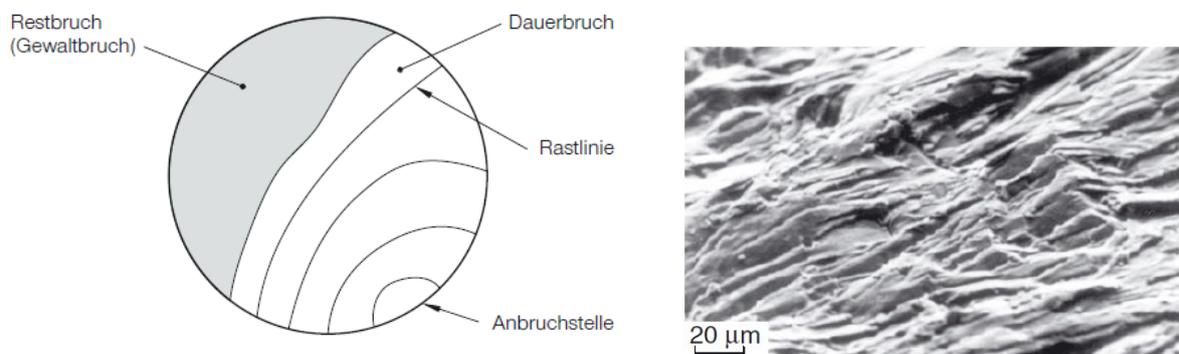


Abbildung 2.17: links: Dauerbruchfläche (schematisch), rechts: Schwingstreifen (REM-Aufnahme). Entnommen aus [26], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2005)

Spannungsrelaxation

Spannungsrelaxation kann sowohl die Minderung von Eigenspannungen als auch den Abbau einer von außen anliegenden Spannung bei gleichbleibender Gesamtdehnung bedeuten. Der Spannungsabbau erfolgt dabei zeitabhängig. In Abbildung 2.18 links ist die zeitliche Abnahme der Restspannung σ_R dargestellt. Die Relaxation beginnt sobald die Verformung konstant ist. In Abbildung 2.18 rechts ist die zeitliche Aufteilung der Dehnungsanteile während einer Spannungsrelaxation veranschaulicht. Die Verformung ε_t wird konstant gehalten und die Spannung beginnt zu relaxieren. Die elastische Dehnung ε_e nimmt dabei proportional zur Spannung ab. Dabei werden elastische Dehnungsanteile in Kriechdehnungen ε_f umgebaut. Mit Hilfe des Hooke'schen Gesetzes lässt sich die zeitlich zunehmende Kriechdehnung nach der folgenden Gleichung berechnen [15]:

$$\varepsilon_f(t) = \frac{\sigma_0 - \sigma_R(t)}{E} \quad (2.13)$$

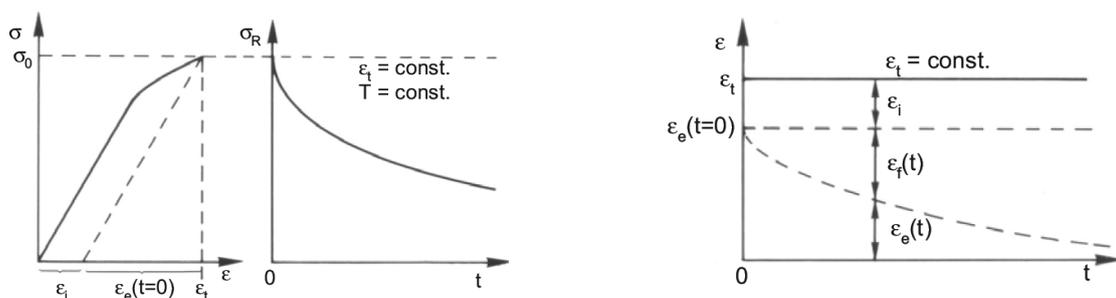


Abbildung 2.18: links: Verlauf der Restspannung, rechts: zeitliche Aufteilung der Dehnanteile bei Spannungsrelaxation. Entnommen aus [15], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011)

Weiterhin ist die Spannungsrelaxation abhängig von der Temperatur. Bei tieferen Temperaturen (unterhalb $0,4 \cdot T_s$) werden die Spannungen durch Umlagerung der Versetzungen oder durch gegenseitiges Auslöschen von Versetzungen entgegengesetzter Vorzeichen (= Annihilation) abgebaut. Bei höheren Temperaturen (oberhalb $0,4 \cdot T_s$) werden diese Vorgänge zunehmend von Kriechvorgängen (Klettern von Stufenversetzungen, Quergleiten von Schraubenversetzungen) überlagert [27].

2.1.3 Überlagerung von Ermüdung und Kriechen

Bei Dampfkraftwerken, die im Mittel- und Spitzenlastbereich eingesetzt werden, überlagern sich unterschiedliche Belastungsarten. Während des stationären Betriebes liegt oft eine Kriechbelastung mit unterschiedlichen Laststufen (Teillast, Volllast) vor. Durch An- und Abschalten kommt eine zyklische Beanspruchung dazu. Dabei hängt der Einfluss der jeweiligen Anteile deutlich von deren Dauer ab. Man spricht auch von Kriechermüdung. Das Zusammenwirken von Kriechen und Ermüdung kann einen Einfluss auf die zulässige Betriebsdauer der jeweiligen Kraftwerkskomponente haben [11].

Eines der Hauptprobleme ist dabei die Identifizierung und Interpretation der verschiedenen Schädigungsmechanismen und deren Berücksichtigung in Lebensdauermodellen. Bisher gibt es vor allem phänomenologische Ansätze auf Grundlage der Rissverläufe. Die folgende Abbildung 2.19 zeigt schematisch die Rissverläufe, die auftreten können. Neben einer reinen Ermüdungsschädigung, bei der sich meist transkristalline Risse von der Oberfläche ausgehend bilden (vgl. Abbildung 2.19 a), ist eine kriechdominierende Schädigung mit interkristallinen Poren und Rissbildung gezeigt (Abbildung 2.19 b). Je nach Haltezeit, Belastungsfrequenz und Reihenfolge der Beanspruchung interagieren die Ermüdungsrisse mit der Kriechschädigung. Beide Schädigungen können dann nacheinander oder gleichzeitig auftreten (Abbildung 2.19 c und d) [28].

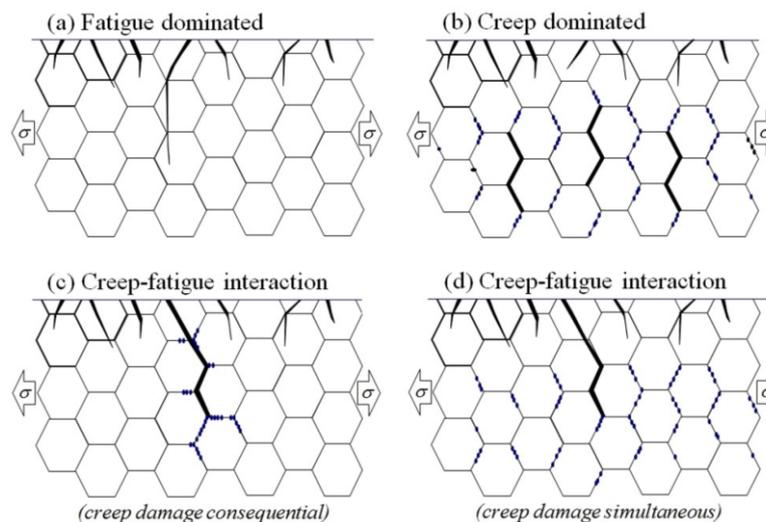


Abbildung 2.19: Rissmechanismen bei Kriechermüdung. Entnommen aus Holdsworth et al. [28], lizenziert nach CC BY 4.0

Bei der Überlagerung von Kriechen und Ermüdung hängt die Lebensdauer stark von der Belastungsfrequenz ab. Ursache hierfür ist die Zeitabhängigkeit der ablaufenden Vorgänge. Die Gesamtdehnungsamplitude setzt sich in diesem Bereich aus einem elastischen Anteil $\varepsilon_{a,e}$, einem spontan auftretenden zeitunabhängigen plastischen Anteil $\varepsilon_{a,p}$ und einem zeitabhängigen viskoplastischen Anteil ε_{cr} , der eine Kriechdehnung darstellt, zusammen. Die

gesamten nicht elastischen Dehnungen werden als inelastische Dehnung $\varepsilon_{a,in}$ bezeichnet. Es gelten folgende Zusammenhänge [23]:

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} + \varepsilon_{cr} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,in} \quad (2.14)$$

Das Diagramm in Abbildung 2.20 stellt den Frequenzeinfluss auf die Lebensdauer dar. Bei sehr hohen Frequenzen ist der viskoplastische Anteil vernachlässigbar und eine Ermüdungsschädigung ist dominant. Bei sehr langsamen Frequenzen kommt die überwiegende Verformung durch inelastische Dehnungen zustande. Eine Kriechschädigung ist dominant. Dies gilt jeweils bei konstanter inelastischer Dehnung und konstanter Temperatur.

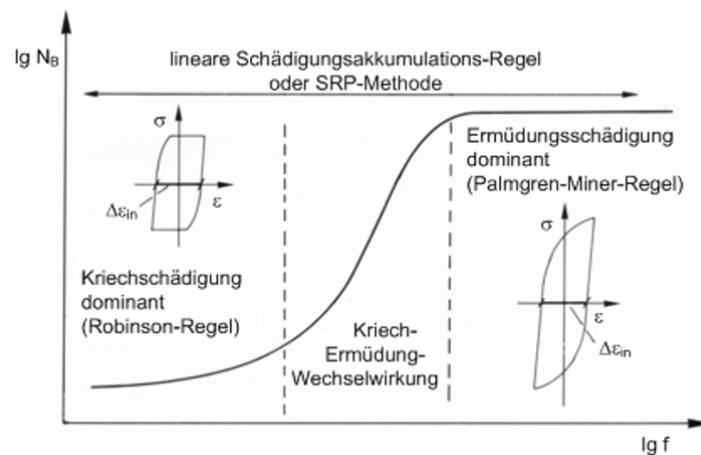


Abbildung 2.20 Einfluss der Frequenz auf die Bruchzyklenzahl N_B bei Temperaturen oberhalb $0,4 \cdot T_s$. Entnommen aus [23], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011).

Bei der Lebensdauerberechnung hat sich als einfachste Methode eine Kombination der linearen Schadensakkumulations-Regeln erwiesen. Für das Kriechen die Robinson-Regel und bei Ermüdung die Miner-Regel (auch Palmgrin-Miner-Regel genannt). Die Robinson-Regel geht davon aus, dass in jedem Belastungszyklus eine Kriechschädigung zurückbleibt. Diese Schädigung lässt sich als verbrauchter Anteil der Beanspruchungsdauer t_j der jeweiligen Belastung und der zulässigen Belastungsdauer t_{Rj} ausdrücken. Die Miner-Regel geht davon aus, dass in jedem Zyklus eine Werkstoffschädigung erzeugt wird. Diese lässt sich aus der Anzahl der Schwingspiele jeder Laststufe n und der zugehörigen Versagensschwingspielzahl N_f berechnen. Die Gesamtschädigung D errechnet sich additiv aus der gesamten Zeitstanderschöpfung und der gesamten Ermüdungerschöpfung [11, 23, 29]:

$$\sum \frac{n_i}{N_{fi}} + \sum \frac{t_j}{t_{Rj}} \leq D \quad (2.15)$$

Diese Schadensakkumulation bildet die Grundlage des ASME Codes Case N-47 für Druckbehälter [23]. Sie stellt eine grobe Abschätzung dar und muss mit Vorsicht angewendet werden, da sie häufig zu nicht konservativen Ergebnissen führt [19]. Zum Beispiel werden

Kriechen und Ermüdung als unabhängig voneinander betrachtet und Spannungen unterhalb der Dauerfestigkeit werden nicht berücksichtigt. In Abbildung 2.21 ist das Prinzip dieser Richtlinie für einen typischen Kraftwerksstahl dargestellt. Die durchgezogene Linie stellt dabei die Grenze der Kriechermüdungsschädigung dar. Die gestrichelte Linie verdeutlicht einen Grundlastbetrieb mit vorwiegend reiner Kriechschädigung und den Einfluss von thermischen Zyklen während des Betriebes. Die anderen Linien und Schnittpunkte verdeutlichen, wie stark die Lebensdauer herabgesenkt wird, wenn mehr Zyklen zu einer reinen Kriechbeanspruchung dazu kommen [30]. Das Diagramm macht auch deutlich, dass in der Praxis ein Versagen oft schon deutlich unter $D = 1$ auftritt.

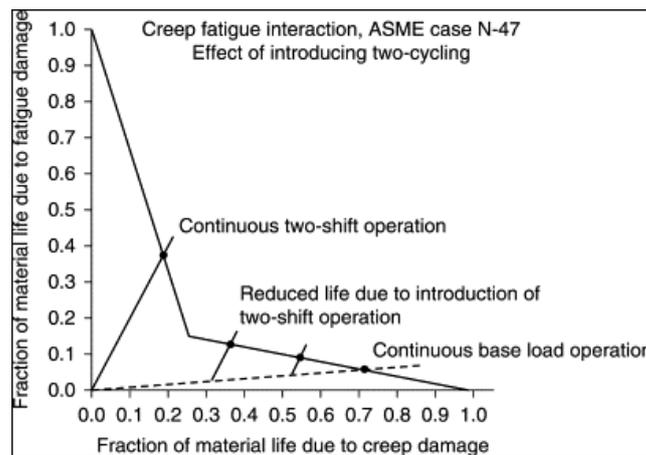


Abbildung 2.21: Grenzen der Kombination aus Kriech- und Ermüdungsschädigung nach ASME N-47 für einen typischen Kraftwerksstahl (2,25Cr1Mo). Entnommen aus [30], mit Genehmigung von Elsevier, Copyright (2014)

Die in diesem Abschnitt aufgeführten Betrachtungen zeigen, dass die Lebensdauer eines Bauteils, das ursprünglich auf eine konstante Last ausgelegt war, durch eine zyklische Fahrweise beträchtlich gesenkt werden kann. Um das Kriechermüdungsverhalten von Werkstoffen zu untersuchen, werden in der Regel, so steht es auch in der entsprechenden ISO 12106 [31], LCF-Versuche und LCF-Versuche mit Haltezeit durchgeführt. Bei hohen Dehnungen ist eine Schädigung durch Ermüdung dominierend. Mit kleiner werdender Dehnung und durch das Hinzufügen einer Haltezeit wird eine Kriechschädigung dominant. Zusätzlich zu diesen „Standard“-Versuchen sollten komplexe Experimente Betriebszustände repräsentieren und dazu beitragen, die Lebensdauervorhersagen zu verifizieren [32]. Dazu zählen auch TMF-Versuche (TMF – *thermal-mechanical fatigue*), bei denen neben der Dehnung auch die Temperatur zyklisch gefahren wird. Dadurch ist es möglich, im Bauteil durch Temperaturwechsel induzierte Spannungen in einem Versuch abzubilden. Eine genaue Beschreibung der Versuchsarten erfolgt in Kapitel 4 dieser Arbeit.

In einem Dampfkraftwerk stellen die ferritisch-martensitische Stähle eine Werkstoffgruppe im Kesselbau dar. Einen Überblick über ihre Mikrostruktur und die untersuchten mechanischen Eigenschaften gibt das folgende Kapitel 2.2.

2.2 Ferritisch-martensitische Stähle

Die ferritisch-martensitischen Stähle sind wichtige Werkstoffe für Dampfkraftwerke und werden vor allem im Bereich von Druckbehältern und Rohren eingesetzt. Aufgrund ihres Chromgehalts, wird auch die Bezeichnung 9-12 %-Chrom-Stähle verwendet.

2.2.1 Entwicklung

Auf dem Gebiet der 9-12 %-Chrom-Stähle gab es in den letzten Jahrzehnten große Weiterentwicklungen, um die Hochtemperatur-Oxidationsbeständigkeit und die mechanischen Eigenschaften bei hohen Temperaturen zu verbessern. Einer der bekanntesten Vertreter ist der Stahl P91 (X10CrMoVNb9-1) und der hinsichtlich einer höheren Temperatureinsatzgrenze entwickelte P92 (X10CrWMoVNb9-2). Sie zählen zu den hochwarmfesten Stählen und werden bei Temperaturen oberhalb von 550 °C eingesetzt. P91 wurde entwickelt, um eine höhere Zeitstandfestigkeit als beim 9Cr-1Mo zu erreichen. Durch die Zugabe von Niob und Vanadium wurde eine Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungen von NbC und VN erreicht. Um die Dampftemperatur für eine Steigerung des Wirkungsgrads weiter zu erhöhen, wurde der Stahl P92 entwickelt. Eine weitere Steigerung der Zeitstandfestigkeit wurde hier durch die Zugabe von Wolfram erreicht. Im Gegensatz zu den austenitischen Stählen verfügen ferritisch-martensitische Stähle über eine höhere thermische Leitfähigkeit und einen geringeren Wärmeausdehnungskoeffizienten [15, 33, 34]. Dadurch können Temperaturwechsel schneller aufgenommen werden und es treten geringere thermische Spannungen bei Temperaturwechseln auf.

2.2.2 Mikrostruktur

Die typische Mikrostruktur der 9-12 %-Chrom-Stähle entsteht durch eine Wärmebehandlung bestehend aus Austenitisieren (1040 °C – 1080 °C), Luftabkühlen und Anlassen (730 °C – 800 °C). Bei der Luftabkühlung wandelt sich der Austenit in Martensit um und innerhalb eines früheren Austenitkorns entstehen Bereiche (Pakete) mit parallelen Martensitkristallen (Blöcke). Dies ist schematisch in der Abbildung 2.22 links dargestellt. Die Blöcke wiederum stellen Bereiche mit parallelen Latten dar. Innerhalb dieser Latten entsteht beim Anlassen eine ferritische Mikrostruktur mit ersten kleinen Subkörnern und Karbiden. Im Laufe der Anlassbehandlung wachsen die Karbide und die Dichte der Versetzungen, die durch die martensitische Umwandlung sehr hoch ist, sinkt. Eine Subkornstruktur entwickelt sich, bei der die Zellwände aus Versetzungen bestehen. Es bilden sich durch die Wärmebehandlung unterschiedliche Karbide. Die größten Karbidausscheidungen entstehen an den früheren Austenitkorgrenzen und an den Blockgrenzen, sie sind vom Typ $M_{23}C_6$ ($M = Cr, Mo$) (vgl. Abbildung 2.22 rechts). Sehr feine Karbonitride vom Typ MX ($M = V, Nb; X = C, N$) scheiden sich vor allem in der Matrix und auf den Subkorgrenzen aus. An dieser Stelle wird deutlich,

dass sich der Begriff „angelasener Martensit“ nicht auf die Mikrostruktur bezieht, sondern auf die Wärmebehandlung [34, 35].

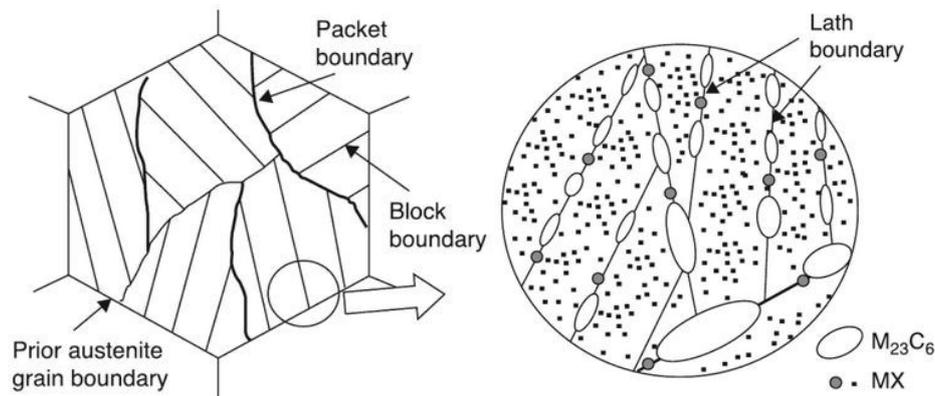


Abbildung 2.22: Schematische Darstellung der ferritisch-martensitischen Mikrostruktur. Entnommen aus [34], mit Genehmigung von Elsevier, Copyright (2014).

2.2.3 Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften, die für den Einsatz im zyklischen Kraftwerksbetrieb wichtig sind, sollen nun im Folgenden bezogen auf die 9-12 %-Chrom-Stähle erläutert werden.

Zeitstandverhalten

Die Bauteile in einem Kraftwerk werden in der Regel auf Basis der 100 000 h Zeitstandfestigkeit ausgelegt. Diese wird mit Hilfe von Extrapolation aus Kurzzeitkriechdaten abgeschätzt. Folglich wurden die 9-12 %-Chrom-Stähle sehr umfangreich hinsichtlich des Kriechens charakterisiert. Je höher die Temperatur und die anliegende Spannung, umso geringer wird auch die Zeitstandfestigkeit. Technisch relevante Temperaturen und Spannungen liegen zwischen 300 MPa bei 500 °C und 50 MPa bei 650 °C [36]. Bei den 9-12 %-Chrom-Stählen tritt kein sekundäres, stabilisiertes Kriechen auf. Nach dem primären Kriechen beginnt sofort das tertiäre Kriechen. Deshalb wird in diesem Fall eine minimale Kriechrate, statt einer konstanten Kriechrate, angegeben.

Unter hohen Temperaturen und Spannungen entwickelt sich die Mikrostruktur des angelassenen Martensits weiter, da er sich nach der Wärmebehandlung nicht in einem thermodynamischen Gleichgewicht befindet. Folgende Prozesse finden statt:

- Aufweitung der Lattenstruktur
- Verschwinden von früheren Austenitkornergrenzen
- Entstehung und Wachstum von Subkörnern
- Ausscheidungsvergrößerung und
- Ausscheidung neuer Phasen [37].

Die Prozesse sind eng miteinander verknüpft. Die Aufweitung der Lattenstruktur ist auf Erholungsvorgänge durch thermische Aktivierung zurückzuführen. Durch die anliegende Spannung kommt es zur Bildung von freien Versetzungen. Diese wechselwirken miteinander und bilden mit den schon vorhandenen Versetzungen Subkorn Grenzen innerhalb der Latten. Durch Mischkristallverfestigung (W, Mo) und Ausscheidungshärtung ($M_{23}C_6$, MX, Laves-Phase (s.u.)) wird die Mikrostruktur unter einer Kriechbeanspruchung stabilisiert. Die Stabilität der Subkorn Grenzen ist dabei entscheidend für die Kriechfestigkeit [38, 39].

Die wichtigsten Ausscheidungen sind die $M_{23}C_6$ -Karbide. Sie stabilisieren die Subkorn Grenzen indem sie Versetzungen „festhalten“. Während des Langzeitkriechens setzt eine Vergrößerung der Subkornstruktur ein, die durch Zulegieren von Bor verzögert werden kann. Durch die Bildung von Laves-Phasen wird die Vergrößerung jedoch beschleunigt. Laves-Phasen sind angereichert mit Wolfram und Molybdän und bestehen je nach Legierung aus Fe_2W , Fe_2Mo und $(Fe,Cr)_2(W,Mo)$. Sie scheiden sich lattenförmig an den Lattengrenzen aus und wachsen zu großen quadratischen Phasen heran [36, 40, 41].

Die kleineren Karbonitride vom Typ MX sind thermisch stabiler gegenüber einer Vergrößerung. Sie behindern vor allem die Bewegung von freien Versetzungen. Sie können jedoch mit der Bildung der sog. Z-Phase aufgelöst werden. Die Z-Phase besteht aus kleinen fein verteilten Partikeln der Form $Cr(V,Nb)N$. Sie bildet sich durch die Diffusion von Chrom aus den MX-Ausscheidungen, die damit weniger werden und deren festigkeitssteigernde Wirkung abnimmt [34, 42].

Ermüdungsverhalten

Das Ermüdungsverhalten der ferritisch-martensitischen Stähle wurde bisher wenig charakterisiert. Reine Ermüdungsdaten waren nicht für die Auslegung der entsprechenden Komponenten gefordert. Der zu erwartende zunehmende zyklische Betrieb von Dampfkraftwerken hat dies geändert. Bekannt ist, dass die 9-12 %-Chrom-Stähle unter einer mechanischen Wechselbelastung eine zyklische Entfestigung zeigen. Mit steigender Temperatur sinkt dabei die Lebensdauer [33, 43]. Die Entfestigung erfolgt aufgrund von Veränderungen in der Mikrostruktur, wie Versetzungsannihilation und die daraus folgende Umordnung der Latten in Subkörner [44-46]. Bei höheren Dehnungen können die Ausscheidungen einfacher von den Versetzungen geschnitten werden und bei sehr hohen Dehnungen kommt es zu einer vollständigen Neuordnung der Versetzungsstruktur [46, 47]. Wang et al. [43] stellen in ihrer Arbeit heraus, dass die akkumulierte inelastische Dehnung ein entscheidender Parameter ist, um das Entfestigungsverhalten zu verstehen. Auch Fournier et al. [48] haben gezeigt, dass die Entfestigung mit der aufgebrauchten inelastischen Dehnung zusammenhängt. Weiterhin hängt die Lebensdauer unter zyklischer Beanspruchung stark von

den Umgebungsbedingungen ab. Im Vakuum ist sie zum Beispiel unabhängig von der Temperatur, denn es bildet sich keine Oxidschicht. Die Bildung einer Oxidschicht kann für ein beschleunigtes Risswachstum sorgen, da sie in das Probeninnere eindringen kann [45, 47]. Vor allem bei kleinen Dehnungen und hohen Temperaturen beeinflusst die Oxidation die Rissbildung und den Rissfortschritt [49].

Untersuchungen zum TMF-Verhalten von 9-12 %- Chrom-Stählen sind in der Literatur ebenfalls nur sehr begrenzt verfügbar. Nagesha et al. [50] zeigen in ihrer Arbeit, dass die Lebensdauer unter isothermer Ermüdung bei der maximalen Temperatur der TMF-Versuche kleiner ist, als die der TMF-Versuche. Weiterhin ist die Lebensdauer stark abhängig vom Temperaturintervall bzw. der maximalen Temperatur. Marek et al. [51] vergleichen die Lebensdauern u. a. von P91 und P92 unter TMF-Beanspruchung. Sie betonen jedoch auch, dass die Datenlage sehr dünn ist und keine sichere Aussage zulässt.

Kriechermüdungsverhalten

Bei Untersuchungen zum Kriechermüdungsverhalten wird zwischen wahrer Kriechermüdung (Spannung wird konstant gehalten) und Relaxationsermüdung (Dehnung wird konstant gehalten) unterschieden [33]. Bei allen Versuchen sinkt durch Hinzufügen einer Haltezeit die Lebensdauer [32, 46, 52, 53]. Während der Haltephasen haben die Versetzungen genug Zeit, um sich in Zellen und Subkörnern, welche eine energetisch günstigere Konfiguration darstellen, anzuordnen. Dies zeigt sich durch eine Spannungsrelaxation, bei der elastische Dehnungen teilweise in inelastische Dehnungen umgewandelt werden [23].

Verschiedene Untersuchungen [33, 46, 54], vor allem an P91, haben gezeigt, dass Haltezeiten in Druck schädigender sind als in Zug. Ursache ist eine Zugmittelspannung, die sich beim Halten in Druck aufgrund der Kriechdehnung einstellt, sowie eine Rissinitiierung durch das Aufreißen der sich bei hohen Temperaturen bildenden Oxidschicht. Umfangreiche Arbeiten zur Kriechermüdung an P91 wurden von Fournier et al. [53, 55, 56] durchgeführt. Der Rissfortschritt erfolgte dabei hauptsächlich transkristallin. Bei der Rissinitiierung und dem Rissfortschritt spielen Umwelteinflüsse durch die Bildung einer Oxidschicht auf der Probenoberfläche eine große Rolle. Zwei Hauptmechanismen zur Rissbildung und zum Rissfortschritt, abhängig von der aufgebrauchten Dehnung und der Haltezeit, wurden identifiziert. Bei geringen Dehnungen erfolgt die Rissinitiierung auf der Materialoberfläche an Extrusionen oder Defekten. Das weitere Risswachstum ist durch verzweigte Risse, die sich zum Beispiel an Gleitebenen orientieren, gekennzeichnet. Bei hohen Dehnungen hingegen erfolgt die Rissinitiierung durch das Aufreißen der Oxidschicht. Dadurch entstehen neue Flächen, die oxidieren und an der Spitze kommt es zu Spannungskonzentrationen, die ein weiteres gerades Risswachstum durch das Material beschleunigen. Bei Bassi et al. [57] ist der

dominante Schädigungsmechanismus durch die Bildung von Mikroporen und Mikrorissen vor der Risspitze aufgrund der Kriechverformung während der Haltezeit gekennzeichnet. Weiterhin wurden bei Gopinth et al. [58] für Ermüdungsversuche mit und ohne Haltezeit ähnliche Entfestigungsraten ermittelt.

Die vorhandenen Studien zeigen, dass das Versagen unter Kriechermüdung stark von der Höhe der aufgebrachten Last, von der Art der Belastung (ob eine Spannung oder eine Dehnung während der Haltezeit wirkt), sowie von der Lastgeschwindigkeit abhängig ist. Außerdem spielen die Mikrostruktur und die damit verbundene zyklische Entfestigung, die zu Mikrostrukturinstabilitäten und damit zu einer beschleunigten Rissinitiierung führen kann, eine Rolle.

2.2.4 Oxidation

Die Oxidation ist neben der Aufkohlung, Aufstickung und Aufschwefelung eine Form der Hochtemperaturkorrosion und bezeichnet die Reaktion des Werkstoffes mit dem Sauerstoff aus der Atmosphäre. Da Sauerstoff häufiger Bestandteil vieler Atmosphären ist, ist Oxidation die am häufigsten auftretende Reaktion bei der Hochtemperaturkorrosion. Durch die hohe Temperatur bildet sich eine Reaktionsschicht zwischen Atmosphäre und Metall aus, sie wird auch als Deckschicht bezeichnet [59].

Die 9-12 % - Chromstähle bilden bei hohen Temperaturen eine deckende chromreiche Oxidschicht aus, die die darunterliegenden Bereiche vor weiterer Oxidation an Luft schützt. In einem Dampfkraftwerk bestehen die Atmosphären jedoch hauptsächlich aus Wasserdampf oder Rauchgas, welches ebenfalls einen Anteil an Wasserdampf aufweist. In Anwesenheit von Wasserdampf wird die Oxidation der 9-12 % - Chromstähle beschleunigt. In Abbildung 2.23 ist ein Schliff durch die Oxidschicht von P92 nach mehreren hundert Stunden in Wasserdampf dargestellt. Durch die unterschiedlichen Schichten, die sich bilden, lässt sich der Verlauf der Originaloberfläche noch erkennen. Es hat sich eine äußere und eine innere Oxidschicht gebildet. Weiterhin gibt es bereits Risse und Poren in der Oxidschicht.

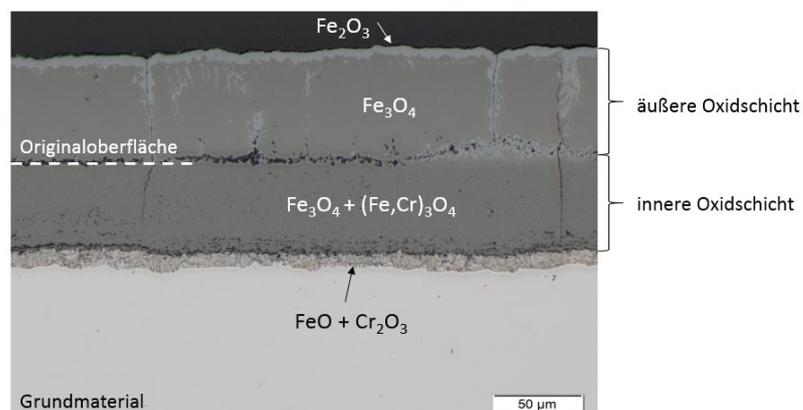


Abbildung 2.23: Typischer Aufbau der Oxidschicht, die sich unter Wasserdampf an P92 bildet

Die Bildung einer solchen Schicht läuft in mehreren Stufen ab. Da Chrom eine höhere Sauerstoffaffinität als Eisen hat, wird das Chrom bei der Oxidation einer Fe-Cr-Legierung „bevorzugt“ oxidiert. Zunächst bildet sich deshalb eine schützende chromreiche Oxidschicht basierend auf $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$ / $(\text{Fe,Cr})_2\text{O}_3$ (Spinell) aus. Mit der Zeit kommt es aufgrund von fehlendem Chrom in der Matrix leicht zu einem Aufbrechen der Chromoxidschicht. In Folge diffundieren Eisenionen nach außen und bilden auf der äußeren Oberfläche Magnetit (Fe_3O_4). Durch die so entstehenden Leerstellen kommt es entlang der Originaloberfläche zur Bildung von Poren und Spalten. Unterhalb der Fe_3O_4 -Schicht kommt es zur Bildung von FeO und Cr_2O_3 . Mit dem weiteren Wachsen dieser unteren Schicht wird FeO teilweise zu Fe_3O_4 transformiert und Cr_2O_3 - Partikel in die Schicht eingelagert, wodurch es zur weiteren Bildung von Spinell ($(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$) kommt. Mit dem weiteren Wachstum der inneren Oxidschicht werden die Diffusionswege zwischen Oxid und Metall länger, sodass die Diffusion von Eisenionen nach außen abnimmt. Dadurch bildet sich statt Magnetit (Fe_3O_4) nun Hämatit (Fe_2O_3) [60].

In einem Dampfkraftwerk kommt es während der Hochtemperaturkorrosion zu einer zusätzlichen mechanischen Beanspruchung durch thermische Dehnungen. Im Falle der 9-12 % Chromstähle weisen die Oxidschichten ein geringeres mechanisches Verformungsvermögen als das darunterliegende Metall auf. Sie können daher bei sehr schnellen Temperaturwechseln aufreißen und abplatzen. Als Folge kann sich dadurch der weitere Korrosionsangriff beschleunigen [61].

2.3 Betriebsbedingungen in Dampfkraftwerken

In diesem Kapitel sollen kurz und vereinfacht der Aufbau und die Funktionsweise von Dampfkraftwerken erklärt werden. Der Schwerpunkt liegt hierbei auf den verwendeten Werkstoffen. Es sind zudem die durch die Energiewende bedingten neuen Betriebsbedingungen für Dampfkraftwerke erläutert. Außerdem gibt es einen Überblick über die Überwachungskonzepte in einem Dampfkraftwerk.

2.3.1 Aufbau und Funktionsweise von Dampfkraftwerken

In einem Dampfkraftwerk wird Kohle verbrannt, um damit Wasser zu erhitzen und Dampf zu erzeugen. In Abbildung 2.24 ist der äußere Aufbau eines Dampfkraftwerkes schematisch vereinfacht dargestellt. Der im Kesselhaus erzeugte Dampf wird über Rohrleitungen zu einer Turbine im Maschinenhaus transportiert, um diese anzutreiben. Mit Hilfe eines Generators wird aus der kinetischen Energie elektrische Energie erzeugt. Die Kohle wird vor der Verbrennung in Kohlemühlen zu Staub gemahlen. Die Abgase, die bei der Verbrennung entstehen, müssen anschließend durch eine Entstickung und Entschwefelung sowie verschiedene Filter gereinigt werden. Der im Kühlturm abgekühlte Dampf kondensiert im Anschluss wieder und wird als Wasser zurück in den Kreislauf geleitet [62].

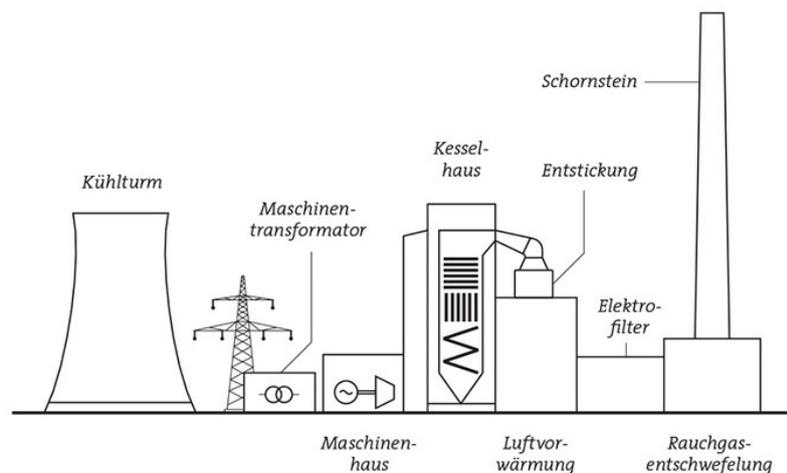


Abbildung 2.24: Aufbau eines Dampfkraftwerkes. Entnommen von Bundeszentrale für politische Bildung [62], lizenziert nach CC BY 4.0

Im Kesselhaus (vgl. Abbildung 2.25) wird der Brennstoff verfeuert. Es ist mit zahlreichen Rohren ausgekleidet. Die folgende Abbildung gibt einen Überblick über die wichtigsten Rohrgruppen. Die Kesselrohre werden im Feuerraum zu Membranwänden (Water Wall) oder zu Überhitzerschlangen (Superheater/Reheater) verbaut. Je nach Lage im Kessel, ist das Rohr einer Temperaturbelastung durch das Feuer und einer Druckbelastung durch den durchströmenden Wasserdampf sowie einer damit verbundenen Rauchgas- oder Dampfoxidation ausgesetzt. Kesselrohre müssen deshalb eine ausreichende Zeitstandfestigkeit sowie Oxidationsbeständigkeit im Kontakt mit dem Wasserdampf und/oder

Beständigkeit gegen Rauchgaskorrosion aufweisen. Ein Sammlerrohr (Header/Piping), für das die im Kapitel 2.2 vorgestellten ferritisch-martensitischen Stähle P91 und P92 verwendet werden, muss nicht beständig sein gegen Rauchgaskorrosion [63].

Die wichtigsten Werkstoffe, die im Kesselbau verwendet werden, lassen sich in vier Gruppen einteilen [63, 64]:

- 1) Ferritisch-bainitische Stähle mit bis zu 2,6 % Chrom (z. Bsp. T22, T24)
- 2) Ferritisch-martensitische Stähle mit 9-12 % Chrom (z. Bsp. P91, P92, VM12)
- 3) Austenitische Stähle (z. Bsp. HR3C, Super 304H) und
- 4) Nickelbasiswerkstoffe (z. Bsp. Alloy 617B, HR6W).

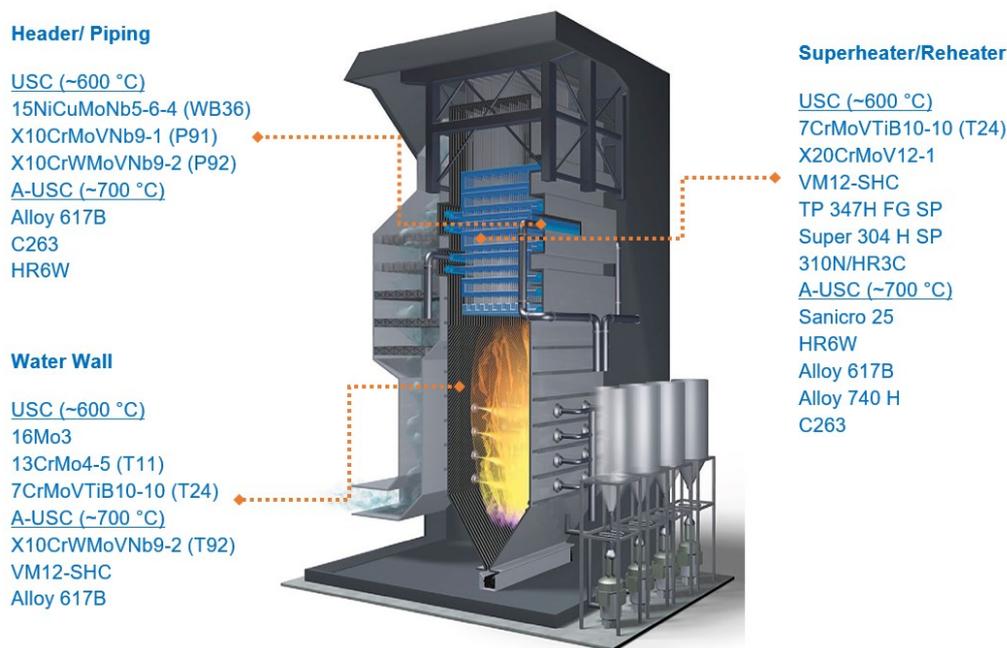


Abbildung 2.25: Schema eines Kesselhauses im Dampfkraftwerk. *Adaptiert aus [65], mit Genehmigung von Dr. Ronny Krein, voestalpine Böhler Welding Germany GmbH, Copyright (2016).*

2.3.2 Neue Anforderungen durch flexiblen Betrieb

Das Erneuerbare Energiegesetz sieht vor, den Anteil an Erneuerbaren Energien stetig auszubauen, um mindestens 80 % Anteil an der Stromversorgung im Jahre 2050 zu erreichen. Im Jahr 2016 lag dieser Anteil bei rund 30 % [4]. Bedingt durch Wetter, den Tag- und Nacht-Rhythmus und Jahreszeiten kann dieser Anteil sehr stark fluktuieren. In Abbildung 2.26 ist die Stromerzeugung einer Woche im Mai aus den Jahren 2012 und 2017 gegenübergestellt. Das obere Diagramm zeigt, dass bereits im Jahr 2012 die konventionellen Kraftwerke zum Ausgleich der Schwankungen von Strom aus Wind und Sonne eingesetzt wurden. Im Mai ist dies vor allem Strom aus Photovoltaik. Fünf Jahre später ist der Anteil aus konventionellen Energiequellen deutlich gesunken. Das untere Diagramm zeigt, dass Wind- und Solarenergie mehr als die täglichen Stromspitzen decken. Dennoch müssen gerade an Tagen mit viel

Sonne, die konventionellen Kraftwerke am Abend auf den ausfallenden Solarstrom reagieren, und ihre Leistung schnell wieder hochfahren. In Zukunft wird sich dies mit dem weiteren Ausbau der Erneuerbaren Energien weiter verschärfen und noch höhere Anforderungen an die Laständerungsgeschwindigkeiten und den Teillastbetrieb konventioneller Kraftwerke stellen. Vermutlich wird es zukünftig keine Grundlastkraftwerke mehr geben. Stattdessen werden flexible Kraftwerke mit kleiner bis mittlerer Leistungsgröße, die auf die fluktuierende Erzeugung der regenerativen Energieträger schnell reagieren können, benötigt [66, 67].

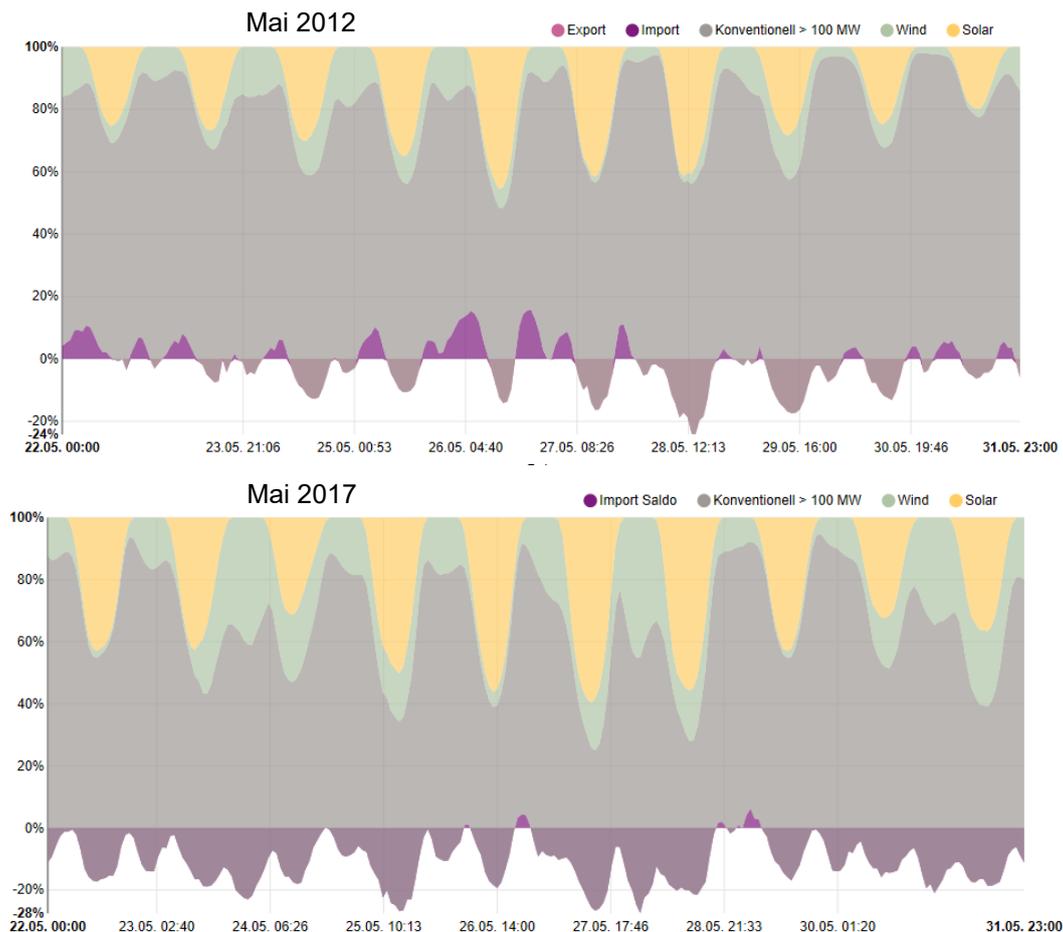


Abbildung 2.26: Stromerzeugung in einer Mai-Woche in Deutschland in 2012 und 2017. Entnommen von [68], mit freundlicher Genehmigung von Prof. Dr. Burger, Fraunhofer ISE, Copyright (2019)

Die derzeit marktüblichen Preise für Gas ergeben aus wirtschaftlichen Erwägungen einen Vorteil für den Betrieb von Kohlekraftwerken. Für die Kohlekraftwerke bedeutet die flexible Betriebsweise hohe Lastwechselzyklen bedingt durch häufiges An- und Abfahren. An den Schlüsselbauteilen (Kessel, Rohrleitung, Turbine) ergeben sich damit neue Beanspruchungen. Diese wurden bei der Auslegung der Anlagen nicht berücksichtigt. Bei der Planung wurde ein Betrieb im Grund- und Mittellastbereich mit einer stationären Beanspruchung durch Kriechen angenommen. Eine Ermüdungsbeanspruchung ist lediglich durch eine fest vorgegebene Anzahl von An- und Abfahrten, zum Beispiel durch Wartungen und

Wochenenden, bereits vorgegeben gewesen. Diese Tatsache stellt die Betreiber der Kraftwerke vor neue Herausforderungen. Durch den möglichen höheren Lebensdauerverbrauch aufgrund der flexiblen Fahrweise ergibt sich ein erhöhtes Betriebsrisiko. Auf konventionelle Kraftwerke kann im Hinblick auf die Sicherung der Netzstabilität heute jedoch noch nicht verzichtet werden, da keine ausreichenden Speicherkapazitäten zur Verfügung stehen. Die Betreiber der Kraftwerke müssen sich den neuen Anforderungen stellen. Dazu zählt nicht nur eine hohe Lastwechselflexibilität bis zur geringstmöglichen Mindestlast, sondern auch eine hohe Effizienz und eine Verringerung des Schadstoffausstoßes [69, 70].

2.3.3 Lebensdauermanagement in Dampfkraftwerken

Die hohe Beanspruchung durch Druck und Temperatur führt zu einer begrenzten Lebensdauer von Kraftwerkskomponenten. Sie müssen daher kontinuierlich mit Hilfe von unterschiedlichen Maßnahmen überwacht werden. Bei der Berechnung und Beurteilung der Lebensdauer fließen neben der Belastungshistorie, unterschiedliche Berechnungsmethoden für Spannungen/Dehnungen (Finite Elemente Methoden) und Wärmeübergänge (Computational Fluid Dynamics) sowie Werkstoffdaten (Kriechkurven, Wöhlerkurven) ein [71]. Die Ermittlung des Erschöpfungsgrades ist in Regelwerken vorgeschrieben. Zu nennen ist dabei die DIN-EN 12952 [72] (früher TRD 300/301/508), nach der der Erschöpfungsgrad auf Basis der Robinson- und Miner-Regel (vgl. Kapitel 2.1.3) erfolgt. Die strikte Anwendung dieser Regel führt rechnerisch zu hohen Wechsellerschöpfungsgraden, die Zeitstandfestigkeit wird unterschätzt. Wie in Kapitel 2.1.3 dargestellt, wird bei der Addition der Schädigungsanteile, die Wechselwirkung von Kriechen und Ermüdung nicht berücksichtigt. Besser wäre es, wenn die Restlebensdauer auf Grundlage der tatsächlichen Werkstoffschädigung ermittelt werden könnte. Nach Erreichen von 50 % Wechsellerschöpfung oder 60 % Gesamterschöpfung sind gezielte Werkstoffuntersuchungen gefordert. Zum Beispiel erfolgen Rissprüfungen durch optische Inspektionen und zerstörungsfreie Prüfungen. Sie bieten begrenzte Möglichkeiten zur Erfassung von Schäden. Kriechporen und Karbidvergrößerungen werden mithilfe von ambulanter Metallografie identifiziert und es kann so frühzeitig eine beginnende Kriechschädigung festgestellt werden. Wird jedoch ein Ermüdungsriss festgestellt, ist es zu spät und das Bauteil muss ausgetauscht werden. Der jährliche Lebensdauerverbrauch wird aus Temperatur- und Druckdaten berechnet. Bei der Erfassung dieser Daten gibt es einige Unsicherheiten zu beachten. Neben der genauen Ausführung der Messstelle (Ausführung der Bohrungen und Kontaktflächen), kann es zum Ausfall bzw. zum Altern der Messgeber kommen [73-76].

Der flexible Kraftwerksbetrieb stellt eine neue Herausforderung für die Beurteilung der Erschöpfung von Bauteilen dar. Speziell die dickwandigen Bauteile unterliegen bei Lastwechseln Beanspruchungen, die zu niederzyklischer Ermüdung führen. Durch schnelle

Änderungen der Temperatur werden in der Bauteilwand Spannungen induziert, die z.T. oberhalb der Streckgrenze liegen und damit einen wesentlichen Einfluss auf die Bauteillebensdauer haben können [73].

Analyse und Veranschaulichung der Aufheiz- und Abkühlphase einer Dampfleitung

Wird ein dickwandiges Rohr, zum Beispiel ein Sammlerrohr in einem Dampfkraftwerk, mit Dampf durchströmt, so tritt eine Temperaturdifferenz zwischen der Rohrrinnen- und außenseite auf. In Abbildung 2.27 ist schematisch ein Rohrquerschnitt dargestellt. Durch den Dampf kommt es während des Anfahrens auf der Innenseite schnell zu aufgeheizten Zonen, deren Wärmedehnung durch die benachbarten kalten Zonen verhindert wird. Dadurch wird die wärmere Zone gestaucht, das heißt sie erfährt eine Druckspannung. Mit dem Ausgleich der Temperaturunterschiede, werden die Druckspannungen durch Relaxationsvorgänge abgebaut. Während des Betriebes liegt eine konstante Kriechbelastung durch den Innendruck vor. Beim Herunterfahren kühlt zunächst die Innenseite ab, was durch die negative Wärmedehnung zu Zugspannungen auf der Rohrrinnenseite führt. Neben diesen inneren Behinderungen durch ungleichmäßige Temperaturverteilung über dem Querschnitt, kann es auch zu einer äußeren Behinderung durch die Befestigung des Rohres kommen.

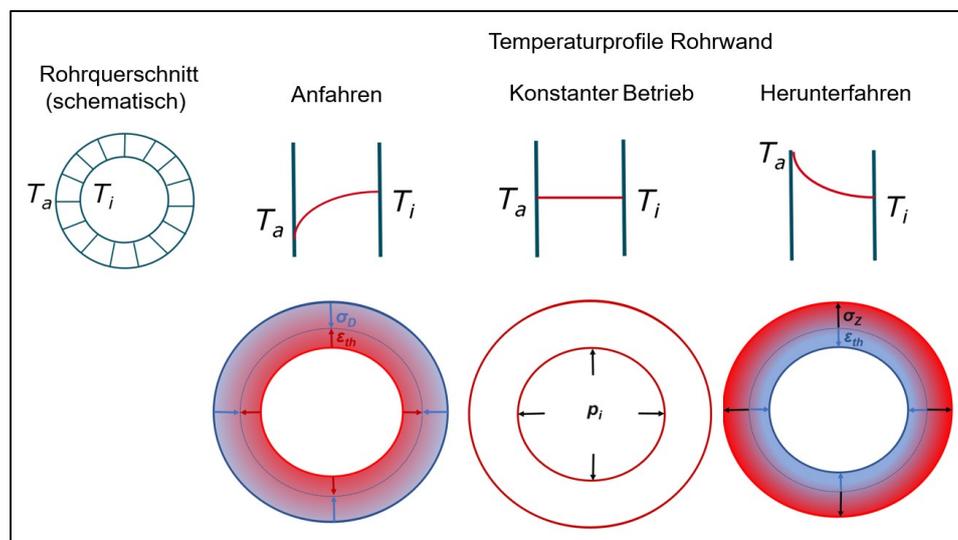


Abbildung 2.27: Vereinfachte Darstellung der Temperaturprofile einer Rohrwand während des Anfahrens, des konstanten Betriebes und beim Herunterfahren sowie den daraus resultierenden Dehnungen und Spannungen

Die obige Veranschaulichung stellt eine starke Vereinfachung dar. Fahringer et al. [77] haben in ihrer Arbeit, den Aufheizvorgang eines Sammlers simuliert. Dabei wurden v.a. die Übergänge zu den abgehenden Rohren berücksichtigt. Demnach entstehen besonders in den Kerben hohe Spannungen, die über der Streckgrenze des Werkstoffes liegen.

3 Zielsetzung der Arbeit

Beim An- und Abfahren von thermisch belasteten Komponenten in Dampfkraftwerken entstehen Spannungen durch behinderte thermische Dehnungen. Vor allem in geometrischen Kerben können diese die Streckgrenze des Werkstoffes überschreiten und so zu einer erhöhten Ermüdungsbelastung führen [78, 79]. In der Auslegung und der Werkstoffauswahl der Komponenten war der durch die Energiewende bedingte flexible Betrieb von konventionellen Kraftwerken nicht vorgesehen. Deshalb gibt es kaum Daten zum zyklischen Verhalten der eingesetzten Werkstoffe und Kenntnisse über mögliche Schädigungsmechanismen fehlen weitgehend [70]. Die umfangreichen Erkenntnisse zum Verhalten in stationär betriebenen Kraftwerken sind nur eingeschränkt auf flexible Anlagen übertragbar.

Ziel dieser Arbeit ist es deshalb, eine Datenbasis für einen im Dampfkraftwerk verwendeten Rohrleitungswerkstoff, dem Stahl P92, zu schaffen. Mechanische Versuche sollen die Auswirkung einer zyklischen Fahrweise auf das Betriebsverhalten und die Lebensdauern aufdecken. Neben Low-Cycle-Fatigue (LCF)- Versuchen bei unterschiedlichen Temperaturen sollen vor allem thermo-mechanischen Ermüdungsversuche (TMF) durchgeführt werden. Die gewählten Prüfparameter (Dehnung, Dehnrage, Temperatur, Haltezeit) werden dazu aus Messdaten eines realen Kraftwerkes des Projektpartners *Lausitz Energiewerke Kraftwerke AG (LE-K, ehemals Vattenfall Europe Generation AG)* abgeleitet. Ein Schwerpunkt der Arbeit liegt dabei auf einem besseren Verständnis der Kriech-Ermüdungs-Wechselwirkung. Ziel ist es, einen repräsentativen mechanischen Standardzyklus für lastflexible Beanspruchungen zu entwickeln.

Eine begleitende mikroskopische und fraktographische Analyse der geprüften Proben wird zu einem besseren Verständnis über die ablaufenden Schädigungsprozesse des Werkstoffes beitragen.

Teilergebnisse der vorliegenden Arbeit wurden in *Metals* unter dem Titel „Low Cycle Fatigue and Relaxation Performance of Ferritic-Martensitic Grade P92 Steel“ [24] am 18.01.2019 vorab publiziert. Weiterhin wurden Teilergebnisse zur Veröffentlichung bei *Materials Science & Engineering A* unter dem Titel „The Effect of Dwell Times on the Thermomechanical Fatigue Life Performance of Grade P92 Steel at Intermediate and Low Strain Amplitudes“ am 26.08.2020 eingereicht.

4 Experimentelle Durchführung

In diesem Kapitel werden die zur Verfügung gestellten Versuchsmaterialien und die daraus hergestellten Proben vorgestellt. Weiterhin werden der Aufbau, die Durchführung und die Auswertung jeder Versuchsart beschrieben. Im letzten Abschnitt werden die unterschiedlichen Methoden der Probennachuntersuchungen erklärt.

4.1 Verwendete Werkstoffe und Probengeometrien

Vom Projektpartner *Vallourec* wurden Rohrabschnitte aus P92 bereitgestellt. Eine genaue Zusammensetzung, die mittels Spektralanalyse ermittelt wurde, ist in Tabelle 4.1 aufgeführt. Insgesamt handelte es sich um fünf Abschnitte, die einen Außendurchmesser von 470 mm, eine Wandstärke von 48 mm und eine Höhe von 82-95 mm hatten (vgl. Abbildung 4.1 rechts).

Nach DIN-EN 10216 Teil 2 [13] werden die Rohre im vergüteten Zustand nach einem Verfahren der nahtlosen Fertigung ausgeliefert. Die Austenitisierungstemperatur muss zwischen 1040 °C und 1080 °C, die Anlasstemperatur zwischen 730 °C und 780 °C liegen. Abgekühlt wird an Luft. Aus Geheimhaltungsgründen können an dieser Stelle keine genaueren Angaben zur Dauer der Wärmebehandlungsschritte gemacht werden.

Tabelle 4.1: Mittlere chemische Zusammensetzung von P92 in Masseprozent [%] (Spektralanalyse)

	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ni
P92	0,126	0,114	0,446	0,012	0,005	0,038	8,93	0,167
	Mo	Cu	Co	Nb	V	W	Al	Fe
P92	0,5	0,175	0,019	0,092	0,169	1,95	0,01	87,1

LCF- und TMF-Proben

Die Geometrie der Proben für die Ermüdungsversuche richtet sich nach ISO 12106 [31] und ist in Abbildung 4.2 dargestellt. Die Messlänge der Proben betrug 18 mm und der Probendurchmesser 6 mm. Eine Rauigkeit von $R_z = 1$ war nach dem Schleifen gefordert. Aufgrund der zu geringen Höhe war es nicht möglich, 130 mm lange LCF-Proben in axialer Richtung aus den erhaltenen Rohrabschnitten fertigen zu lassen. Aufgrund der Dicke und des Umfangs, konnten die Proben jedoch in Querrichtung aus den Rohrabschnitten entnommen werden (vgl. Abbildung 4.1 links).

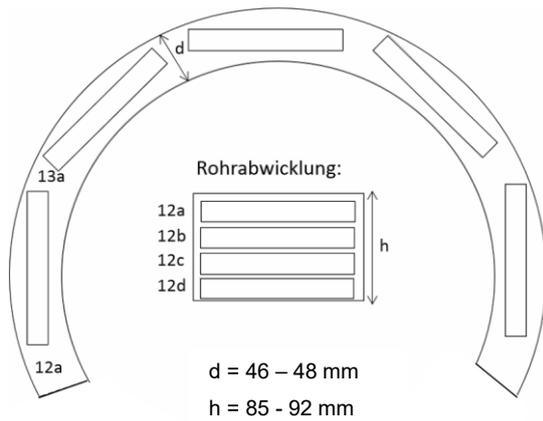


Abbildung 4.1: Probenentnahmeplan für LCF-/TMF-Proben (links) und Rohrabschnitte aus P92 (rechts)

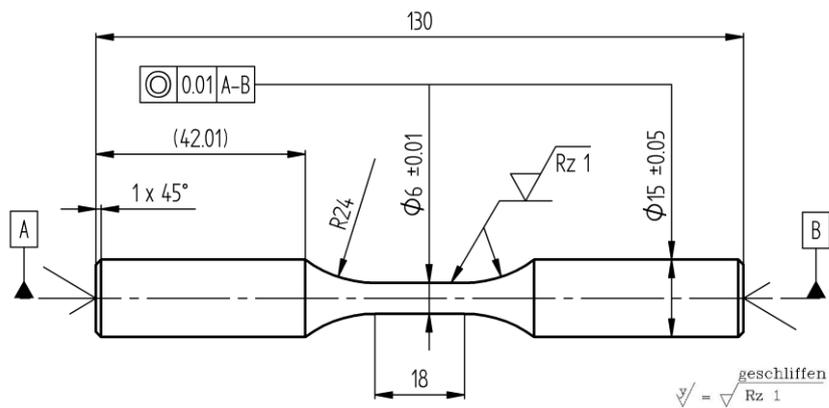


Abbildung 4.2: Probenzeichnung LCF-/TMF- Probe. Entnommen aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0

4.2 Versuchsaufbau

Für die LCF- und TMF-Versuche standen mehrere servohydraulische Prüfmaschinen der Firma *MTS* zur Verfügung (Typ *MTS Landmark*). Die folgende Abbildung 4.3 gibt einen schematischen Überblick über den Versuchsaufbau.

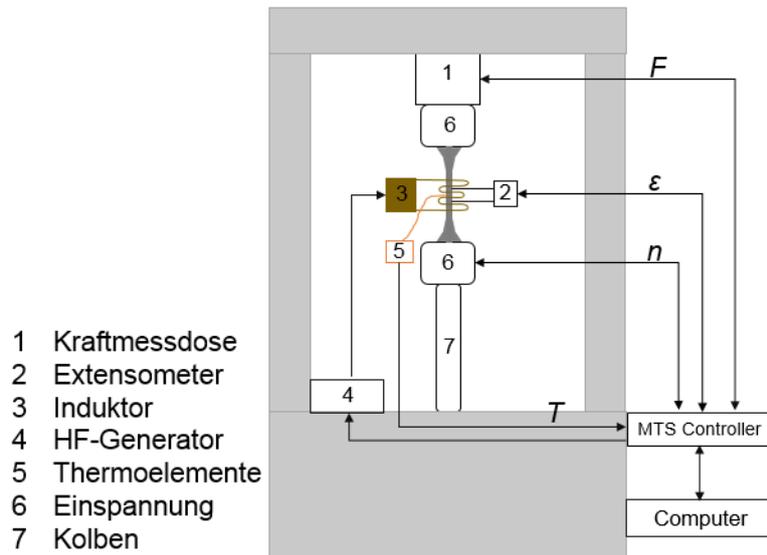


Abbildung 4.3: Schematischer Aufbau einer servohydraulischen Prüfmaschine

Über einen MTS-Controller ist die Maschine mit einem Computer verbunden, auf dem das dazugehörige Messprogramm *MTS Flex Test 40* installiert ist. Mithilfe der Software lassen sich die Kraft F , der Verfahrweg n und die Dehnung ϵ regeln. Hydraulische Spannzeuge fixieren die Probe und verhindern ein Rutschen der Probe beim Kraftnulldurchgang. Die Kraft wurde mit einer Kraftmessdose (Messbereich bis 100 kN) gemessen. Die Dehnungsmessung erfolgte mit einem Hochtemperatur-Extensometer vom Typ *MTS- 632.51F.04* mit einer Messlänge von 12 mm und keramischen Messschneiden. Die Probe wurde mittels eines Induktors erwärmt. Hierbei wird sich das Prinzip der magnetischen Induktion zu Nutze gemacht. Der Induktor ist spulenartig um die Probe gewickelt und besteht aus Kupfer. Der Induktor wird von einem Hochfrequenzgenerator mit Wechselstrom gespeist. Dieser Wechselstrom erzeugt ein magnetisches Wechselfeld. Das Magnetfeld erzeugt in der elektrisch leitenden Probe einen Stromfluss, dessen Verluste in Form von Wärme abgegeben werden. Durch die entstehende Wärme erhitzt sich die Probe [80]. Zum Schutz vor der entstehenden Wärme bei Versuchen mit hohen Temperaturen wurden die Spannbacken, das Extensometer und der Induktor wassergekühlt. Die Messung der Temperatur erfolgte mittels Thermoelementen vom Typ S (Pt10Rh-Pt). Insgesamt vier Thermoelemente wurden an die Probe für einen optimalen Kontakt angeschweißt. Das Regelthermoelement wurde in der Mitte der Messlänge befestigt, zwei weitere wurden im Abstand von 0,5 mm darunter und darüber platziert. Ein weiteres wurde um 90 ° versetzt vom Regelthermoelement befestigt.

Alle Prüfmittel (Extensometer, Thermoelemente, Temperaturanzeige, Kraftmessdose, Laststrang) wurden vor den Versuchen kalibriert und überprüft. Das Temperaturprofil wurde so optimiert, dass die maximale Temperaturabweichung bei $\pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ lag. Dies entspricht den Anforderungen der LCF-Versuchs-Norm [31].

4.3 Versuchsprogramm

Alle LCF-Versuche wurden dehnungskontrolliert nach ISO 12106 [31] durchgeführt. Der Belastungsverlauf erfolgte dreiecksförmig (vgl. Abbildung 4.4). Haltezeiten wurden dehnungskontrolliert im Maximum und Minimum hinzugefügt. Während die Dehnung konstant gehalten wird, relaxiert die Spannung. LCF-Versuche mit Haltezeit werden deshalb im Folgenden Relaxation-Fatigue-Versuche, kurz RF-Versuche, genannt.

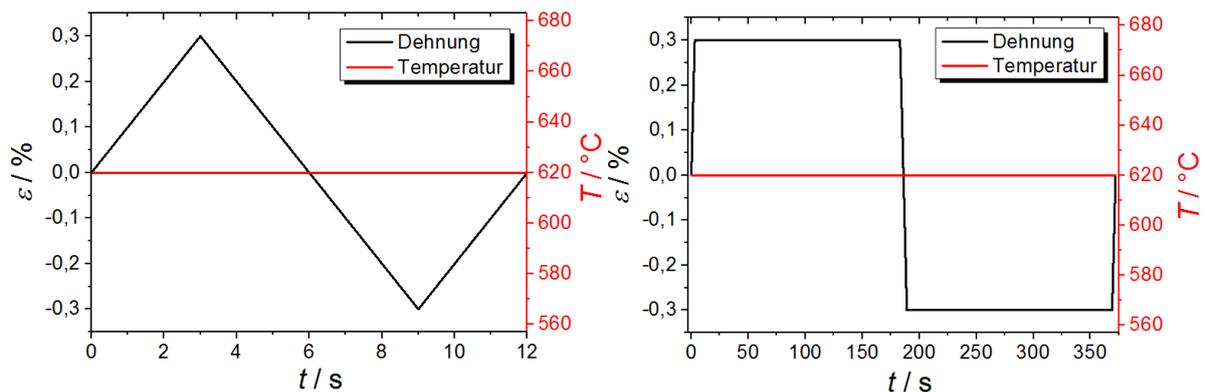


Abbildung 4.4: LCF-Belastungsverlauf ohne (links) und mit (rechts) Haltezeit

Bei einem TMF-Versuch (TMF – *thermal-mechanical fatigue*) wird neben der Dehnung auch die Temperatur zyklisch gefahren. In Abbildung 4.5 links sind zwei TMF-Belastungsverläufe dargestellt. Bei einem In-Phase-(IP)-Zyklus treten die Extremwerte der mechanischen Verformung und Temperatur phasengleich auf. Bei einem Out-of-Phase-(OP)-Zyklus sind die Extremwerte um 180° verschoben. Um Relaxationsvorgänge bei Betriebstemperatur zu simulieren, wurden hier ebenfalls Haltezeiten eingebaut (vgl. Abbildung 4.5 rechts). Die TMF-Versuche wurden entsprechend dem „Code-of Practice“ nach [81] durchgeführt. Die totale Dehnung setzt sich dabei aus der mechanischen Dehnung und der thermischen Dehnung zusammen:

$$\varepsilon_t = \varepsilon_m + \varepsilon_{th} \quad (4.1)$$

Mit dem Extensometer kann nur die totale Dehnung gemessen werden. Durch die Dehnungsregelung beim Versuch kann die thermische Dehnung der Probe jedoch herausgerechnet werden. Dafür wird ε_{th} in Vorversuchen ermittelt, indem Temperaturzyklen lastfrei durchfahren werden. Dann ist $\varepsilon_m = 0$ und die gemessene Dehnung entspricht der thermischen Dehnung abhängig von der Temperatur. Eine Software beschreibt diese Abhängigkeit mathematisch und so kann dieser Anteil dann während des Versuches von der Gesamtverformung abgezogen werden [23]. Das bedeutet auch, dass die Dehnrates des Versuches abhängig ist von der Temperaturrate.

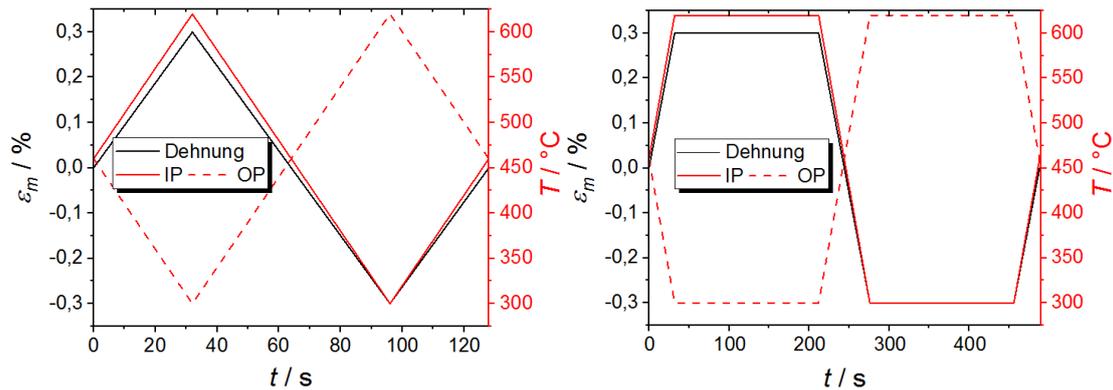


Abbildung 4.5: IP- und OP-TMF-Belastungsverlauf ohne (links) und mit Haltezeiten (rechts)

Die Prüfparameter (Dehnung, Dehnrage, Temperatur, Haltezeiten) sollten sich nahe an Messdaten aus einem realen Kraftwerk orientieren. Folgende Diagramme (vgl. Abbildung 4.6 und Abbildung 4.7) eines Kalt- und Heißstarts wurden dazu vom Projektpartner *Lausitz Energiewerke Kraftwerke AG (LE-K, ehemals Vattenfall Europe Generation AG)* zur Verfügung gestellt. Die Temperaturverläufe (schwarz) beziehen sich dabei auf den Frischdampf am Sammlerabgang. Die rote Kurve stellt jeweils den Dampfdruck in bar dar und die blaue Kurve die Frischdampfmenge in kg/s. Angaben zu genauen Bauteiltemperaturverläufen konnten nicht zur Verfügung gestellt werden. Bei einem Kaltstart handelt es sich um einen Start, bei dem die Dampfkesselbauteile zu Beginn Umgebungstemperatur haben. Da die Anfahrtszeit sehr lang ist (bis zu 600 min) wird er in der Regel nur nach einem Stillstand durch Revision durchgeführt. Für das Jahr 2018 rechnete *LE-K* mit 5 Kaltstarts für den ausgewählten Referenz-Kraftwerksblock.

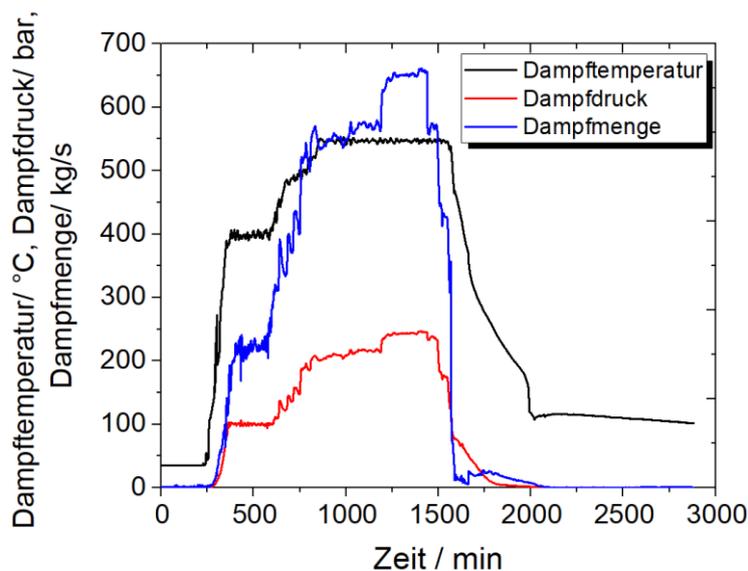


Abbildung 4.6: Typischer Kaltstart mit anschließendem Abfahren, Verlauf von Temperatur (schwarz), Dampfdruck (rot) und Frischdampfmenge (blau). *Diagramm erstellt auf Basis von Daten von LE-K, mit freundlicher Genehmigung durch LE-K.*

Ein Heißstart (vgl. Abbildung 4.7) stellt hingegen einen kurzen Anfahrvorgang dar und dauert maximal zwei Stunden. Er wird durchgeführt, wenn sich das Kraftwerk weniger als 8 h im Stillstand befand und sich demzufolge die Temperaturen in der Anlage nicht weit abgesenkt haben. In diesem Beispiel ist die Temperatur in der Anlage auf 400 °C gesunken. Je nach Zeit, die das Kraftwerk stillstand, wird zudem noch der Warmstart unterschieden. Dieser erfolgt nach weniger als 48 h Stillstand und dauert ca. 280 Minuten [82].

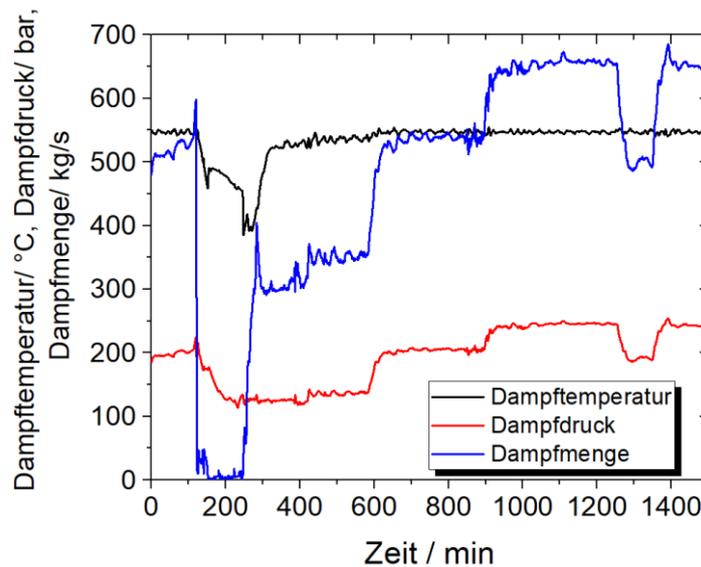


Abbildung 4.7: Typischer Heißstart (Oktober 2013), Verlauf von Temperatur (schwarz), Dampfdruck (rot) und Frischdampfmenge (blau). Diagramm erstellt auf Basis von Daten von LE-K, mit freundlicher Genehmigung durch LE-K.

Von LE-K wurde für das Jahr 2018 eine Prognose über die wahrscheinlichen Starthäufigkeiten abgegeben: 78 Heiß-, 24 Warm- und 5 Kaltstarts sowie 400 Mindestlasteingriffe wurden erwartet. Diese Mindestlasteingriffe stellen den eigentlich neuen Beitrag einer flexiblen Fahrweise dar. Bei einem Mindestlastangriff wird das Kraftwerk so weit heruntergefahren, wie noch ein ordnungsgemäßer Betrieb gewährleistet werden kann. Das hat den Vorteil, dass durch das Nicht-Abschalten des Kraftwerkes Anfahrkosten gespart werden. Außerdem kann dies zur Stabilität des Stromnetzes beitragen, da das Kraftwerk nicht vom Netz geht, sondern stattdessen seine Leistung herabsenkt. Deshalb ist es auch das Ziel der Kraftwerksbetreiber, die Mindestlast weiter zu senken, um noch besser auf die schwankende Einspeisung aus Erneuerbaren Energien reagieren zu können.

Laut LE-K treten beim Fahren auf Mindestlast „kleinere“ Temperaturschwankungen zwischen 620 °C und 560 °C auf. Die Abkühl- und Aufheizraten liegen zwischen 1,6 und 3,4 K/min. Dies ergab die Auswertung von Messdaten, die in Form von Zeit-Temperatur-Verläufen an Überhitzer- und Zwischenüberhitzer-Ausgängen bereitgestellt wurden. Der Temperaturverlauf einer Messstelle ist beispielhaft in der folgenden Abbildung 4.8 dargestellt. Es handelt sich dabei um Rohroberflächentemperaturen am Ende der Schleifen, sie sollten gut der

Dampftemperatur (Rohrinnentemperatur) entsprechen. Die Aufheizraten sind rot gekennzeichnet, die Abkühlraten sind blau gekennzeichnet.

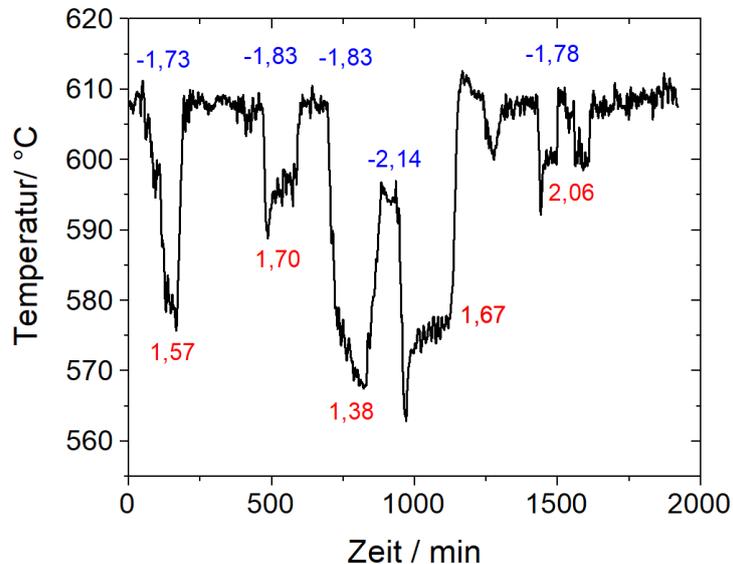


Abbildung 4.8: Temperaturverlauf am Zwischenüberhitzer während einer Lasteinsenkung. Diagramm erstellt auf Basis von Daten von LE-K, mit freundlicher Genehmigung durch LE-K.

Neben den Temperaturverläufen liegen Materiallisten aus einem Block des Kraftwerkes in Boxberg vor. Aus diesen geht unter anderem die maximal zulässige Wandtemperatur für verschiedene Bereiche im Kessel hervor. P91 ist im ECO-Verdampfer, im Überhitzer sowie im Zwischenüberhitzer als Verbindungsrohr verbaut. Zulässige Wandtemperaturen liegen zwischen 500 und 580 °C. Für P92 liegt nach Auskunft der Projektpartner die übliche maximale Einsatztemperatur im Bereich von 620 °C für Sammlerrohre.

Auf Basis dieser Daten wurden drei verschiedenen Prüftemperaturen für die Ermüdungsversuche an P92 ausgewählt:

- 620 °C: maximale Einsatztemperatur von P92 [83]
- 500 °C: als Zwischentemperatur, vor allem bei Mindestlasteingriff
- 300 °C: Starttemperatur bei Warmstart

In den folgenden Tabellen 4.2 – 4.5 sind die Versuchsparameter für die LCF-, RF- und TMF-Versuche mit P92 aufgelistet. Alle LCF- und RF-Versuche wurden bei einer konstanten Dehnrate von $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ durchgeführt. Die TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit wurden bei einer konstanten Temperaturrate von 5 K/s durchgeführt. In einzelnen Versuchen wurde eine langsamere Temperaturrate von 20 K/min verwendet (vgl. Tabelle 4.4).

Tabelle 4.2: Versuchsmatrix LCF-Versuche mit P92

T	$\Delta\varepsilon_f$ [%]					
	$\pm 0,2$ %	$\pm 0,23$ %	$\pm 0,3$ %	$\pm 0,4$ %	$\pm 0,5$ %	$\pm 0,6$ %
300 °C			X	X	X	
500 °C	X	X	X	X	X	
620 °C	X	X	X	X	X	X

Tabelle 4.3: Versuchsmatrix RF-Versuche mit P92

T	$\Delta\varepsilon_f$ [%]				
	$\pm 0,2$ %	$\pm 0,23$ %	$\pm 0,3$ %	$\pm 0,4$ %	$\pm 0,5$ %
300 °C					3 min
500 °C		3 min	3 min		3 min
620 °C	3 min, 10 min	3 min	3 min	3 min, 10 min	

Tabelle 4.4: Versuchsmatrix TMF-Versuche mit P92

ΔT	$\Delta\varepsilon_m$ [%]			
	$\pm 0,2$ %	$\pm 0,3$ %	$\pm 0,4$ %	$\pm 0,5$ %
IP – 300 °C – 620 °C	X	X	X, X, X, 20 K/min	X
OP – 300 °C – 620 °C	X	X	X	X, X
IP – 500 °C – 620 °C	X		X, 20 K/min	
OP – 500 °C – 620 °C	X		X, 20 K/min	

Tabelle 4.5: Versuchsmatrix TMF-Versuche mit Haltezeit mit P92

ΔT	$\Delta\varepsilon_m$ [%]			
	$\pm 0,2$ %	$\pm 0,3$ %	$\pm 0,4$ %	$\pm 0,5$ %
IP – 300 °C – 620 °C	3 min	3 min	3 min	3 min, 10 min
OP – 300 °C – 620 °C	3 min	3 min	3 min	3 min
IP – 500 °C – 620 °C	3 min		3 min	
OP – 500 °C – 620 °C	3 min		3 min	

4.4 Versuchsauswertung

Für die Auswertung von Ermüdungsversuchen wird der Verlauf der maximalen und minimalen Spannung σ_{max} und σ_{min} , die sich in jedem Zyklus einstellt, über der Anzahl der Zyklen N dargestellt. Anhand des Verlaufs der maximalen Spannung wird die Versagenslastspielzahl N_f bestimmt. Die Versagenslastspielzahl N_f wurde bei allen LCF- und TMF-Versuchen bei einem Kraftabfall von 10 % bestimmt. Der Kraftabfall bezieht sich dabei auf die maximale Kraft des sogenannten stabilisierten Zyklus N_{sta} . Dieser Zyklus entspricht der Hälfte der Lebensdauer und wird daher auch als mittlerer stabilisierter Zyklus bezeichnet. Die folgende Abbildung 4.9 veranschaulicht den Verlauf der maximalen Spannung und die Bestimmung der Versagenslastspielzahl N_f . Neben dem Verlauf der maximalen Spannung sind auch der Verlauf der Spannungsschwingbreite σ_{range} ($2 \cdot \sigma_a$) und der stabilisierte Zyklus N_{sta} dargestellt.

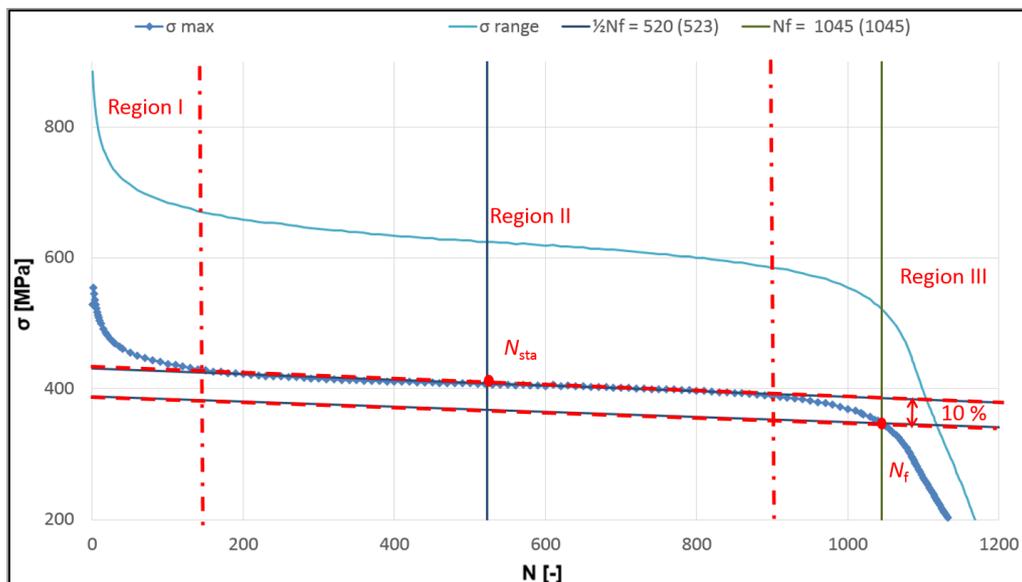


Abbildung 4.9: Typisches Schema einer zyklischen Entfestigungskurve mit Einteilung in drei Regionen und Bestimmung des Lastabfalls bei 10 %

Die weitere Auswertung der Daten erfolgte mit Hilfe von *Wolfram Mathematica (Version 11)*. Für diese Software existiert ein im Fachbereich programmiertes Notebook, das es ermöglicht, mit den Versuchsdaten zu rechnen. Dafür benötigt das Programm den Spannungs- und Dehnungsverlauf des entsprechenden Zyklus, der ausgewertet werden soll, sowie den E-Modul in Abhängigkeit von der Temperatur. Der E-Modul wurde für P92 mittels Resonanzmessung nach *ASTM E 1875 [84]* für die unterschiedlichen Temperaturniveaus bestimmt. Aus den Verläufen der Spannung und Dehnung wurde für den ersten und mittleren Zyklus die plastische (inelastische) Dehnung berechnet. Allgemein gilt dabei:

$$\varepsilon_{a,p} = \varepsilon_{a,t} - \varepsilon_{a,e} = \varepsilon_{a,t} - \frac{\sigma_a}{E} \quad (4.2)$$

Das Programm berechnet die plastische Dehnung jedoch kontinuierlich nach:

$$\varepsilon_p = \varepsilon - \frac{\sigma}{E} \quad (4.3)$$

Das bedeutet, dass auch ein eventueller weiterer Anstieg der plastischen Dehnung nach dem Lastmaximum bzw. Umkehrpunkt der Hysterese erfasst wird. Dieser Effekt kann sich durch eine weitere Kriechverformung der Probe ergeben, die sich trotz des Entlastens bis zum Erreichen von $\sigma = 0$ fortsetzt. Wird die plastische Dehnung eines jeden Zyklus aufsummiert, so erhält man die akkumulierte plastische Dehnung ε_{acc} . Die akkumulierte Dehnung ist damit ein Maß dafür, wieviel plastische Dehnung ein Werkstoff bis zu einem bestimmten Zyklus zurückgelegt hat. Weiterhin wurde aus dem Integral des Produktes aus Dehnung und Spannung die Hysteresenarbeit W_p berechnet. Sie entspricht der Fläche einer Hysterese.

4.5 Nachuntersuchungen der Proben

4.5.1 Metallographie und Lichtmikroskopie

Ausgewählte Proben wurden metallografisch (Trennen, Einbetten, Schleifen, Polieren) präpariert und an einem Lichtmikroskop analysiert. Vor der Präparation wurden die Proben mit einer Nasstrennschleifmaschine (*Accutom-10, Fa. Struers*) getrennt. Als Einbettmittel wurde ein kaltaushärtendes Epoxid-Harz-System (*Technovit Epox, Fa. Kulzer*) verwendet. Das Schleifen der Proben erfolgte an einem Schleif- und Polierautomaten (*Phoenix 4000, Fa. Buehler*). Geschliffen wurde mit SiC-Schleifpapier bis zu einer Körnung von 1200, welches auf einem Teller rotierte und einem Probenhalter, der sich in gleicher Richtung drehte. Als Gleit- und Kühlmittel diente dabei Wasser. Für das anschließende Polieren wurden die Proben auf Poliertüchern mit Diamantsuspension (*MD-Dac, MD-Nap, Firma Struers*) bis auf 1 µm poliert.

In einem Längsschliff wurden die Proben hinsichtlich der Rissverläufe im ungeätzten Zustand betrachtet. Um das Mikrogefüge zu untersuchen und sichtbar zu machen, wurden die Proben durch eine Ätzung mit Königswasser (Gemisch aus Salzsäure und Salpetersäure im Verhältnis 3:1) behandelt. Die Ätzzeit betrug 10 s. An einem Lichtmikroskop (*Axiocam 503 color, Fa. Zeiss*) wurde das Gefüge anschließend dokumentiert.

4.5.2 Härtemessung

Die Härteprüfung nach Vickers (*DIN EN ISO 6507*) [85] wurde eingesetzt, um einen Härteverlauf auf Längsschliffen der Proben von der Bruchkante an zu messen, um eine Entfestigung qualitativ nachweisen zu können. Die Prüfung wurde im Kleinlastbereich bei HV 1 durchgeführt. Der Verlauf wurde parallel zur Probenlänge gemessen.

4.5.3 Bruchflächenanalyse

Um die Bruchflächen der Proben zu dokumentieren und zu analysieren, wurden zunächst Makroaufnahmen an einem Stereomikroskop (*Leica M420*) gemacht. Die weitere Analyse erfolgte am Rasterelektronenmikroskop (REM). Während bei einem Lichtmikroskop die von der Probenoberfläche reflektierten Strahlen zur Abbildung verwendet werden, werden bei einem REM die aus der Oberfläche austretenden Sekundärelektronen elektronisch zu einem Bild aufgebaut. Um diese zu erzeugen, wird die Probenoberfläche mit einem Elektronenstrahl zeilenförmig abgetastet. Beim Auftreffen der Primärelektronen des Elektronenstrahls werden aus der Probe Sekundärelektronen herausgelöst. Aus herausragenden Oberflächenteilen werden dabei viele Sekundärelektronen herausgelöst, deshalb erscheinen diese Bereiche heller. Tiefer liegende Zonen erscheinen dunkler und durch Schattenbildung bei Schrägeinfall des Elektronenstrahls entsteht so ein plastisches Bild der Probenoberfläche, das sich durch eine große Schärfentiefe auszeichnet. Die Auflösung ist abhängig von der Spannung, mit der

die Primärelektronen beschleunigt werden [26, 27]. Für den genauen Aufbau eines Rasterelektronenmikroskops sei hier auf weiterführende Literatur verwiesen: [86]

4.5.4 Mikrostruktur (TEM/EBSD)

Um die Entwicklung der Mikrostrukturen nach den unterschiedlichen Versuchen hinsichtlich einer Vergrößerung der Lattenstruktur und der Entstehung und dem Wachstum von Subkörnern zu analysieren, wurden ausgewählte Proben im Transmissions-elektronenmikroskop (TEM) untersucht. Im Gegensatz zum Rasterelektronenmikroskop (REM), bei dem die rückgestreuten Elektronen analysiert werden, werden im TEM die durchgehenden Elektronen zur Analyse des Gefüges benutzt [27]. Ein Elektronenstrahl wird über magnetische Linsen auf die Probe gelenkt und an Gitterbauelementen gebeugt. Dadurch ergeben sich Laufzeitdifferenzen zum benachbarten perfekten Gitter, die zu Interferenzen führen. Diese werden als Hell-Dunkel-Bild abgebildet. Aufgrund der kleinen Wellenlänge der Elektronen sind bis zu 10^6 – fache Vergrößerungen möglich. So können Versetzungen, Stapelfehler und feinste Ausscheidungen sichtbar gemacht werden [26]. Für die Durchstrahlung muss die Probe entsprechend dünn (80 – 300 nm) sein. Erreicht wird dies über eine bestimmte Abdruck- oder Dünnschlifftechnik [26]. Alternativ können aus größeren Proben dünne Lamellen mittels Ionenabtragung (FIB = *Focused Ion Beam*) präpariert werden. Dies hat den Vorteil, dass die Stelle der Probennahme vorher genau bestimmt werden kann [87]. Die TEM-Lamellen für diese Arbeit wurden auf diese Weise per FIB präpariert. Bei den in Kapitel 6 dargestellten Messungen von gebrochenen Proben wurden die Lamellen jeweils 2 mm unterhalb der Bruchkante entnommen.

Um größere Probenbereiche zu untersuchen, wurden EBSD-Messungen durchgeführt. EBSD steht für *Electron Back Scattering Diffraction* und ist ein Elektronenrückstreuverfahren, das üblicherweise im REM realisiert wird. Das Verfahren ermöglicht es u.a. durch Elektronenbeugung lokale Kristallorientierungen zu bestimmen. Dazu wird ein Elektronenstrahl in einem Winkel von üblicherweise 70° auf eine hochglanzpolierte Probe gelenkt. Ein Teil der Elektronen wird am Kristallgitter der Probe nach dem Bragg'schen Gesetz gebeugt. Treffen diese zurückgestreuten Elektronen auf einen Phosphorschirm, entsteht ein charakteristisches Beugungsmuster, das als Kikuchi-Pattern bezeichnet wird. Über die Zusammenhänge der Linien auf dem Muster ist es möglich, auf die dazugehörige Kristallebene zu schließen. Mit Hilfe einer CCD-Kamera kann das Muster aufgezeichnet und anschließend am Computer analysiert werden. Auf diese Weise wird die Probe nach und nach von dem Elektronenstrahl abgerastert und jedem Punkt eine Orientierung zugewiesen [88] [89] [90].

Die Bestimmung der Orientierung ist das Ergebnis einer komplexen Bildverarbeitung und Datenanalyse. Eine Möglichkeit, die Ergebnisse aus den Missorientierungsuntersuchungen

darzustellen, sind sog. KAM-Maps bzw. KAM-Winkelverteilungen. KAM steht für *Kernel Average Misorientation*. Für die Erstellung einer Winkelverteilung (Map) werden für jedes Pixel die Nachbarn hinsichtlich ihrer Orientierung (in Winkeln) verglichen. So entsteht für jedes Pixel ein Mittelwert aus diesen Nachbarschaften [89]. Für diese Arbeit wurde für die Erstellung der KAM-Winkelverteilungen ein Winkelbereich von $0 - 2^\circ$ (weiß – rot) verwendet, das heißt, alle Korngrenzen mit mehr als 2° Missorientierung werden damit als Großwinkelkorngrenzen definiert. Die schwarzen Linien in den hier dargestellten KAM-Winkelverteilungen beschreiben somit die Großwinkelkorngrenzen, das heißt jede Missorientierung ab 2° . Die Auflösung in diesem Kleinwinkelbereich ist nach Nolze et al. [91] durch eine neue Berechnungsmethode überhaupt erst möglich geworden. Der von Nolze et al. verwendete Musterabgleich (pattern matching) ermöglicht es auch, sehr kleine Orientierungsunterschiede (bis $0,1^\circ$), die sonst in den rauschenden Orientierungsdaten untergehen, zu berechnen. Erst dadurch konnten für diese Arbeit Unterschiede in der lokalen Mikrostruktur sichtbar gemacht werden [91].

5 Ergebnisse

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Ermüdungsversuche an P92 sowie die fraktographische Analyse der Proben vorgestellt. Als erstes werden die LCF- und RF-Versuche dargestellt. Danach folgen die TMF-Versuche ohne und mit Haltezeit. Zum Abschluss werden die betriebsnahen Versuche vorgestellt. Zunächst sind jedoch wichtige mechanische Kennwerte von P92 in Tabelle 5.1 für unterschiedliche Temperaturen aufgelistet. Zu Beginn des Kapitels 2 (S. 4) wurde die Temperaturabhängigkeit der Streckgrenze für P91 und P92 in einem Diagramm dargestellt. Dabei fallen die Festigkeitskennwerte vor allem ab 500 °C stark ab.

Tabelle 5.1: Mechanische Eigenschaften von P92 bei verschiedenen Temperaturen

Temperatur T [°C]	E-Modul E [GPa] ¹⁾	Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa] ²⁾
RT	216	440
300	197	392
500	178	340
620	162	246

1) Mit Resonanzmethode ermittelt (vgl. Kap.4.4)

2) Mindestwerte aus DIN-EN10216:2014

5.1 Low-Cycle-Fatigue-Versuche

Für diese Arbeit wurden LCF-Versuche an P92 bei drei verschiedenen Prüftemperaturen (300 °C, 500 °C und 620 °C) und einer konstanten Dehngeschwindigkeit von 0,1 %/s durchgeführt.

5.1.1 Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten

In der folgenden Abbildung 5.1 a ist der Verlauf der maximalen und minimalen Spannung für drei LCF-Versuche, jeweils einer bei jeder untersuchten Prüftemperatur, bei einer Totaldehnungsschwingbreite von $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \%$ über der Zyklenzahl dargestellt. Die Kurven zeigen, dass je höher die Prüftemperatur, desto geringer ist die maximale Spannung bei den Versuchen. Ursache hierfür ist die mit steigender Temperatur abnehmende Festigkeit (vgl. Tabelle 5.1). Diese lässt sich gut anhand der Hysteresen des ersten Zyklus in Abbildung 5.1 b erkennen. Beim Vergleich der Spannungsverläufe wird deutlich, dass je höher die Temperatur, umso rapider ist der Lastabfall während des Versuchs. Weiterhin nehmen auch die Anzahl der ertragbaren Zyklen und damit die Lebensdauer mit steigender Temperatur ab.

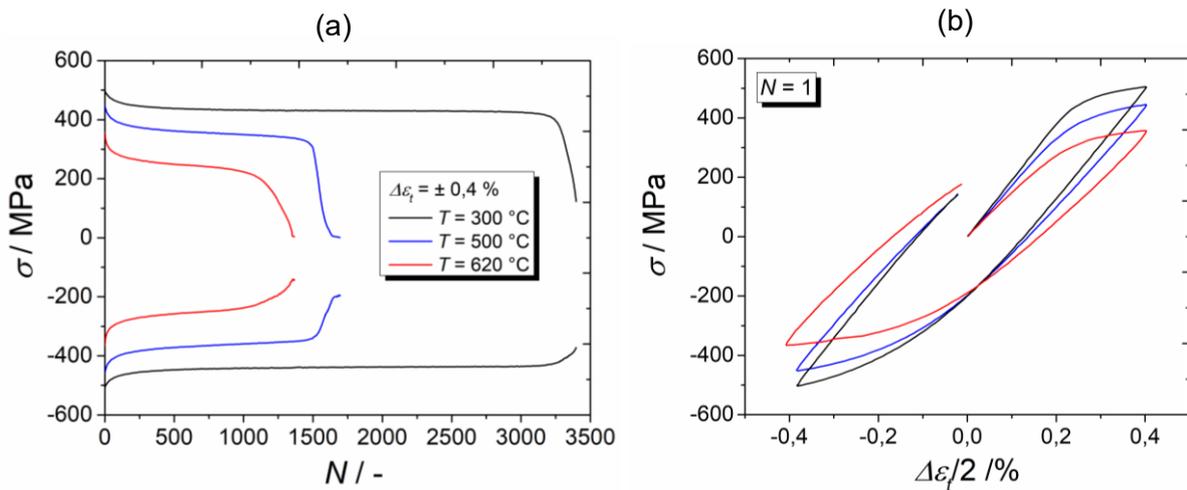


Abbildung 5.1: (a) Zyklischer Spannungsverlauf (σ_{max} , σ_{min}) für drei LCF-Versuche bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \%$ und (b) die dazugehörigen Hysteresen für den ersten Zyklus

Die Kurven lassen sich in drei Bereiche einteilen. In Abbildung 5.2 sind diese an einem beispielhaften Verlauf der Spannungen dargestellt. Neben dem Verlauf der maximalen und minimalen Spannung, die sich bei jedem Zyklus einstellt, ist auch der Verlauf der Mittelspannung σ_m dargestellt. Der erste Bereich ist durch einen starken Abfall der maximalen Spannung gekennzeichnet. Danach folgt ein Bereich in dem die Spannung nahezu konstant bleibt oder nur leicht mit der Zyklenzahl abnimmt. Am Ende, in Bereich III, folgt schließlich das Versagen der Probe, gekennzeichnet durch einen rapiden Lastabfall.

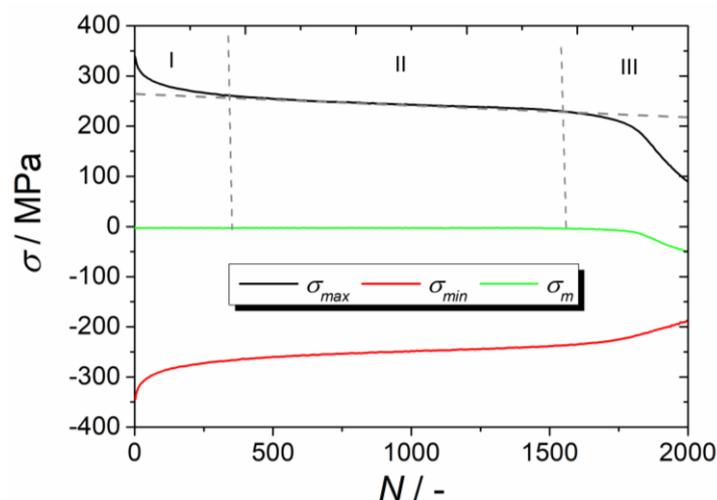


Abbildung 5.2: Einteilung der Entfestigungskurve in drei Bereiche, Verlauf der maximalen, minimalen und Mittelspannung

In Abbildung 5.3 a-c sind die zyklischen Spannungsverläufe aller durchgeführten LCF-Versuche dargestellt. Im Vergleich zu den Kurven in der vorherigen Abbildung ist die Anzahl der Zyklen nun zur besseren Übersicht logarithmisch aufgetragen. Diese Auftragsweise führt dazu, dass der zu Beginn stattfindende rapide Abfall in der Spannung innerhalb der ersten 100 – 500 Zyklen nicht so gut sichtbar wird. Da die Anzahl der Zyklen jedoch einen großen

Bereich abdecken, ermöglicht diese Achseneinteilung eine Abbildung aller Versuche in einem Diagramm.

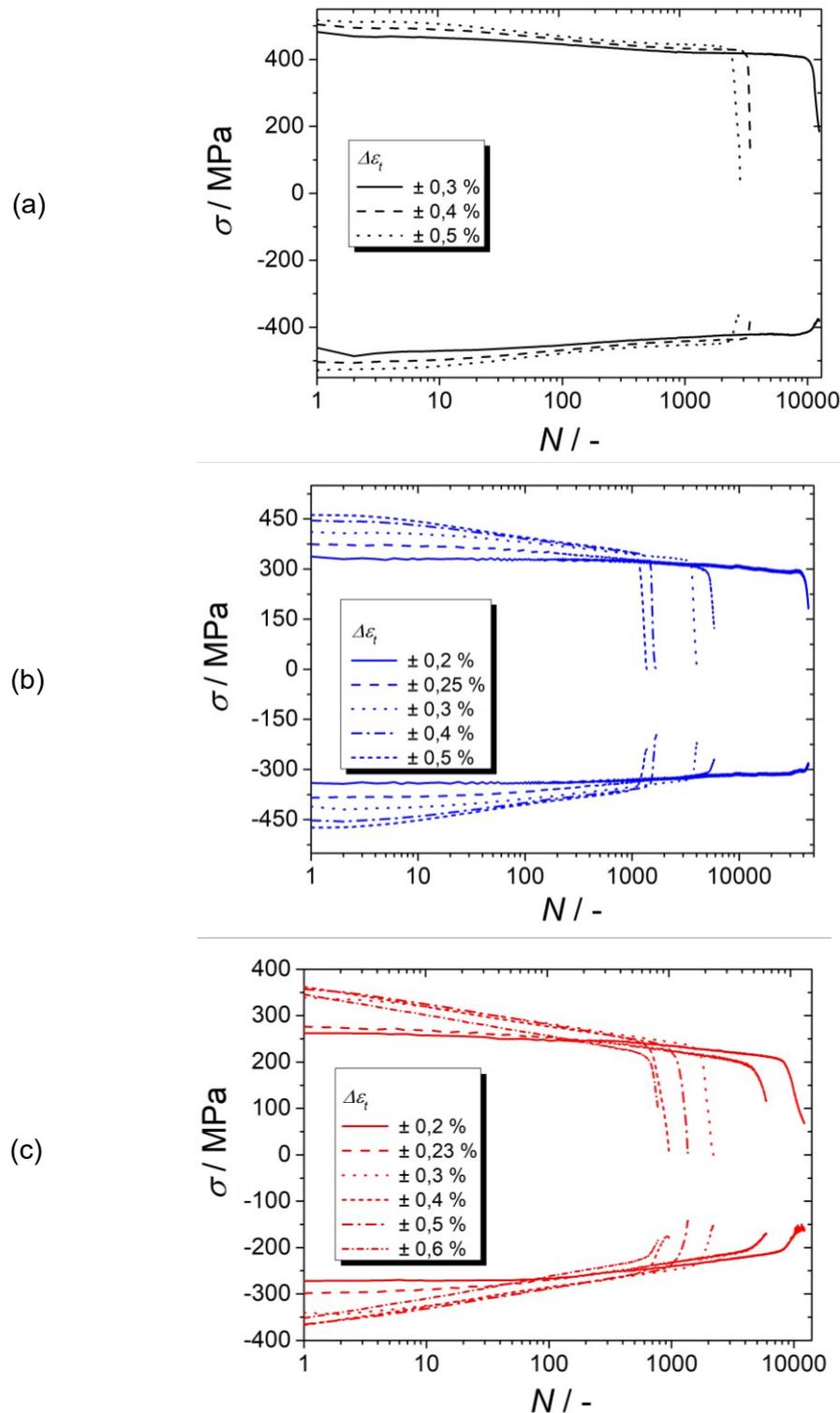


Abbildung 5.3: Verlauf der maximalen und minimalen Spannung für alle LCF-Versuche an P92 bei (a) 300 °C, (b) 500 °C, (c) 620 °C. *Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0*

Anhand der Spannungsverläufe für alle drei Temperaturen wird deutlich, dass sich jeweils mit höherer Totaldehnungsschwingbreite auch eine höhere Oberspannung einstellt. Diese

Zunahme wird mit steigender Dehnungsschwingbreite jedoch immer kleiner. Bei 620 °C liegen zum Beispiel die maximalen Spannungen bei $N = 1$ ab $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,3 \%$ sehr eng zusammen. Die maximale Spannung nimmt also nicht im gleichen Maße zu wie die Totaldehnungsschwingbreite. Noch besser lässt sich dies anhand der Hysteresen bei $N = 1$ in Abbildung 5.6 erkennen. Bei großen Totaldehnungsschwingbreiten ist die Streckgrenze deutlich überschritten und die Spannung steigt weniger stark an als die Dehnung. Weiterhin wird beim Vergleich der Verläufe deutlich, dass je höher die Temperatur, umso sanfter ist am Ende des Versuchs der Abfall der Spannung. Während bei 300 °C der Abfall am Ende fast stufenförmig ist, ist er bei 620 °C deutlich abgerundet. Außerdem ist der Lastabfall am Ende der Versuche in Zugrichtung immer größer als in Druckrichtung. Ursache ist der mit fortschreitendem Risswachstum geringer werdende Probenquerschnitt. Eine geringere Fläche bedeutet eine geringere Spannung bei gleichbleibender Verformung. Dieser Effekt kommt in Zugrichtung stärker zum Tragen, da in Druckrichtung die Flächen wieder aufeinandergedrückt werden. Die Mittelspannung betrug bei allen LCF-Versuchen zwischen -2 MPa und -6 MPa, das heißt nahezu Null.

Bei allen durchgeführten Versuchen tritt eine Abnahme der maximalen Spannung über der Zyklenzahl auf: der Werkstoff P92 entfestigt. Die Kurven in Abbildung 5.3 zeigen anhand der negativen Steigung, dass die Entfestigung unterschiedlich stark ausfallen kann. In der Literatur [43, 44] wird daher das Entfestigungsverhältnis bestimmt, um das unterschiedliche Verhalten zu quantifizieren. In Anlehnung an die Literatur wird das Entfestigungsverhältnis wie folgt definiert:

$$\text{softening ratio} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{max,50\% N_f}}{\sigma_{max}} \cdot 100 \quad (5.1)$$

$\sigma_{max,50\% N_f}$... maximale Spannung bei der Hälfte der Lebensdauer N_f

σ_{max} ... maximale Spannung im gesamten Versuch

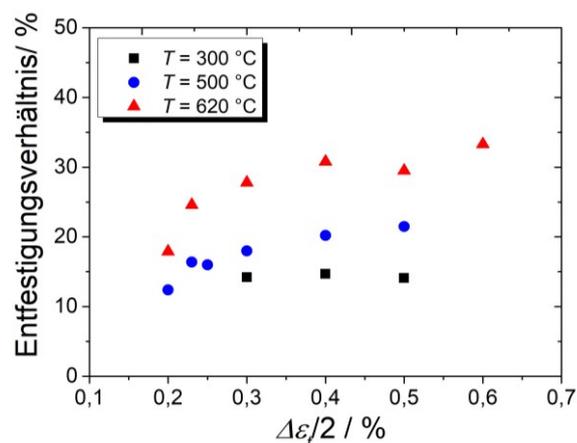


Abbildung 5.4: Entfestigungsverhältnis der LCF-Versuche an P92 in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude

In Abbildung 5.4 ist das Entfestigungsverhältnis für alle LCF-Versuche in Abhängigkeit von der Totaldehnungsamplitude dargestellt. Die Werte zeigen, dass die Entfestigung mit steigender Temperatur größer wird. Außerdem steigt bei 500 °C und 620 °C das Entfestigungsverhältnis mit zunehmender Dehnungsamplitude an. Dabei steigen die Werte vor allem zwischen 0,2 % und 0,3 % stark an. Ab $\Delta\varepsilon_t/2 = 0,3$ % ist bei 620 °C kein deutlicher und bei 500 °C nur ein leichter Anstieg vorhanden. Bei 300 °C ist die Entfestigung innerhalb der geprüften Amplituden gleich groß.

Mit steigender Dehnungsamplitude nimmt der inelastische Dehnungsanteil zu. Für das Diagramm in Abbildung 5.5 a wurden die inelastischen Dehnungsanteile bei der Hälfte der Lebensdauer, das heißt in einem stabilisierten Bereich der Entfestigung, bestimmt. Das Diagramm zeigt, dass es zwischen der Totaldehnungsamplitude und der inelastischen Dehnungsamplitude einen linearen Zusammenhang gibt. Mit steigender Gesamtdehnung nimmt auch die inelastische Dehnung zu. Mit höherer Prüftemperatur steigt die Größe der inelastischen Dehnungsamplitude bei gleicher Totaldehnungsamplitude. Die Parameter der gefitteten linearen Funktionen sind im Diagramm angegeben.

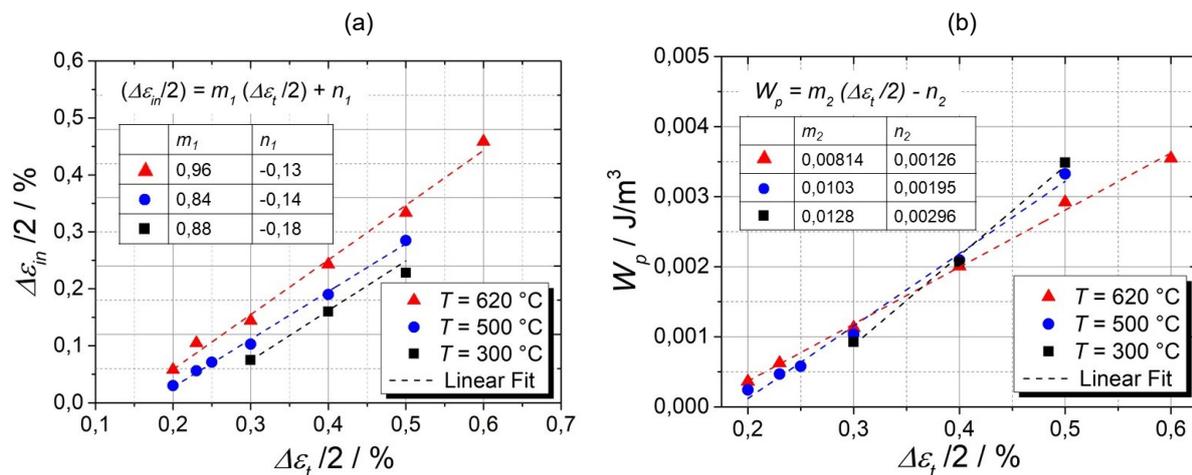


Abbildung 5.5: (a) Inelastische Dehnungsamplitude und (b) plastische Arbeit in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude für alle LCF-Versuche. *Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0*

Mit der inelastischen Dehnung nimmt auch die plastische Arbeit zu. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 5.5 b dargestellt. Bei der plastischen Arbeit handelt es sich um die Fläche der Hysteresen. Auch hier wurden für die Berechnung die Hysteresen bei der Hälfte der Lebensdauer herangezogen. Wie bei der Zunahme der inelastischen Dehnungsamplitude gibt es auch bei der plastischen Arbeit eine lineare Zunahme mit steigender Dehnungsamplitude. Die Werte der gefitteten linearen Funktionen sind im Diagramm angegeben. Dabei gibt es einen Schnittpunkt der gefitteten Geraden. Bei kleinen Amplituden ist dadurch die plastische Arbeit bei hohen Temperaturen etwas größer. Dieser Zusammenhang kehrt sich bei ca. $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4$ % um: Die Hystereseflächen bei 300 °C werden bei höheren Dehnungsamplituden

größer als die bei 500 °C und 620 °C. Auch dies lässt sich auf die mit steigender Temperatur abnehmende Festigkeit zurückführen.

In Abbildung 5.6 a-c sind die Hysteresen für den ersten und mittleren Zyklus für alle drei Prüftemperaturen bei verschiedenen Totaldehnungsschwingbreiten dargestellt. Durch die zyklische Entfestigung, die zwischen dem ersten und mittleren Zyklus stattfindet, werden die Hysteresen in y-Richtung gestaucht und in x-Richtung breiter.

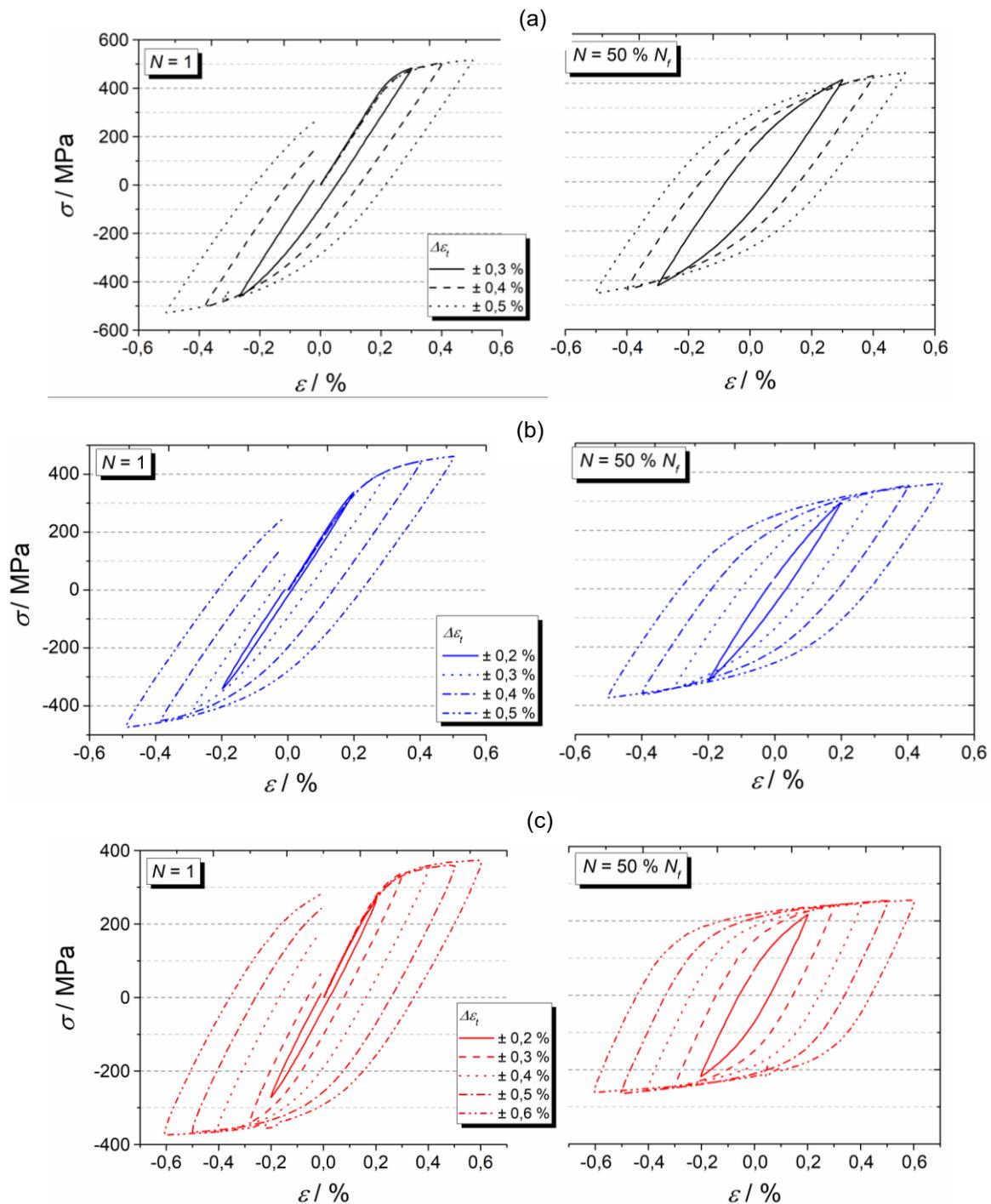


Abbildung 5.6: Hysteresen für den ersten und mittleren Zyklus bei (a) $T = 300\text{ °C}$, (b) $T = 500\text{ °C}$ und (c) $T = 620\text{ °C}$. (b) adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0

5.1.2 Lebensdauerverhalten

In dem Diagramm in Abbildung 5.7 ist die Versagenslastspielzahl jedes LCF-Versuchs in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude dargestellt. Je höher die Temperatur, umso geringer ist die Lebensdauer bei gleicher Dehnungsamplitude. Außerdem sinkt bei konstanter Temperatur die Lebensdauer mit steigender Amplitude.

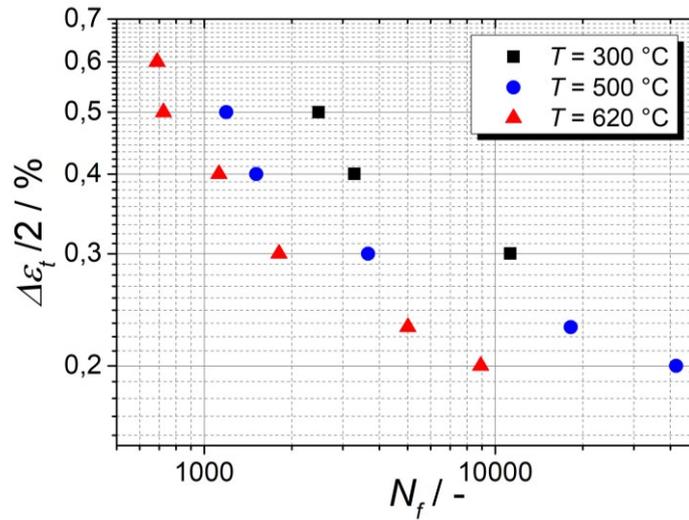


Abbildung 5.7: Dehnungswöhlerdiagramm für P92

5.2 Relaxation-Fatigue-Versuche

Bei einem Relaxation-Fatigue-Versuch (kurz: RF-Versuch) handelt es sich um einen LCF-Versuch mit Haltezeit. Dabei wird die Dehnung im Maximum und Minimum konstant gehalten, sodass die Spannung relaxiert. Abbildung 5.8 zeigt exemplarisch den zeitlichen Verlauf der Spannung und Dehnung für einige Zyklen eines RF-Versuchs mit jeweils 3 Minuten Haltezeit bei maximaler und minimaler Dehnung. Für diese Arbeit wurden RF-Versuche bei den gleichen Prüftemperaturen (300 °C, 500 °C und 620 °C) wie die LCF-Versuche durchgeführt. Die Haltezeit betrug dabei jeweils 3 Minuten, in einigen Versuchen auch 10 Minuten. Falls nicht anders angegeben bezieht sich im Folgenden jeder Versuch auf eine Haltezeit von 3 Minuten.

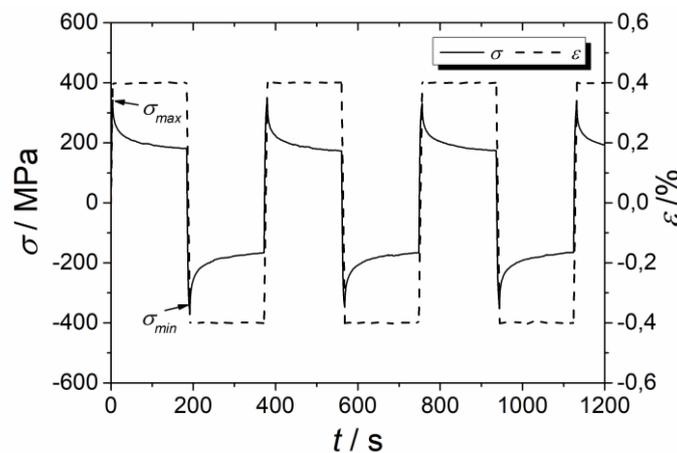


Abbildung 5.8: Zeitlicher Verlauf der Spannung und Dehnung bei einem RF-Versuch mit einer Totaldehnungsschwingbreite von $\Delta\epsilon_f = \pm 0,4 \%$ und 3 Minuten Haltezeit in Zug und Druck. *Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.*

5.2.1 Relaxationsverhalten

Um wieviel die Spannung relaxiert, hängt von der Temperatur sowie von der sich einstellenden maximalen und minimalen Spannung und damit von der aufgebrachten Dehnung ab. In Tabelle 5.2 sind für $N = 1$ und $N = \frac{1}{2} N_f$ die Beträge angegeben, um die die Spannung jeweils im Maximum und Minimum der Dehnung relaxiert. Mit steigender Temperatur wird dabei der Betrag der relaxierten Spannung größer. Bei konstanter Temperatur wird zudem mit höherer Totaldehnungsschwingbreite der Betrag der relaxierten Spannung größer. Allerdings sinkt der Betrag im Laufe jedes Versuches und bei der Hälfte der Lebensdauer ist er bei jeder Prüftemperatur für alle Dehnungen nahezu gleich groß. Weiterhin ist im Druckbereich die Spannungsrelaxation im 1. Zyklus immer größer als im Zug. Dieser Unterschied verschwindet bis zum mittleren Zyklus. Allerdings ist der Unterschied zwischen ϵ_{max} und ϵ_{min} im 1. Zyklus vor allem bei kleinen Totaldehnungsschwingbreiten sehr groß (bis zu 62 MPa bei 620 °C). Bei längerer Haltezeit ist er ebenfalls nochmal größer. Dieser große Unterschied in der Spannungsrelaxation zwischen Zug und Druck tritt nur im ersten Zyklus auf, im zweiten Zyklus ist die Relaxation bei ϵ_{max} ähnlich groß wie bei ϵ_{min} .

Tabelle 5.2: Betrag der relaxierten Spannung in MPa bei ϵ_{max} und ϵ_{min} für den ersten und mittleren Zyklus. Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.

T [°C]	$\Delta\epsilon_t$ [%]	Spannungsrelaxation [MPa]			
		N = 1		N = 1/2 N _r	
		ϵ_{max}	ϵ_{min}	ϵ_{max}	ϵ_{min}
300	± 0,3	31	32	33	33
	± 0,23	66	87	55	55
500	± 0,3	75	113	68	68
	± 0,5	103	108	77	82
620	± 0,2	107	156	80	81
	± 0,2 ($t_h = 10$ min)	117	180	92	97
	± 0,23	129	170	80	86
	± 0,3	153	200	82	94
	± 0,4	161	192	80	96
	± 0,4 ($t_h = 10$ min)	184	210	105	116

5.2.2 Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten

In Abbildung 5.9 sind die maximale und minimale Spannung für alle RF-Versuche mit einer Haltezeit von 3 Minuten über der Zyklenzahl dargestellt. Wie bei den LCF-Versuchen, tritt auch bei den RF-Versuchen eine zyklische Entfestigung ein und die Kurven lassen sich ebenfalls in drei Bereiche einteilen. Die Mittelspannung liegt bei allen Versuchen, abgesehen vom ersten Zyklus, zwischen -10 MPa und -4 MPa, und ist damit vergleichbar mit der Mittelspannung der Versuche ohne Haltezeit.

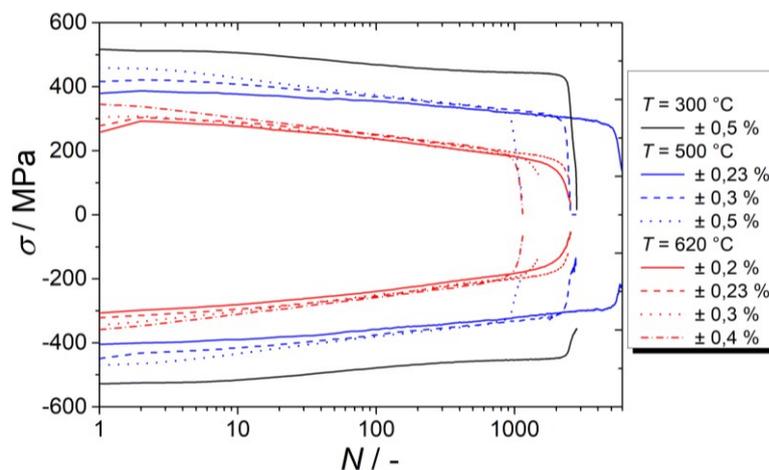


Abbildung 5.9: Verlauf der maximalen und minimalen Spannung aller RF-Versuche mit $t_h = 3$ min. Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.

In Abbildung 5.10 a ist die inelastische Dehnungsamplitude der Versuche mit und ohne Haltezeit in Abhängigkeit von der Temperatur und der Totaldehnungsamplitude dargestellt. Durch das Hinzufügen einer Haltezeit erhöht sich die inelastische Dehnung in einem Zyklus. Anhand der gleichbleibenden Steigung der gefitteten Geraden wird deutlich, dass diese Zunahme bei 500 °C und 620 °C im geprüften Dehnungsbereich immer gleich groß ist. Die

inelastische Dehnung nimmt zum Beispiel bei 620 °C bei $\Delta\varepsilon_t/2 = 0,2$ % von 0,07 % auf 0,14 % um 0,07 %-Punkte, und bei $\Delta\varepsilon_t/2 = 0,4$ % von 0,25 % auf 0,33 % um 0,08 %-Punkte zu. Das bedeutet, dass für die kleinere Dehnung diese Zunahme eine Verdopplung darstellt, während es bei $\Delta\varepsilon_t/2 = 0,4$ % eine Zunahme um ein Drittel ist. Bei 300 °C und 500 °C nimmt die inelastische Dehnung um 0,05 %-Punkte und damit weniger als bei 620 °C zu. Neben der inelastischen Dehnung werden auch die Flächen der Hysteresen und damit die plastische Arbeit größer (vgl. Abbildung 5.10 b). Auch hier ist die Zunahme für die jeweilige Prüftemperatur zwischen LCF- und RF-Versuchen gleich groß.

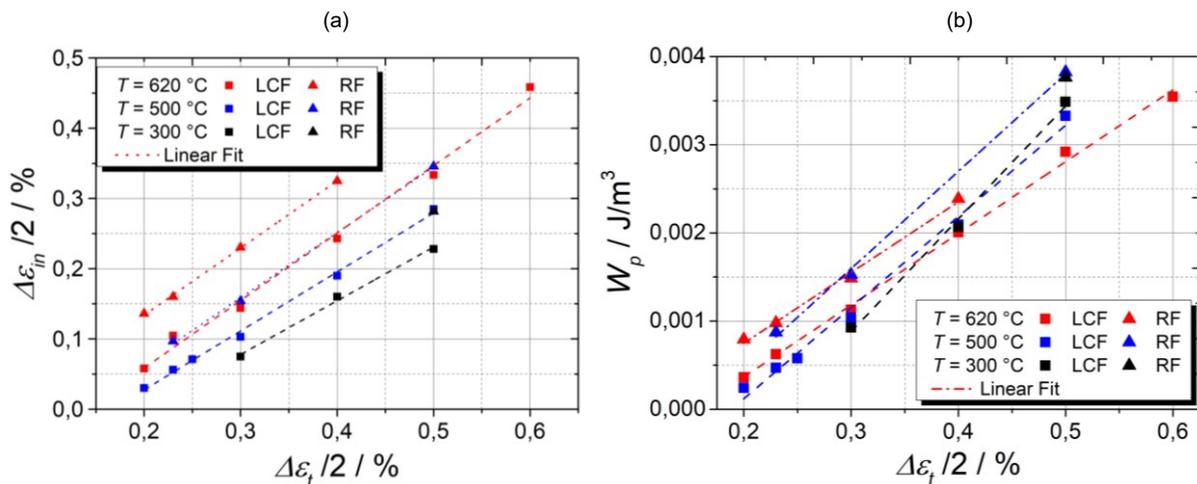


Abbildung 5.10: (a) Entwicklung der inelastischen Dehnungsamplitude und (b) der plastischen Arbeit für LCF- und RF-Versuche bei 300 °C, 500 °C und 620 °C, bezogen auf den mittleren Zyklus

Der Einfluss der Haltezeit auf die Entfestigung sowie auf die Lebensdauer soll nun im folgenden Abschnitt dargestellt werden.

Temperaturabhängigkeit

In Abbildung 5.11 a sind die Entfestigungskurven bei einer hohen Totaldehnungsschwingbreite für jeweils einen LCF- und RF-Versuch je Prüftemperatur dargestellt. Bei 300 °C zeigen die Kurven von LCF- und RF-Versuch den gleichen Verlauf. Bei 500 °C und 620 °C fallen die Kurven der RF-Versuche stärker ab, als die der LCF-Versuche. Dies zeigt sich auch in den Werten für das Entfestigungsverhältnis, die in Tabelle 5.3 aufgelistet sind. Bei 500 °C und 620 °C ist das Entfestigungsverhältnis des RF-Versuchs immer größer als das des LCF-Versuchs. In Abbildung 5.11 b sind die dazugehörigen Hysteresen bei der Hälfte der Lebensdauer abgebildet. Sie zeigen, dass bei 300 °C deutlich weniger Spannung (vgl. Tabelle 5.2) im Vergleich zu den höheren Temperaturen relaxiert. Bei 500 °C und 620 °C relaxiert die Spannung während der Haltephasen um bis zu 100 MPa. Neben dem Entfestigungsverhältnis sind in Tabelle 5.3 zudem die Lebensdauern der Versuche gegenübergestellt. Weiterhin gibt das angegebene Lebensdauerverhältnis Aufschluss darüber, wie stark die Lebensdauer durch Hinzufügen einer Haltezeit reduziert wird. Bei allen

drei Versuchen ist dieser Einfluss unter Berücksichtigung der typischen Streuung von LCF-Versuchen nicht signifikant.

Tabelle 5.3: Entfestigungsverhältnis, Lebensdauer und Lebensdauerverhältnis für jeweils drei LCF- und RF-Versuche bei unterschiedlicher Temperatur. *Adaptiert aus Jürgens et. al [24], lizenziert nach CC BY 4.0*

T [°C]	$\Delta\varepsilon_t$ [%]	Entfestigungsverhältnis [%]		Lebensdauer, N_f [-]		$\frac{N_{f,RF}}{N_{f,LCF}}$ [-]
		LCF	RF	LCF	RF	
300	$\pm 0,5$	14,4	14,8	2474	2305	0,93
500	$\pm 0,5$	21,5	24,6	1190	955	0,80
620	$\pm 0,4$	30,2	38,6	1124	996	0,89

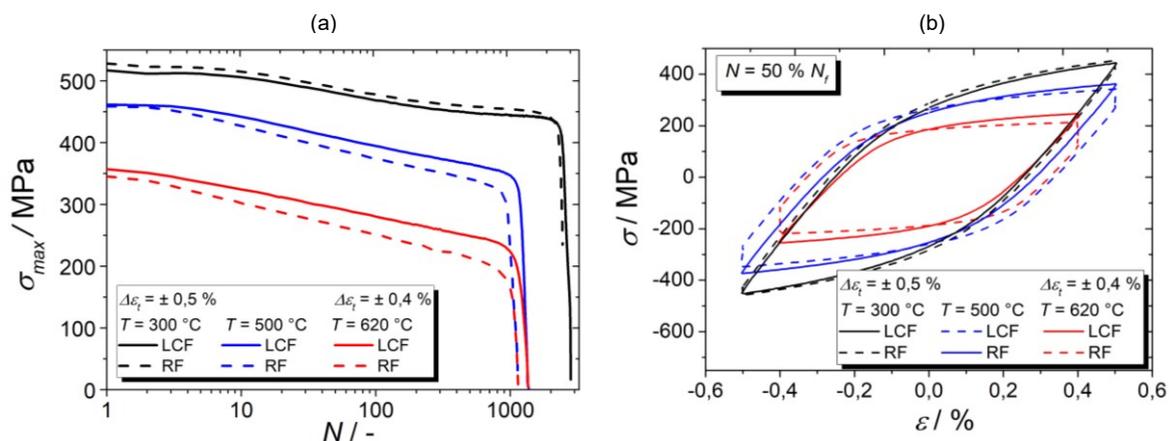


Abbildung 5.11: (a) Vergleich der maximalen Spannungsverläufe für LCF- und RF-Versuche bei verschiedenen Temperaturen und (b) die dazugehörigen Hysteresen des mittleren Zyklus. *Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.*

Abhängigkeit von der Totaldehnungsschwingbreite

In Abbildung 5.12 a sind die Entfestigungskurven von zwei RF-Versuchen zusammen mit den dazugehörigen LCF-Versuchen für eine hohe ($\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4$ %) und eine niedrige ($\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2$ %) Totaldehnungsschwingbreite bei 620 °C dargestellt. Wie bereits bei der Temperaturabhängigkeit herausgestellt, ist bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4$ % beim RF-Versuch das Entfestigungsverhältnis größer als beim LCF-Versuch. Die Lebensdauer hingegen ist nicht signifikant reduziert durch das Hinzufügen einer Haltezeit. Bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2$ % ist die Lebensdauer im Vergleich zum LCF-Versuch jedoch stark herabgesenkt und das Entfestigungsverhältnis hat sich in etwa verdoppelt. In Tabelle 5.4 sind die entsprechenden Werte aufgelistet. Der Verlauf der maximalen Spannung zeigt, dass es zwischen dem ersten und zweiten Zyklus, durch den roten Punkt markiert, zu einem Anstieg der Spannung kommt. Dieser Spannungsanstieg führt zu einer im Vergleich zum LCF-Versuch stärkeren Entfestigung innerhalb der weiteren Zyklen. In Abbildung 5.12 b sind die entsprechenden Hysteresen des 1. Zyklus mit dem Übergang zum zweiten Zyklus für alle vier Versuche abgebildet. Bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4$ % haben LCF- und RF-Versuch sowohl bei maximaler Dehnung als auch bei minimaler Dehnung die gleichen

Spannungswerte. Bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2\%$ ist dies nicht der Fall. Nach dem Anfahren von $+0,2\%$ Dehnung und der anschließenden Relaxation endet der RF-Versuch auf einer um 35 MPa niedrigeren Unterspannung als der LCF-Versuch. Dies führt zu einer viel größeren Spannungsrelaxation als im Zugbereich. Dies wurde bereits im vorherigen Abschnitt über das Relaxationsverhalten in Tabelle 5.2 dargestellt. Beim erneuten Belasten im Zugbereich stellt sich dann eine um 35 MPa höhere Oberspannung (markiert durch den roten Punkt) als im ersten Zyklus ein. So kommt es zwischen dem ersten und zweiten Zyklus im RF-Versuch zunächst zu einem Anstieg der maximalen Spannung. Durch diesen Anstieg ist das Entfestigungsverhältnis deutlich größer als beim dazugehörigen LCF-Versuch.

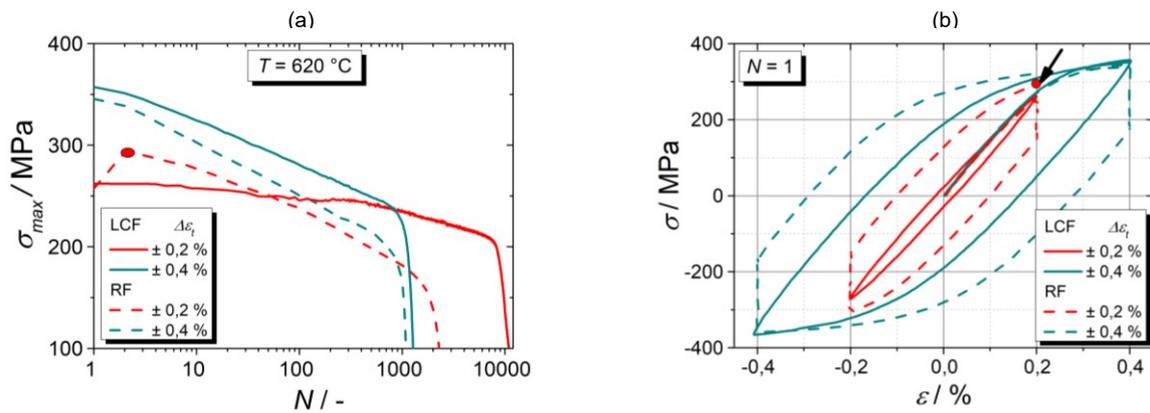


Abbildung 5.12: (a) Verlauf der maximalen Spannung für zwei LCF- und RF-Versuche bei 620 °C und (b) die dazugehörigen Hysteresen des ersten Zyklus. Entnommen aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.

Tabelle 5.4: Entfestigungsverhältnis, Lebensdauer und Lebensdauererhältnis für LCF- und RF-Versuche bei 500 °C und 620 °C . Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.

T [°C]	$\Delta\varepsilon_t$ [%]	Entfestigungsverhältnis [%]		Lebensdauer N_f [-]		$\frac{N_{f,RF}}{N_{f,LCF}}$ [-]
		LCF	RF	LCF	RF	
500	$\pm 0,23$	16,4	22,4	18200	5320	0,29
	$\pm 0,3$	18,0	23,0	3660	2307	0,63
	$\pm 0,5$	21,5	25,1	1190	955	0,80
620	$\pm 0,2$	17,5	38,2	8920	2050	0,23
	$\pm 0,3$	27,8	37,6	1809	1324	0,73
	$\pm 0,4$	30,2	38,6	1124	996	0,89

Die Werte in Tabelle 5.4 zeigen weiterhin, dass ein ähnliches Verhalten bei 500 °C auftreten muss. Auch hier gibt es eine starke Lebensdauerreduzierung und eine größere Zunahme des Entfestigungsverhältnisses hin zu kleinen Totaldehnungsschwingbreiten. In Abbildung 5.13 a ist daher der Verlauf der maximalen Spannung für zwei LCF- und RF-Versuche bei 500 °C dargestellt. Wie auch bei 620 °C kommt es bei kleiner Schwingbreite, das heißt $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,23\%$, zunächst zu einem Anstieg der Spannung zwischen dem ersten und zweiten Zyklus. Diese beträgt 15 MPa und ist damit geringer als bei 620 °C . Die dazugehörigen Hysteresen bei $N = 1$ in Abbildung 5.13 b zeigen, dass auch hier bereits im Druckbereich des

ersten Zyklus sich eine höhere Unterspannung einstellt. Der anschließende Spannungsanstieg im Dehnungsmaximum des zweiten Zyklus führt auch im RF-Versuch bei 500 °C dazu, dass die weitere Entfestigung größer ist als beim dazugehörigen LCF-Versuch.

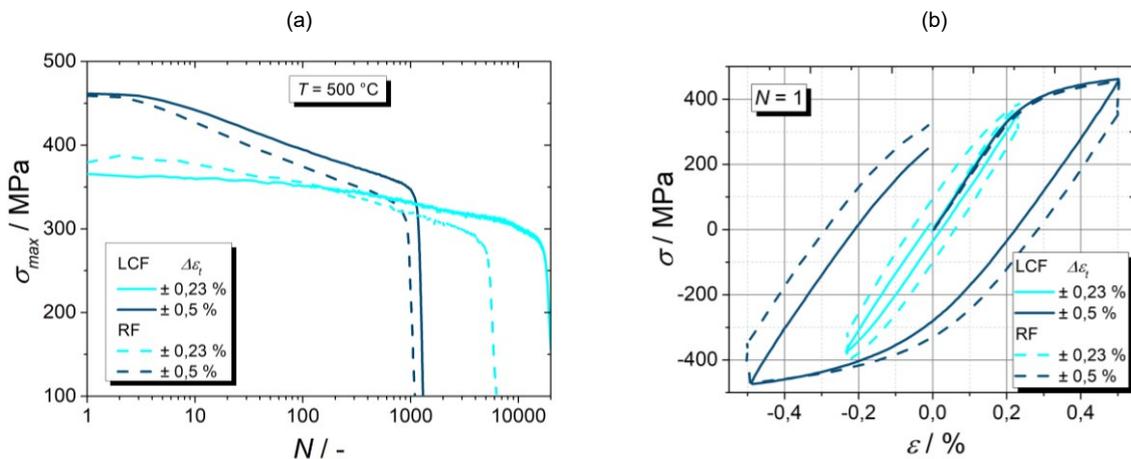


Abbildung 5.13: (a) Verlauf der maximalen Spannung für zwei LCF- und RF-Versuche bei 500 °C und (b) die dazugehörigen Hysteresen des ersten Zyklus

Länge der Haltezeit

In Abbildung 5.14 a ist der Verlauf der Maximalspannung für jeweils zwei RF-Versuche bei 620 °C und einer Haltezeit von 3 Minuten und 10 Minuten dargestellt. Wie schon bei einer Haltezeit von 3 Minuten tritt auch bei einer Haltezeit von 10 Minuten bei $\Delta\epsilon_t = \pm 0,2 \%$ zunächst ein Spannungsanstieg zwischen dem ersten und zweiten Zyklus auf. Auch im weiteren Verlauf sind die Spannungsverläufe gleich und damit auch das Entfestigungsverhältnis. Dies zeigen die Werte in der Tabelle 5.5. Die Lebensdauer wird allerdings durch die längere Haltezeit weiter gesenkt. Dies gilt auch für $\Delta\epsilon_t = \pm 0,4 \%$, wo zudem noch das Entfestigungsverhältnis weiter leicht angestiegen ist. Die Hysteresen des 1. Zyklus in der Abbildung 5.14 b zeigen, dass zwischen Minute 3 und 10 nur noch sehr wenig Spannung relaxiert, etwa 20 MPa, vermutlich ist deshalb der Einfluss auf die Entfestigung nicht so stark.

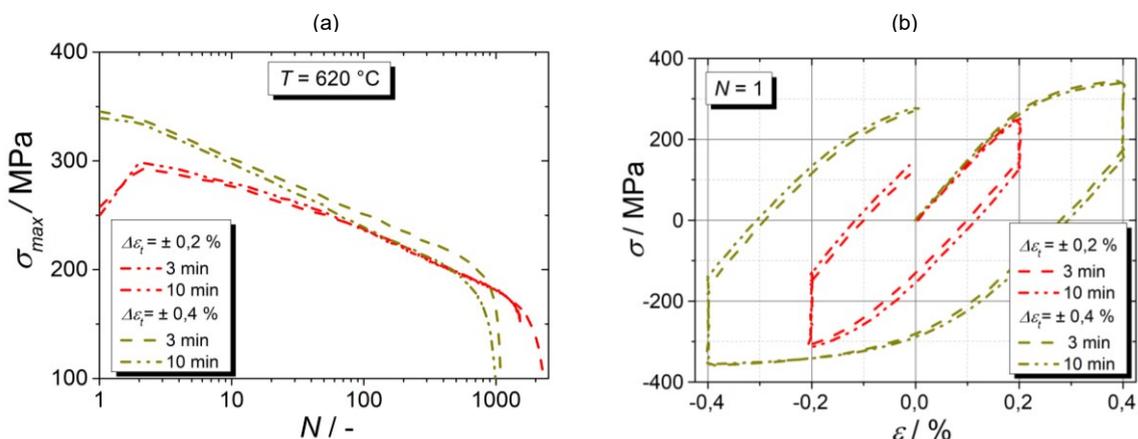


Abbildung 5.14: (a) Verlauf der maximalen Spannung für RF-Versuche mit unterschiedlichen Haltezeiten bei 620 °C und (b) die dazugehörigen Hysteresen des ersten Zyklus. *Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.*

Tabelle 5.5: Entfestigungsverhältnis und Lebensdauern für RF-Versuche bei 620 °C und unterschiedlichen Haltezeiten. *Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.*

Δa [%]	Entfestigungsverhältnis [%]		Lebensdauer N_f [-]		$\frac{N_{f,RF}}{N_{f,LCF}}$ [-]	
	3 min	10 min	3 min	10 min	3 min	10 min
$\pm 0,2$	38,2	37,6	2050	1582	0,23	0,18
$\pm 0,4$	38,6	40,7	996	883	0,89	0,79

5.2.2 Lebensdauerverhalten

Das vorherige Kapitel hat bereits gezeigt, dass die Lebensdauer durch das Hinzufügen von Haltezeiten gesenkt wird. In Abbildung 5.15 sind die Lebensdauern aller LCF- (gefüllte Symbole) und RF-Versuche (offene Symbole) aufgetragen. Wie stark die Lebensdauer durch Hinzufügen einer Haltezeit gesenkt wird, hängt vor allem von der Totaldehnungsamplitude ab. Je kleiner diese ist, desto größer ist die Reduzierung der Lebensdauer. Bei hohen Amplituden hingegen, gibt es keinen signifikanten Einfluss auf die Lebensdauer. Eine Verlängerung der Haltezeit führt zu einer noch weiteren Reduzierung der Lebensdauer, diese steht jedoch nicht im Verhältnis zur Verlängerung der Haltezeit.

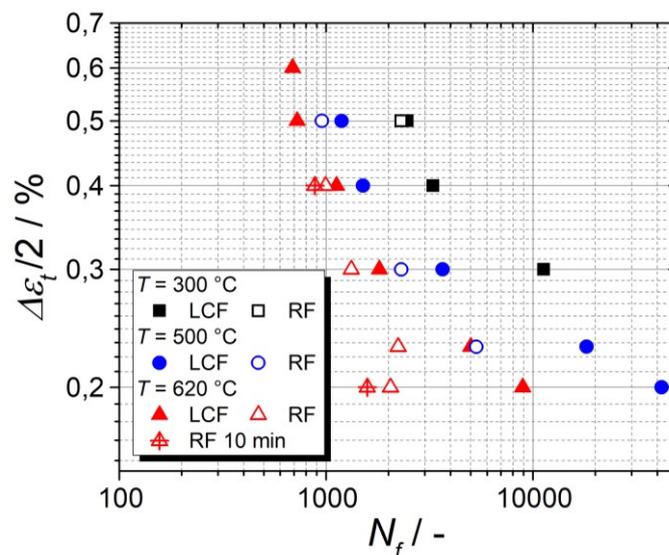


Abbildung 5.15: Dehnungswöhlerdiagramm der LCF- und RF-Versuche an P92. *Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.*

5.3 TMF-Versuche

TMF-Versuche wurden für zwei verschiedene Temperaturintervalle ($T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$) bei einer konstanten Temperaturrate von 5 K/s bei jeweils zwei Phasenlagen (In-Phase = IP und Out-of-Phase = OP) durchgeführt.

5.3.1 Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten

$T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$

Der Verlauf der maximalen und minimalen Spannung über der Zyklenzahl ist für alle TMF-Versuche sowohl In-Phase als auch Out-of-Phase in Abbildung 5.16 dargestellt. Die Höhe der Spannung wird von der Höhe der mechanischen Dehnungsschwingbreite bestimmt. Die Oberspannung der OP-Versuche (grün) liegt über der Oberspannung der IP-Versuche (schwarz). Ursache ist die im Spannungsmaximum unterschiedlich herrschende Temperatur. Beim IP-Versuch liegt im Maximum der Dehnung auch das Maximum der Temperatur (= 620 °C) vor, die Festigkeit ist entsprechend gering und damit auch die Oberspannung. Beim OP-Versuch liegt die Temperatur im Maximum der Dehnung hingegen im Minimum (= 300 °C), was zu einer höheren Festigkeit und damit Oberspannung führt. Umgekehrt verhält es sich mit den Unterspannungen. Bei beiden Phasenlagen findet insgesamt eine zyklische Entfestigung statt. Bei den Versuchen mit $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ steigt während der ersten zehn Zyklen im Verlauf der Unterspannung des IP-Versuches, sowie der Oberspannung des entsprechenden OP-Versuches, jedoch zunächst die Spannung um 25 MPa an.

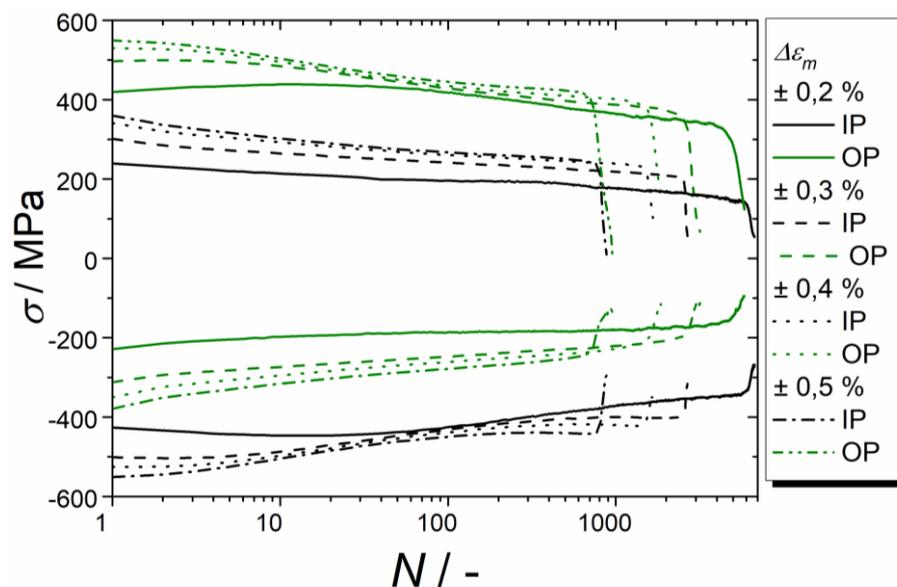


Abbildung 5.16: Verlauf der maximalen und minimalen Spannung bei allen IP- und OP-TMF-Versuchen im Temperaturintervall von $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$

Aufgrund der Phasenverschiebung von IP- und OP-Versuchen, ergeben sich unterschiedliche Mittelspannungen. Das folgende Diagramm (vgl. Abbildung 5.17 a) zeigt den Verlauf der Mittelspannungen. Bei den OP-Versuchen stellt sich eine positive Mittelspannung ein, bei den IP-Versuchen eine negative. Dabei tritt der jeweils größte Wert der Mittelspannung bei der kleinsten mechanischen Dehnung ein. Der Betrag der Mittelspannung steigt zunächst vor allem bei den kleineren mechanischen Dehnungen in den ersten Zyklen. Danach relaxiert die Mittelspannung für beide Phasenlagen. In Abbildung 5.17 b ist der Verlauf der Spannungsamplituden dargestellt. Die Spannungsamplitude sinkt für alle Versuche im Verlauf der Zyklen. Außerdem überlagern sich die Verläufe der IP- und OP-Versuche. Je höher die mechanische Dehnungsschwingbreite, desto geringer werden die Abstände in der Höhe der Spannungsamplitude. Bei den Versuchen mit $\Delta\epsilon_m = \pm 0,2\%$ verläuft die Spannungsamplitude während der ersten zehn Zyklen konstant bevor sie abfällt.

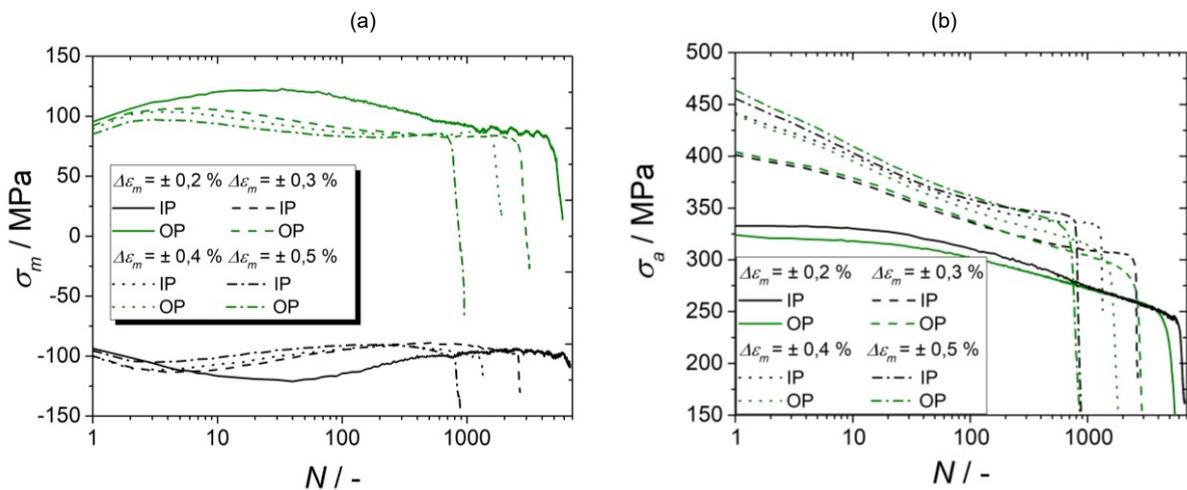


Abbildung 5.17: (a) Verlauf der Mittelspannungen und (b) Verlauf der Spannungsamplituden für IP- und OP-Versuche bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$

Die folgenden Diagramme in Abbildung 5.18 zeigen die Hysteresen vom ersten Zyklus und bei der Hälfte der Lebensdauer, dem sog. stabilisierten Zyklus, für die TMF-Versuche bei T_1 ((a) für IP und (b) für OP). Je höher die mechanische Dehnung, desto mehr flachen die Hysteresen der IP-Versuche bei maximaler Temperatur ab, sodass das Maximum der Spannung nicht dort liegt, wo die aufgebrachte mechanische Dehnung maximal ist. Das gleiche gilt umgekehrt für die OP-Versuche, bei denen das Minimum der Spannung nicht im Minimum der aufgebrachten mechanischen Dehnung liegt. Dieser Effekt schwächt sich im Verlauf der Versuche zum mittleren Zyklus hin ab. Zwischen $N=1$ und $N=50\%$ N_f werden die Hysteresen in x-Richtung breiter und in y-Richtung gestaucht, da der Werkstoff entfestigt.

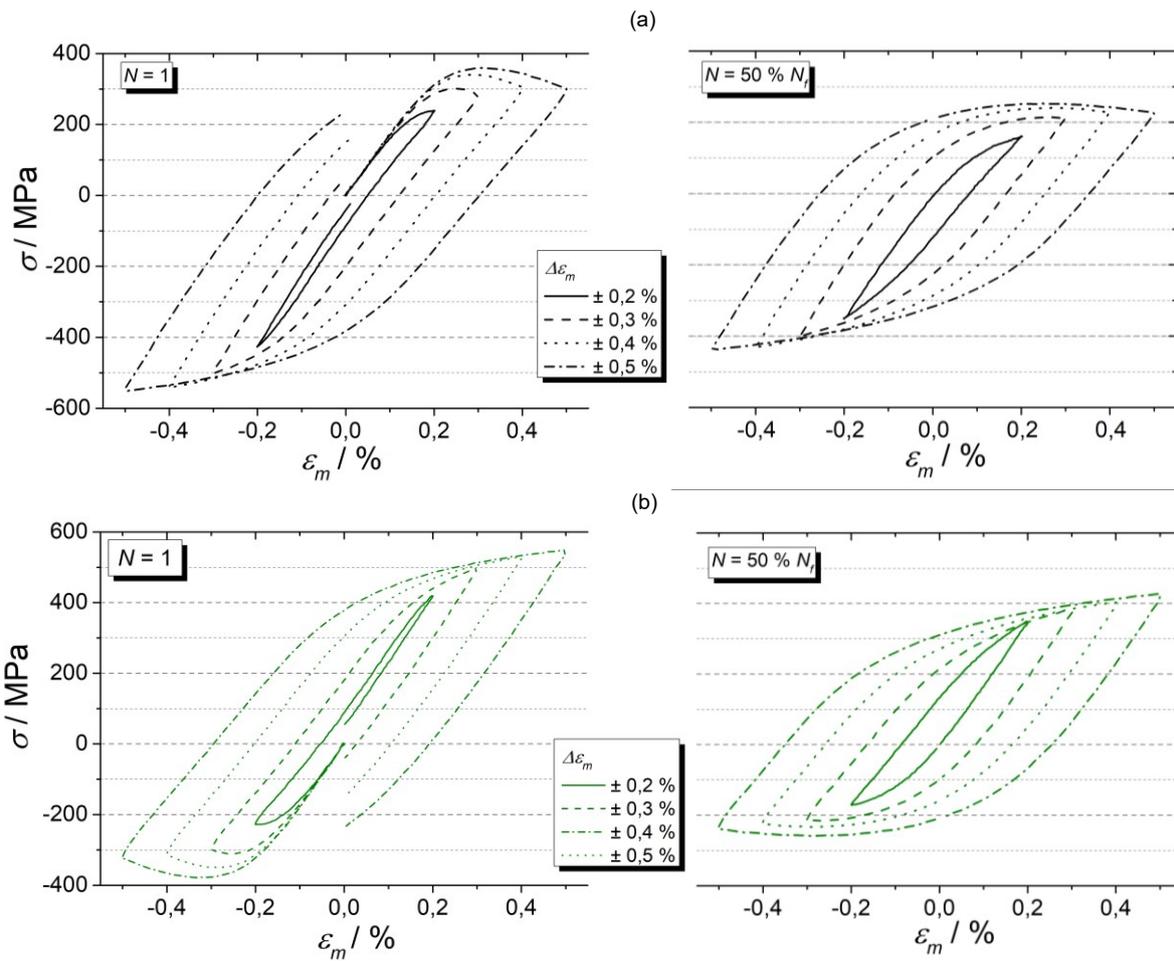


Abbildung 5.18: Hysteresen des ersten (links) und mittleren Zyklus (rechts) für alle (a) IP- und (b) OP-Versuche bei $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$

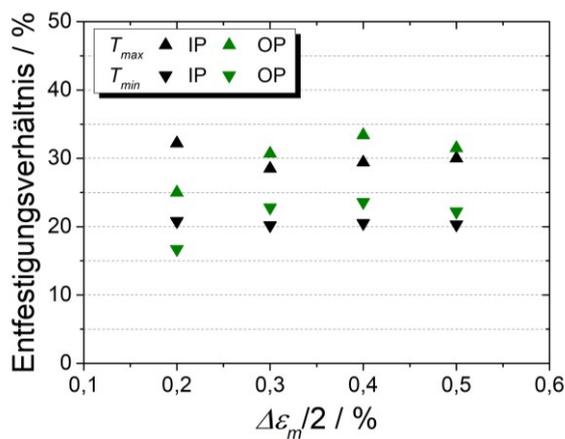


Abbildung 5.19: Entfestigungsverhältnis für IP- und OP-Versuche bei $T_{min} = 300 \text{ °C}$ und $T_{max} = 620 \text{ °C}$

Bei der Berechnung der Entfestigung wurde wie im Kapitel 5.1.2 vorgegangen. Allerdings wurde für jeden Versuch das Verhältnis für den Verlauf der Ober- und Unterspannung aufgrund der unterschiedlichen Temperaturen (T_{max} und T_{min}) bestimmt. In Abbildung 5.19 sind die Werte in Abhängigkeit von der aufbrachten mechanischen Dehnungsamplitude dargestellt. Bis auf die Werte bei $\Delta\varepsilon_m/2 = 0,2 \text{ %}$, ist das Entfestigungsverhältnis bei beiden Temperaturen für die OP-Versuche leicht größer als für die IP-Versuche.

Außerdem ist jeweils das Entfestigungsverhältnis bei T_{min} kleiner als bei T_{max} . Weiterhin ist das Entfestigungsverhältnis für IP- bzw. OP-Versuche jeweils konstant, lediglich der OP-Versuch bei $\Delta\varepsilon_m/2 = 0,2 \text{ %}$ zeigt eine leicht geringere Entfestigung als alle anderen OP-Versuche.

$T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$

Das Diagramm in Abbildung 5.20 zeigt den Verlauf der maximalen und minimalen Spannung für jeweils zwei IP- und OP-Versuche bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ und $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \%$ mechanischer Totaldehnungsschwingbreite. Auch hier liegt aufgrund der unterschiedlichen Temperatur im Maximum der Dehnung die Oberspannung der OP-Versuche (braun) über der Oberspannung der IP-Versuche (orange). Weiterhin kommt es, wie auch bei T_1 , zu einer zyklischen Entfestigung, wobei sich bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ jeweils bei T_{min} zunächst ein Anstieg des Betrages der Spannung um 40 MPa innerhalb der ersten 100 Zyklen zeigt.

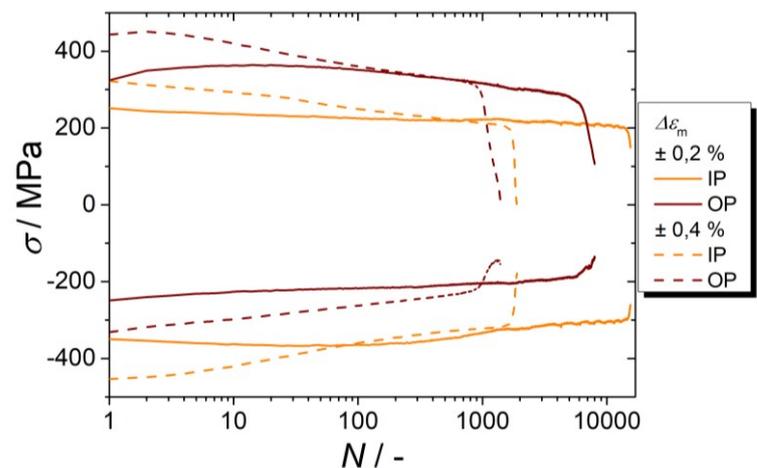


Abbildung 5.20: Verlauf der maximalen und minimalen Spannung aller IP- und OP- TMF-Versuche bei $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$

In Abbildung 5.21 sind die Verläufe der Mittelspannungen und der Spannungsamplituden für die TMF-Versuche bei T_2 dargestellt. Die Verläufe der Mittelspannungen (a) zeigen ein ähnliches Verhalten wie beim Temperaturintervall von $300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$. Zunächst steigt bzw. sinkt die Mittelspannung innerhalb der ersten 100 Zyklen und relaxiert dann jeweils bis zum Ende der Lebensdauer. Mit Beträgen zwischen 50 MPa und 60 MPa im mittleren Zyklus liegen die Mittelspannungen bei T_2 unterhalb der Werte von T_1 . Die Spannungsamplituden (b) verlaufen bei hoher mechanischer Dehnungsschwingbreite, wie bei T_1 , identisch. Bei kleiner Schwingbreite gibt es allerdings Unterschiede. Beim IP-Versuch verläuft die Spannungsamplitude während der ersten 100 Zyklen konstant, beim OP-Versuch steigt sie zwischen dem ersten und zweiten Zyklus um 10 MPa an, um dann ebenfalls für etwa 30 Zyklen konstant zu verlaufen. Anschließend sinken nach diesem unterschiedlich langen konstanten Verlauf die Spannungsamplituden kontinuierlich ab.

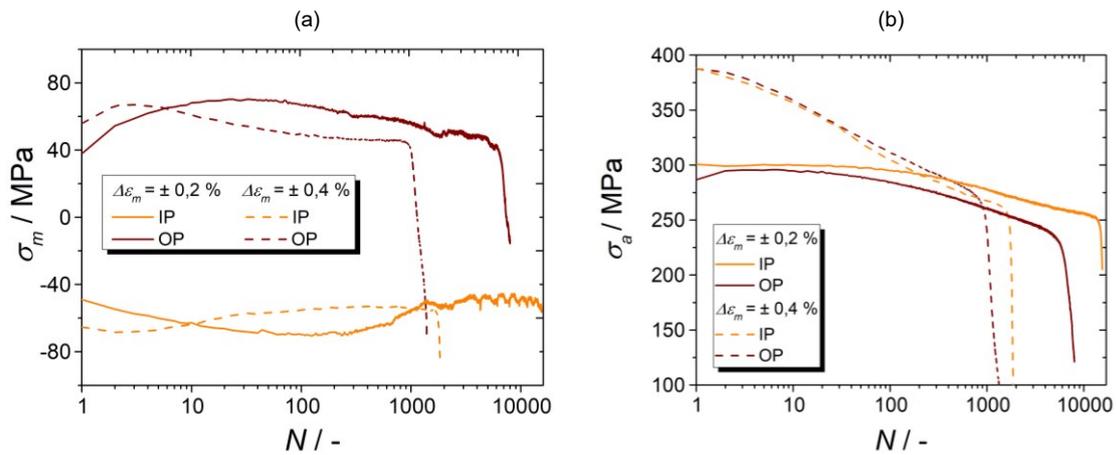


Abbildung 5.21: (a) Verlauf der Mittelspannungen und (b) Verlauf der Spannungsamplituden für IP- und OP-Versuche bei $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$

Die folgende Abbildung 5.22 zeigt die Hysteresekurven des ersten und mittleren Zyklus für die IP- und OP-Versuche bei T_2 . Im Vergleich zu T_1 liegt bei $500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ das Maximum der Spannung auch im Maximum der Dehnung, und umgekehrt. Der Hysteresen bei $\Delta \varepsilon_m = \pm 0,4 \%$ sind mehr als doppelt so breit wie die bei $\Delta \varepsilon_m = \pm 0,2 \%$. Durch die zyklische Entfestigung werden die Hysteresen im Verlaufe der Versuche breiter, sowie in y-Richtung gestaucht.

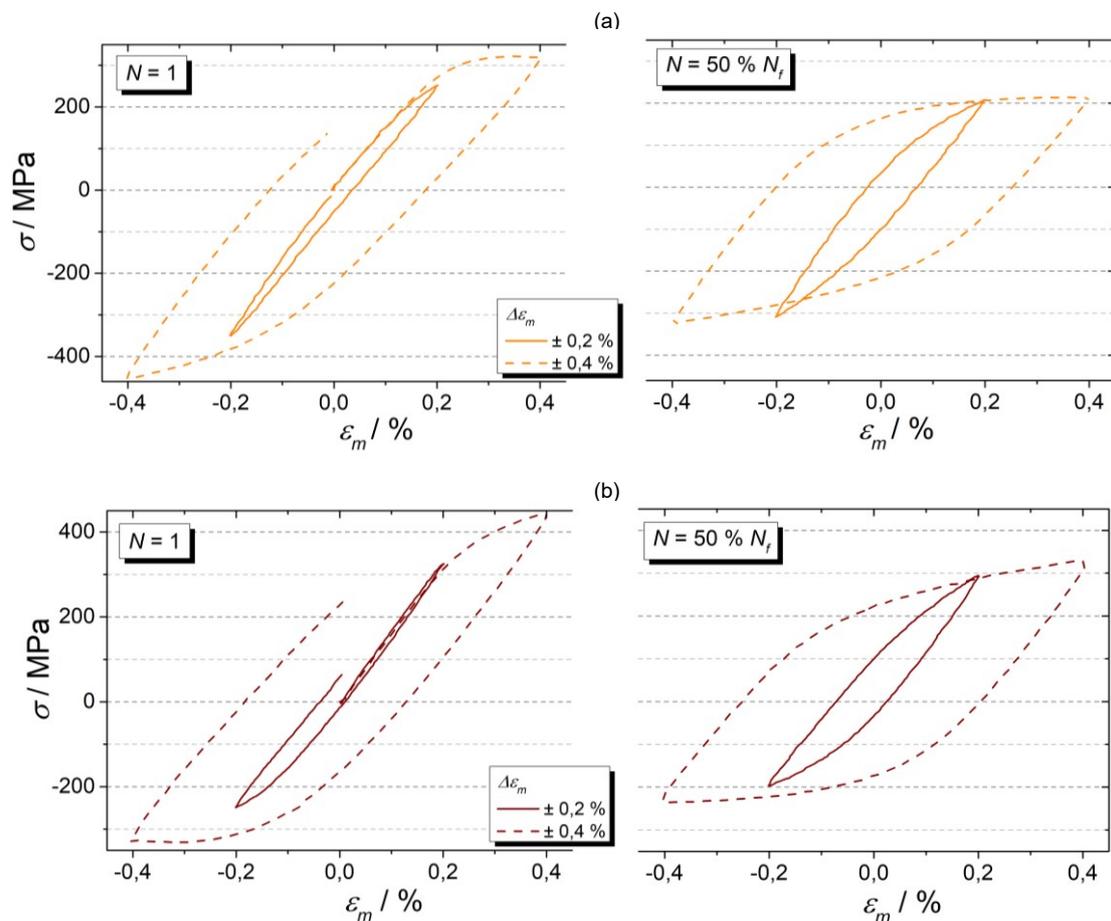


Abbildung 5.22: Hysteresen des ersten (links) und mittleren (rechts) Zyklus für alle (a) IP- und (b) OP-TMF-Versuche bei $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$

In Abbildung 5.23 sind die Werte für das Entfestigungsverhältnis jeweils für beide Temperaturen und damit für die Ober- und Unterspannung aufgeführt. Von der kleinen zur großen mechanischen Dehnungsschwingbreite steigt das Entfestigungsverhältnis für beide Phasenlängen deutlich an. Die Werte für T_{min} und T_{max} sind jeweils nahezu gleich groß. Außerdem kann die Entfestigung für IP und OP bei jeder Dehnungsschwingbreite als gleich groß angesehen werden.

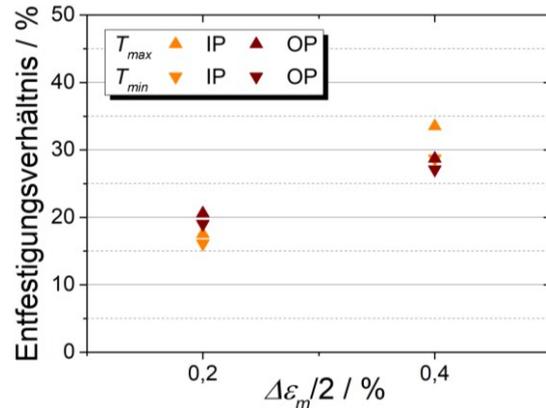


Abbildung 5.23: Entfestigungsverhältnis bei $T_{max} = 620 \text{ °C}$ und $T_{min} = 500 \text{ °C}$

Gegenüberstellung beider Temperaturintervalle

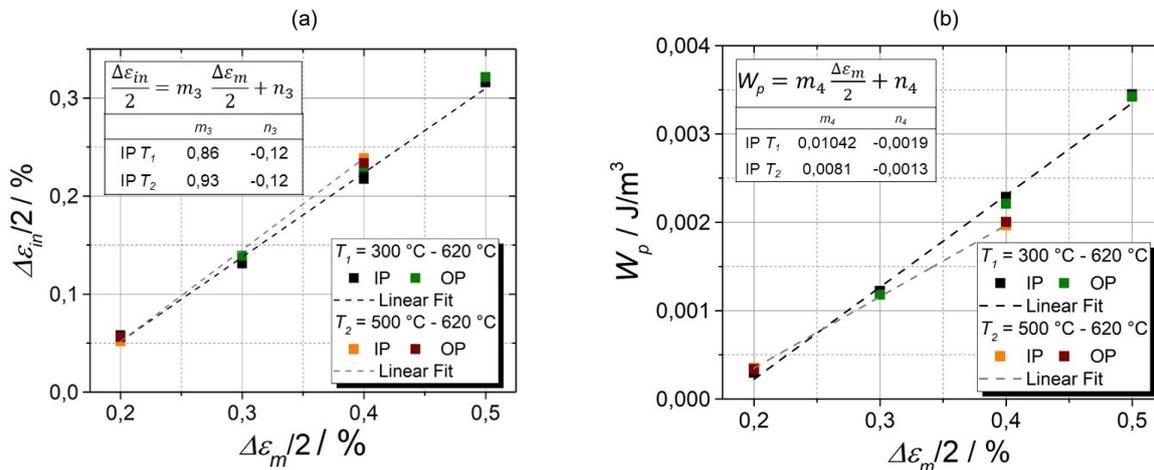


Abbildung 5.24: (a) Inelastische Dehnungsamplitude und (b) plastische Arbeit aller TMF Versuche in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsamplitude berechnet für den stabilisierten Zyklus

In dem Diagramm in Abbildung 5.24 a ist die inelastische Dehnungsamplitude (vgl. Kapitel 4.4.1) in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsamplitude dargestellt. Für beide Temperaturintervalle besteht ein linearer Zusammenhang zwischen der Zunahme der inelastischen Dehnung und der mechanischen Dehnungsamplitude. Die entsprechenden Werte der linear gefitteten Geraden sind im Diagramm angegeben. Dabei ist der Anstieg beider Geraden nahezu gleich groß. Erst bei höheren mechanischen Dehnungsamplituden wird die inelastische Dehnung bei T_2 größer als bei T_1 . Weiterhin ist der Anteil inelastischer Dehnung für IP- und OP-Versuche jeweils gleich groß. Bei der plastischen Arbeit, die in Abbildung 5.24 b in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsamplitude für beide Temperaturintervalle angegeben ist, zeigt sich, dass diese für T_2 im Vergleich zu T_1 bei größeren mechanischen Dehnungen kleiner ist. Bei kleinen mechanischen Dehnungen sind die Flächen beider Temperaturintervalle nahezu groß.

5.3.2 Lebensdauerverhalten

In Abbildung 5.25 ist die Anzahl der Zyklen bis zum Versagen in Abhängigkeit von der aufgetragenen mechanischen Dehnungsamplitude für alle TMF-Versuche beider Temperaturintervalle aufgetragen. Bei T_1 (Quadrate) sind die Lebensdauern der IP- und OP-Versuche unter Berücksichtigung der Streuung gleich groß. Bei T_2 (Dreiecke) zeigen beide IP-Versuche eine zum Teil deutlich längere Lebensdauer als die OP-Versuche. Damit unterscheiden sich auch die Lebensdauern beider Temperaturintervalle deutlich. Bei T_2 ist die Lebensdauer unter IP-Belastung bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ deutlich größer als bei T_1 . Bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ liegen die Lebensdauern aller Versuche hingegen näher beieinander. Eine Ausnahme stellt der OP-Versuch bei T_2 dar.

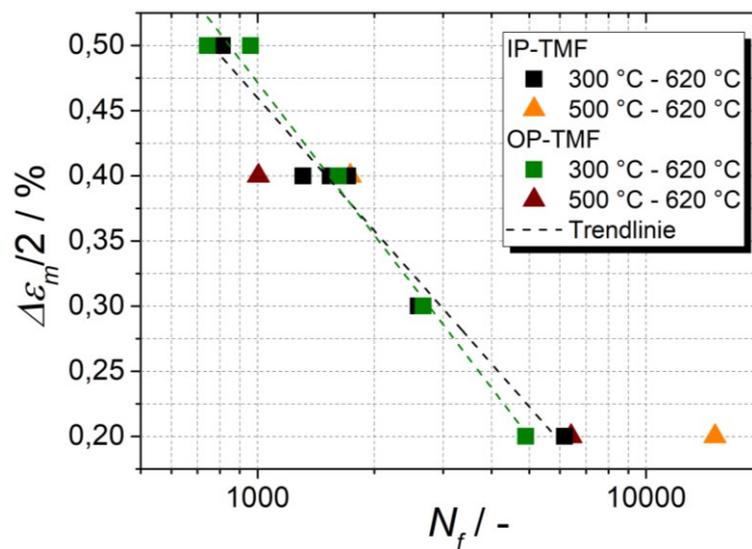


Abbildung 5.25: Lebensdauer aller TMF-Versuche in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsamplitude

5.3.3 Einfluss der Temperaturrate

Die Variation der Temperaturrate bei TMF-Versuchen bietet die Möglichkeit, den Einfluss unterschiedlicher Dehnraten bei gleicher mechanischer Dehnungsschwingbreite zu untersuchen. Bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ wurden deshalb zusätzlich Versuche mit einer langsameren Temperaturrate von 0,33 K/s (= 20 K/min), also 15-Mal langsamer als die „Standard“-Versuche mit 5 K/s, durchgeführt. Bei T_2 wurden dabei ein IP- und OP-Versuch, bei T_1 aus Zeitgründen nur ein IP-Versuch durchgeführt. Die langsamere Temperaturrate hat unterschiedliche Dehnraten zur Folge:

Temperaturrate	Dehnrates [1/s]	
	$T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$	$T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$
5 K/s	$1,2 \cdot 10^{-4}$	$3,33 \cdot 10^{-4}$
20 K/min	$8,0 \cdot 10^{-6}$	$2,22 \cdot 10^{-5}$

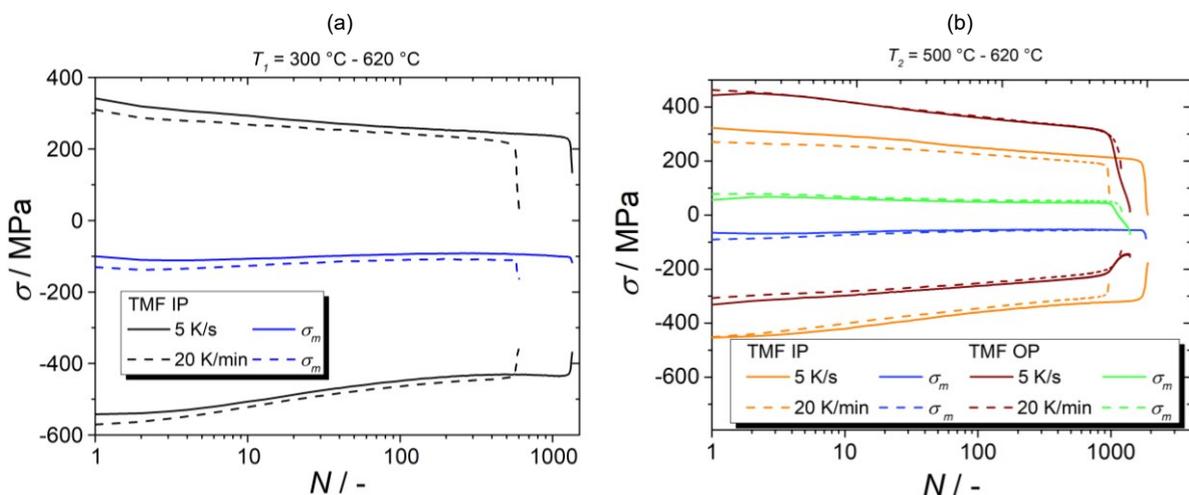


Abbildung 5.26: Verlauf der Ober-, Unter- und Mittelspannungen von TMF-Versuchen bei unterschiedlichen Temperaturraten bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ für (a) $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und (b) $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$

In Abbildung 5.26 sind die entsprechenden Verläufe der Ober-, Unter- und Mittelspannungen beider Temperaturraten für T_1 (a) und T_2 (b) dargestellt. Aus diesen wird deutlich, dass es durch die langsamere Temperaturrate zu einer leichten negativen Verschiebung der maximalen und minimalen Spannungen kommt, wodurch sich auch die Mittelspannungen verschieben. Die Verschiebung resultiert aus der geringeren Festigkeit, die sich durch die langsamere Dehnrates einstellt. Dies lässt sich anhand der Hysteresen des ersten Zyklus erkennen. Diese sind beispielhaft in Abbildung 5.27 links für die IP-Versuche dargestellt. Vor allem in Zugrichtung ergibt sich durch das frühere Abflachen (= geringere Streckgrenze) der Kurven mit 20 K/min, ein Unterschied im Spannungsmaximum. Dieser Unterschied verschwindet im Verlauf der Zyklen, wie die Hysteresen des mittleren Zyklus rechts daneben erkennen lassen. Umgekehrt verhält es sich in der Druckphase, hier ist die Festigkeit bei

langsamerer Temperaturrate leicht erhöht, vor allem bei T_1 aufgrund der niedrigeren minimalen Temperatur.

Infolge der sich ändernden maximalen und minimalen Spannungen kommt es auch zu einer Veränderung im Entfestigungsverhältnis. Die entsprechenden Werte in Tabelle 5.6 zeigen, dass für die IP-Versuche das Entfestigungsverhältnis zur langsameren Temperaturrate für T_{max} abnimmt und für T_{min} leicht zunimmt. Für den OP-Versuch bei T_2 gibt es einen leichten Anstieg bei T_{min} . Weiterhin sind in der Tabelle die Lebensdauern der Versuche gegenübergestellt. Bei den IP-Versuchen kommt es durch die langsamere Temperaturrate zu einer deutlichen Reduzierung der Lebensdauer. Bei T_1 um 2/3, bei T_2 um die Hälfte. Unter OP-Belastung ist bei T_2 hingegen kein Einfluss auf die Lebensdauer aufgetreten.

Tabelle 5.6: Lebensdauer und Entfestigungsverhältnis in Abhängigkeit von der Temperaturrate und dem Temperaturintervall

ΔT	T-Rate	Phase	N_f	Entfestigungsverhältnis [%]	
				T_{min}	T_{max}
300 °C - 620 °C	5 K/s	IP	1540	20,5	29,3
	20 K/min	IP	573	21,4	25,8
500 °C - 620 °C	5 K/s	IP	1733	28,7	33,5
	20 K/min	IP	950	30,8	25,6
	5 K/s	OP	1005	27,1	28,7
	20 K/min	OP	1075	29,2	28,0

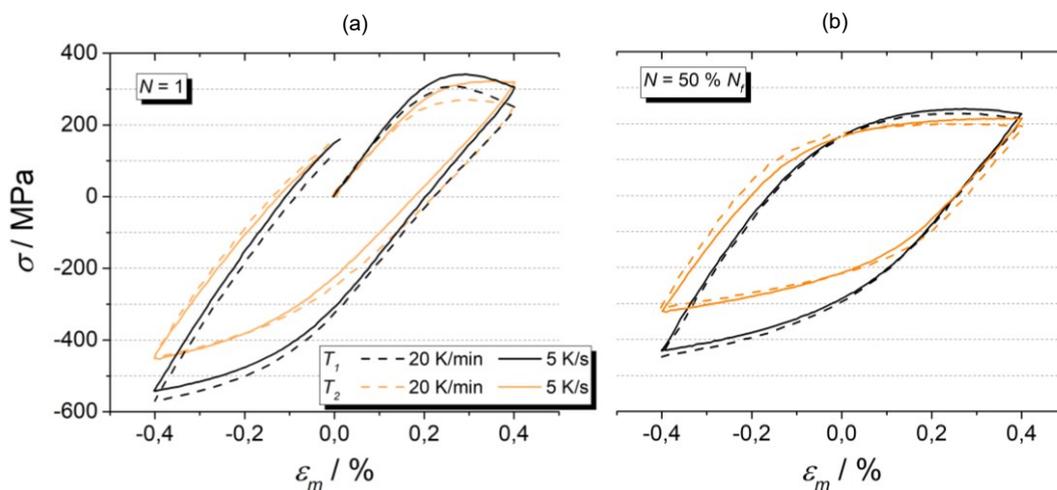


Abbildung 5.27: Hysteresen unterschiedlicher Temperaturraten für IP-Versuche bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$, $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$, (a) bei $N = 1$ und (b) bei $N = 50\% N_f$

5.4 TMF-Versuche mit Haltezeiten

Auch bei den TMF-Versuchen wurden für beide Temperaturintervalle ($T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ und $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$) Haltezeiten von 3 Minuten im Maximum und Minimum der Dehnung hinzugefügt.

5.4.1 Relaxationsverhalten

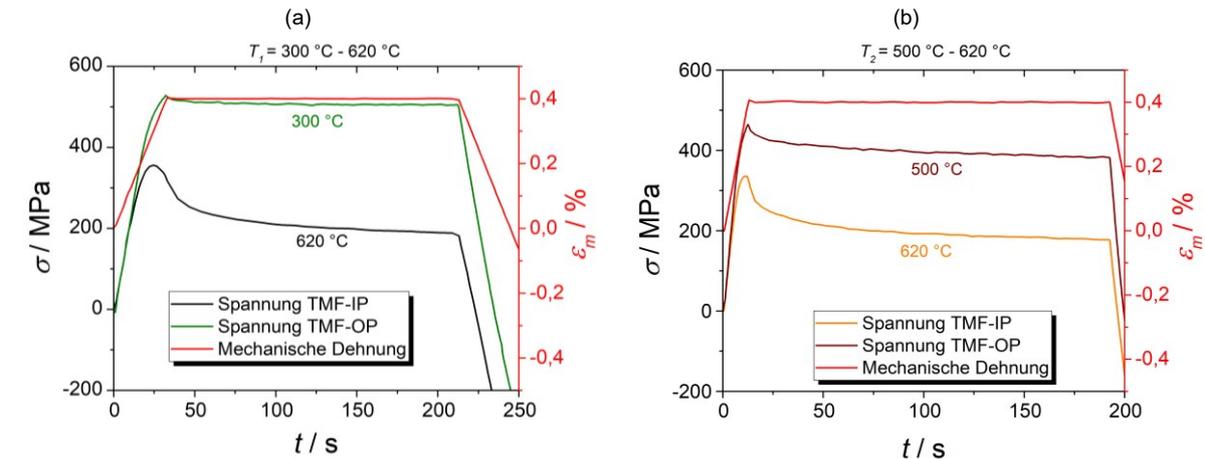


Abbildung 5.28: Beispielhafter zeitlicher Verlauf der Spannung während der Zug-Haltezeit für IP- und OP-TMF-Versuche mit Haltezeit bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4 \%$ für (a) $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ und (b) $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$

In Abbildung 5.28 sind die zeitlichen Spannungsverläufe der ersten Haltezeit eines IP- und OP-Versuchs für beide Temperaturintervalle dargestellt. Weiterhin ist auch der Verlauf der mechanischen Dehnung eingezeichnet und damit gekennzeichnet, wann die Relaxationsphase beginnt. Während der Relaxationsphase nimmt die Spannung kontinuierlich ab. Bei T_1 (a) zeigt sich deutlich die Temperaturabhängigkeit der Relaxation. Je höher die Temperatur umso stärker ist die Relaxation: bei 300 °C relaxiert die Spannung im ersten Zyklus um 25 MPa und bei 620 °C um 135 MPa . Bei T_2 (b) relaxiert die Spannung bei 500 °C um 80 MPa sowie um 160 MPa bei 620 °C . Letztere ist damit höher als bei T_1 . Beim Vergleich der Spannungsverläufe bei 620 °C fällt auf, dass bei T_1 das Maximum der Spannung nicht im Maximum der Dehnung liegt. Die Spannung relaxiert hier schon vor dem Erreichen der maximalen Dehnung, sodass der Betrag der relaxierenden Spannung während der Haltezeit entsprechend geringer ausfällt.

Die nächste Abbildung 5.29 soll dazu dienen, die Beträge der relaxierten Spannung miteinander zu vergleichen. Diese sind für jedes Temperaturintervall für den ersten (gefüllte Dreiecke) und mittleren Zyklus (offene Dreiecke) jeweils für T_{max} (oben) und T_{min} (unten) in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsamplitude dargestellt. Bei T_1 nimmt bei $N = 1$ und 620 °C mit größer werdender Amplitude die Relaxation immer weniger zu, der größte Unterschied liegt zwischen $\Delta\epsilon_m/2 = 0,2 \%$ und $\Delta\epsilon_m/2 = 0,3 \%$. Weiterhin ist die Relaxation bei

den IP- und OP-Versuchen jeweils gleich groß. Erst zum mittleren Zyklus hin ergibt sich ein Unterschied zwischen den IP- und OP-Versuchen: Bei den IP-Versuchen relaxiert während der Haltezeit bei $N = 50 \% N_f$ deutlich mehr Spannung. Insgesamt sinkt der Betrag der relaxierenden Spannung für beide Phasenlagen zum mittleren Zyklus hin. Bei 300 °C ist die Relaxation bei T_1 sehr gering und sowohl für $N = 1$ als auch für $N = 50 \% N_f$ gleich groß.

Bei T_2 und 620 °C zeigt sich ein ähnliches Bild, wie bei T_1 . Bei $N = 1$ unterscheiden sich die IP- und OP-Versuche nicht und die Höhe der relaxierten Spannungen ist mit T_1 vergleichbar. Im mittleren Zyklus ist der Betrag der relaxierenden Spannung bei T_2 und 620 °C allerdings für die OP-Versuche größer als bei T_1 . Auch sind die Beträge für IP- und OP-Versuche gleich groß. Bei T_2 und 500 °C gibt es allerdings einen Unterschied zwischen IP- und OP-Versuchen. Die relaxierte Spannung ist bei den IP-Versuch deutlich höher (etwa 50 MPa) als bei den OP-Versuchen.

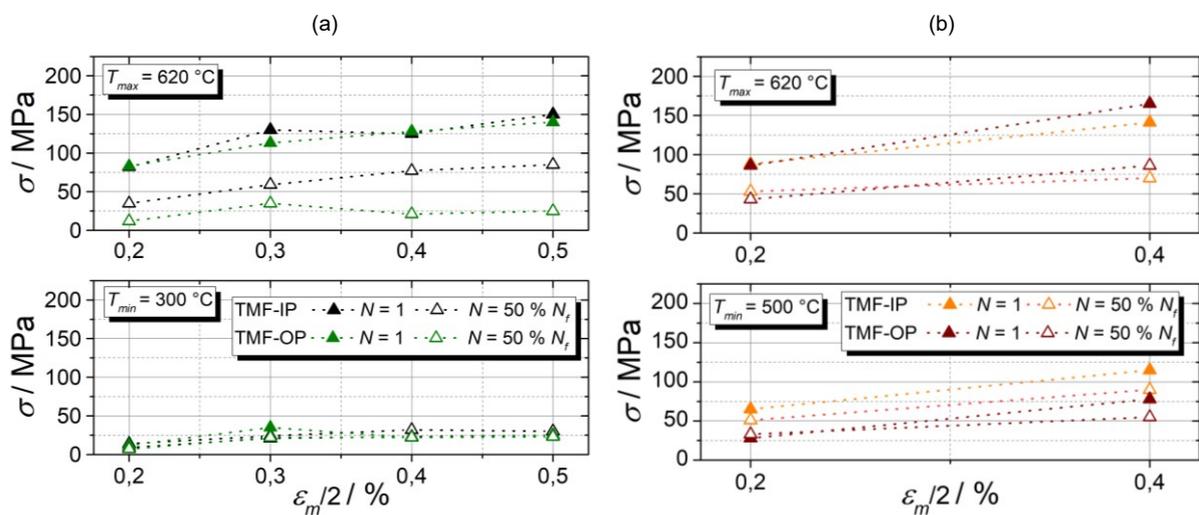


Abbildung 5.29: Beträge der relaxierten Spannung in Abhängigkeit von der maximalen und minimalen Temperatur und mechanischen Dehnungsamplitude, (a) für $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ und (b) für $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$

5.4.2 Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten

$T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$

In Abbildung 5.30 sind die Verläufe der maximalen und minimalen Spannung für alle IP- und OP-TMF-Versuche mit Haltezeit dargestellt. Auch bei Hinzufügen einer Haltezeit tritt eine zyklische Entfestigung ein. Auffällig sind dabei die Knicke der Spannungsverläufe zwischen dem ersten und zweiten Zyklus. Dies ist vor allem bei der jeweils maximalen Temperatur zu beobachten: bei IP (schwarze Linien) im Verlauf der Oberspannung (Absinken der Spannung um 50 MPa), bei OP (grüne Linien) im Verlauf der Unterspannung (Anstieg der Spannung um 50 MPa). Im weiteren Verlauf folgen die Spannungsverläufe der Versuche mit Haltezeit den gleichen Trends wie die Verläufe der Versuche ohne Haltezeit.

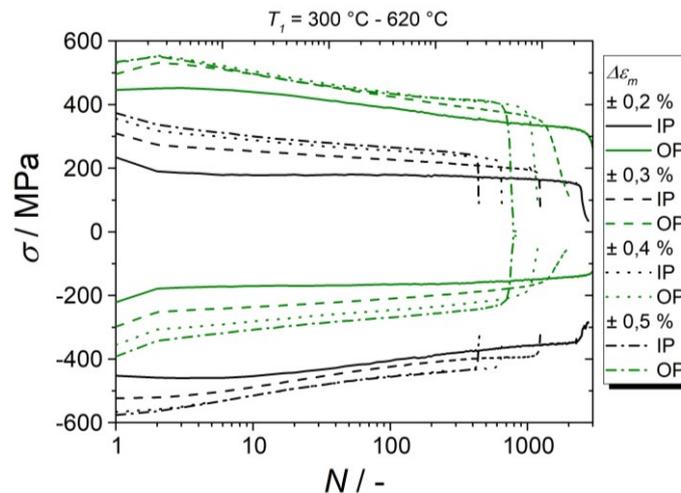


Abbildung 5.30: Verlauf der maximalen und minimalen Spannungen aller IP- und OP-Versuche mit Haltezeit im Temperaturintervall von $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$

$T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$

Auch bei diesem Temperaturintervall kommt es bei den Versuchen mit Haltezeit zu einer zyklischen Entfestigung. Wie die Spannungsverläufe in Abbildung 5.31 zeigen, tritt zwischen dem ersten und zweiten Zyklus ebenfalls ein Knick im Spannungsverlauf auf.

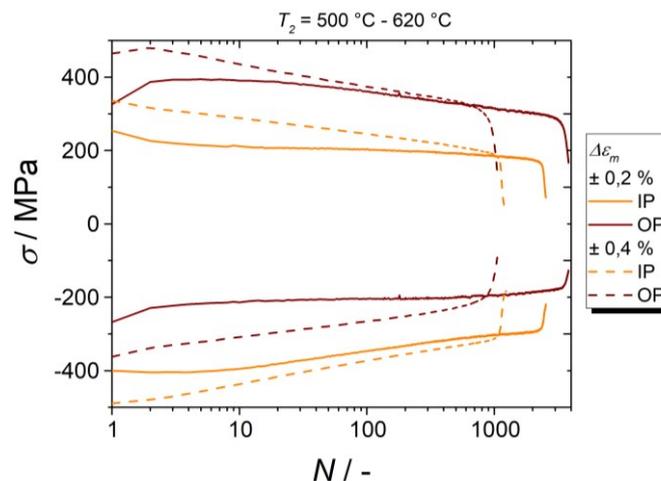


Abbildung 5.31: Verlauf der maximalen und minimalen Spannung für alle IP- und OP-Versuche mit Haltezeit im Temperaturintervall von $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$

Gegenüberstellung beider Temperaturintervalle

Das linke Diagramm in Abbildung 5.32 zeigt den Zusammenhang zwischen der inelastischen und der mechanischen Dehnungsamplitude für beide Temperaturintervalle. Die Werte beziehen sich dabei immer auf den mittleren stabilisierten Zyklus. Durch Hinzufügen einer Haltezeit (offene Symbole) wird die inelastische Dehnung jeweils größer. Dabei ist die Zunahme bei beiden Temperaturintervallen nahezu gleich groß, so dass weiterhin ein linearer Zusammenhang besteht. Es zeichnet sich jedoch ab, dass bei T_2 hin zu höheren Dehnungs-

amplituden eine höhere inelastische Dehnung als bei T_1 bei den Versuchen mit Haltezeit auftreten wird. Im rechten Diagramm der Abbildung 5.32 ist der Zusammenhang zwischen plastischer Arbeit und mechanischer Dehnungsschwingbreite gezeigt. Durch Haltezeiten wird die Hysteresenfläche und damit die plastische Arbeit größer. Während es bei kleinen Dehnungsamplituden kaum Unterschiede zwischen den Temperaturintervallen gibt, zeichnet sich bei T_2 hin zu größeren Dehnungen ab, dass W_p zunehmend kleiner ist als bei T_1 .

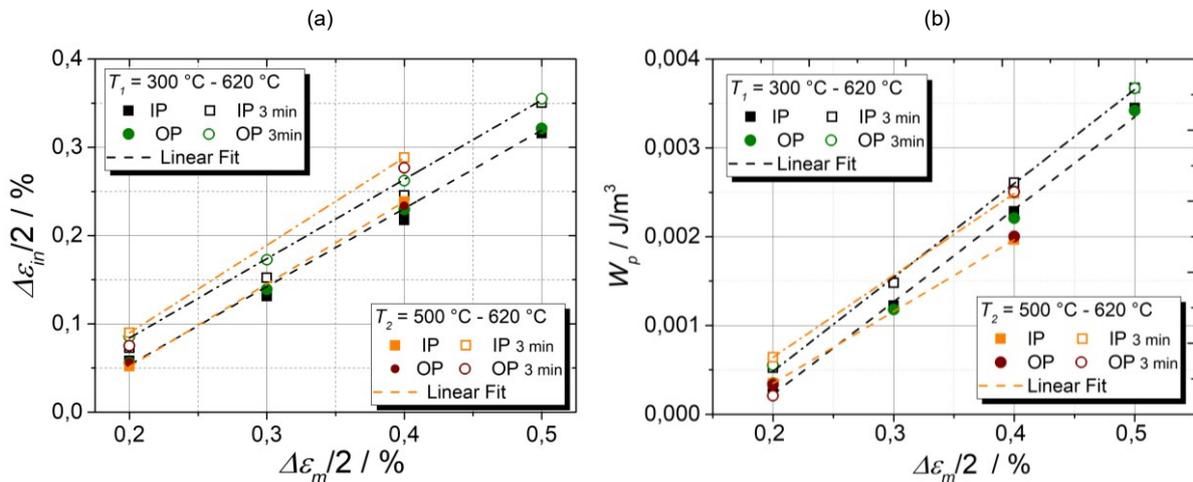


Abbildung 5.32: (a) Inelastische Dehnungsamplitude und (b) plastische Arbeit bei TMF-Versuchen mit und ohne Haltezeit

Der Verlauf der Mittelspannungen in Abbildung 5.33 zeigt, dass die Mittelspannungen bei den Versuchen mit Haltezeit (gestrichelte Linien) einen ähnlichen Verlauf nehmen wie bei den Versuchen ohne Haltezeit. Der Betrag der Mittelspannungen liegt jedoch mit Haltezeit vor allem in den ersten 100 Zyklen noch einmal um 25 MPa höher. Dieser Unterschied wird im weiteren Versuchsverlauf immer kleiner. Eine Ausnahme bildet der OP-Versuch bei T_2 mit $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4 \%$: Hier sind beide Verläufe (mit und ohne Haltezeit, braune Kurven) nahezu identisch.

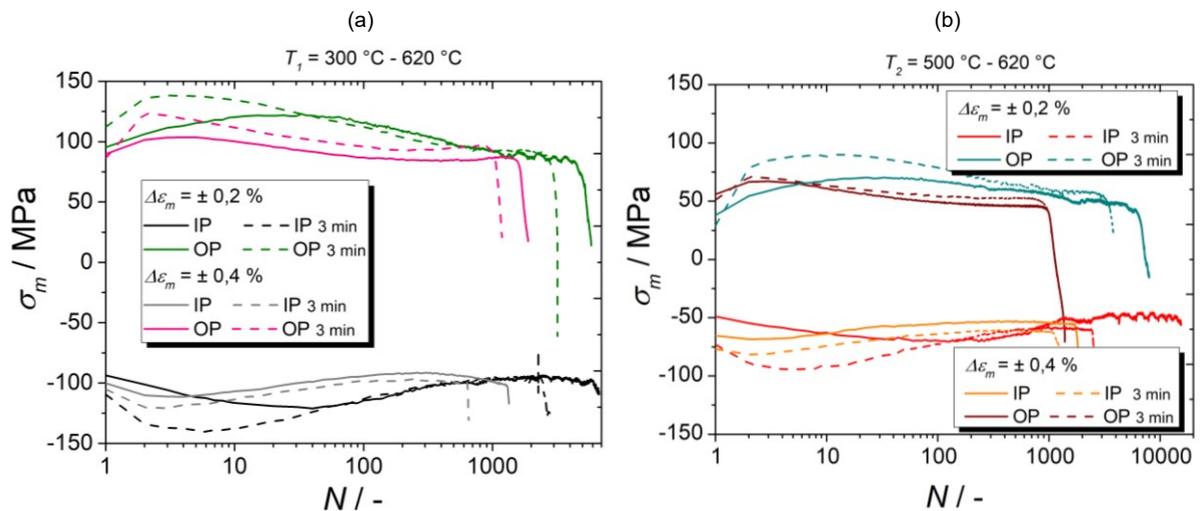


Abbildung 5.33: Verlauf der Mittelspannung für TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit für (a) $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ und (b) $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,2 \%$ und $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4 \%$

In Abbildung 5.34 sind die Verläufe der Spannungsamplituden gegenübergestellt. Die Amplituden der Versuche mit Haltezeit fallen dabei vor allem bei der kleinen mechanischen Dehnung stärker ab, als bei den Versuchen ohne Haltezeit. Bei der hohen mechanischen Dehnung ist der Verlauf der Spannungsamplituden hingegen sehr ähnlich, vor allem bei T_1 . Bei T_2 verlaufen die Spannungsamplituden der Versuche mit Haltezeit während der ersten 50-500 Zyklen oberhalb derer der Versuche ohne Haltezeit.

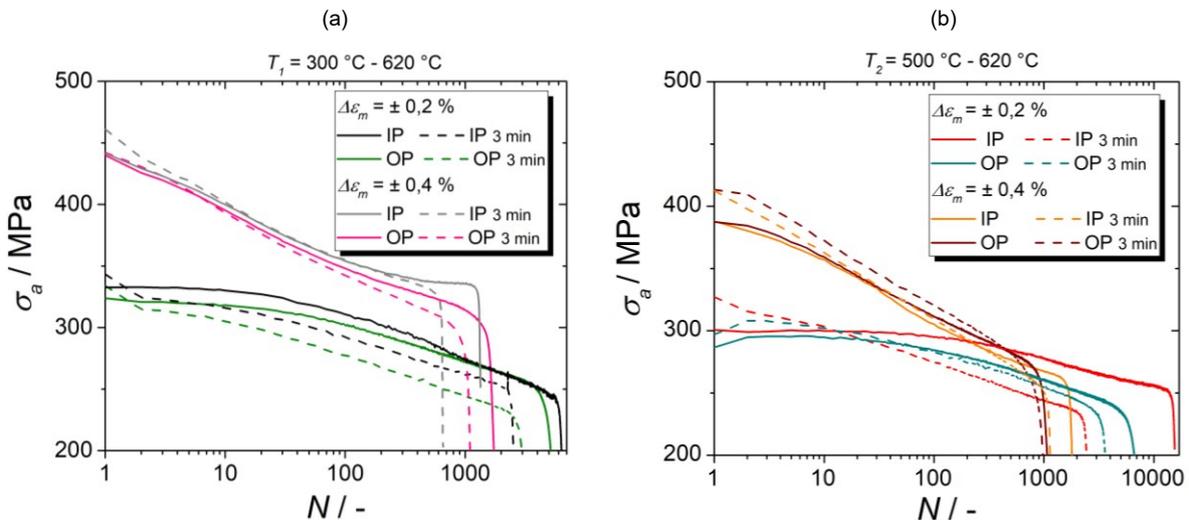


Abbildung 5.34: Verlauf der Spannungsamplituden für TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit für (a) $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ und (b) $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,2 \%$ und $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4 \%$

In Abbildung 5.35 sind für zwei mechanische Totaldehnungsschwingbreiten (oben $\Delta\epsilon_m = \pm 0,2 \%$ und unten $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4 \%$) und für beide Temperaturintervalle (links für T_1 und rechts für T_2) die Entfestigungskurven der Versuche mit und ohne Haltezeit jeweils in einem Diagramm dargestellt. Die Verläufe der Versuche mit und ohne Haltezeit unterscheiden sich geringfügig. Einer der Unterschiede liegt in dem anfänglichen Abknicken der Spannung zwischen dem ersten und zweiten Zyklus bei den Versuchen mit Haltezeit. Bei der jeweils maximalen Temperatur knickt der Spannungsverlauf nach unten ab, bei der minimalen Temperatur nach oben. Dadurch kommt es bei den Versuchen mit Haltezeit zu leicht unterschiedlichen Werten für das Entfestigungsverhältnis (vgl. Tabelle A.1 Anhang). Außerdem ist das Knicken der Spannungsverläufe bei kleiner mechanischer Dehnungsamplitude ausgeprägter. Ein weiterer Unterschied liegt in der Lebensdauer. Die Versuche mit Haltezeit versagen, mit Ausnahme des OP-Versuchs bei T_2 und $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4 \%$, nach weniger Zyklen als die Versuche ohne Haltezeit.

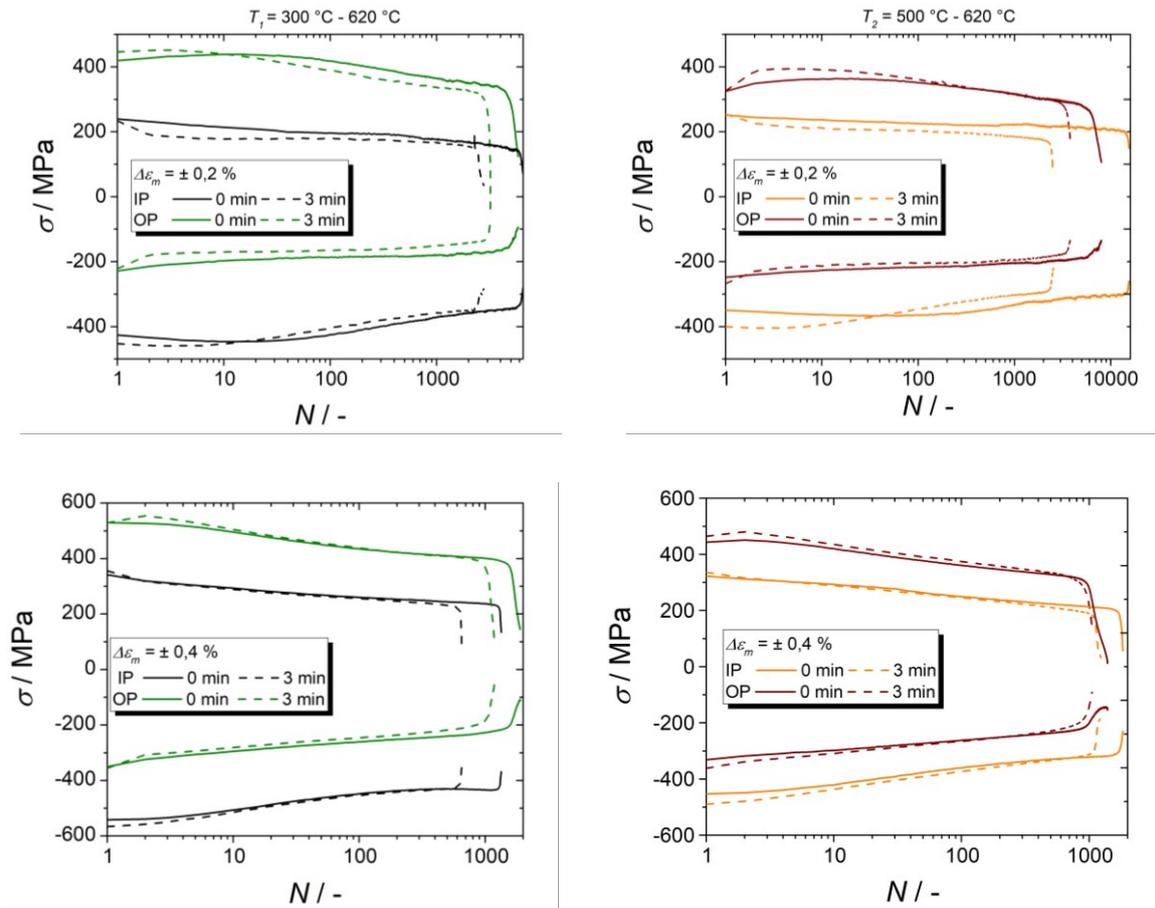


Abbildung 5.35: Entfestigungskurven der TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ (links) und $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$ (rechts) und bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ (oben) sowie $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ (unten)

Um das anfängliche Knicken in den Spannungsverläufen genauer zu untersuchen, sind in Abbildung 5.36 die Hysteresen der IP-Versuche mit und ohne Haltezeit bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ und $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ für jeweils beide Temperaturintervalle (links für T_1 und rechts für T_2) gegenübergestellt. Es sind jeweils die Hysteresen des ersten Zyklus ergänzt um einen Teil des zweiten Zyklus dargestellt. Die linken Diagramme zeigen für T_1 , dass sich nach der ersten Zughaltezeit beim Erreichen der minimalen Dehnung eine betragsmäßig leicht höhere Spannung (25 MPa) bei den Versuchen mit Haltezeit einstellt. Zu Beginn des zweiten Zyklus kommt es dann bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ beim Versuch mit Haltezeit, im Gegensatz zum Versuch ohne Haltezeit, zu einem deutlichen Abfall der Oberspannung (52 MPa). Bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ hingegen, kommt es zwar ebenfalls zu einem Abfall der Spannung, dieser ist jedoch nicht höher als beim Versuch ohne Haltezeit. Auch bei T_2 treten diese Effekte in ähnlicher Weise auf: bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ unterscheiden sich die Spannungsminima der Versuche durch die Haltezeit um 53 MPa. Weiterhin liegt bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$, durch die im Vergleich zu T_1 größere Spannungsrelaxation im Druckbereich, der Umkehrpunkt zur Zugphase deutlich höher als beim Versuch ohne Haltezeit (82 MPa).

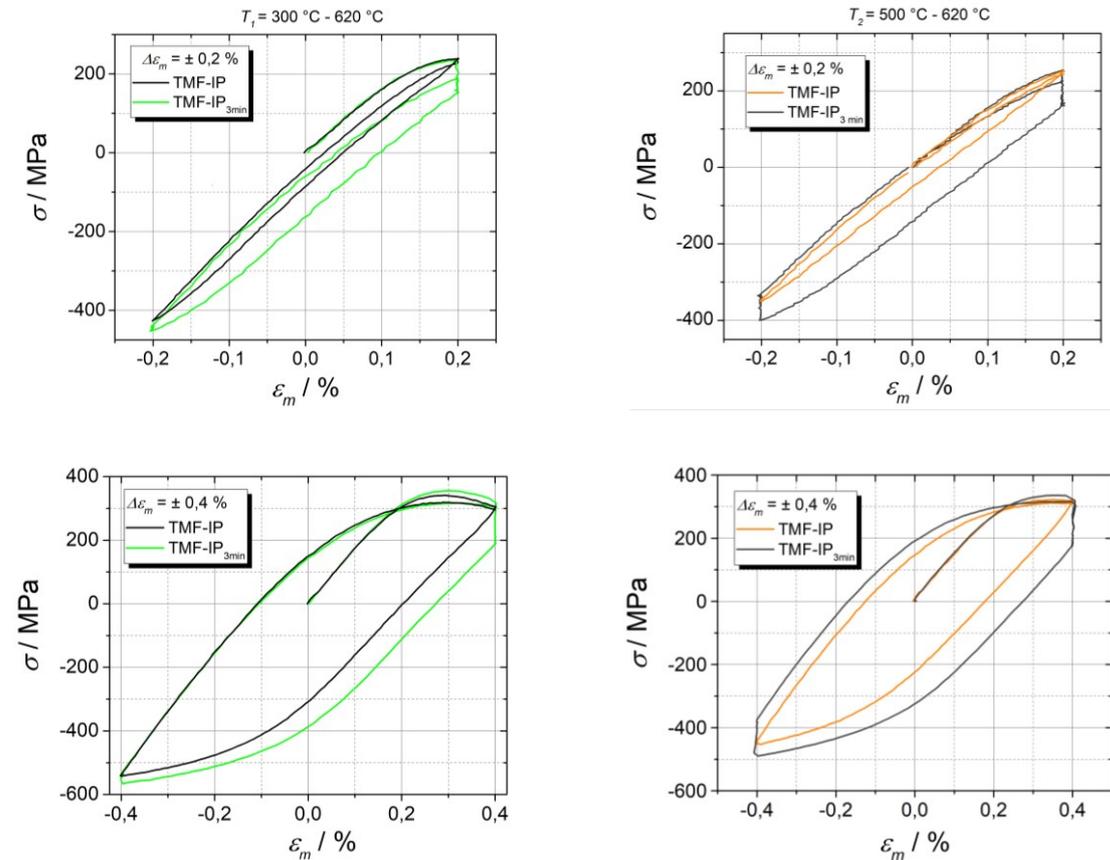


Abbildung 5.36: Hysteresen des ersten Zyklus mit einem Teil des zweiten Zyklus für TMF-IP-Versuche mit und ohne Haltezeit, links: $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$, rechts: $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$

Einfluss der Länge der Haltezeit

Für einen IP-Versuch mit einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5 \%$ im Temperaturintervall $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ wurde zusätzlich ein Versuch mit 10 Minuten Haltezeit in Zug und Druck gefahren. Die Abbildung 5.37 a zeigt die Entfestigungskurve zusammen mit Kurven aus den Versuchen ohne Haltezeit und mit 3 Minuten Haltezeit. Außerdem sind die Hysteresen des ersten Zyklus in Abbildung 5.37 b dargestellt. Die Verlängerung der Haltezeit hat keine kürzere Lebensdauer zur Folge. Auch das Entfestigungsverhältnis bleibt genau so groß wie bei dem Versuch mit 3 Minuten Haltezeit (vgl. Tabelle 5.7). Anhand der Hysteresen lässt sich erkennen, dass der größte Teil der Spannung bereits in den ersten 3 Minuten relaxiert. Zwischen Minute 3 und 10 relaxiert die Spannung bei T_{max} um 30 MPa, in den ersten drei Minuten um 140 MPa.

Tabelle 5.7: Lebensdauer und Entfestigungsverhältnis für TMF-IP-Versuche bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5 \%$ in Abhängigkeit von der Haltezeit

	$t_h = 0 \text{ min}$	$t_h = 3 \text{ min}$	$t_h = 10 \text{ min}$
N_f	812	435	438
Entfestigungsverhältnis [%]	30,0	31,9	32,9

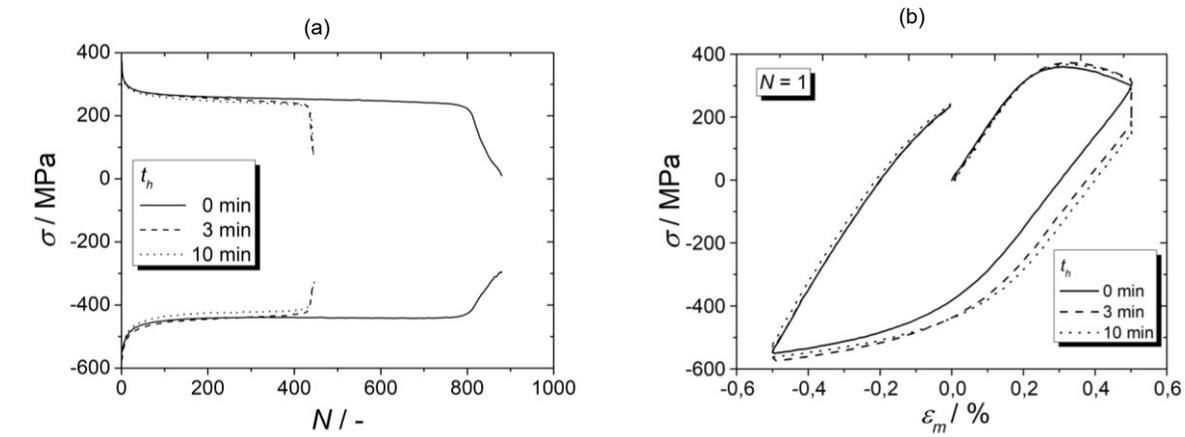


Abbildung 5.37: Einfluss der Länge der Haltezeit bei einem TMF-IP-Versuch mit einer Totaldehnung von $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5 \%$ im Temperaturintervall $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$, (a) Entfestigungskurven und (b) Hysteresen für $N = 1$

5.4.2 Lebensdauerverhalten

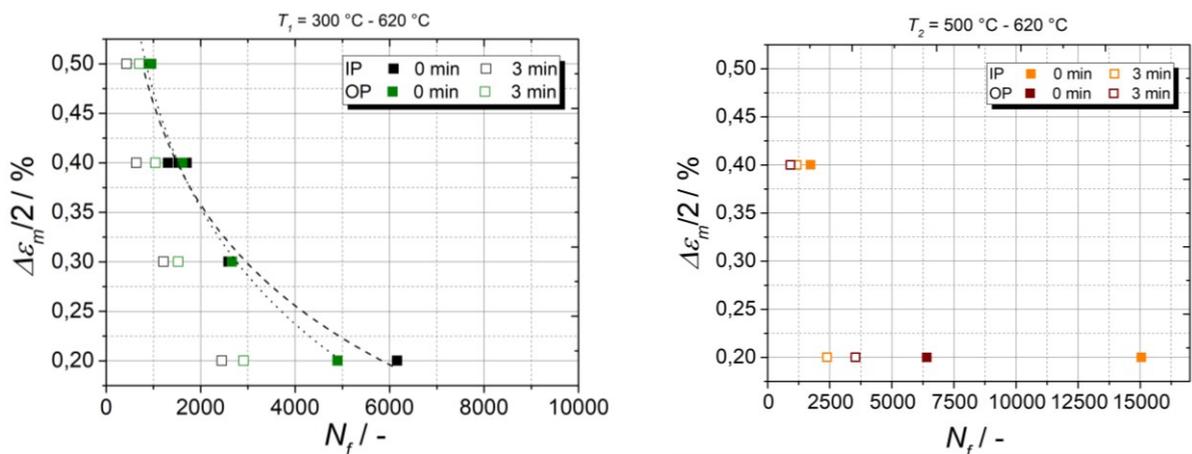


Abbildung 5.38: Einfluss der Haltezeit auf die Lebensdauer für alle TMF-Versuche im Temperaturintervall von $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ (links) und $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ (rechts)

Die beiden Diagramme in Abbildung 5.38 zeigen die Lebensdauer aller TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsamplitude. Durch das Hinzufügen von Haltezeiten (offene Symbole) wird die Lebensdauer reduziert. Die Höhe der Lebensdauerreduktion ist in Tabelle 5.8 durch das Verhältnis der Lebensdauern der Versuche mit Haltezeit zu den Versuchen ohne Haltezeit angegeben. Je kleiner das Verhältnis, umso stärker wird die Lebensdauer durch das Hinzufügen einer Haltezeit reduziert. Bei allen Versuchen ist die Lebensdauer unter IP-Bedingung immer stärker reduziert als unter OP-Bedingung. Im Intervall von $300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ wird die Lebensdauer durch Hinzufügen einer Haltezeit etwa (auch unter Berücksichtigung der Streuung der Lebensdauern) halbiert. Eine Ausnahme stellt der OP-Versuch bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5 \%$ dar. Hier ist der Einfluss auf die Lebensdauer deutlich geringer. Im Intervall von $500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ hängt die Lebensdauerreduzierung durch die Haltezeit deutlich stärker von der Dehnungsschwingbreite ab. Die

Reduzierung ist bei kleinerer Schwingbreite deutlich größer. Beim OP-Versuch mit $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \%$ ist unter Berücksichtigung der üblichen Streuung von Ermüdungsversuchen gar keine Lebensdauerreduzierung aufgetreten. Somit hängt der Einfluss von Haltezeiten auf die Lebensdauer nicht nur von der Dehnungsschwingbreite, sondern auch von der Phasenlage und dem Temperaturintervall ab.

Tabelle 5.8: Lebensdauern von TMF-Versuchen mit und ohne Haltezeit

ΔT [°C]	$\Delta\varepsilon_m$	IP			OP		
		0 min	3 min	$\frac{N_{f,TMF+HT}}{N_{f,TMF}}$	0 min	3 min	$\frac{N_{f,TMF+HT}}{N_{f,TMF}}$
300-620	$\pm 0,2 \%$	6160	2450	0,40	4890	2910	0,60
	$\pm 0,3 \%$	2595	1218	0,47	2670	1444	0,54
	$\pm 0,4 \%$	1310					
		1540	638	0,43	1617	1045	0,65
		1706					
$\pm 0,5 \%$	812	435	0,53	743 960	703	0,83	
500-620	$\pm 0,2 \%$	15048	2394	0,16	6414	3540	0,55
	$\pm 0,4 \%$	1733	1180	0,68	1005	923	0,92

5.6 Betriebsnahe Zyklen

Mit Hilfe der Daten aus den LCF-, RF- und TMF-Versuchen an P92 wurden verschiedene betriebsnahe Zyklen entwickelt. Ziel dieser Versuche ist es, den realen Betrieb so nahe wie möglich abzubilden. Sie werden deshalb mit der Abkürzung SL-Versuche (SL = service-like) geführt. Im vorliegenden Fall handelt es sich um den flexiblen Betrieb einer Dampfleitung, durch die Dampf mit einer bestimmten Temperatur geleitet wird. In Abschnitt 2.3.3 dieser Arbeit wurde bereits vereinfacht schematisch dargestellt, welche Belastungen während des Anfahrens, des konstanten Betriebes und des Herunterfahrens des Kraftwerks auftreten können. Dabei hängen die auftretenden Lasten stark davon ab, ob es sich um einen Kalt-, Warm- oder Heißstart handelt, da jeweils unterschiedliche Temperaturgradienten vorliegen. Weiterhin gibt es den Mindestlastbetrieb, der sich durch kleine Temperaturgradienten (< 100 K) und schnelle Lastwechsel auszeichnet. Diese verschiedenen Betriebsweisen wurden durch unterschiedliche Zyklen abgebildet und werden in den folgenden Abschnitten vorgestellt.

5.5.1 An-/Abfahren und Betrieb

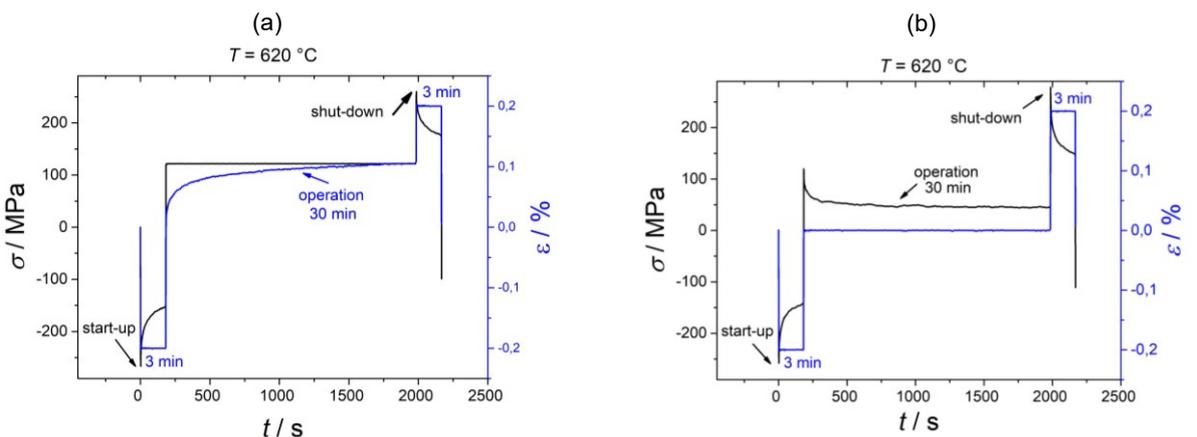


Abbildung 5.39: (a) Verlauf der Spannung und Dehnung eines „service-like“-Kriechen-Versuchs und (b) eines „service-like“-Relaxation-Versuches

Abbildung 5.39 a zeigt den Zyklus eines Versuchs, der das An- und Abfahren sowie den konstanten Betrieb einer Dampfleitung in einem Kraftwerk abbilden soll. Der Versuch wurde isotherm bei einer konstanten Temperatur von 620 °C durchgeführt. Um das Aufheizen darzustellen wird zunächst dehnungsgeregelt in Druck gefahren (blaue Kurve). Die negative Dehnung von $-0,2$ % wird für drei Minuten konstant gehalten, um Relaxationsvorgänge, die beim Angleichen der Temperaturen entstehen, abzubilden. Im nächsten Schritt wird in Zug gefahren. Dies alles geschieht dehnungsgeregelt. Sobald die Dehnung 0 % erreicht hat, wird auf Kraftregelung umgestellt und die Spannung (schwarze Kurve) gehalten, die sich beim Nulldurchgang der Dehnung eingestellt hat. So soll ein konstanter Betrieb mit einer Kriechbelastung für 30 Minuten simuliert werden. Deshalb wird dieser Versuch als SL-

Kriechen-Versuch bezeichnet. Der Zyklus endet mit dem Herunterfahren und dem damit verbundenen Abkühlen, das durch dehnungsgeregeltes Fahren in Zug auf + 0,2 % Dehnung abgebildet wird. In Abbildung 5.39 b ist der Zyklus eines sogenannten SL-Relaxations-Versuchs dargestellt. Der Unterschied zum SL-Kriechen liegt in der Phase des konstanten Betriebes. Hier wird beim Nulldurchgang der Dehnung nicht in Kraftregelung umgestellt. Die Dehnung bleibt konstant und damit relaxiert die Spannung in diesem Abschnitt für 30 Minuten.

In der nächsten Abbildung 5.40 sind ausgewählte Hysteresen des SL-Kriechen-Versuchs mit Vergrößerung des Abschnittes, in dem die Spannung für 30 Minuten konstant gehalten wird, dargestellt. Der schwarze Pfeil in (b) soll die Entwicklung der Dehnung veranschaulichen, die sich jeweils nach 30 Minuten unter konstanter Spannung entwickelt. Bei $N = 1$ entsteht eine Dehnung von 0,11 %. Während der ersten 100 Zyklen wird die Dehnung immer kleiner, bei $N = 100$ beträgt sie 0,07 %. Im Anschluss steigt die Dehnung wieder an, bei der Hälfte der Lebensdauer beträgt sie 0,21 %. Die Spannung, die beim Dehnungsnulldurchgang auf die Probe wirkt, nimmt dabei bei jedem Zyklus leicht zu. Im ersten Zyklus liegt sie bei 121 MPa am Ende der Lebensdauer bei 133 MPa.

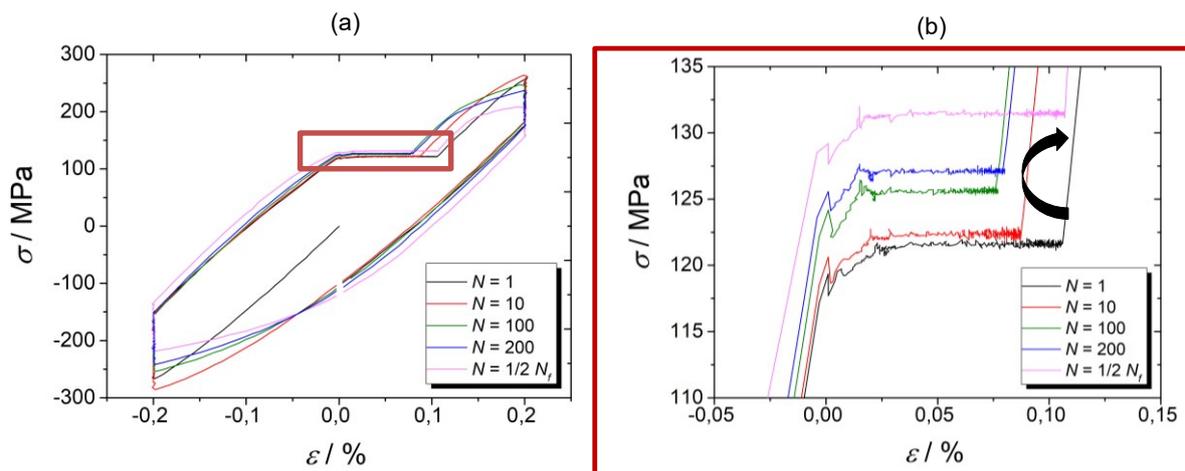


Abbildung 5.40: (a) Hysteresen des SL-Kriechen-Versuchs und (b) detaillierter Ausschnitt der Kriechphase, in der die Spannung für 30 Minuten konstant gehalten wird

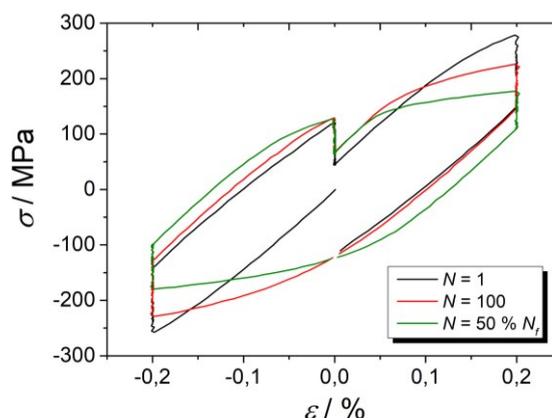


Abbildung 5.41: Hysteresen des SL-Relaxation-Versuches

In Abbildung 5.41 sind einige Hysteresen des SL-Relaxation-Versuches dargestellt. Die Relaxation der Spannung während der 30 – minütigen Haltephase wird dabei immer kleiner. Im ersten Zyklus beträgt sie 77 MPa, am Ende der Lebensdauer 40 MPa.

In Abbildung 5.42 ist der Verlauf der maximalen und minimalen Spannung für beide vorgestellten „service-like“ (SL)- Versuche dargestellt. Zusätzlich sind der passende LCF-Versuch mit einer Totaldehnung von $\pm 0,2\%$ und der entsprechende LCF-Versuch mit 3 min Haltezeit (RF) mit im Diagramm dargestellt. Bei den SL-Versuchen kommt es im Druckbereich zwischen dem ersten und zweiten Zyklus zu einem Anstieg des Betrags der unteren Spannung. Dies ist ähnlich dem Effekt, der auch bei dem RF-Versuch im Zugbereich auftritt. Bei den SL-Versuchen wird jedoch zunächst in den Druck gefahren. Beim SL-Kriechen kommt es am Ende des Versuches im Zugbereich zu einem stärkeren Spannungsabfall als im Druckbereich. Bis das Minimum der Kriechgeschwindigkeit im etwa 100. Zyklus des SL-Kriechen-Versuchs erreicht ist, tritt im Zugbereich kaum eine Entfestigung ein. Da die Kriechdehnung in diesem Bereich im Vergleich zu $N = 1$ immer kleiner wird, wird die Probe entsprechend im Zug mehr gezogen.

In Tabelle 5.9 sind die Lebensdauern der Versuche aufgelistet. Die Lebensdauer der SL-Versuche ist im Vergleich zum RF-Versuch noch einmal deutlich kleiner. Die geringste Lebensdauer tritt bei dem Versuch auf, in dem der Werkstoff zwischen den Ermüdungsphasen kriecht. Außerdem unterscheidet sich die Entfestigung der Versuche. Beim RF- Versuch ist das Entfestigungsverhältnis mit 38,2 % durch den Anstieg der Spannung zwischen dem ersten und zweiten Zyklus am größten. Dann folgt der SL-Relaxation-Versuch mit 36,3 % und im Anschluss der SL-Kriechen Versuch mit 19,2 %. Der LCF-Versuch hat mit 17,5 % das geringste Entfestigungsverhältnis.

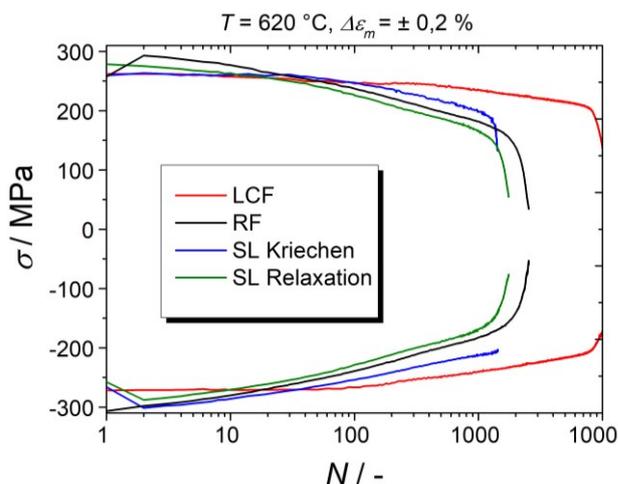


Tabelle 5.9: Lebensdauern verschiedener Versuche

Versuch	$N_f [-]$
LCF	8920
RF	2050
SL-Kriechen	1370
SL-Relaxation	1480

Abbildung 5.42: Verlauf der maximalen und minimalen Spannung von verschiedenen Versuchen

5.5.2 Mindestlastbetrieb

Um den Mindestlastbetrieb mit abzubilden, wurden LCF-Versuche mit wechselnden Dehnungsniveaus gefahren. Auf einen „großen“ Lastwechsel ($\varepsilon_a = 0,4 \%$) folgen mehrere „kleine“ Lastwechsel ($\varepsilon_a = 0,2 \%$). So soll abwechselnd ein Warmstart und mehrere Mindestlastangriffe abgebildet werden. Bei jedem Minimum und Maximum der Dehnung wurden zudem Haltezeiten von 3 Minuten in die Versuchsprozedur eingebaut. In Abbildung 5.43 ist der Verlauf der Dehnung eines Zyklus für zwei verschiedene sog. SL-Mindestlast-Versuche dargestellt. Bei beiden Versuchen wird die Dehnung zunächst in Druck auf $-0,4 \%$ gefahren und für 3 Minuten gehalten. Danach wurde im SL-Mindestlast-Versuch (a) auf $+0,2 \%$ Dehnung gefahren. Im Anschluss folgen drei weitere Lastwechsel mit einer Dehnung von $-0,2 \%$ im Druckbereich. In einem zweiten Versuch (b), dem sog. SL-Mindestlast-Relaxation-Versuch, wurden zu den bereits vorhandenen 3-minütigen Relaxationsphasen zusätzlich Relaxationsphasen von 10 Minuten beim Dehnungsnulldurchgang in die Versuchsprozedur eingebaut.

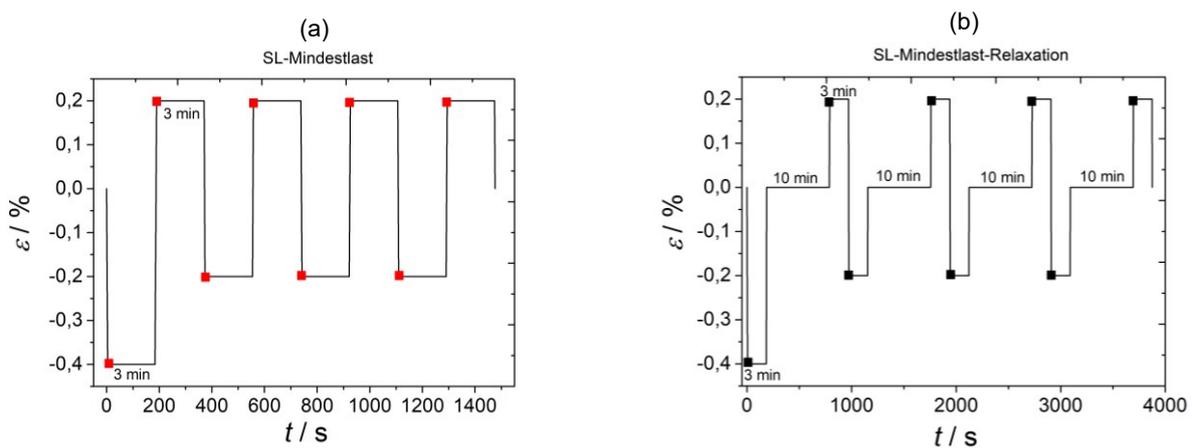


Abbildung 5.43: Verlauf der Dehnung der SL-Mindestlastversuche (a) SL-Mindestlast mit jeweils 3 min Relaxationsphase im Maximum und Minimum der Dehnung und (b) SL-Mindestlast-Relaxation mit zusätzlich 10 min Relaxationsphase bei $\varepsilon = 0 \%$

In Abbildung 5.44 sind die Verläufe der sich einstellenden maximalen und minimalen Spannungen zusammen mit zwei RF-Versuchen bei Totaldehnungen von $\pm 0,2 \%$ und $\pm 0,4 \%$ dargestellt. Jeder Lastwechsel zählt dabei als ein Zyklus. Bei den SL-Mindestlastversuchen gibt es jeweils zwei Kurven für die maximale und minimale Spannung. Ursache sind die unterschiedlichen Maxima und Minima der Dehnung während des Versuches, die in Abbildung 5.43 durch die Quadrate in der entsprechenden Versuchsfarbe noch einmal hervorgehoben sind. Durch diese ergeben sich auch unterschiedliche Maxima/Minima der Spannung und damit jeweils zwei Kurven. Da zum Beispiel die $-0,4 \%$ Dehnung nur in jedem vierten Lastwechsel/Zyklus angefahren wird, gibt es bei den jeweils untersten Kurven auch nur für jeden 4. Zyklus einen Punkt im Spannungsverlauf. Obwohl die maximale Dehnung immer gleich groß ist, hat das Anfahren der $-0,4 \%$ Dehnung bei jedem

vierten Lastwechsel einen Einfluss auf die Spannung, die sich im nächsten Zyklus einstellt. Und so gibt es auch beim Verlauf der maximalen Spannung jeweils zwei Kurven. Beide SL-Mindestlast-Versuche sowie die RF-Versuche haben zunächst den gleichen Verlauf, bis dann nach 100 Zyklen die RF-Versuche und der SL-Mindestlast-Relaxations-Versuch stärker abfallen bzw. entfestigen. Weiterhin wird die Differenz zwischen den zwei Oberspannungen der SL-Mindestlast-Versuche (rot und schwarz) im Versuchsverlauf immer kleiner. In Tabelle 5.10 sind die Lebensdauern der Versuche gegenübergestellt. Obwohl innerhalb des Versuches auf $-0,4\%$ Dehnung gefahren wird, ordnet sich die Lebensdauer des SL-Mindestlast-Versuchs über der Lebensdauer des RF-Versuchs bei $\pm 0,2\%$ Totaldehnung ein. Mit Relaxation zwischen den Zyklen ist die Lebensdauer ähnlich groß wie beim RF-Versuch mit $\pm 0,2\%$ Totaldehnung.

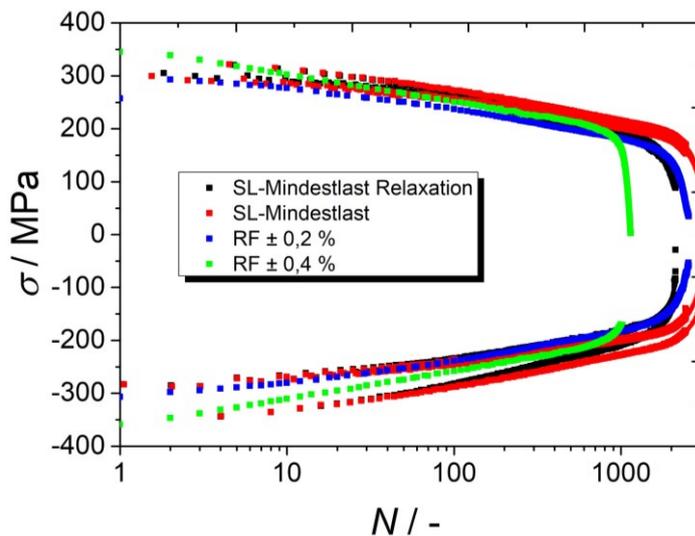


Tabelle 5.10: Lebensdauern SL-Mindestlastversuche

Versuch	N_f [-]
RF $\pm 0,4\%$	996
RF $\pm 0,2\%$	2050
SL-Mindestlast	2445
SL-Mindestlast-Relaxation	1951

Abbildung 5.44: Verlauf der Spannung der SL-Mindestlastversuche und zweier RF-Versuche bei $T = 620\text{ °C}$

5.5.3 Betriebsnahe TMF-Versuche

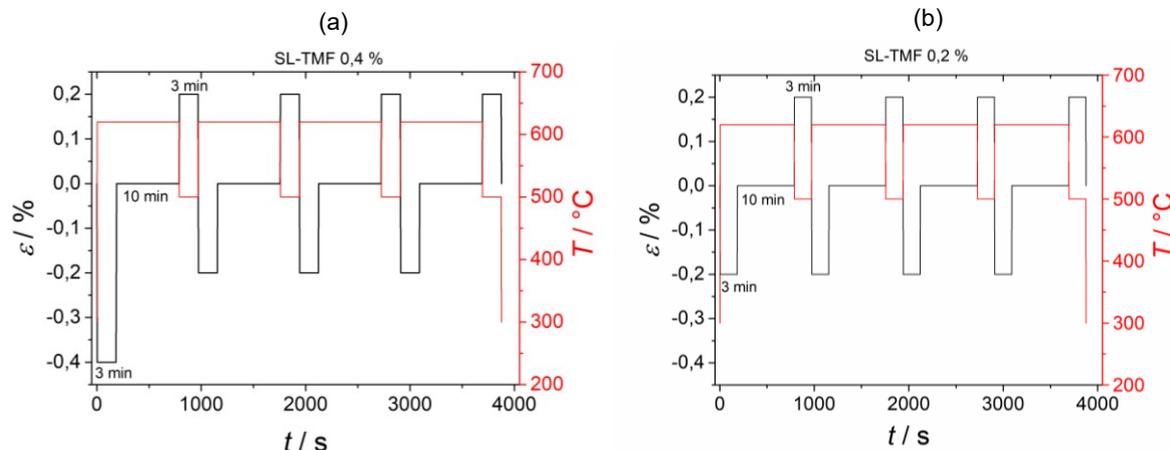


Abbildung 5.45: Verlauf der Dehnung und der Temperatur bei betriebsnahen TMF-Versuchen (a) SL-TMF $0,4\%$ mit erster Druckphase bei $-0,4\%$ und (b) SL-TMF $0,2\%$ mit erster Druckphase bei $-0,2\%$

Bei den betriebsnahen TMF-Versuchen (SL-TMF) wurden neben Haltezeiten in Zug und Druck, Temperaturwechsel bei verschiedenen Stufen in die Testprozedur eingebaut. In Abbildung 5.45 sind die Dehnungs- und Temperaturprofile der zwei durchgeführten betriebsnahen TMF-Versuche dargestellt. Ein Zyklus setzt sich dabei aus vier Lastwechseln zusammen, diese unterscheiden sich in der Temperatur, der Totaldehnung sowie der Phasenlage. Die beiden Versuche unterscheiden sich dabei nur in der Größe der anfänglichen Dehnung. Beim Versuch SL-TMF 0,4 % (a) wird zunächst auf - 0,4 % Dehnung, beim Versuch SL-TMF 0,2 % (b) auf - 0,2 % Dehnung gefahren. Dies ist jeweils mit einem Temperaturanstieg von 300 °C auf 620 °C verbunden. Anschließend wird die Temperatur konstant bei 620 °C gehalten, während die Dehnung nach 3 Minuten auf 0 % gefahren und für 10 Minuten gehalten wird. Nach diesem Halteschritt wird die Dehnung in Zug auf + 0,2 % gefahren, die Temperatur auf 500 °C abgesenkt und für 3 Minuten gehalten. Im Anschluss folgt ein erneuter Anstieg der Temperatur auf 620 °C, verbunden mit dem Anfahren einer Dehnung von - 0,2 %, die für 3 Minuten gehalten und anschließend auf 0 % gefahren wird und dann erneut für 10 Minuten gehalten wird. Diese kleineren Temperatur- und Dehnungswechsel werden insgesamt 3 Mal wiederholt, bevor wieder ein neuer Zyklus mit dem Fahren auf 300 °C beginnt.

In der folgenden Abbildung 5.46 sind die Spannungsverläufe für den ersten und mittleren Zyklus für beide SL-TMF-Versuche dargestellt. Obwohl der einzige Unterschied in der Höhe der Druckspannung, aufgrund der unterschiedlichen minimalen Temperatur zu Beginn des Versuches liegt, unterscheidet sich der weitere Spannungsverlauf im ersten Zyklus deutlich. Es gibt vor allem einen Unterschied in der Höhe der Spannung der 10 Minuten Relaxationsphase. Dieser führt dazu, dass der SL-TMF 0,2 %-Versuch eine niedrigere Oberspannung hat. Auf der anderen Seite stellt sich jedoch eine größere Unterspannung ein. Der Unterschied wird kleiner im Verlaufe der Zyklen.

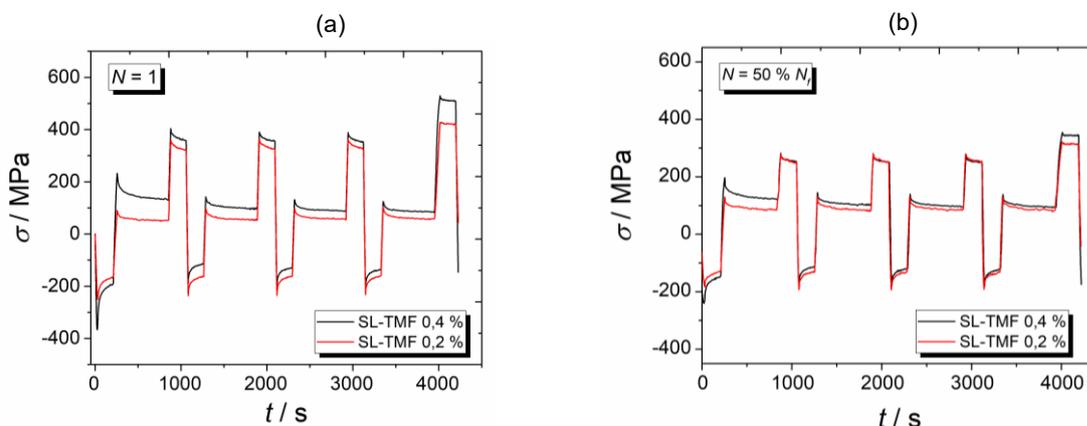


Abbildung 5.46: Spannungsverlauf von SL-TMF 0,4 % und SL-TMF 0,2 % für (a) den ersten Zyklus und (b) den mittleren Zyklus

In Abbildung 5.47 ist der Verlauf der Spannung für die SL-TMF-Versuche zusammen mit zwei OP-TMF-Versuche mit Haltezeit bei $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ und $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ für

$\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ dargestellt. Der Verlauf der Ober- und Unterspannung der SL-Versuche bezieht sich auf die Maxima/Minima, die sich beim Temperaturwechsel von 300 °C auf 620 °C einstellen. Die Lebensdauern der Versuche sind in Tabelle 5.11 aufgelistet. Die Lebensdauern der SL-TMF-Versuche sind kleiner als die der TMF-Versuche mit Haltezeit. Damit zeigt sich hier die Wirkung von zwischenzeitlichen größeren Lastwechseln in Form eines größeren Temperaturwechsels bei dem SL-TMF 0,2 % - Versuch und die eines zwischenzeitlichen Lastwechseln in Form einer höheren Dehnung von 0,4 % bei dem SL-TMF 0,4 % -Versuch. Die Entfestigung des SL-TMF 0,4 %-Versuchs ist mit 33,1 % größer als die vom SL-TMF 0,2 %-Versuch mit 24,5 %. Die Entfestigung der SL-TMF-Versuche ordnet sich innerhalb der Entfestigungen der TMF-OP-Versuchen mit Haltezeit ein.

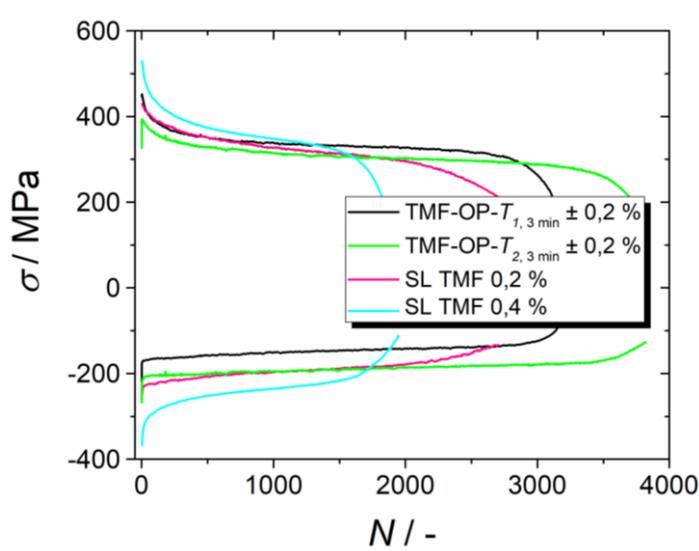


Tabelle 5.11: Lebensdauern SL-TMF-Versuche sowie zweier OP-TMF Versuche

Versuch	N_f [-]
SL-TMF 0,4 %	1680
SL-TMF 0,2 %	2376
TMF-OP $T_{1,3 \text{ min}} \pm 0,2\%$	2910
TMF-OP $T_{2,3 \text{ min}} \pm 0,2\%$	3540

Abbildung 5.47: Verlauf der Spannung der SL-TMF-Versuche sowie zweier OP-TMF-Versuche mit Haltezeit bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$

5.6 Fraktographie

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der fraktographischen Analyse der Ermüdungsversuche an P92 vorgestellt. Alle Proben mussten nach dem Beenden des Versuchs nachträglich auseinandergezogen werden, denn der Haupttriss hatte die Probenhälften noch nicht vollständig voneinander getrennt. Von den Bruchflächen wurden Aufnahmen am Stereomikroskop und am REM gemacht. Weiterhin wurden von einigen Proben Längsschliffe angefertigt. Eine Skizze über die Lage der Längsschliffe angedeutet durch das rote Rechteck zeigt Abbildung 5.48. In allen folgenden dargestellten Längsschliffen liegt die Belastungsrichtung immer horizontal.

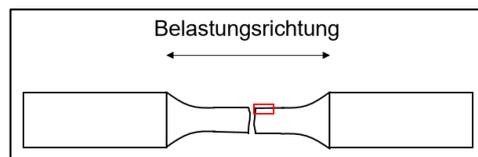


Abbildung 5.48: Lage der Probenlängsschliffe angedeutet durch das rote Rechteck

5.6.1 LCF- und RF-Versuche

Bei den Bruchflächen der Versuche zeichnen sich zwei Trends ab: Je höher die Prüftemperatur desto ausgeprägter sind die Bruchbahnen auf den Bruchflächen, und je höher die Prüflast, desto zerklüfteter sind die Bruchflächen. In Abbildung 5.49 sind Bruchflächen von LCF- und RF-Versuchen bei 620 °C und verschiedenen Totaldehnungsschwingbreiten dargestellt. Die Bruchflächen der anderen Temperaturen sind im Anhang (vgl. Abbildung A.8) dargestellt. Bei allen Proben gehen die Risse von der Oberfläche aus. Dabei treten bei allen Versuchsbedingungen mehrere Rissstartstellen auf dem Probenumfang auf. Die Bruchflächen sind oxidiert und erscheinen grau. Die Flächen der Versuche mit der kleinen Totaldehnungsschwingbreite (a, b) weisen eine Restbruchfläche auf. Beim LCF-Versuch liegt diese im oberen Drittel der Fläche, während sie bei dem Versuch mit Haltezeit in der Mitte liegt und etwa 12 % der Fläche ausmacht. Dies spricht dafür, dass es bei dem Versuch mit Haltezeit deutlich mehr Rissstartstellen umlaufend um die gesamte Probe gab. Beim LCF-Versuch mit $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2 \%$ laufen die Bruchbahnen, mit Ausnahme der 11-Uhr-Position, hin zur 6-Uhr-Position zusammen. Bis auf diese Probe gibt es bei den anderen Proben in Abbildung 5.49 eine vergleichbar hohe Anzahl an Rissstartstellen. Vor allem die Risse der RF-Versuche (b, d) starteten dabei auf verschiedenen Ebenen und trafen nach und nach aufeinander. Dies führte zu einer zerklüfteten Oberfläche. Die Flächen der LCF-Versuche sind hingegen vergleichbar eben und glatt. Die Flächen der Proben bei hohen Totaldehnungsschwingbreiten ($\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \%$) weisen keine Restgewaltbruchflächen mehr auf.

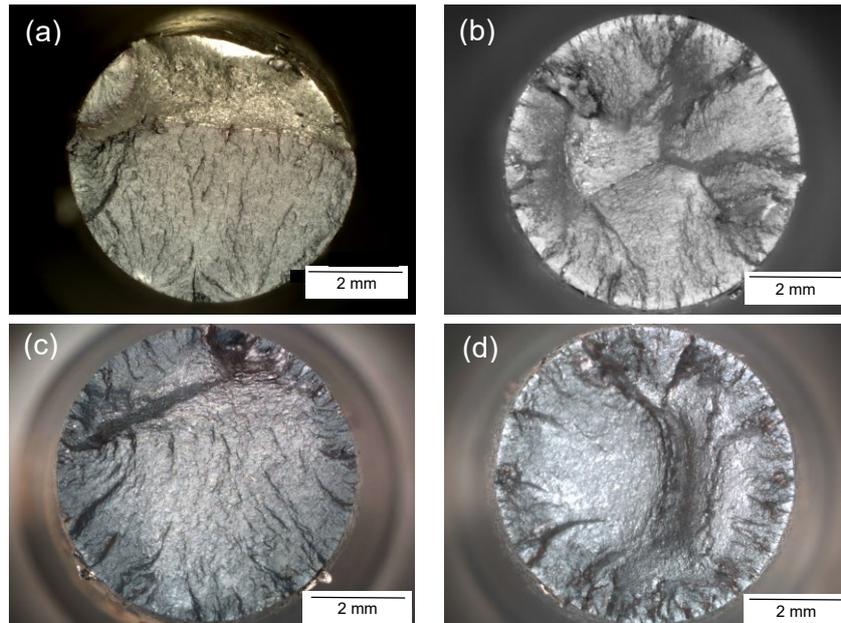


Abbildung 5.49: Bruchflächen bei 620 °C, (a) LCF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2 \%$, (b) RF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2 \%$, (c) LCF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \%$ und (d) RF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \%$. Entnommen aus [24], lizenziert nach CC BY 4.0.

In Abbildung 5.50 a-f sind repräsentative Längsschliffe von LCF- und RF-Proben bei geringer und hoher Totaldehnungsschwingbreite von Versuchen bei 620 °C gegenübergestellt. Auf Grundlage dieser Schliffe lässt sich sagen, dass es bei höherer Last deutlich mehr Nebenrisse gibt. Weiterhin gehen alle Risse von der Oberfläche aus, was typisch für Ermüdungsversuche ist. Im Teilbild c ist noch der Rest des Thermoelements zu erkennen. Es starten zwar auch in diesem Bereich Risse, diese wurden jedoch nicht vom Thermoelement initiiert oder beschleunigt. Beim Vergleich der LCF (a, c) - und RF (b, d) -Proben wird deutlich, dass sich bei den RF-Versuchen längere Risse entwickeln. Die Risse der RF-Proben sind zudem deutlich stärker oxidiert und erscheinen dadurch breiter. Weiterhin zeigt die Abbildung die vergrößerte Gegenüberstellung der LCF- und RF- Proben aus den Teilbild c und d. Es gibt kurze Risse (bis zu 250 μm) und lange Risse (bis zu 700 μm). Die Risse der LCF-Probe (e) sind mit Oxiden gefüllt. Die äußere Oxidschicht hat sich teilweise abgelöst. Dies ist vermutlich während des Versuches passiert und nicht durch die Präparation, denn die REM-Bilder der Probenmantelfläche zeigen, dass die Oxidschicht bereits nach dem Versuch fehlte. Während die Risse bei der LCF-Probe noch schmal und gerade mit leichten Verzweigungen sind, haben sich bei dem RF-Versuch (f) teilweise gabelförmige Risse gebildet. Einige Risse der RF-Probe sind zudem sehr breit und weit geöffnet. Sie weisen kleinere Nebenrisse auf und waren vermutlich mit Oxiden gefüllt, die sich während der Präparation herausgelöst haben. Durch die Oxide haben sich vermutlich die Nebenrisse während der Haltezeit in Druck gebildet. Auch die REM-Aufnahmen der Probenmantelflächen (g, h) machen deutlich, dass die Risse bei der RF-Probe breiter und weiter geöffnet sind. Damit deutet alles darauf hin, dass durch eine Haltezeit die Entstehung von Oxiden ausgeprägter ist. Anhand der Längsschliffe lässt sich jedoch nicht

eindeutig sagen, ob sich zunächst kleinere Risse gebildet haben, die sich dann mit Oxid gefüllt haben oder ob sich ein Korrosionsgrübchen gebildet hat, aus dem sich dann der Riss entwickelte. Auf dem REM-Bild der RF-Probe lassen sich weiterhin auf der Oberfläche viele feine Linien in 45°-Winkel zur Belastungsrichtung erkennen. Bei diesen handelt es sich vermutlich um Gleitlinien.

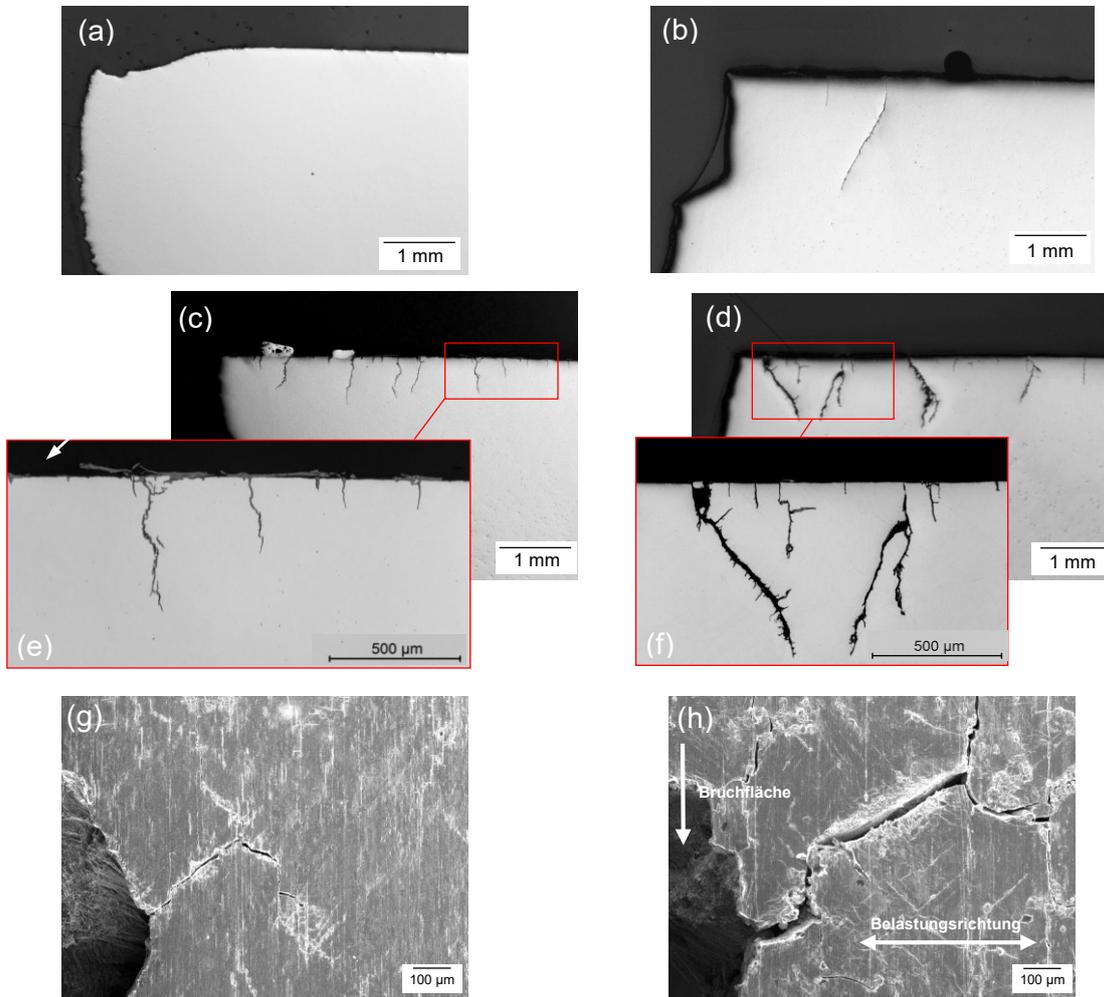


Abbildung 5.50: Längsschliffe gebrochener LCF- und RF-Proben bei 620 °C (a) LCF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2 \%$, (b) RF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2 \%$ (c) LCF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,5 \%$ und (d) RF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \%$. *Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.*

In Abbildung 5.51 zeigen REM-Aufnahmen die Bruchflächen von LCF- und RF-Proben bei hoher Vergrößerung. Die Aufnahmen a, b und d stammen dabei aus dem mittleren Bereich der Bruchfläche. Ein Bereich, bei dem sich die Rissausbreitung im Stadium II befindet und typisch ist für eine Schwingbruchfläche. Die jeweilige Rissfortschrittsrichtung ist durch den weißen Pfeil markiert. Die Aufnahmen zeigen die typischen Merkmale eines Schwingbruchs mit Bruchlinien, Schwinglinien und Stufen. Da sich keine scharfen Kanten von Körnern abzeichnen, wird von einem transkristallinen Risswachstum ausgegangen. Abbildung 5.51 c zeigt den Rand der Bruchfläche. Die Fläche erscheint deutlich rauer, als bei den Aufnahmen aus der Mitte der Bruchfläche. Im Allgemeinen nimmt die Oxidbelegung zum Rand der Bruchfläche zu. Dies spricht dafür, dass die Randbereiche lange vor dem Versagen der Probe

bereits offen lagen. In Abbildung 5.51 c sind weiterhin Stufen zu erkennen, diese sind ein Hinweis darauf, dass die Risse auf mehreren Ebenen gestartet sind und weiter im Probeninneren mehr und mehr zusammenlaufen. Bei den Bruchflächen mit hoher Dehnung in b und d sind Schwingstreifen zu erkennen. Wie sich systematisch über die gesamte Bruchfläche erkennen ließ, scheint durch die Haltezeit der Abstand zwischen den Schwingstreifen größer geworden zu sein. Bei den Flächen der Versuche mit kleinen Amplituden konnte Schwingstreifen nicht eindeutig identifiziert werden. Die Bruchfläche in Abbildung 5.51 a erscheint zum Beispiel sehr inhomogen und nicht so glatt wie die Flächen in b und d. Außerdem sind Stufen erkennbar, als ob der Riss sich während des Fortschritts verstrickt hat. Alle typischen Bruchmerkmale sind feiner oder nur sehr schwach ausgeprägt.

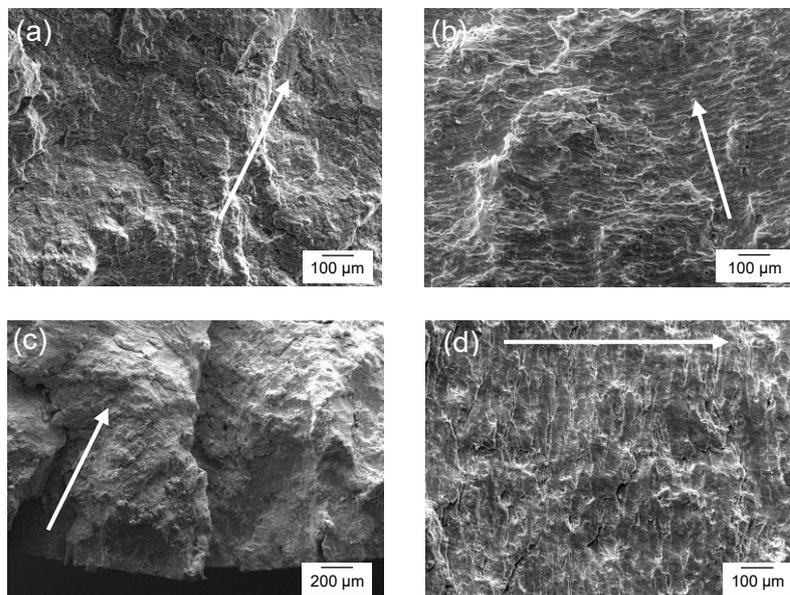


Abbildung 5.51: REM-Aufnahmen der Bruchflächen von LCF- und RF-Proben bei $T = 620 \text{ °C}$ (a) LCF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,23 \%$, (b) + (c) LCF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \%$ und (d) RF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \%$, Pfeile deuten die Rissausbreitungsrichtung an. Entnommen aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.

5.6.2 TMF-Versuche

In Abbildung 5.52 sind Bruchflächen von TMF-Versuchen mit und ohne Haltezeit sowie für beide Temperaturintervalle gegenübergestellt (weitere Aufnahmen befinden sich im Anhang Abbildung A.9). Dabei zeigt sich ein deutlicher Unterschied in der Beschaffenheit der Bruchflächen zwischen IP- und OP-Versuchen. Bei den IP-Versuchen (a, b) ist die Bruchfläche stark mit Oxiden belegt, da die Risse bei hoher Temperatur geöffnet sind. Bei niedriger Temperatur werden diese Flächen wieder zusammengedrückt. Da die Oxide spröde sind, sind die Flächen dadurch stark zerstört und sehr zerklüftet. Es lassen sich darauf keine typischen Merkmale einer Ermüdungsbruchfläche mehr erkennen. Bei den OP-Proben (c-f) hingegen lassen sich Rissstartstellen und Bruchbahnen erkennen. Bei den OP-Versuchen ohne Haltezeit (c, d) gibt es umlaufend um die Probenoberfläche viele Rissstartstellen von denen viele kleine Risse in die Probe hineingewachsen sind. Sie sorgen für einen halben Millimeter

dicken „Kranz“ um die gesamte Bruchfläche herum. Danach schließt sich ein Bereich konstanten Risswachstums über die restliche innere Fläche an. Bei den OP-Versuchen mit Haltezeit (e, f) sowie bei der langsameren Temperaturrate von 20 K/min tritt dieser „Kranz“ nicht auf. Allerdings gibt es auch hier viele Rissstartstellen, die zudem auf unterschiedlichen Ebenen liegen. Die Bruchflächen sind vergleichbar mit denen der RF-Versuche. Weiterhin gibt es mittig auf der OP-Probe bei T_2 und Haltezeit (f) einen silbrig glänzenden Bereich, bei dem es sich um die Restgewaltbruchfläche handelt. Sie macht etwa 1/8 der gesamten Bruchfläche aus. Auch die IP-Proben wiesen an einigen Stellen silbrig glänzende Bereiche auf. Dies sind Bereiche, an denen die Proben nach dem Versuch zusammenhängen und demzufolge nicht oxidiert wurden. Sie weisen jedoch die gleiche Beschaffenheit der restlichen Bruchfläche auf, sind also keine typischen Restgewaltbruchflächen. Vergleicht man die Bruchflächen beider Temperaturintervalle insgesamt, so lassen sich die gleichen Trends erkennen. Bei T_2 sehen die Flächen jedoch weniger rau aus.

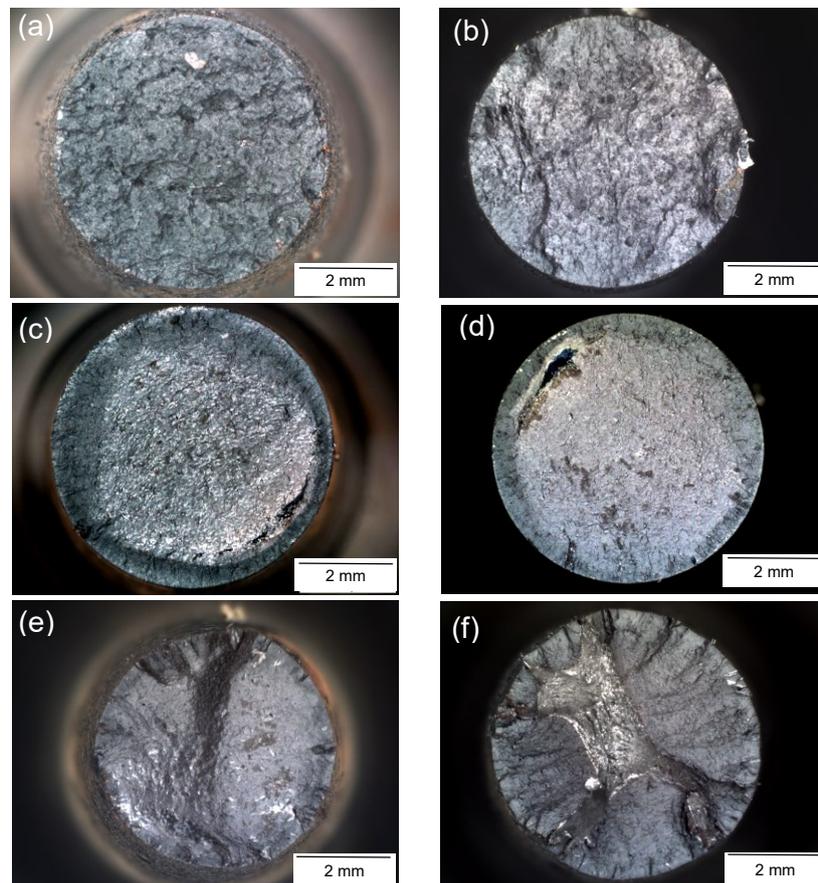


Abbildung 5.52: Bruchflächen TMF-Versuche bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \%$, (a) IP- T_1 , (b) IP T_2 , (c) OP T_1 , (d) OP T_2 , (e) OP- T_1 3 min und (f) OP- T_2 3 min

In Abbildung 5.53 sind REM-Aufnahmen verschiedener TMF-Bruchflächen dargestellt, weitere Aufnahmen befinden sich im Anhang Abbildung A.10. Die Flächen der IP-Versuche bei $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ (a) weisen eine starke knotenförmige Morphologie auf. Im Intervall von $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ (b) sind die Oberflächen dagegen „schärfer“ gezeichnet und weisen eine

zum Teil wabenförmige Morphologie auf. Insgesamt sind alle Erscheinungen auf den Bruchflächen der IP-Versuche abgerundet und oxidiert. Bei den OP-Versuchen lassen sich dagegen Schwingstreifen, vor allem bei hoher mechanischer Dehnung (c), auf den Oberflächen erkennen. Der Randbereich der OP-Proben ist stärker mit Oxiden belegt, die ähnlich knotenförmig wie bei den IP-Proben beschaffen sind, jedoch nicht so stark.

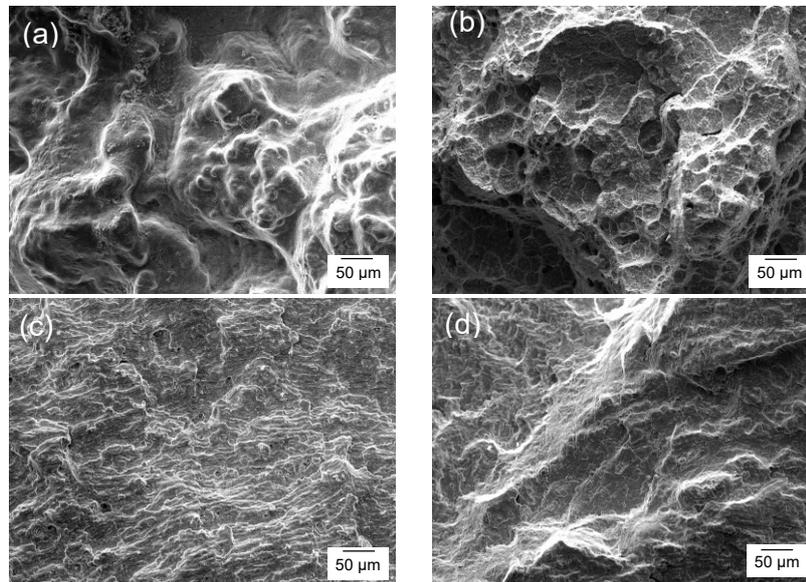


Abbildung 5.53: REM-Aufnahmen von verschiedenen TMF-Bruchflächen (a) TMF-IP $3 \text{ min } T_1$, $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \%$ (b) TMF-IP T_2 , $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$, TMF-OP T_1 : (c) $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \%$ und (d) $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$

In Abbildung 5.54 sind die Längsschliffe von TMF-Proben für das Temperaturintervall T_1 für IP- und OP-Proben bei unterschiedlichen mechanischen Dehnungsschwingbreiten gegenübergestellt. Bei den IP-Proben sind die Bruchflächen ausgefrantzt. Bei dem IP-Versuch mit der kleineren Dehnung treten Risse vor allem im inneren Probenvolumen auf. Einige der Risse wurden vermutlich noch weiter aufgerissen durch das nachträgliche Auseinanderziehen der Probe. Dennoch müssen die Risse bzw. Fehlstellen im Volumen bereits existiert haben. Risse, die nicht von der Oberfläche aus gestartet sind, deuten auf eine Kriechschädigung im Gefüge als Rissstartstellen hin. Dennoch gibt es auch hier einige kleine und dünne Risse, die von der Oberfläche aus gestartet sind und möglicherweise mit Rissen, die von Poren ausgegangen sind, zusammengewachsen sind (vgl. Abbildung 5.55 a). Bei der hohen Totaldehnungsschwingbreite sind beim IP-Versuch keine Risse im Inneren der Probe aufgetreten. Es gibt hingegen einige kurze, aber breite Risse von der Oberfläche ausgehend, die zudem stark oxidiert sind (vgl. Abbildung 5.55 b). Auch bei den OP-Versuchen treten Nebenrisse entlang der Messlänge der Probe von der Oberfläche ausgehend auf. Bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5 \%$ (d) sind es mehr Nebenrisse. Die Risse sind dabei sehr kurz und dünn, jedoch mit einer dicken Oxidschicht belegt (vgl. Abbildung 5.55 c). Bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ (b) ist ein Teil der Bruchfläche schräg, was für einen längeren Rissfortschritt im Stadium I spricht. Bei der hohen Dehnung ist die Bruchfläche dagegen sehr gerade.

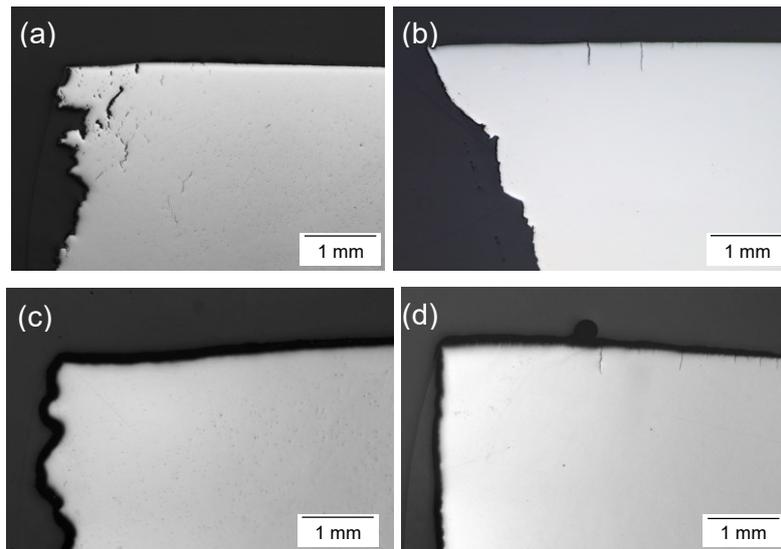


Abbildung 5.54: Längsschliffe TMF-Proben bei $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ (a) TMF- IP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ (b) TMF-OP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ (c) TMF-IP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5 \%$ und (d) TMF-OP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5 \%$

In Abbildung 5.56 sind REM-Aufnahmen der Probenmantelfläche dargestellt. Dabei zeigt sich auch hier ein Unterschied in der Abplatzung der Oxidschicht zwischen IP- und OP-TMF-Versuchen. Bei der IP-Probe (a) haftet die Oxidschicht weitestgehend noch auf der Probenoberfläche an. Sie weist jedoch auch Risse längs und quer zur Belastungsrichtung auf. Grund dafür kann die Druckmittelspannung sein, die auf die Schicht wirkt, da sich beim Abkühlen das Metall schneller zusammenzieht als die Oxidschicht. Bei der OP-Probe (b) ist die Oxidschicht hingegen an vielen Stellen abgeplatzt. Dies hängt damit zusammen, dass während des OP-Versuchs in der Druckphase eine hohe Temperatur herrscht, sich dort Oxide bilden, die dann in der Zugphase bei niedriger Temperatur, wenn die Oxide zudem spröder sind, aufreißen.

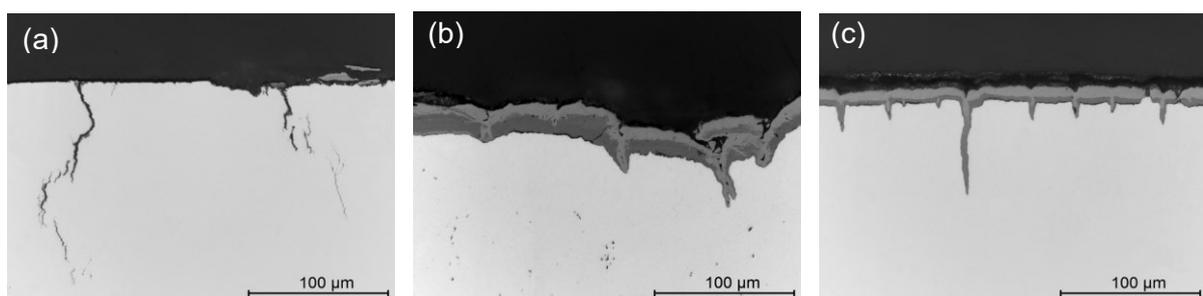


Abbildung 5.55: Längsschliffe TMF-Proben bei $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ (a) TMF- IP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ (b) TMF-IP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5 \%$ (c) TMF-OP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5 \%$

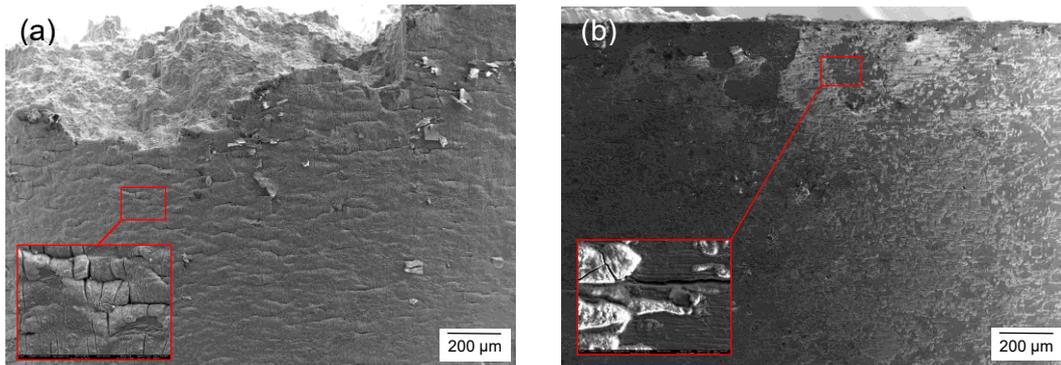


Abbildung 5.56: Probenmantelflächen von TMF-Proben bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ (a) IP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5\%$ und (b) TMF-OP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5\%$

Bei den TMF- T_1 -Versuchen mit Haltezeit zeigen sich die gleichen Trends wie bei den Versuchen ohne Haltezeit. Auch hier verlaufen Risse bei der IP-Probe mit $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ vor allem im Inneren des Probenvolumens. Diese Risse sind dabei nicht oxidiert, was auf eine Kriechschädigung hindeutet. In Abbildung 5.57 ist ein Längsschliff der Probe dargestellt. Im Vergleich zum Versuch ohne Haltezeit treten außerdem mehr Nebenrisse auf der Bruchfläche auf.

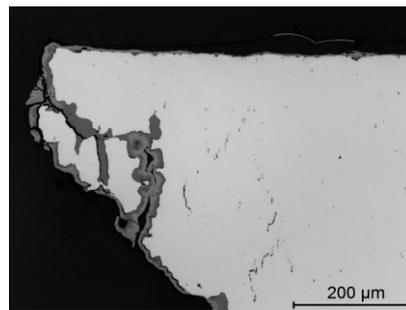


Abbildung 5.57: Längsschliff TMF-IP $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$, 3 min, $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$

Die Längsschliffe der IP-TMF-Proben bei T_2 zeigen die gleichen Trends, wie der LCF-Versuche bei 620 °C . Mit Haltezeit und bei langsamerer Temperaturrate (vgl. Abbildung 5.58) treten jedoch erneut viele Poren und kleine Risse quer zur Belastungsrichtung im Probeninneren auf. Die Porosität nimmt dabei zur Bruchkante hin zu und deutet auch hier auf eine Kriechschädigung hin.

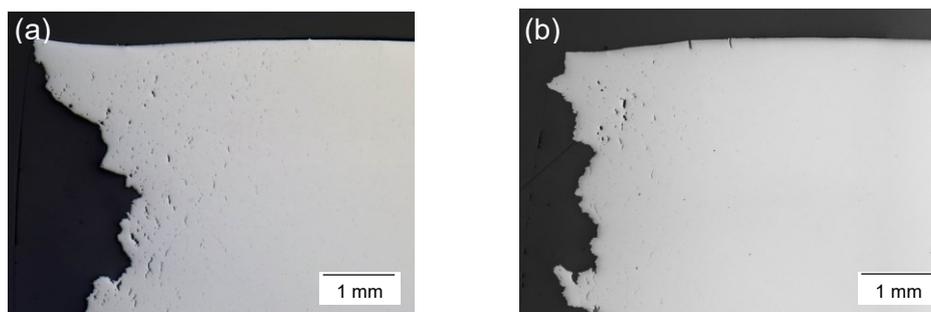


Abbildung 5.58: Längsschliffe TMF-Proben $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$ (a) TMF-IP, 3 min, $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ und (b) TMF-IP, 20 K/min, $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$

5.6.3 SL-Versuche

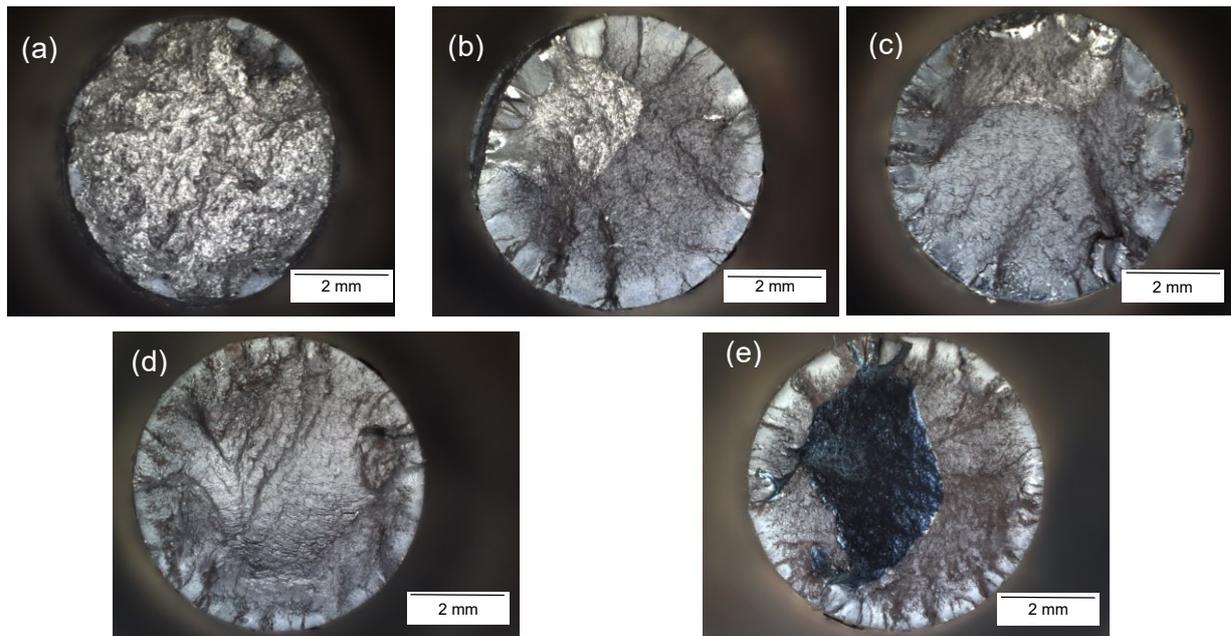


Abbildung 5.59: Bruchflächen von betriebsnahen Versuchen (a) SL-Kriechen (b) SL-Relaxation, (c) SL-TMF 0,4 %, (d) SL-Mindestlast und (e) SL-Mindestlast-Relaxation

In Abbildung 5.59 a-e sind die Bruchflächen der SL-Versuche dargestellt. Ein sehr großer Unterschied befindet sich zwischen den Flächen des SL-Kriechen (a) und SL-Relaxation-Versuchs (b). Die Bruchfläche des SL-Kriechen-Versuchs ist, ähnlich wie die der TMF-IP-Versuche, stark zerklüftet und zerstört, sodass fast nichts mehr darauf zu erkennen ist. An einigen Stellen gibt es allerdings fingerabdruckähnliche Bereiche an den Rändern, die bisher bei vielen Versuchen mit Haltezeiten aufgetreten sind. Diese Bereiche gibt es vor allem auf der Bruchfläche des SL-Relaxation-Versuchs. Sie befinden sich umlaufend um die gesamte Bruchfläche der Probe. Die Risse sind damit von allen Richtungen auf den Seitenflächen gestartet, um dann auf dem Weg zur Probenmitte zusammenzuwachsen. Detaillierte Aufnahmen der Bruchfläche sind in Abbildung 5.60 dargestellt. Bei der Restgewaltbruchfläche handelt es sich um einen duktilen Wabenbruch. Im Bereich, in dem die Risse zusammenwachsen, zeigt sich eine Art Übergangsmorphologie. Einerseits lassen sich noch streifenförmige Bereiche erkennen, andererseits weist die Beschaffenheit ellipsoidförmige Hohlräume auf. Die Bruchflächen der SL-Mindestlastversuche (d, e) sind vergleichbar mit denen der RF-Versuche. Es gibt sehr viele Rissinitiierungsstellen auf verschiedenen Ebenen umlaufend um die Probe. Bei den Relaxation-Proben sind die daumennagelförmigen Flächen am Rand schärfer ausgebildet. Bei der Probe des SL-Mindestlast-Relaxation-Versuchs (e) gibt es eine große Restbruchfläche. Hauptursache ist, dass der Versuch nach einem Kraftabfall von ca. 20 % aus Zeitgründen abgebrochen wurde. Die Bruchfläche des betriebsnahen TMF-Versuchs (c) ist vergleichbar mit der Fläche des TMF-OP-Versuchs mit Haltezeit bei 500 °C - 620 °C. Umlaufend um die Probe gibt es mehrere Rissstartstellen.

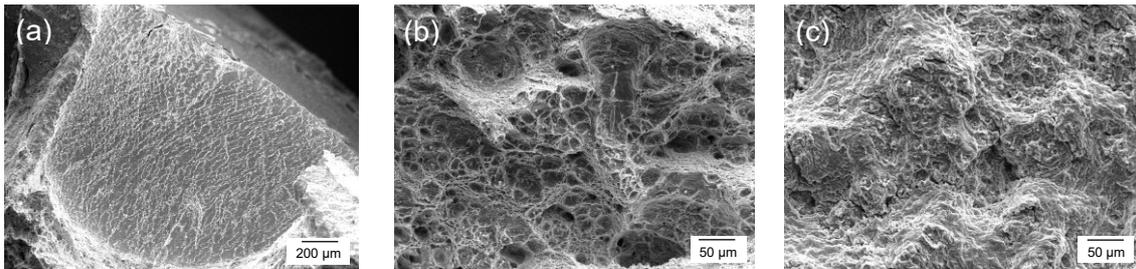


Abbildung 5.60: Details der Bruchfläche der SL-Relaxation-Probe (a) Randbereich, (b) Restbruchfläche und (c) Probenmitte

In Abbildung 5.61 a-g sind weitere Details zu den Proben des SL-Kriechen- und SL-Relaxation-Versuchs abgebildet. Auf dem Längsschliff (a) zeigt sich, dass die SL-Kriechen-Probe ähnlich wie die TMF-IP-Proben bei kleinen Dehnungen viele Poren und Risse im Probeninneren aufweist. Es gibt auch einige sehr kleine breite Risse auf der Oberfläche der Probe, die als ovale Löcher hervortreten (c). Die REM-Aufnahme der Probenmantelfläche (f) unten zeigt zudem, dass es an vielen Stellen zum Abplatzen der Oxidschicht gekommen ist. An einigen Stellen hat sich auf den abgeplatzen Stellen bereits eine neue Oxidschicht gebildet. Bei der SL-Relaxation-Probe (b, d, e) treten hingegen lange tiefe und sehr gerade, unverzweigte Ermüdungsrisse von der Probenoberfläche ausgehend auf. Diese sind auf der Probenoberfläche als kleine Löcher erkennbar (g).

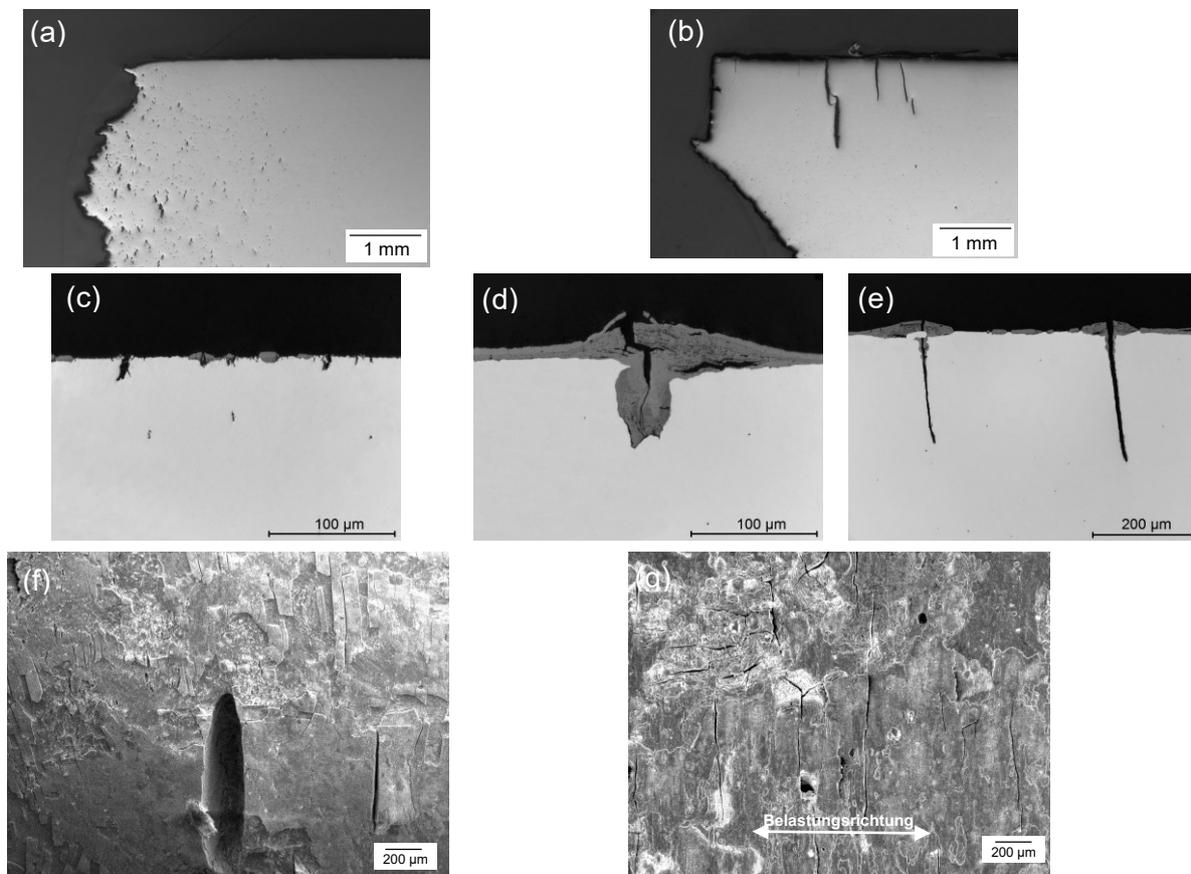


Abbildung 5.61: Details der gebrochenen Proben von SL-Kriechen und SL-Relaxation, (a) + (b) Längsschliffe, (c) + (d) + (e) Längsschliffe Detail und (f) + (g) Probenmantelflächen (REM)

5.6.4 Härteverläufe

Auf den Längsschliffen wurden für einige Versuche die Härteverläufe von der Bruchkante entlang der Messlänge bestimmt. Die Verläufe sind in Abbildung 5.62 dargestellt und zeigen, dass mit zunehmendem Abstand von der Bruchkante die Härte ansteigt. Nach etwa 10 mm pendeln sich die Werte auf die Ausgangshärte von 240 HV1 ein. Die Entfestigung der Proben lässt sich also auch über eine Härtemessung qualitativ zeigen. Der Anstieg der Härte lässt sich dabei mit der Temperatureinflusszone erklären. Bei den Versuchen wurde die Temperatur im Bereich von ± 5 mm von der Probenmitte aus kontrolliert. Nach diesem Bereich ist mit einem kontinuierlichen Abfall der Temperatur zu rechnen. Bei den Verläufen der LCF- und RF-Versuche (Abbildung 5.62 oben) ist dies gut zu erkennen: die Härteverläufe sind im Bereich von 4 mm von der Bruchkante nahezu konstant. Die RF-Versuche weisen dabei die geringsten Härteverläufe an der Bruchkante auf. Sie weisen auch die höchsten Entfestigungsraten auf. Bei den LCF-Versuchen lässt sich die Abhängigkeit der Entfestigung von der Totaldehnung gut erkennen. Bei der kleinen Totaldehnung ist die Entfestigung nicht homogen, deshalb sinkt der Verlauf zunächst, um dann mit weiterem Abstand wieder anzusteigen. Dies ist auch beim TMF-OP -Versuch bei T_1 der Fall. Bei den TMF-Versuchen tritt die Entfestigung bei T_2 in einem größeren Bereich von der Bruchkante aus auf. Der Versuche mit Haltezeit weisen auch bei den TMF-Versuchen die geringsten Härteverläufe an der Bruchkante auf. Danach folgen die Versuche mit hohen mechanischen Dehnungen. Die höchsten Härteverläufe an der Bruchkante haben die TMF-Versuche mit kleiner mechanischer Dehnung.

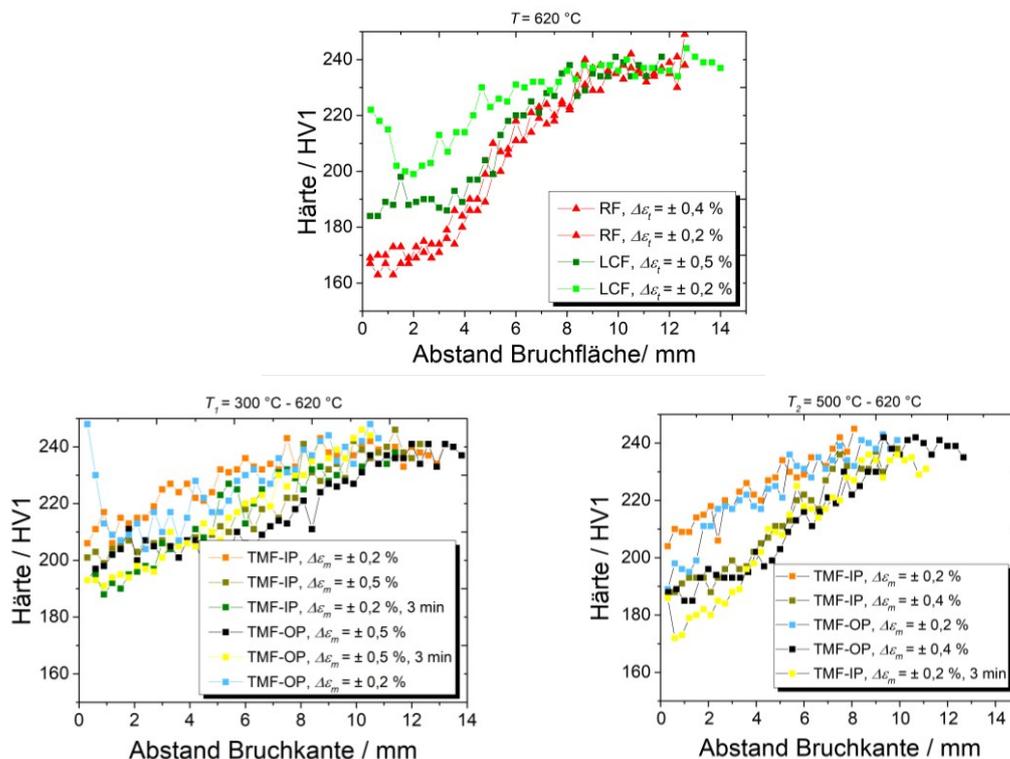


Abbildung 5.62: Härteverläufe von LCF-, RF- und TMF-Versuchen. Obere Abbildung adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.

6 Diskussion

In diesem Kapitel werden die Einflüsse auf das Entfestigungs- und Lebensdauerverhalten des P92 auf Grundlage der mechanischen Ergebnisse aus den LCF- und TMF-Versuchen diskutiert. Dazu wird das zyklische Spannungs- und Dehnungsverhalten der Versuche mit und ohne Haltezeit analysiert und miteinander verglichen. Weiterhin wird das Schädigungsverhalten mit Hilfe der fraktographischen Ergebnisse herausgearbeitet. Außerdem wird versucht, die Lebensdauern mithilfe von Schädigungsparametern zu beschreiben. Abschließend werden die betriebsnahen Zyklen im Hinblick auf ihre Realisierbarkeit und Praxisrelevanz überprüft.

6.1 Zyklisches Spannungs- und Dehnungsverhalten

Die folgende Analyse des zyklischen Spannungs- und Dehnungsverhalten soll Aufschluss über das Entfestigungsverhalten des P92 geben. Die Schlussfolgerungen aus den mechanischen Ergebnissen werden dabei mit ersten Ergebnissen aus EBSD- und TEM-Untersuchungen unterstützt.

6.1.1 LCF- und RF-Versuche

Die Ergebnisse der LCF-Versuche in Kapitel 5 zeigen, dass das Entfestigungsverhalten stark von der Temperatur abhängt. Je höher die Temperatur, umso größer ist die Entfestigung. Dabei wird die Temperaturabhängigkeit mit steigender Temperatur immer stärker, denn zwischen 500 °C und 620 °C ist der Sprung zwischen den Werten für das Entfestigungsverhältnis (+ 6-10 %) größer als zwischen 300 °C und 500 °C (+ 4-6 %). Ursache dafür ist, dass ab 500 °C ein Temperaturbereich erreicht ist, bei dem zeitabhängige Vorgänge im Werkstoff stattfinden und die Festigkeitswerte bei weiterer Steigerung der Temperatur deutlich abnehmen (vgl. Abbildung 2.1).

Weiterhin hängt das Entfestigungsverhältnis von der Totaldehnungsamplitude ab. Bei 500 °C und 620 °C steigt das Entfestigungsverhältnis mit zunehmender Dehnungsamplitude an und wird bei großen Dehnungen nahezu unabhängig von der Amplitude. Bei 300 °C ist das Entfestigungsverhalten hingegen für alle geprüften Dehnungsamplituden gleich groß. Allerdings liegt hier die kleinste geprüfte Dehnungsamplitude bei 0,3 %. Es kann sein, dass sich bei kleineren Amplituden ein kleineres Entfestigungsverhältnis einstellt. Allerdings müsste nach Abbildung 5.5 bei 300 °C und 0,2 % Dehnungsamplitude eine rein elastische Verformung vorliegen, sodass nur ein kleiner Bereich bleibt, in dem die Entfestigung eventuell noch kleiner ist. Eine Erklärung dafür, dass sich das Entfestigungsverhältnis bei höheren Dehnungsamplituden kaum noch ändert, ist die Tatsache, dass auch die maximale Spannung bei

höheren Amplituden aufgrund des Hystereseverhaltens weniger stark ansteigt. Höhere Dehnungen zwingen den Werkstoff zur plastischen Verformung und diese findet unter nur noch geringfügig ansteigender Spannung statt. Da das Entfestigungsverhältnis das Verhältnis der insgesamt maximalen Spannung zur maximalen Spannung bei der Hälfte der Lebensdauer darstellt, steigert sich dieses somit bei kaum weiter ansteigender Spannung nur noch wenig.

Die Werte für das Entfestigungsverhältnis passen gut mit Literaturdaten zusammen. Sowohl bei Zhang et al. [44] als auch bei Wang et al. [43] tritt eine Sättigung des Entfestigungsverhältnisses bei hohen Dehnungsamplituden bei Prüftemperaturen von 550 °C, 600 °C und 650 °C ein. Beide haben auch Versuche bei Raumtemperatur durchgeführt. Das Entfestigungsverhältnis liegt hier bei beiden zwischen 13 % und 15 %. Dies entspricht genau den Werten der in dieser Arbeit bei 300 °C durchgeführten LCF-Versuche. Weiterhin stimmt auch das Niveau der Ober- und Unterspannung der 300 °C-Versuche mit dem der Raumtemperatur-Versuche bei Zhang et al. und Wang et al. gut überein. Dies lässt darauf schließen, dass zwischen 20 °C und 300 °C keine gravierenden Veränderungen im mechanischen Verhalten auftreten. Die Entfestigung bei Raumtemperatur und 300 °C kann damit als Mindestentfestigung angesehen werden, die immer unter zyklischer Belastung stattfindet.

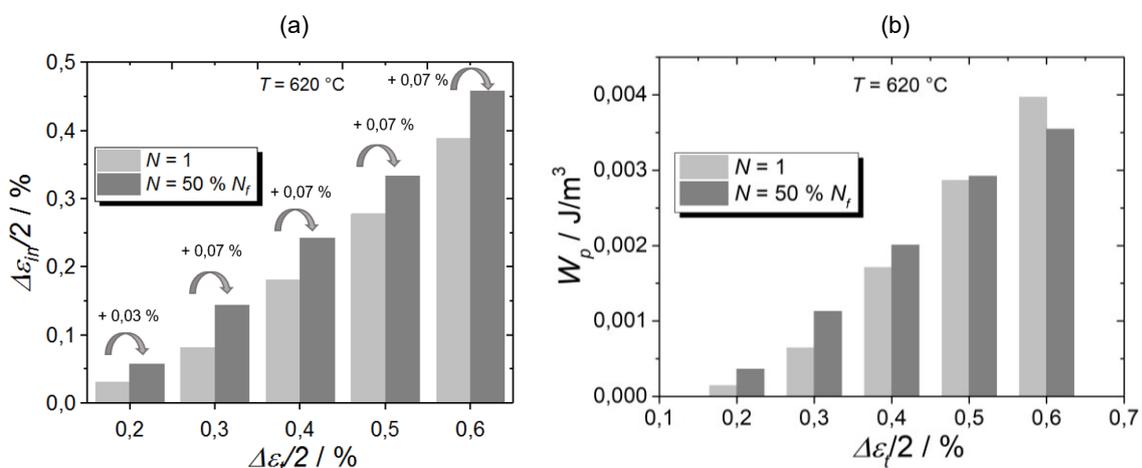


Abbildung 6.1: Entwicklung der (a) inelastischen Dehnung sowie (b) plastischen Arbeit zwischen dem ersten und mittleren Zyklus für LCF-Versuche bei $T = 620$ °C

In Abbildung 6.1 a ist die inelastische Dehnungsamplitude des ersten und mittleren Zyklus der LCF-Versuche bei 620 °C dargestellt. Die inelastische Dehnung steigt zwischen dem ersten und mittleren Zyklus für alle Dehnungsamplituden an. Dabei liegt der Anstieg ab einer Amplitude von 0,3 % konstant bei 0,07 %-Punkten. Der gleiche Trend tritt beim Entfestigungsverhältnis auf. Eine gleich große Zunahme der inelastischen Dehnung bedeutet damit ein ähnlich großes Entfestigungsverhältnis. Dies zeigt die enge Verknüpfung zwischen Entfestigung (Abnahme von Spannung) und Dehnung, bzw. der Zunahme von inelastischer Dehnung. Nimmt die eine ab, muss die andere zunehmen. Bei 300 °C und 500 °C zeigt sich

ein ähnliches Bild der Zunahme der inelastischen Dehnung, allerdings wird die Zunahme mit sinkender Temperatur kleiner (vgl. Anhang Abbildung A.1 a und Abbildung A.2 b).

In Abbildung 6.1 b ist die plastische Arbeit in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude für 620 °C gezeigt. Auch diese steigt mit größer werdender Amplitude an. Dieser Anstieg wird jedoch immer kleiner und kehrt sich bei hohen Amplituden in eine Abnahme um. Ursache hierfür ist die starke Entfestigung, durch die die Abnahme der Hysteresenfläche in y-Richtung stärker ist, als die Verbreiterung durch Zunahme der inelastischen Dehnung in x-Richtung. Die Zunahme der inelastischen Dehnung ist zwar immer nahezu gleich groß, anteilig betrachtet wird die Zunahme der inelastischen Dehnung jedoch immer kleiner. Für 300 °C und 500 °C ist die Entwicklung der plastischen Arbeit im Anhang in Abbildung A.1 a und Abbildung A.2 b dargestellt.

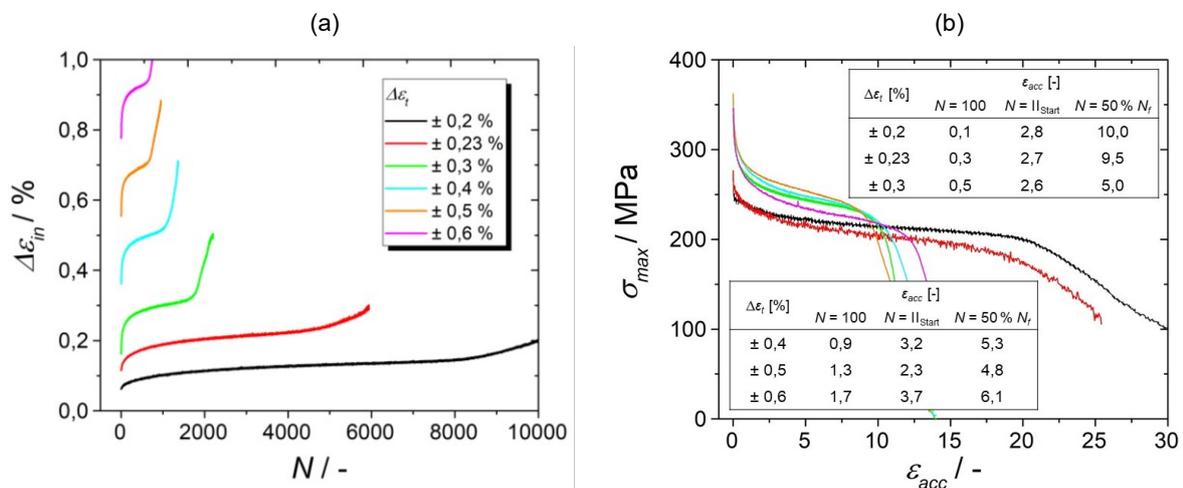


Abbildung 6.2: (a) Zyklischer Verlauf der inelastischen Dehnung und (b) Verlauf der maximalen Spannung über der akkumulierten inelastischen Dehnung für LCF-Versuche bei 620 °C

In Abbildung 6.2 a ist der Verlauf der inelastischen Dehnung über der Zyklenzahl für alle LCF-Versuche bei 620 °C dargestellt. Das Diagramm zeigt, dass die Zunahme der inelastischen Dehnung zwischen dem ersten und mittleren Zyklus nicht linear verläuft. Ähnlich wie die maximale Spannung abnimmt (vgl. Entfestigungskurven Abbildung 5.3 c), nimmt die inelastische Dehnung über die Zyklenzahl zu. Das heißt die Verläufe lassen sich ebenfalls in drei Bereiche einteilen (vgl. Abbildung 5.2). Mit jedem Zyklus entsteht inelastische Dehnung im Werkstoff. Bei kleinen Totaldehnungsschwingbreiten ist die inelastische Dehnung zwar kleiner, jedoch durchlaufen diese Versuche auch deutlich mehr Zyklen. Um festzustellen, ob bei kleineren Dehnungsamplituden damit insgesamt mehr inelastische Dehnung akkumuliert wird, wurde die akkumulierte Dehnung ϵ_{acc} bestimmt. Sie ist die Summe aller pro Zyklus entstandenen inelastischen Dehnungen an einem bestimmten Punkt des Versuchs. In Abbildung 6.2 b ist die maximale Spannung über der akkumulierten Dehnung für die LCF-Versuche bei 620 °C aufgetragen. Weiterhin sind im Diagramm die Werte der akkumulierten Dehnung bei $N = 100$, zu Beginn des Bereichs II der Entfestigung und bei $N = 50\% N_f$

angegeben. Die Werte bei $N = 100$ unterscheiden sich am deutlichsten und steigen mit höherer Totaldehnungsschwingbreite an. Bemerkenswert ist, dass der Übergang zu Bereich II der Entfestigungskurve, der Bereich also, in dem die maximale Spannung deutlich weniger abfällt, bei allen Totaldehnungen nach einer ähnlich großen akkumulierten Dehnung stattfindet. Das bedeutet, dass es für beliebige Totaldehnungen möglich wäre, diesen Übergangspunkt in Abhängigkeit von der Temperatur zu bestimmen. Sehr deutlich wird weiterhin, dass bei $\pm 0,2\%$ und $\pm 0,23\%$, also bei kleinen Totaldehnungsschwingbreiten, die akkumulierte Dehnung bis zur Hälfte der Lebensdauer mit 10,0 und 9,5 viel größer ist, als bei großen Totaldehnungsschwingbreiten.

Nach der Wärmebehandlung existiert eine hohe Dichte an freien Versetzungen im Werkstoff. Daher gilt als eine der Hauptursachen für die Entfestigung die Abnahme der Dichte der freien Versetzungen [33, 46, 92, 93]. Während der Ermüdungsbelastung reagieren die freien Versetzungen mit den Versetzungen, die durch Versetzungsmultiplikation aufgrund der plastischen Verformung entstehen. Es kommt zum gegenseitigen Auslöschen, wenn Versetzungen dieselbe Gleitebene besitzen. Je höher die Dichte der Versetzungen und je höher die Verformung, umso wahrscheinlicher ist dies [94]. Die Bewegung der Versetzungen hängt dabei von der Temperatur ab. Die Entfestigung bei 300 °C (und darunter) fällt daher kleiner aus, da die Versetzungen in diesem Temperaturbereich nur quergleiten können [15]. Außerdem ist die Festigkeit höher, je geringer die Temperatur, sodass weniger Versetzungen bei plastischer Verformung entstehen. Damit fehlt bei 300 °C die Triebkraft für größere Erholungsvorgänge, weshalb die Entfestigung sich schnell verlangsamt und die Entfestigungskurven bei 300 °C nach wenigen Zyklen in Bereich II, in dem sich die Spannung kaum noch ändert, übergehen. Verma et al. [95] haben bei LCF-Versuchen bei 300 °C mit 9Cr-1Mo beobachtet, dass sich durch die Umordnung der Versetzungen eine Subkornstruktur bildet und Versetzungen an Hindernissen im Inneren der Subkörner „hängen“ bleiben. Die Temperatur ist zu gering und die Festigkeit zu hoch für weitere Veränderungen der Mikrostruktur. Erst bei höheren Temperaturen wandeln sich die Latten in eine Versetzungszellstruktur durch die Ermüdung um [95]. Je höher die Amplitude umso größer sind auch die Zellen, die sich entwickeln [96]. Auch Zhang et al. [44] haben bei ihren RT-Versuchen festgestellt, dass sich Subkörner bilden und die Dichte der freien Versetzungen innerhalb der Subkörner abnimmt. Erst bei hoher Temperatur, das heißt ab 550 °C , wurde zusätzlich eine Vergrößerung der Latten und Karbide und damit ein Wachstum der Subkörner beobachtet [44]. Ursache ist, dass erst bei Temperaturen oberhalb von $0,4 \cdot T_s$ auch ein Klettern von Stufenversetzungen möglich ist [15]. Bei der sich bildenden Subkornstruktur ordnen sich die Versetzungen in Zellwänden an [95, 96]. Außerdem verschwinden durch das Zyklieren Kleinwinkelkorngrenzen und die ursprüngliche Lattenstruktur vergrößert [97].

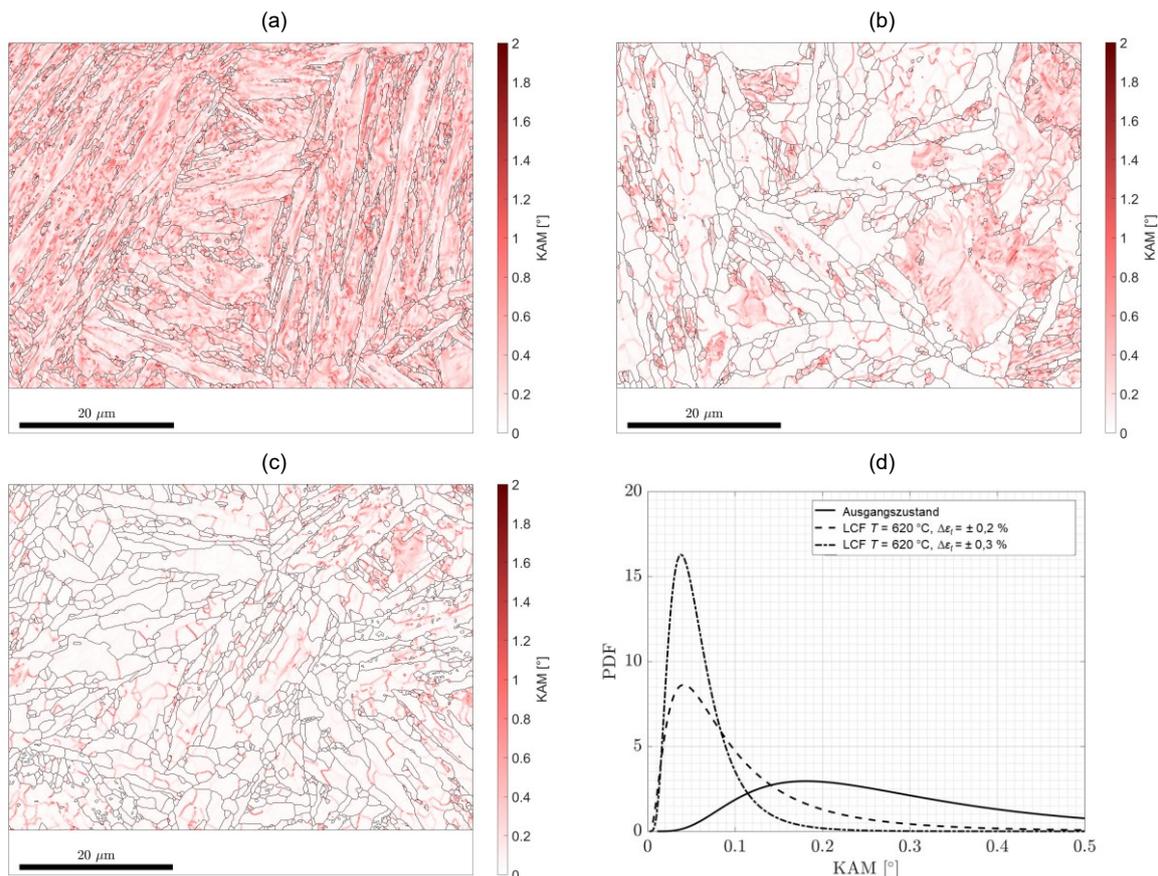


Abbildung 6.3: KAM-Winkelverteilungen von (a) Ausgangszustand P92 und bei LCF-Versuchen bei 620 °C (b) $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2 \%$ und (c) $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,3 \%$ und (d) Verteilungsdichte (PDF) der KAM-Winkel

Um die Veränderungen der Mikrostruktur durch die Ermüdung besser zu verstehen, wurden einige Proben, die bei einer Temperatur von 620 °C bis zum Bruch geprüft worden sind, mit Hilfe von EBSD analysiert. Durch die Ermüdung und die damit verbundene Abnahme der Versetzungsdichte verändert sich auch die lokale Missorientierung der Körner. Diese kann, wie in Abschnitt 4.5.4 beschrieben, über eine KAM-Winkelverteilung „sichtbar“ gemacht werden. In Abbildung 6.3 ist die Verteilung der KAM-Winkel für den Ausgangszustand (a) und nach LCF-Versuchen bei 620 °C mit $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2 \%$ (b) und $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,3 \%$ (c) dargestellt. Die Verteilungsdichte der KAM-Winkel (d) wird vom Ausgangszustand und mit steigender geprüfter Dehnungsschwingbreite immer schmaler und das Maximum verschiebt sich zu immer kleineren Winkeln (von 0,055°(b) zu 0,04°(c)). In den KAM-Winkelverteilungen ist diese Verschiebung durch eine Abnahme der roten Bereiche sichtbar. Nach der Skala auf der rechten Seite der einzelnen Diagramme bedeuten weniger rote bzw. dunkelrote Bereiche, dass vor allem nur noch kleine KAM-Winkel ($<0,1^\circ$) in der Mikrostruktur vorliegen. Das Verschwinden der roten Bereiche, also von größeren KAM-Winkeln, lässt sich damit interpretieren, dass geometrisch notwendige Versetzungen und somit auch Kleinwinkelkorngrenzen verschwinden und im Durchschnitt weniger lokale Missorientierungsunterschiede vorliegen. Je weniger Missorientierungsunterschiede, umso kleiner sind die Winkel zwischen benachbarten Pixeln. Die Darstellung der 0,2 %-Probe

scheint eine Art Zwischenzustand zwischen dem Ausgangszustand und der bei 0,3 % Dehnung ermüdeten Probe zu sein: es gibt noch viele rote Bereiche, aber auch deutlich mehr weiße Bereiche als im Ausgangszustand. Es gibt also noch Bereiche, die bei Vorliegen von genug Aktivierungsenergie weiter entfestigen könnten. Dieses Ergebnis deckt sich mit dem geringeren Entfestigungsverhältnis bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2$ %. Die Entfestigung fällt hier geringer aus, da die äußere Spannung nicht genügt, um mehr Bereiche zu entfestigen. Folglich gibt es nach dem Versuch in der Mikrostruktur noch Bereiche, in denen es Kleinwinkelkorngrenzen und damit Versetzungen gibt. Daraus lässt sich schließen, dass bei kleinen Dehnungsschwingbreiten, das heißt, wenn der plastische Anteil an der Gesamtdehnung sehr gering ist, die Veränderung der Mikrostruktur durch die Wechselbelastung noch sehr inhomogen ist. Auch Fournier et al. [48] haben in ihrer Arbeit für 9CrMo1 gezeigt, dass die mikrostrukturelle Vergrößerung bei kleinen Dehnungen heterogener ist und bei großen Dehnungen homogener und viel ausgeprägter. Es gibt jedoch auch Mechanismen, die dem Auslösen von Versetzungen entgegenwirken: Die Bildung von Versetzungswänden führt zu einem Anstieg der Weglänge, die Versetzungen zurücklegen müssen, um mit anderen Versetzungen wechselwirken zu können. Dadurch werden die Erholungsvorgänge mit der Zeit langsamer. Weiterhin kommt es zur Wechselwirkung zwischen Karbiden und Versetzungen, indem einige Versetzungen innerhalb der Latten durch Ausscheidungen innerhalb der Subkörner gepinnt werden [44, 58].

In Abbildung 6.4 ist das Entfestigungsverhältnis für alle LCF- und RF-Versuche in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude dargestellt. Durch Hinzufügen einer Haltezeit erhöht sich das Entfestigungsverhältnis bei hohen Temperaturen (500 °C, 620 °C) um bis zu 20 %. Bei 300 °C wird das Entfestigungsverhältnis hingegen nicht durch die Haltezeit gesteigert. Innerhalb der in dieser Arbeit aufgebrachten Dehnungsamplituden ist das Entfestigungsverhältnis bei den Versuchen mit Haltezeit (RF-Versuche) vor allem bei 620 °C gleich groß und damit unabhängig von der Dehnungsamplitude. An dieser Stelle muss deshalb noch einmal darauf hingewiesen werden, dass bei der Berechnung des Entfestigungsverhältnisses die insgesamt maximale Spannung einfließt und nicht die maximale Spannung des ersten Zyklus (vgl. Gleichung 5.1). In der Regel ist die maximale Spannung des ersten Zyklus auch die insgesamt maximale Spannung, doch gerade bei kleinen Amplituden ist dies durch die anfängliche Verfestigung in den RF-Versuchen zwischen dem ersten und zweiten Zyklus nicht mehr der Fall. In Abbildung 5.12 und Abbildung 5.13 wurde der anfängliche Anstieg der maximalen Spannung veranschaulicht. Durch den Anstieg der Spannung zwischen dem ersten und zweiten Zyklus fällt die Entfestigung deutlich stärker als erwartet aus. Würde stattdessen die maximale Spannung des ersten Zyklus verwendet werden, läge das Entfestigungsverhältnis der RF-Versuche bei 620 °C bei 29,9 % für $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2$ % und 31,1 % für $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,3$ %. Das wiederum würde einen gleich großen Anstieg des Entfestigungsverhältnisses durch Haltezeiten zur

Folge haben. Mit Berücksichtigung der anfänglichen Verfestigung nimmt das Entfestigungsverhältnis jedoch für kleine Dehnungsschwingbreiten deutlich stärker zu. Die so berechneten Werte spiegeln am besten das Verhalten des Werkstoffes wieder, denn die Entfestigungskurven aller RF-Versuche verlaufen nach der anfänglichen Verfestigung parallel, d.h. sie entfestigen gleich stark. Somit ist es richtig, die Formel für das Entfestigungsverhältnis entsprechend anzupassen und nicht die maximale Spannung des ersten Zyklus zu verwenden, wie es in der Literatur [43, 44] vorgeschlagen wird.

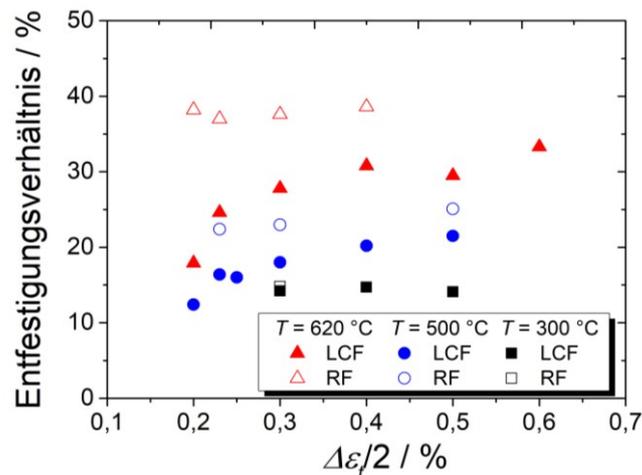


Abbildung 6.4: Entfestigungsverhältnis für alle LCF- und RF-Versuche in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude. *Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.*

Der starke Anstieg der Entfestigung durch die anfängliche Verfestigung bei kleinen Dehnungsamplituden wirft die Frage nach der Ursache dafür auf. Wie im Ergebnisteil herausgestellt, findet die Verfestigung bereits nach der ersten Zug-Haltezeit beim Anfahren der minimalen Dehnung statt. Eine Verfestigung findet auch während der ersten Phase einer Kriechbelastung statt, Ursache hierfür ist ein Anstieg der Versetzungsdichte. Genau diese Mechanismen könnten dafür verantwortlich sein, dass es auch bei Ermüdungsversuchen unter bestimmten Voraussetzungen zunächst zu einer kleinen Verfestigung kommt. Zudem ist die Wahrscheinlichkeit, dass sich die Versetzungen gegenseitig behindern bei kleinen Verformungen größer. Bei kleiner Verformung sind die Erholungsprozesse vermutlich zunächst so gering, dass aus der Anordnung der Versetzungen während der Haltezeit immer noch eine Verfestigung resultiert. Weiterhin können bei kleinen Spannungen Hindernisse von den Versetzungen nicht so leicht umgangen werden. Im weiteren Verlauf des Versuches sind schließlich die Spannungen/Verformungen durch die Verfestigung so hoch, dass die entfestigenden Prozesse schnell überwiegen. Als eine Ursache für die anfängliche Verfestigung bei kleinen Dehnungsamplituden wird daher angenommen, dass die Versetzungen Hindernisse (Mischkristallverfestigung (Mo, W) [98, 99]) zunächst nicht überwinden können. Bei großen Dehnungsamplituden entstehen hingegen mehr Versetzungen, wodurch die Wahrscheinlichkeit, dass sich die Versetzungen gegenseitig

auslöschen bereits von Beginn an sehr hoch ist. Dadurch und durch die höhere maximale Spannung dominieren entfestigende Vorgänge sofort. Nach der Haltezeit bleibt bei den RF-Proben im Vergleich zu den LCF-Proben bei $\sigma = 0$ MPa eine bleibende Dehnung von 0,1 % bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2$ % und 0,28 % bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4$ %. Um diese zu kompensieren, muss der Werkstoff beim Fahren in Druck eine größere Verformung zurücklegen. Dadurch wird beim Versuch mit $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2$ % eine größere Spannung im Minimum der Dehnung erreicht (vgl. Abbildung 5.12 b). Bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4$ % spielt zusätzlich die Tatsache hinein, dass bei hohen Amplituden ($> 0,3$ %) kaum mehr eine Abhängigkeit von der aufgebrauchten Dehnung existiert (vgl. Abbildung 5.6 c). Deshalb tritt beim RF-Versuch mit $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4$ % die starke Verformung in Druck nur noch mit moderat wachsender Spannung ein und LCF- und RF-Versuch erreichen im ersten Zyklus bei -0,4 % das gleiche Spannungsminimum, beim Versuch mit $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2$ % hingegen nicht.

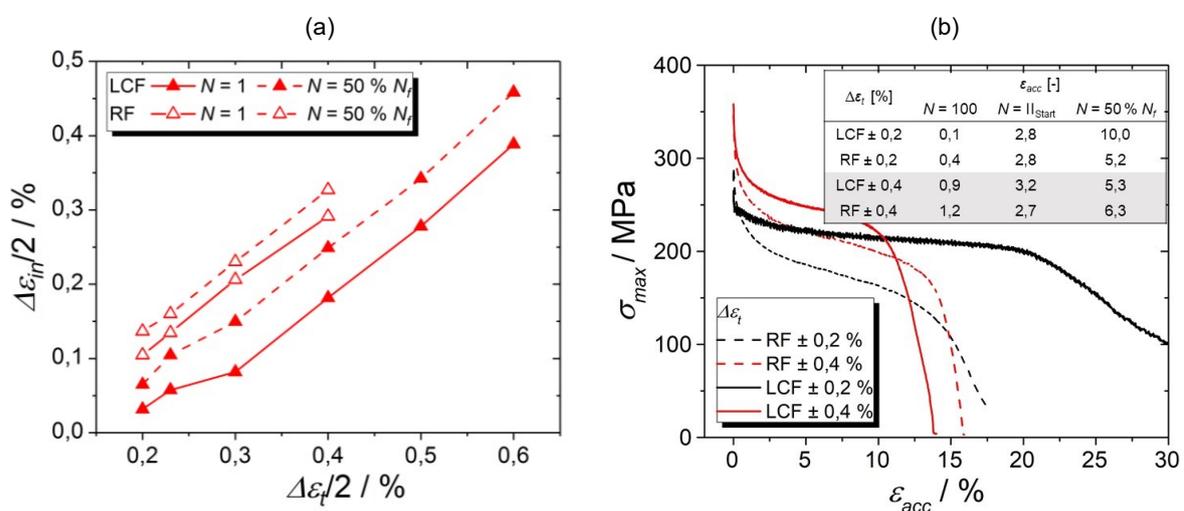


Abbildung 6.5: (a) Inelastische Dehnungsamplitude in Abhängigkeit von der Totaldehnungsamplitude für alle LCF- und RF-Versuche für den ersten und mittleren Zyklus (b) akkumulierte Dehnung für LCF und RF-Versuche bei 620 °C. (a) adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.

Während die Dehnung in der Haltezeit konstant gehalten wird, relaxiert die Spannung. Der Betrag der relaxierten Spannung ist dabei umso höher, je höher die Temperatur ist (vgl. Tabelle 5.2). Die Spannung relaxiert, indem elastischen Dehnungen in Kriechdehnungen umgewandelt werden. Zusammen mit der plastischen zeitunabhängigen Dehnung bilden die zeitabhängigen Kriechdehnungen den Anteil inelastischer Dehnung. Dieser kann wie in Kapitel 4.4.1 beschrieben, für jeden Zyklus berechnet werden. Kriechdehnungen entstehen zwar hauptsächlich während der Haltezeit, dennoch ist es nicht möglich Kriechdehnungen rechnerisch von der inelastischen Dehnung zu trennen. Grund dafür ist, dass Kriechdehnungen auch während der Verformung in Zug- und Druckrichtung aufgrund von zeitabhängigen Vorgängen entstehen. Durch das Hinzufügen einer Haltezeit erhöht sich der Anteil an inelastischer Dehnung. Abbildung 6.5 a zeigt für 620 °C die Zunahme der inelastischen Dehnung zwischen dem ersten und mittleren Zyklus für alle LCF- und RF-

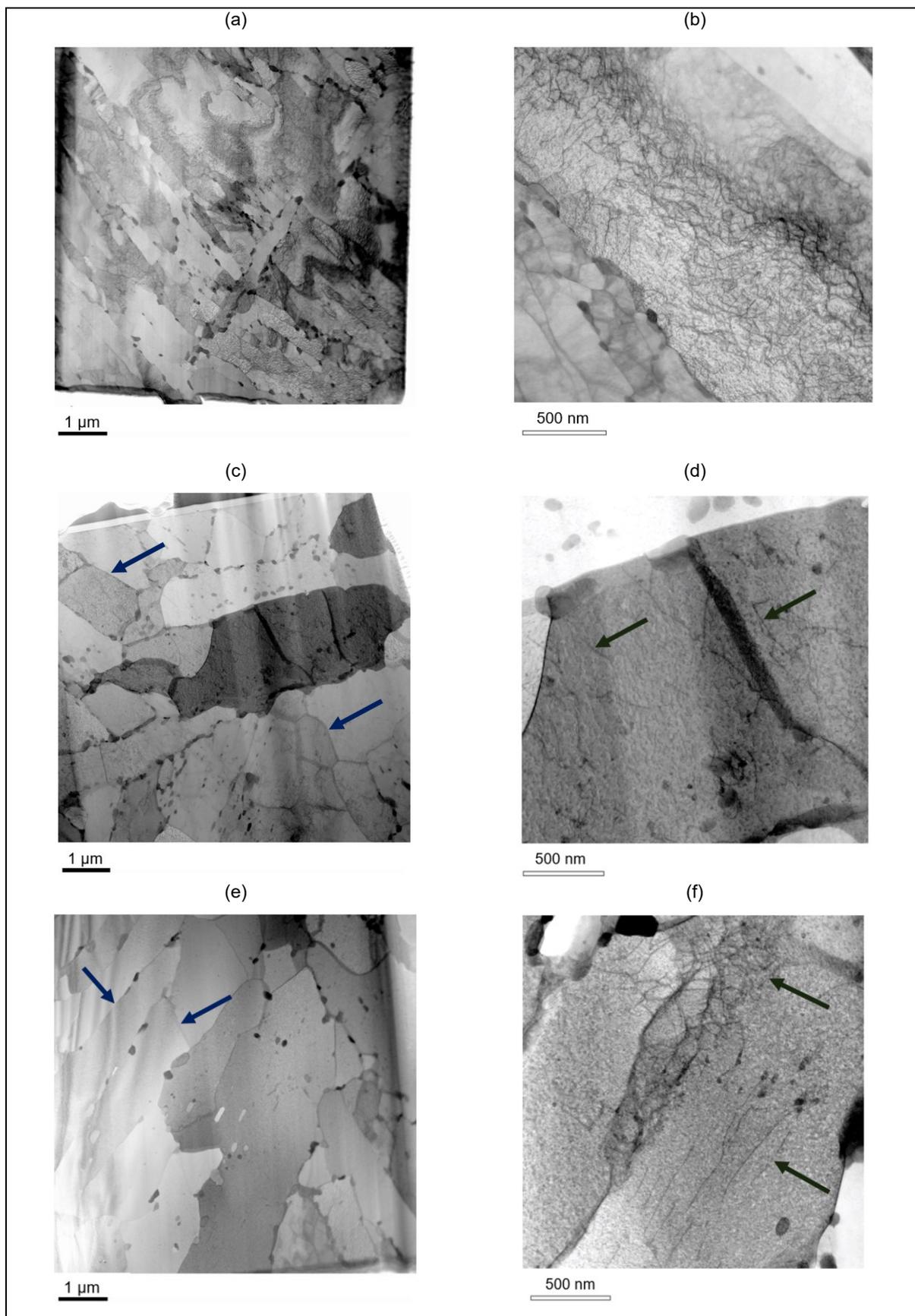


Abbildung 6.6: Übersichts- (a, c, e) und Detail (b, d, f) TEM-Aufnahmen von (a, b) P92 im Ausgangszustand, P92 nach einem (c, d) LCF-Versuch bei 620 °C, $\Delta\varepsilon_f = \pm 0,3 \%$ und (e, f) RF-Versuch bei 620 °C, $\Delta\varepsilon_f = \pm 0,2 \%$. Beispielhaft sind in (c) und (e) Subkorn Grenzen und in (d) und (f) Versetzungen durch Pfeile angedeutet. (Aufnahmen von Dr.-Ing. L. Agudo Jácome)

Versuche in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude. Sehr gut zu erkennen ist, dass bei 620 °C bereits ab dem ersten Zyklus die inelastische Dehnung bei den Versuchen mit Haltezeit deutlich höher ist, als bei den LCF-Versuchen. Weiterhin steigt bei den RF-Versuchen die inelastische Dehnung zwischen $N = 1$ und $N = 50 \% N_f$ deutlich weniger (um 0,03 %) als bei den LCF-Versuchen. Vermutlich fällt die Zunahme kleiner aus, da auch die Relaxation infolge der sinkenden maximalen Spannung mit fortschreitender Zyklenzahl immer geringer wird (vgl. Tabelle 5.2). Dadurch nimmt zum mittleren Zyklus der Anteil an Kriechdehnungen ab, gleichzeitig steigt jedoch der Anteil plastischer Dehnung durch die Entfestigung, sodass insgesamt immer noch mehr inelastische Dehnung als im ersten Zyklus entsteht. Für 500 °C ergeben sich ähnliche Trends bei der Entwicklung der inelastischen Dehnungen (vgl. Anhang Abbildung A.3). Bei 300 °C (vgl. Anhang Abbildung A.4) tritt keine Steigerung der inelastischen Dehnung auf, da die Temperatur zu niedrig für zeitabhängige Vorgänge ist. Daher hat die Haltezeit hier auch nicht das Entfestigungsverhalten beeinflusst.

In Abbildung 6.5 b ist der Verlauf der akkumulierten Dehnung von LCF- und RF-Versuchen bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2 \%$ und $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \%$ bei 620 °C dargestellt. Während bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2 \%$ der RF-Versuch deutlich weniger Dehnung akkumuliert, ist es bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \%$ umgekehrt und der RF-Versuch akkumuliert etwas mehr Dehnung. Weiterhin wurde bei beiden RF-Versuchen zum Übergang in Bereich II ähnlich viel Dehnung akkumuliert wie bei den LCF-Versuchen. So lässt sich also auch für die RF-Versuche bei 620 °C der Übergangsbereich für beliebige Dehnungsamplituden bestimmen. Nach Wang et al. [43] könnte eine gleich hohe akkumulierte Dehnung auch eine ähnliche Mikrostruktur wieder spiegeln. Diese These kann mit den folgenden Untersuchungen widerlegt werden.

Abbildung 6.6 zeigt TEM-Aufnahmen von P92 im Ausgangszustand (a, b), sowie nach einem LCF - Versuch (c, d) bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,3 \%$ und einem RF-Versuch (e, f) bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2 \%$ bei 620 °C. Die TEM-Lamelle für den Ausgangszustand wurde aus dem Kopf der LCF-Probe in (c) entnommen. Im Ausgangszustand (a) ist die typische, in Abschnitt 2.2.2 beschriebene Lattenstruktur der ferritisch-martensitischen Stähle zu erkennen. In der Vergrößerung (b) zeigen sich sehr viele Versetzungen (feine wellige Linien, von links oben nach rechts unten) innerhalb der Latten und kleine Subkörner (< 200 nm, unten links). Im Vergleich dazu weisen die ermüdeten Mikrostrukturen deutlich weniger Versetzungen (in (d) und (f) durch Pfeile markiert) auf. Weiterhin hat sich bei den ermüdeten Proben eine vergrößerte Subkornstruktur entwickelt. Die RF-Probe (e) weist dabei weniger Subkorngrößen als die LCF-Probe (c) auf, was für die Entwicklung einer noch größeren Mikrostruktur durch Hinzufügen einer Haltezeit spricht. Obwohl die Versetzungsdichte stark abnimmt, finden sich auch in den ermüdeten Proben weiterhin Versetzungen innerhalb der Subkörner wieder. Diese sind meist in geradlinigen parallelen Segmenten angeordnet (in (d, f) durch Pfeile markiert), was darauf

hindeutet, dass hier die Wahrscheinlichkeit der Wechselwirkung mit anderen freien Versetzungen, die bei der Wechselverformung entstehen, deutlich reduziert ist. Dies könnte erklären, warum die Entfestigung nach einer bestimmten Zyklenzahl eine Sättigung erreicht, obwohl es weiterhin freie Versetzungen innerhalb der Latten gibt. Bei den ermüdeten Proben gibt es außerdem Anzeichen für eine Vergrößerung der Karbide. Eine weitere quantitative Analyse dieser Beobachtung konnte jedoch im Rahmen des Projektes nicht durchgeführt werden.

Die extreme Vergrößerung der Subkornstruktur bei der RF-Probe bestätigt sich auch durch die aus der EBSD-Messung berechnete KAM-Winkelverteilung der RF-Probe in Abbildung 6.7. Im Vergleich zu den LCF-Versuchen (vgl. Abbildung 6.3) gibt es in der Verteilung deutlich mehr weiße Bereiche. In diesen Bereichen gibt es durchschnittlich keine lokalen Missorientierungsunterschiede, und damit noch weniger zu erwartende Versetzungen, wie in den TEM-Aufnahmen bereits zu erkennen war. Bei der KAM-Winkelverteilungsdichte verschiebt sich demzufolge das Maximum zu noch kleineren Winkeln (von $0,055^\circ$ beim Versuch ohne Haltezeit zu $0,027^\circ$). Weiterhin ist der Peak insgesamt schärfer, der Anstieg bzw. Abfall der Verteilungsdichtekurve größer und damit die Erholung größer.

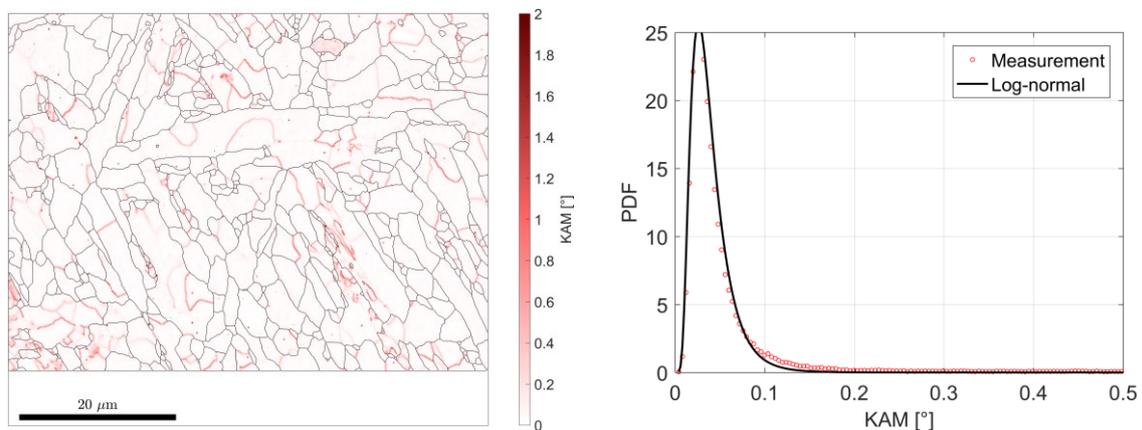


Abbildung 6.7: KAM-Winkelverteilung und Verteilungsdichte der KAM-Winkel für RF-Versuch bei $T = 620^\circ\text{C}$ und $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2\%$

Weitere Hinweise auf eine vergrößerte Mikrostruktur aufgrund von Haltezeiten liefern die gemessenen Mikrohärteverläufe (vgl. Abbildung 5.62). Die geringere Härte der RF-Proben passt zur größeren Entfestigung, denn die Subkorn Grenzen sind Bereiche mit hoher Härte und eine gröbere Mikrostruktur geht mit weniger Subkorn Grenzen einher.

Die Arbeit von Gopinath et al. [58] ist eine der wenigen, die über LCF- und RF-Versuche an P92 bei 600 °C berichten. Ein Vergleich der Ergebnisse dieser Arbeit über den Einfluss der Haltezeit ist nur eingeschränkt möglich, da Gopinath et al. die Versuche bei einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,6 \%$ durchgeführt haben. So ist der Effekt der anfänglichen Verfestigung hier nicht aufgetreten und es wird von einer ähnlich starken Entfestigung bei LCF- und RF-Versuchen gesprochen. Dies ist nur für große Dehnamplituden der Fall, wie die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen. Weiterhin zeigen die Ergebnisse dieser Arbeit bei hohen Dehnungsamplituden im Gegensatz zu Gopinath et al. keinen dramatischen Lebensdauereinfluss. Dies zeigt ganz deutlich, wie wichtig es ist, kleine Dehnungsamplituden bei der Lebensdauerberechnung zu berücksichtigen. Außerdem ist das Auftreten von kleinen Dehnamplituden hinsichtlich des realen Kraftwerkbetriebs realistischer. Es gibt jedoch kaum Literatur über Haltezeitversuche bei kleinen Dehnungen. Takashi et al. [100] haben dehnungskontrollierte Kriechermüdungsversuche an P91 durchgeführt und hin zu kleineren Dehnamplituden ($\Delta\varepsilon_t = \pm 0,35 \%$) eine stärkere Lebensdauerreduzierung festgestellt. Auch Shankar et al. [52] haben an P91 RF-Versuche durchgeführt, allerdings bei einer hohen Dehnung von $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,6 \%$. Ihre TEM-Untersuchungen zeigen, dass durch Haltezeiten die Bildung von Subkörnern verstärkt wird. Außerdem treiben Haltezeiten die Vergrößerung und morphologische Änderungen der Karbide voran. Dies haben auch Untersuchungen von Fournier et al. [101] an P91 gezeigt: unter Kriechermüdung kommt es zu einer größeren mikrostrukturellen Entwicklung als unter reiner Ermüdung.

6.1.2 TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit

Die TMF-Versuche dieser Arbeit wurden bei zwei verschiedenen Temperaturintervallen ($T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$), die sich in ihrer minimalen Temperatur und in ihrer Dehnrates unterscheiden, durchgeführt. Die unterschiedlichen Dehnrates ergeben sich, da die Belastung nach der Temperaturrate ($= 5\text{ K/s}$) geregelt wird. Somit hat jeder Versuch mit einer anderen Dehnungsamplitude auch eine andere Dehnrates. In Abbildung 6.8 ist dieser Zusammenhang mit Hilfe des zeitlichen Verlaufs der Dehnungen und der Temperatur jeweils für beide Temperaturintervalle veranschaulicht. Zum Beispiel werden bei T_1 32 s benötigt, um von der Starttemperatur 460 °C auf 620 °C zu heizen. Um in diesen 32 s + 0,5 % Dehnung anzufahren braucht es eine höhere Dehnrates, als in der gleichen Zeit auf + 0,2 % Dehnung zu fahren. In Tabelle 6.1 sind die sich daraus ergebenden Dehnrates der Versuche angegeben. Eine langsamere Dehnrates geht immer mit der höheren Wahrscheinlichkeit für Platzwechsel und damit Entfestigungsvorgänge einher (zeitabhängige Prozesse) [15].

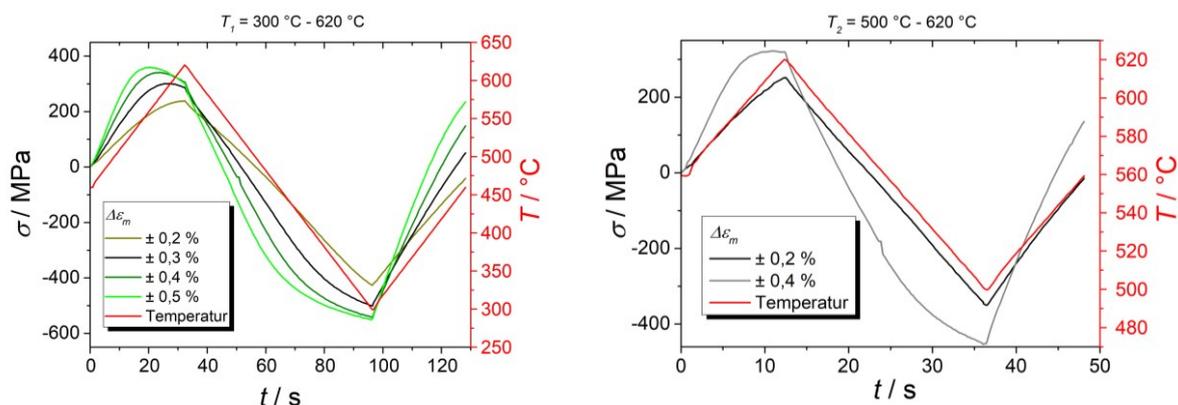


Abbildung 6.8: Zeitlicher Verlauf der Spannung und Temperatur eines TMF-Zyklus für unterschiedliche Dehnungsschwingbreiten und Temperaturintervalle

Tabelle 6.1: Dehnrates in 1/s von LCF- und TMF-Versuchen in Abhängigkeit von $\Delta\epsilon_m$

$\Delta\epsilon_m$	LCF	TMF $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$	TMF $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$
$\pm 0,2\%$	$1,0 \times 10^{-3}$	$6,3 \times 10^{-5}$	$1,6 \times 10^{-4}$
$\pm 0,3\%$	$1,0 \times 10^{-3}$	$9,4 \times 10^{-5}$	-
$\pm 0,4\%$	$1,0 \times 10^{-3}$	$1,2 \times 10^{-4}$	$3,3 \times 10^{-4}$
$\pm 0,5\%$	$1,0 \times 10^{-3}$	$1,5 \times 10^{-4}$	-

Die Auswertung des Entfestigungsverhaltens der TMF-Versuche ist komplexer als bei den isothermen Versuchen. Es gibt für jeden Versuch zwei Werte, bestimmt bei der maximalen und minimalen Temperatur. Außerdem ist die Zykluszeit deutlich länger als bei den LCF-Versuchen, sodass die mikrostrukturellen Vorgänge, die pro Zyklus stattfinden, deutlich ausgeprägter und stärker sein müssten. Auf der anderen Seite könnte das Zyklieren der Temperatur und die damit verbundene unterschiedlich starke Entfestigung innerhalb eines

Zyklus einen gegenteiligen Effekt haben. In der Literatur finden sich keine Vergleichswerte für das Entfestigungsverhältnis von TMF-Versuchen an ferritisch-martensitischen Stählen. Weiterhin gibt es nur wenige Arbeiten über TMF-Versuche. Nagesha et al. [102] haben bei P91 festgestellt, dass auch unter TMF eine Transformation der Lattenstruktur in eine Subkornstruktur stattfindet. Außerdem beobachteten sie eine stärkere Erholung unter isothermen LCF-Versuchen bei T_{max} als bei den TMF-Versuchen.

Für die TMF-Versuche dieser Arbeit gilt, dass sich im Temperaturintervall T_1 bei allen geprüften mechanischen Totaldehnungsschwingbreiten ($\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 - 0,5 \%$) ein nahezu gleich großes Entfestigungsverhältnis einstellt (vgl. Abbildung 5.19). Es liegt daher die Vermutung nahe, dass bei kleinen Dehnungsamplituden bestimmte Vorgänge das Entfestigungsverhalten verstärken. Vor allem da bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ die maximale Spannung deutlich kleiner ist als bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5 \%$ und daher von dieser Seite her eine geringere Antriebskraft herrscht. Bei T_2 gibt es hingegen eine Steigerung des Entfestigungsverhältnisses hin zu hohen Dehnungsamplituden, ähnlich wie bei den LCF-Versuchen. Mögliche Ursachen für diese Unterschiede sollen im Folgenden diskutiert werden. Weiterhin wird gezeigt, warum es zu dem anfänglichen untypischen Anstieg der Beträge der Mittelspannungen kommt (vgl. Abbildung 5.33). Dieser verstärkt sich bei beiden Temperaturintervallen hin zu kleinen mechanischen Dehnungsschwingbreiten sowie durch das Hinzufügen von Haltezeiten.

In Abbildung 6.9 sind die Hysteresen des ersten, zehnten und 100. Zyklus für IP-Versuche bei T_1 und $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ (links) sowie $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \%$ (rechts) dargestellt. Bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ tritt zwischen dem ersten (schwarz) und zehnten Zyklus (blau) in Zugrichtung eine Entfestigung und in Druckrichtung eine Verfestigung auf. Diese sind jeweils gleich groß, da der Verlauf der Spannungsamplituden in diesem Bereich konstant ist (vgl. Abbildung 5.34). Weiterhin wird nach dem ersten Zyklus die Hysterese nicht geschlossen. Infolge verschieben sich die Hysteresen bis zum zehnten Zyklus entlang der y-Achse nach unten, wodurch es zu einem Anstieg des Betrages der Mittelspannung kommt. Nach einigen Zyklen, in denen das Spannungsniveau konstant bleibt, beginnt ab dem 20. Zyklus in Druckrichtung eine Entfestigung und im 100. Zyklus wird wieder das Spannungsniveau des ersten Zyklus erreicht. Die Hysteresen werden nun in x-Richtung breiter, die inelastische Dehnung nimmt zu. Nach und nach nimmt der Betrag der Mittelspannung ab und es kommt zur sogenannten zyklischen Relaxation der Mittelspannung (vgl. Abbildung 2.12). Zu größeren mechanischen Dehnungsschwingbreiten hin schwächt sich diese anfängliche Verfestigung in Druckrichtung ab. Bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \%$ tritt sie nur noch zwischen dem ersten und zweiten Zyklus auf (vgl. Abbildung 6.9 b). Im zehnten Zyklus ist daher bereits eine Entfestigung in Zug- und Druckrichtung eingetreten und im 100. Zyklus ist in beiden Richtungen eine deutliche Abnahme der Spannung aufgetreten. Somit lässt sich der Verlauf der Mittelspannung

(zunächst ein Anstieg, dann Relaxation) mit einer anfänglichen Verfestigung in Druckrichtung erklären, die v.a. bei kleinen Dehnungsamplituden auftritt. Diese anfängliche Verfestigung beruht darauf, dass in den ersten Zyklen beim Fahren in den Druck die bei der Verformung entstanden neuen Versetzungen kaum ausgelöscht werden. Ursache ist, dass beim Herunterfahren auf $T_{min} = 300 \text{ °C}$ durch die geringe Temperatur die Bewegung der Versetzungen immer mehr eingeschränkt ist und die Versetzungen Hindernisse schlechter überwinden können. Auf der anderen Seite ist die Dehnrates bei kleinen Amplituden geringer, sodass Platzwechselvorgänge erleichtert werden und nach einigen Zyklen die Versetzungsdichte so hoch ist, dass auch in Druckrichtung bei 300 °C eine Entfestigung und eine Plastifizierung einsetzen. Bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \text{ %}$ ist durch die höhere Dehnung von Beginn an auch bei T_{min} eine große plastische Verformung vorhanden. Die dadurch hohe Anzahl an neu gebildeten freien Versetzungen erhöhen die Versetzungsdichte und damit die Triebkraft für Auslöschungsvorgänge.

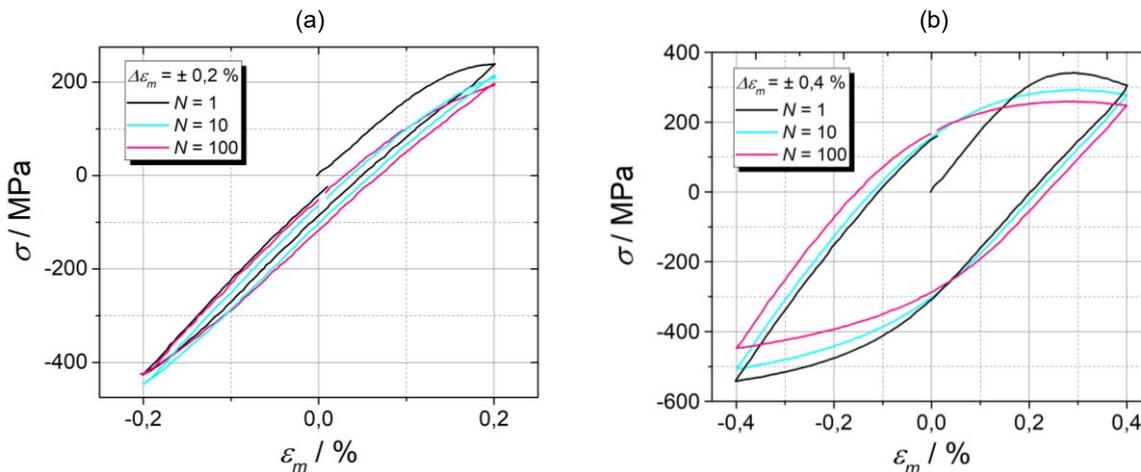


Abbildung 6.9: Hysteresen für $N = 1, 10$ und 100 für IP TMF-Versuche bei T_1 für (a) $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \text{ %}$ und (b) $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \text{ %}$

Auch bei den OP-Versuchen tritt bei T_1 diese Verfestigung innerhalb der ersten Zyklen auf. Der Unterschied besteht darin, dass die Verfestigung in Zugrichtung stattfindet, da dort die Temperatur minimal ist. Ähnliches gilt für T_2 : auch hier treten anfängliche Verfestigungen jeweils bei T_{min} auf. Die Entwicklung der Hysteresen für zwei OP-Versuche ist im Anhang in Abbildung A.6 dargestellt. Bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \text{ %}$ verläuft die Verfestigung für T_2 jedoch über mehr Zyklen (60 Zyklen) als bei T_1 (20 Zyklen). Weiterhin ist die Entfestigung bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \text{ %}$ bei T_2 (17,5 %) kleiner als bei T_1 (32,2 %). Eigentlich sollten Erholungsvorgänge, v. a. das Klettern von Stufenversetzungen, bei T_2 von der Temperatur her wahrscheinlicher sein und damit auch das Entfestigungsverhältnis größer. Es treten jedoch auch gegenläufige Prozesse auf. Die Dehnrates ist schneller als bei T_1 , was die Wahrscheinlichkeit für Platzwechselvorgänge verringert. Weiterhin ist die Zykluszeit und damit die Zeit für Diffusionsprozesse kürzer. Dadurch ändern sich auch die Diffusionswege (Zug und Druck) viel schneller als bei T_1 . Die Entfestigung verläuft dadurch insgesamt langsamer und geringer. Außerdem ist der plastische

Anteil an der Gesamtdehnung auch bei 500 °C und $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ immer noch vergleichsweise gering.

Im Ergebnisteil (vgl. Kapitel 5.3) wurden bereits die inelastischen Dehnungen beider Temperaturintervalle für den mittleren Zyklus miteinander verglichen und kein wesentlicher Unterschied festgestellt. Daher ist in Abbildung 6.10 die inelastische Dehnungsamplitude zusätzlich für den ersten Zyklus in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsamplitude für beide Temperaturintervalle (links für T_1 und rechts für T_2) dargestellt. Durch Pfeile ist die Zunahme der inelastischen Dehnung aufgezeigt. Diese nimmt für alle Versuche im Laufe der Zyklen zu. Dabei ist die Zunahme für IP- und OP-Versuche immer gleich groß. Bei T_1 steigt die Zunahme der inelastischen Dehnung hin zu höheren mechanischen Dehnungen und ist für alle Versuche ab $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,3\%$ gleich groß. Hier zeigt sich, dass wie noch bei den LCF-Versuchen geschlussfolgert, eine gleiche Zunahme der inelastischen Dehnung nicht zwangsläufig auch ein gleich großes Entfestigungsverhältnis bedeuten muss. Mit anderen Worten, die Zunahme der inelastischen Dehnung lässt sich nicht mit der Entfestigung korrelieren. Bei T_2 fehlen zwar Versuche, dennoch ist auch in diesem Temperaturintervall davon auszugehen, dass die Zunahme bei hohen mechanischen Dehnungen wie bei T_1 konstant bleibt.

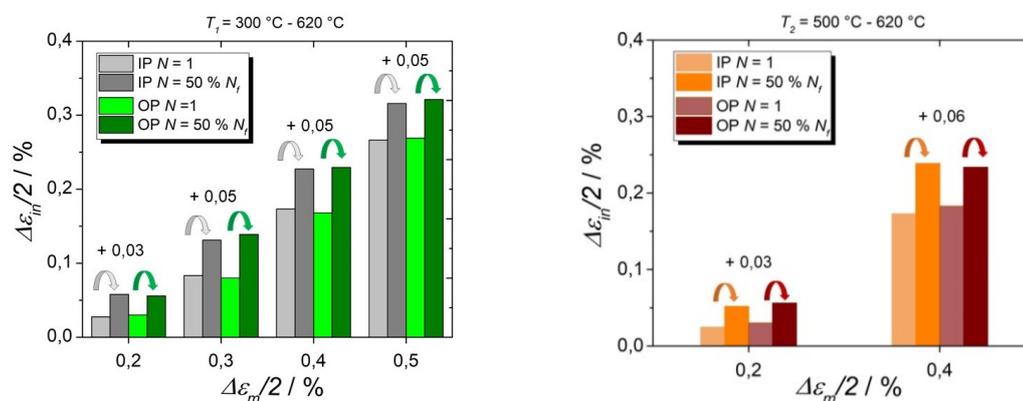


Abbildung 6.10: Entwicklung der inelastischen Dehnungsamplitude zwischen dem ersten und mittleren Zyklus für alle IP- und OP-TMF-Versuche bei T_1 (links) und T_2 (rechts)

Neben der unterschiedlichen minimalen Temperatur wurde durch Verlangsamen der Temperaturrate und damit der Dehnrates versucht, für $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ weitere mögliche Einflussfaktoren auf das Entfestigungsverhalten von P92 zu beschreiben. Unter OP-Belastung gibt es quasi keine Änderung des Entfestigungsverhältnisses. Bei den IP-Versuchen ist die Entfestigung bei T_{max} jeweils bei langsamerer Temperaturrate um 5 – 8 % geringer. Dies könnte mit der geringeren maximalen Spannung aufgrund der geringeren Festigkeit zusammenhängen, jedoch müsste es dann auch bei OP ein geringeres Entfestigungsverhältnis geben. Das leicht geringere Entfestigungsverhältnis bei den IP-Versuchen liegt eher in der deutlich geringeren Lebensdauer der Versuche begründet.

Dadurch verschiebt sich $N_f/2$ auf eine höhere Spannung, sodass ein kleineres Verhältnis berechnet wird. In Abbildung 6.11 ist die Entwicklung der inelastischen Dehnung für die Versuche mit 5 K/s und 20 K/min gegenübergestellt:

- Bei IP- T_1 unterscheiden sich die inelastischen Dehnungen zwischen 5 K/s und 20 K/min kaum (graue Säulen).
- Bei IP- T_2 ist die inelastische Dehnung bei 20 K/min ab $N = 1$ um 0,05 %-Punkte größer (orange Säulen), bei OP- T_2 liegt kaum ein Unterschied vor (dunkelrote Säulen).
- Die Zunahme der inelastischen Dehnung zwischen $N = 1$ und $N = 50 \% N_f$ ist wiederum jeweils nahezu gleich groß, unabhängig vom Temperaturintervall oder der Temperaturrate (vgl. Tabelle 6.2).

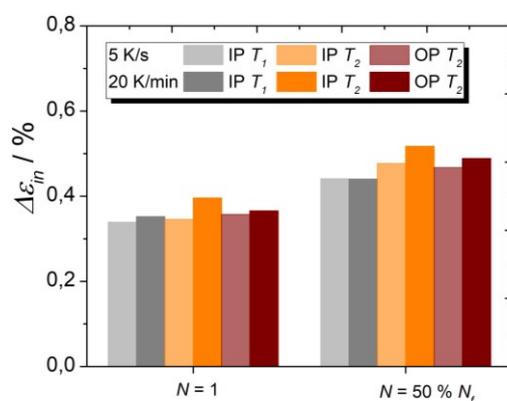


Tabelle 6.2: Zunahme ϵ_{in} zwischen $N = 1$ und $N = 50 \% N_f$

Versuch	T-Rate	Zunahme ϵ_{in} [%]
TMF IP T_1	5 K/s	+ 0,11
	20 K/min	+ 0,09
TMF IP T_2	5 K/s	+ 0,14
	20 K/min	+ 0,12
TMF OP T_2	5 K/s	+ 0,11
	20 K/min	+ 0,12

Abbildung 6.11: Inelastische Dehnungsschwingbreite des ersten und mittleren Zyklus für TMF-Versuche mit unterschiedlicher Temperaturrate und Phase bei $\Delta \epsilon_m = \pm 0,4 \%$

Ein Unterschied von 0,05 %-Punkten zwischen 5 K/s und 20 K/min in der inelastischen Dehnung bei IP- T_2 erscheint nicht signifikant. Ähnlich kleine Unterschiede zwischen den Versuchen mit unterschiedlicher Dehnrate gibt es jedoch auch in der Arbeit von Mishnev et al. [103], die die Dehnratenabhängigkeit bei einem 10%-Chrom-Stahl untersucht haben: Zwischen 10^{-3} s^{-1} und 10^{-5} s^{-1} gibt es einen Unterschied in der inelastischen Dehnung von 0,026 %, aber auch hier hat sich die Lebensdauer in etwa halbiert. Eine größere inelastische Dehnung des IP-20 K/min-Versuchs bei T_2 deutet darauf hin, dass hier mehr Kriechdehnungen durch die längere Zykluszeit entstanden sind und durch eine im Vergleich zu T_1 insgesamt höhere Temperatur während des Versuchs. Dies deckt sich auch mit den Ergebnissen der mikrostrukturellen Untersuchungen. Auf dem Längsschliff des IP-Versuchs bei T_2 mit 20 K/min sind im Bereich der Bruchkante viele Poren, bei denen es sich höchstwahrscheinlich um Kriechporen handelt, entstanden. Dennoch ist es bemerkenswert, dass der Werkstoff nicht eine höhere Entfestigung zeigt. Denn die längere Zykluszeit bietet auch mehr Zeit für Diffusionsprozesse. Außerdem ist die Spannung, wenn auch etwas geringer durch die abnehmende Festigkeit, immer noch sehr hoch. Das Klettern der Versetzungen über Hindernisse müsste damit deutlich leichter sein als bei schnellerer Temperaturrate.

Anscheinend wirken sich diese Prozesse eher auf die Lebensdauer als auf das Entfestigungsverhalten aus. Die Mikrostruktur des Werkstoffs ist wie im vorherigen Abschnitt beschrieben durch Mischkristallverfestigung (Mo, W) sowie Ausscheidungshärtung ($M_{23}C_6$, MX, Laves-Phase) außerdem entsprechend stabilisiert [98, 99].

Der Einfluss von Haltezeiten auf das Entfestigungsverhältnis bei T_{max} ist in Abbildung 6.12 für beide Temperaturintervalle bei 620 °C aufgetragen. Bei T_1 (links) tritt durch die Haltezeit bei den OP-Versuchen bei allen Dehnungen eine Steigerung des Entfestigungsverhältnisses um 7-10 %-Punkte auf. Bei den IP-Versuchen zeichnet sich kein derartiger Trend ab. Die leicht unterschiedlichen Werte des Entfestigungsverhältnisses ergeben sich vielmehr dadurch, dass die Kurven den anfänglichen „Knick“ aufweisen, jedoch durch die reduzierte Lebensdauer auch kürzer sind. Unter T_2 (rechts) steigt das Entfestigungsverhältnis durch die Haltezeit bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ bei IP- und OP an, bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \%$ gibt es hingegen keine Änderung im Entfestigungsverhältnis. Für die Entfestigung bei T_{min} zeichnen sich jeweils ähnliche Trends ab (vgl. Anhang Tabelle A.1).

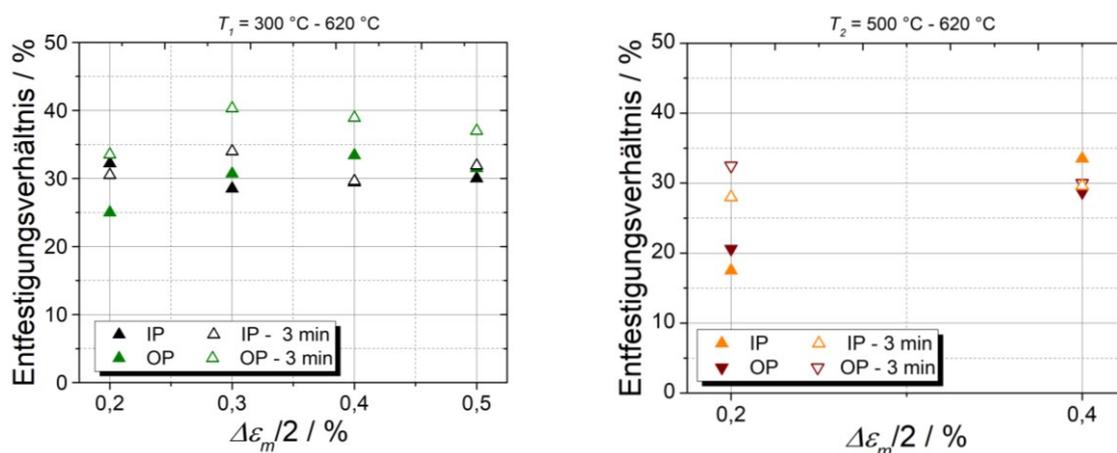


Abbildung 6.12: Entfestigungsverhältnis bei T_{max} in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsschwingbreite für TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit bei T_1 und T_2

Der im Vergleich zu den RF-Versuchen geringe Einfluss von Haltezeiten auf das Entfestigungsverhalten bei den TMF- T_1 -Versuchen deutet darauf hin, dass die Prozesse, die während der Haltezeit ablaufen, nicht für eine zusätzliche Entfestigung wie bei den RF-Versuchen sorgen. Eine Erklärung könnte sein, dass die mikrostrukturellen Vorgänge während der Versuche ohne Haltezeit nicht mehr gesteigert werden können, da bereits eine Sättigung eingetreten ist. Diese tritt schon bei den Versuchen ohne Haltezeit aufgrund der im Vergleich zu den LCF-Versuchen längeren Zykluszeit und langsameren Dehnrates ein. Dies würde auch zu den im Vergleich zu den RF-Versuchen geringen Relaxationsspannungen während der Haltezeit passen. Weiterhin hat auch der IP-Versuch mit 10 Minuten Haltezeit gezeigt, dass auch bei längerer Haltezeit keine stärkere Entfestigung mehr auftritt. Bei den TMF- T_2 -Versuchen gibt es hingegen die Steigerung des Entfestigungsverhaltens bei kleinen mechanischen Dehnungen, ähnlich wie bei den RF-Versuchen. Hier ist die Zykluszeit kürzer

und die Dehnrage höher, so dass sich durch eine Haltezeit die mikrostrukturellen Vorgänge noch verstärken lassen.

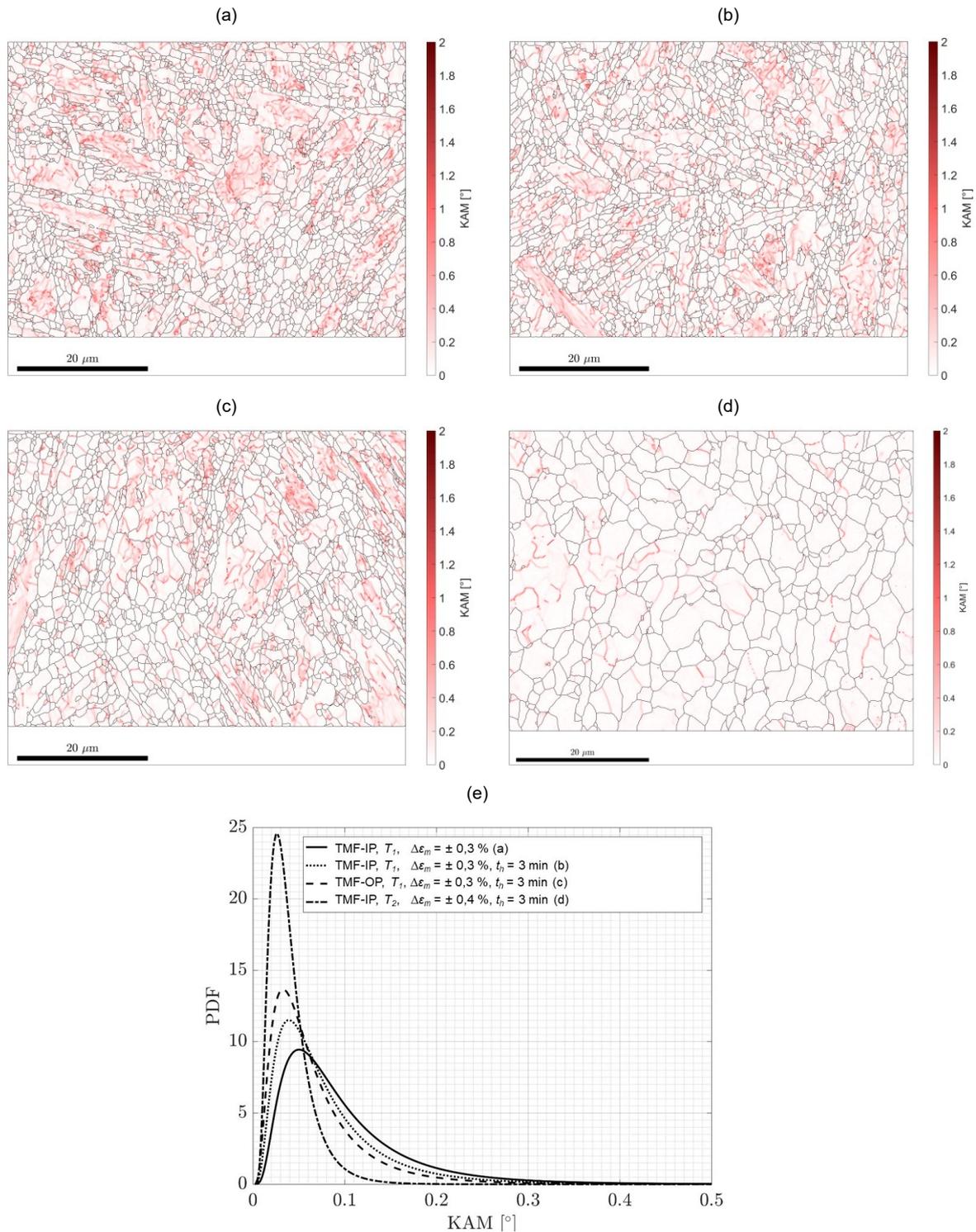


Abbildung 6.13: KAM-Winkelverteilung (a-d) und Verteilungsdichte (e) von TMF-Versuchen bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,3\%$ (a) IP- T_1 , (b) IP- T_1 3 min, (c) OP- T_1 3 min, (d) $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$ IP- T_2 3 min

In Abbildung 6.13 sind die KAM-Winkelverteilungen von vier verschiedenen TMF-Versuchen gegenübergestellt. Ein erster Überblick bestätigt, dass die Unterschiede zwischen den TMF- T_1 -Versuchen (a-c) sehr klein sind und innerhalb der statistischen Schwankungen liegen. Ein sehr vager Trend lässt sich dennoch erkennen: Der TMF-IP-Versuch ohne Haltezeit (a) hat

den geringsten Erholungseffekt, das KAM-Maxima liegt bei $0,05^\circ$ mit einer Häufigkeit von 9,5 % (e). Bei dem Versuch mit Haltezeit (b) werden die Missorientierungen bei höheren Winkeln tendenziell geringer, das KAM-Maxima verschiebt sich zu $0,04^\circ$ und 12 %. Bei dem OP-Versuch mit Haltezeit (c) ist das Maximum noch größer (14 %) und zu noch kleineren Winkeln ($0,035^\circ$) verschoben. Die Mikrostrukturen der Versuche mit Haltezeit sind also im Durchschnitt etwas stärker erholt, als bei dem Versuch ohne Haltezeit. Diese Ergebnisse passen gut zu den mechanischen Ergebnissen, da sich auch hier das Entfestigungsverhalten zwischen den TMF-Versuchen mit und ohne Haltezeit kaum voneinander unterscheidet. Der schärfste Peak bei dem OP-Versuch mit Haltezeit stimmt gut mit der etwas höheren Entfestigung der TMF-OP-Versuche mit Haltezeit überein. Die stärkste Erholung zeigt die Mikrostruktur des Versuchs TMF-IP- T_2 bei $\Delta\epsilon_m = 0,4$ % (d), die KAM-Winkel sind kaum größer als $0,15^\circ$ und das Maximum liegt bei $0,035^\circ$. Die EBSD-Messungen passen ebenfalls zu den gemessenen Mikrohärteverläufen (vgl. Abbildung 5.62). Während sich bei T_1 die Härteverläufe der Versuche mit und ohne Haltezeit nicht voneinander unterscheiden, haben bei T_2 die Versuche mit Haltezeit eine geringere Härte, die mit weniger Subkorn Grenzen einhergeht.

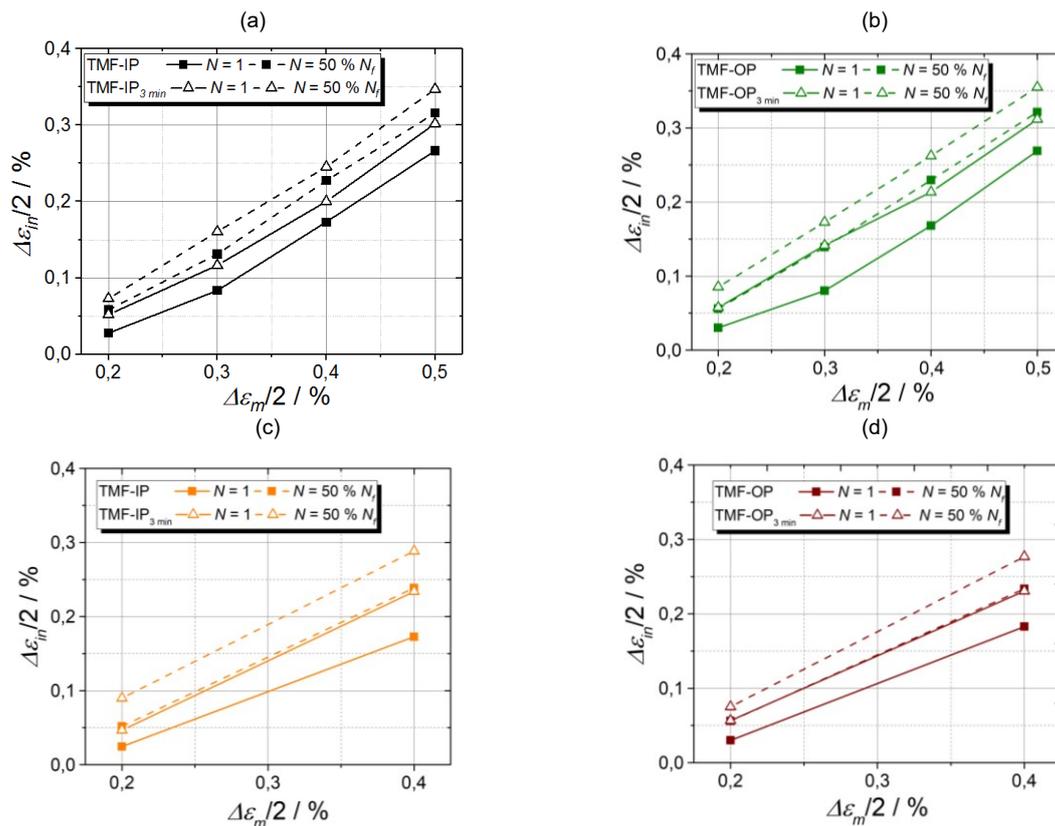


Abbildung 6.14: Inelastische Dehnungsamplitude in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsamplitude für TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit für T_1 IP (a) und OP (b) sowie T_2 IP (c) und OP (d)

In Abbildung 6.14 ist die inelastische Dehnung der TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsamplitude jeweils für den ersten und mittleren Zyklus dargestellt. Für alle TMF-Versuche ergeben sich dabei dieselben Zusammenhänge:

- Durch die Haltezeit ist die inelastische Dehnung der Versuche mit Haltezeit größer, da während der Haltezeit elastische Dehnungen in Kriechdehnungen umgewandelt werden (vgl. Kapitel 6.1.1).
- Durch das Zyklieren bzw. durch die Entfestigung steigt die inelastische Dehnung zwischen $N = 1$ und $N = 50 \% N_f$ an.

Die Zunahme der inelastischen Dehnung ist dabei für das Temperaturintervall T_1 für die IP- und OP-Versuche mit Haltezeit nahezu gleich groß (0,02 - 0,04 %). Dies korreliert mit den ähnlich großen Relaxationsspannungen. Bei T_2 hingegen, entwickeln sich die inelastischen Dehnungen unterschiedlich stark zwischen den IP- und OP-Versuchen mit Haltezeit. Während bei den IP-Versuchen, die Zunahme für beide Amplituden gleich groß ist (0,05 %), nimmt sie für die OP-Versuche hin zur kleineren Dehnungsamplitude ab (0,02 %). Das bedeutet, dass bei T_2 und $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ beim IP-Versuch mit Haltezeit im Gegensatz zum OP-Versuch ab dem ersten Zyklus deutlich mehr inelastische Dehnung und damit Kriechdehnung entsteht. Dies deckt sich auch mit einem größeren Betrag an relaxierter Spannung während der Haltezeit bei 500 °C bei diesem Versuch (vgl. Abbildung 5.29) und mit den Ergebnissen der fraktographischen Untersuchungen: Die Probe des T_2 -IP-Versuchs mit Haltezeit bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ weist eine deutliche Kriechporosität auf (vgl. Abbildung 5.58).

In den Entfestigungskurven der Versuche mit Haltezeit tritt zwischen dem ersten und zweiten Zyklus bei der maximalen Temperatur jeweils eine deutliche Abnahme des Betrags der Spannung ein, die sich als „Knick“ im Kurvenverlauf zeigt (vgl. Abbildung 5.35). Die Relaxationsphasen während des ersten Zyklus führen dazu, dass sich die Hysteresen der IP-Versuche in Druckrichtung und die der OP-Versuche in Zugrichtung verschieben (vgl. Abbildung 5.36). Es kommt zu einer „ruckartigen“ Entfestigung. Da diese systematisch auftritt, kann ein Verrutschen der Probe ausgeschlossen werden. Vielmehr verfestigt der Werkstoff bei T_{min} im ersten Zyklus so stark, dass im zweiten Zyklus bei T_{max} die Entfestigung deutlich stärker ausfällt als ohne Haltezeit. Wobei dieser Effekt auch schon ohne Haltezeit auftritt und zu der beschriebenen anfänglichen Verfestigung in Druckrichtung führt. Während der ersten Haltezeit bilden sich wahrscheinlich viele zusätzliche Versetzungen als Widerstand gegen die Verformung, ähnlich wie im ersten Stadium eines Kriechversuches. Bei T_{min} können diese nicht alle abgebaut werden. Dadurch ist die Versetzungsdichte im zweiten Zyklus weiter angestiegen und damit weniger Energie nötig, um Versetzungsbewegungen zu aktivieren. In Folge fällt die Entfestigung so stark aus, dass es einen Knick im Kurvenverlauf gibt. Bei T_2 ist dieser Effekt abgeschwächt, da die minimale Temperatur von 500 °C es erlaubt, dass Versetzungen sich einfacher abbauen. Bei kleinen Totaldehnungen tritt der Effekt zudem jeweils stärker auf, da bei großen Dehnungen auch bei T_{min} schon große plastische Verformungen und damit mehr Versetzungen vorliegen.

6.1.3 LCF- und TMF-Versuche im Vergleich

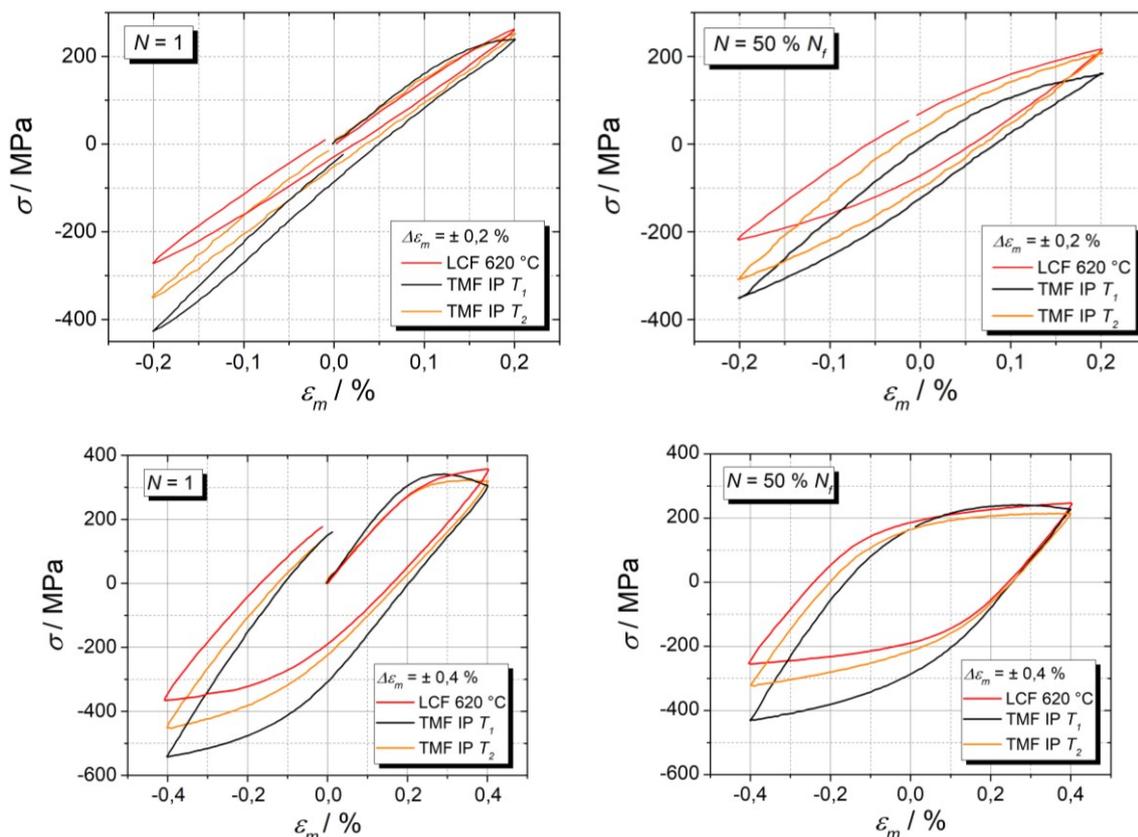


Abbildung 6.15: Hysteresen des ersten und mittleren Zyklus für TMF-IP-Versuche bei $T_1 = 300\text{ °C}$ - 620 °C und $T_2 = 500\text{ °C}$ - 620 °C sowie LCF-Versuche bei $T = 620\text{ °C}$ bei unterschiedlichen mechanischen Dehnungsschwingbreiten

In diesem Abschnitt sollen LCF- und TMF-Versuche am Beispiel von LCF-Versuchen bei 620 °C und TMF-IP-Versuchen bei T_1 und T_2 miteinander verglichen werden. In der Abbildung 6.15 sind dazu die Hysteresen des ersten (links) und mittleren Zyklus (rechts) für zwei unterschiedliche mechanische Totaldehnungsschwingbreiten (oben $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$, unten $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$) dargestellt. Zunächst unterscheiden sich in jedem Diagramm die minimalen Spannungen aufgrund der unterschiedlichen Temperaturen deutlich. Je geringer die Temperatur, desto höher ist die Festigkeit und damit der Betrag der Spannung. Dagegen liegen die maximalen Spannungen sehr nahe beieinander. Anhand der ersten Zugphase bei $N = 1$ lässt sich über die unterschiedlichen Anstiege der Hysteresen die Temperaturabhängigkeit des E -Moduls und der Streckgrenze erkennen. Bei Versuchsstart hat der TMF-Versuch bei T_2 (orange) eine Starttemperatur von 560 °C und unterscheidet sich damit weniger vom LCF-Versuch (rot) als der TMF-Versuch bei T_1 (schwarz), der bei 460 °C startet und dadurch den steilsten Anstieg hat. Dieser Effekt verstärkt sich hin zur höheren mechanischen Dehnungsschwingbreite ($\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$). Hier kommt hinzu, dass die Dehnrateschnelligkeit höher ist als bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$. Bei einer schnelleren Dehnrateschnelligkeit sinkt die Wahrscheinlichkeit der thermischen Aktivierung von Versetzungen, sodass eine höhere mechanische Spannung für die Bewegung

von Versetzungen aufzubringen ist [15] und damit die Festigkeit steigt. Dies führt dazu, dass bei T_1 und $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ die maximale Spannung nicht im Maximum der Dehnung erreicht wird, sondern bereits bei einer Dehnung von $0,28\%$. Dieser Effekt schwächt sich zum mittleren Zyklus hin ab. Bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ hingegen, hat der Versuche bei TMF- T_1 die kleinste Dehnrage, was im ersten halben Zyklus zur breitesten Hysterese und damit zur größten inelastischen Verformung führt. Die inelastische Verformung ist größer als beim LCF-Versuch, obwohl dieser durchgehend bei 620 °C und damit höherer Temperatur, bei der wiederum die Festigkeit geringer ist, durchgeführt wurde. Bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ findet zum mittleren Zyklus hin eine deutliche Verschiebung der Hysterese des Versuchs bei T_1 in y-Richtung statt, bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ hingegen nicht. Dies ist eine Folge der im vorherigen Kapitel beschriebenen unterschiedlichen Ver- und Entfestigung in Zug- und Druckrichtung.

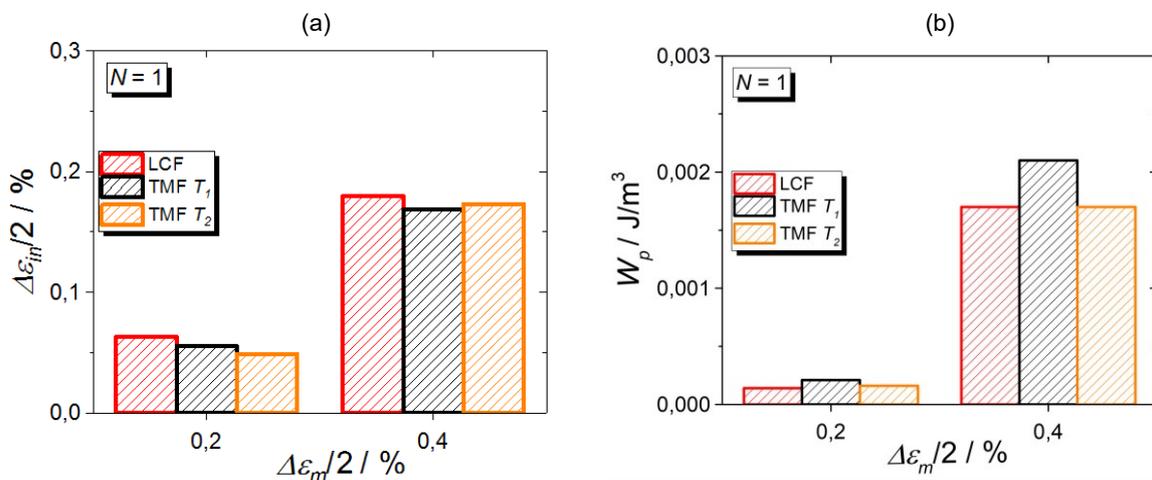


Abbildung 6.16: (a) Inelastische Dehnungsamplitude und (b) plastische Arbeit von TMF-IP T_1 und T_2 sowie LCF-Versuch bei $T = 620\text{ °C}$

Das Diagramm in Abbildung 6.16 a stellt die inelastische Dehnung des ersten Zyklus der LCF- und TMF-IP-Versuche gegenüber und zeigt, dass diese sich kaum zwischen den Versuchen unterscheidet. Für $N = 1$ ist zwar bei TMF- T_1 in der ersten Zyklushälfte die größte plastische Verformung vorherrschend (vgl. Abbildung 6.15), diese gleicht sich jedoch vermutlich mit der geringeren plastischen Verformung im Druckbereich so aus, dass in Summe ähnlich viel inelastische Dehnung wie bei den anderen beiden Versuchen entsteht. Auch die Zunahme der inelastischen Dehnung zum mittleren Zyklus hin ist für alle Versuchsarten nahezu gleich groß. Ähnliches gilt auch für die Hysteresenfläche. In Abbildung 6.16 b ist diese durch die plastische Arbeit der Versuche dargestellt. Während sich die plastische Arbeit des LCF- Versuchs und TMF- T_2 -Versuchs nicht unterscheiden, ist diese beim TMF- T_1 -Versuch vor allem bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ durch die höhere Unterspannung größer. Der Vergleich der inelastischen Dehnung lässt die Schlussfolgerung zu, dass es keine Rolle spielt, ob der Versuch isotherm oder mit Variation der Temperatur, unabhängig von der minimalen Temperatur, gefahren wird. Da sich jedoch deutlich unterschiedliche Lebensdauern einstellen, müssen weitere Einflüsse berücksichtigt werden.

In Abbildung 6.17 a sind die Entfestigungsverhältnisse der TMF-Versuche bei der maximalen Temperatur ($T_{max} = 620 \text{ °C}$) zusammen mit denen der LCF-Versuche bei 620 °C dargestellt. Bei höheren mechanischen Dehnungsamplituden, das heißt ab $0,3 \%$, ist das Entfestigungsverhältnis aller Versuche nahezu gleich groß. Nur bei der kleinsten geprüften Amplitude von $0,2 \%$ unterscheiden sich die Entfestigungsverhältnisse: Beim LCF-Versuch und den TMF- T_2 -Versuchen sinkt das Entfestigungsverhältnis, ebenso für den OP-Versuch bei T_1 , allerdings etwas weniger. Für den IP-Versuch bei T_1 bleibt es auf dem gleichen Level wie die TMF-Versuche bei höheren Amplituden. Mögliche Ursachen hierfür wurden bereits im vorherigen Abschnitt diskutiert. In Abbildung 6.17 b sind die Entfestigungsverhältnisse bei 300 °C für T_1 und 500 °C für T_2 mit denen der isothermen LCF-Versuche in einem Diagramm gegenübergestellt. Beim Vergleich der Werte fällt auf, dass durch die Temperaturwechsel die Entfestigung bei der entsprechenden minimalen Temperatur größer wird und damit stärker ist, als unter konstant isothermen Bedingungen.

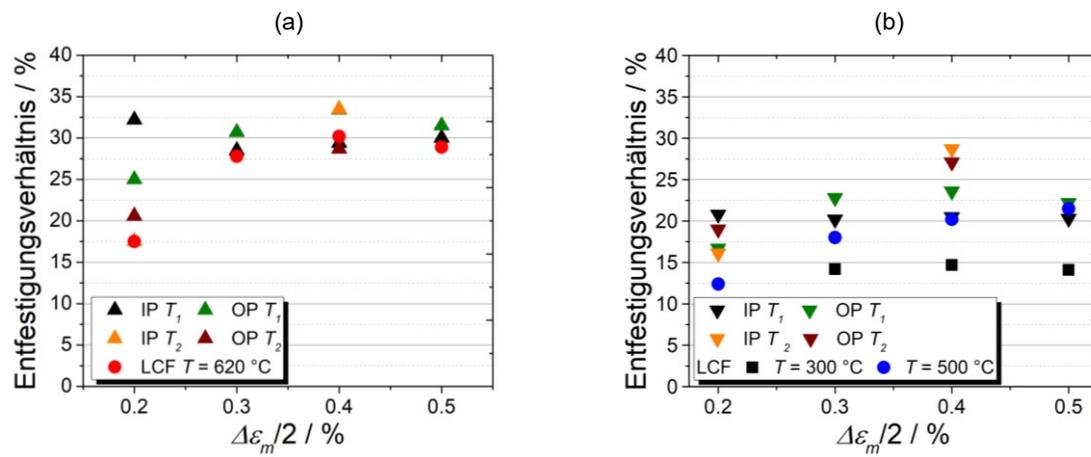


Abbildung 6.17: Vergleich Entfestigungsverhältnisse aller TMF-Versuche bei $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ und $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ sowie der LCF-Versuche bestimmt bei (a) der maximalen Temperatur ($= 620 \text{ °C}$) (b) und der minimalen Temperatur ($= 300 \text{ °C}, 500 \text{ °C}$)

In Abbildung 6.18 ist der Verlauf der maximalen Spannung normiert auf N_f für die TMF-IP-Versuche (schwarz, orange) beider Temperaturintervalle sowie für zwei LCF-Versuchen bei 620 °C (rot) für $\Delta\epsilon_m = \pm 0,2 \%$ und $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4 \%$ dargestellt. Weiterhin sind im Diagramm neben den Kurven die Werte für das Entfestigungsverhältnis angegeben. Die unteren Zahlen beziehen sich dabei auf die Versuche mit $\Delta\epsilon_m = \pm 0,2 \%$, die oberen auf $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4 \%$. Bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4 \%$ liegen die Werte für das Entfestigungsverhältnis zwar auf einem Niveau, jedoch zeigt das Diagramm, dass dies nicht mit einem identischen Verlauf der Entfestigungskurven einhergeht. Die Kurven der TMF-Versuche fallen zu Beginn deutlich steiler ab. Bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,2 \%$ und dem LCF- und TMF- T_2 -Versuch ist es ähnlich. Hier kommt hinzu, dass bei TMF- T_1 die Entfestigung doppelt so stark ausfällt. Dies führt zu der Überlegung, das Entfestigungsverhältnis einmal nicht bezogen auf den mittleren Zyklus zu bestimmen, sondern nach 5% , 10% und 20% der Lebensdauer. Tabelle 6.3 stellt die Werte gegenüber. Der Wert

5% N_f zeigt zum Beispiel viel besser, dass die TMF-Versuche zu Beginn stärker entfestigen als die LCF-Versuche und bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2$ % die Entfestigung für alle drei Versuche deutlich unterschiedlich ist. Bei 10 % N_f beginnen die Werte bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4$ % bereits miteinander zu verschwimmen. Bei 20 % N_f ist dies auch bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2$ % der Fall und die Trends unterscheiden sich nicht mehr zu denen bei 50 % N_f . Damit eignet sich das Entfestigungsverhältnis nur bedingt dafür, unterschiedliche Ermüdungsversuche an P92 miteinander zu vergleichen. Gerade bei höheren Dehnungsamplituden verschwimmen die Werte alle auf einem Niveau, obwohl das Verhalten zu Beginn unterschiedlich ist.

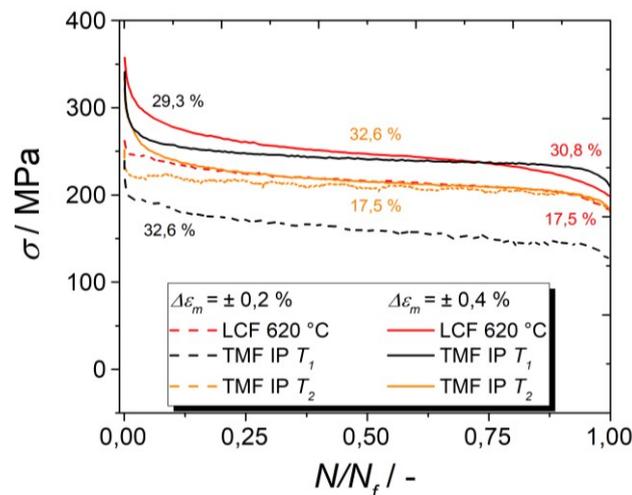


Abbildung 6.18: Normierte Verläufe der maximalen Spannung von TMF-IP-Versuchen bei T_1 und T_2 sowie LCF-Versuchen bei 620 °C bei unterschiedlichen mechanischen Dehnungsschwingbreiten

Tabelle 6.3: Entfestigungsverhältnis bezogen auf unterschiedliche Lebensdauern für LCF- und TMF-IP-Versuche im Vergleich

$\Delta\varepsilon_m$ [%]	Versuch	Entfestigungsverhältnis [%]			
		5 % N_f	10 % N_f	20 % N_f	50 % N_f
$\pm 0,2$	LCF	6,8	9,9	13,4	17,5
	TMF T_1	19,6	23,0	27,6	32,6
	TMF T_2	11,9	11,5	13,9	17,5
$\pm 0,4$	LCF	16,5	22,2	26,0	30,8
	TMF T_1	23,1	24,9	26,9	29,3
	TMF T_2	22,0	25,4	28,9	32,6

Die Werte in Tabelle 6.3 zeigen weiterhin, dass bei allen Versuchen ein Großteil der Entfestigung während der ersten Zyklen nach 5 - 10 % der Lebensdauer stattfindet. Daher wurden für den TMF- T_1 -IP-Versuch mit $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4$ % und 3 Minuten Haltezeit zwei weitere Versuche durchgeführt und diese nach 100 Zyklen sowie bei der Hälfte der Lebensdauer angehalten und die Proben per EBSD analysiert. In Abbildung 6.19 a sind die KAM-Winkel-Verteilungsdichten dieser drei Proben dargestellt. Zu beachten ist, dass die Proben der unterbrochenen Versuche in der Mitte der Messlänge per EBSD gemessen wurden, während

dies bei der gebrochenen Probe nicht möglich ist und diese daher 2 mm unterhalb der Bruchkante gemessen wurde. Die Verteilungen nach 100 und 600 Zyklen sind nahezu identisch und bestätigen damit, dass bereits ein Großteil der Entfestigung während der ersten 100 Zyklen eines Ermüdungsversuchs stattfindet. Die Verlangsamung der Entfestigung nach den ersten 100 Zyklen hängt mit der Bildung der Subkörner (Polygonisation) zusammen. Wenn sich Subkörner gebildet haben, dann verläuft die weitere Erholung durch Vergrößerung der Subkörner trägerer, da die Versetzungen einen längeren Weg zurücklegen müssen. Dennoch wird der Peak zwischen der Hälfte der Lebensdauer und dem Ende der Lebensdauer weiterhin größer, was für den weiteren Abbau von Versetzungen bis zum Versagen spricht. In Abbildung 6.19 b ist für einen LCF-Versuch bei 620 °C und $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ die Verteilungsdichte eines bei 50 % N_f abgebrochenen Versuches zusammen mit der eines vollständigen Versuches, dargestellt. Bei der Hälfte der Lebensdauer weist die Häufigkeitsverteilung im Kleinwinkelbereich noch keinen deutlichen Peak auf. Die Mikrostruktur weist damit durchschnittlich noch viele Versetzungen auf, von denen sich jedoch bis zum Ende der Lebensdauer noch einige gegenseitig auslöschen. Die Häufigkeitsverteilung am Ende der Lebensdauer weist so zwar einen Peak auf, dieser ist jedoch sehr breit. Ursache ist der hohe Anteil an elastischer Verformung bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$, wodurch viele Versetzungen nicht ausgelöscht werden.

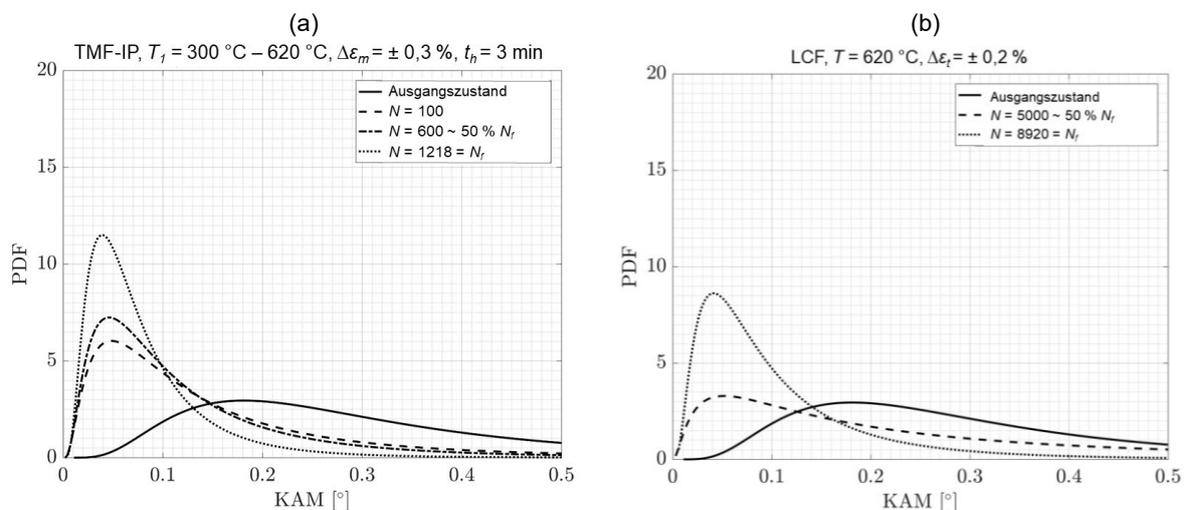


Abbildung 6.19: KAM-Winkel-Verteilungsdichte von (a) TMF- T_1 - IP –Versuchen bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,3\%$ und 3 Minuten Haltezeit und (b) LCF-Versuchen bei 620 °C und $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2\%$

In Abbildung 6.20 sind die KAM-Winkel-Verteilungsdichten eines LCF- und TMF-Versuchs bei $\Delta\varepsilon_t = \Delta\varepsilon_m = \pm 0,3\%$ in einem Diagramm dargestellt. Der LCF-Versuch hat einen zu kleineren Winkeln ($0,038^\circ$) verschobenen sowie höheren (16,5 %) und schärferen Peak als der TMF-Versuch ($0,054^\circ$, 9,5 %). Weiterhin zeigen die KAM-Winkelverteilungen der TMF-Versuche (vgl. Abbildung 6.13 a) im Vergleich zu denen der LCF-Versuche (vgl. Abbildung 6.3 c) eine starke Segmentierung: Die Verteilung weißer und roter Bereiche ist inhomogener und es gibt noch viele feine Körner bzw. größere Bereiche in denen noch Subkorgrenzen vorhanden sind. In der Mikrostrukturentwicklung macht sich somit ein deutlicher Unterschied zwischen

den Versuchsarten bemerkbar, der durch den Vergleich in Abbildung 6.16 nicht festzustellen war.

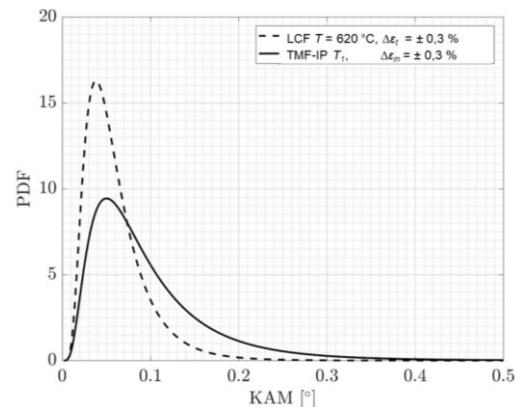


Abbildung 6.20: KAM-Winkel-Verteilungsdichte von TMF- und LCF-Versuch im Vergleich

Die Darstellungen in diesem Abschnitt zeigen, dass das Entfestigungsverhalten von vielen verschiedenen Faktoren abhängig ist. Bei den LCF-Versuchen wurde die Temperaturabhängigkeit der Entfestigung deutlich. Außerdem gibt es eine Art Sättigung des Entfestigungsverhältnisses hin zu hohen Dehnungsamplituden. Das Entfestigungsverhalten der TMF-Versuche ist aufgrund von zusätzlichen Einflussgrößen, wie der Dehnrage, deutlich komplexer. Hier wird das Verhalten durch verfestigende Vorgänge bei kleinen Dehnungsamplituden beeinflusst. Die folgende Abbildung 6.21 soll dies abschließend noch einmal anhand der Entfestigungskurven bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ (a) und $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ (b) deutlich machen. Bei der hohen Dehnungsamplitude haben die IP- und OP-Versuche der unterschiedlichen Temperaturintervalle jeweils bei T_{max} sehr ähnliche Spannungsverläufe. Bei T_{min} stellt sich hingegen eine betragsmäßig größere Spannung ein. Weiterhin stimmen die Spannungsverläufe bei T_{max} jeweils mit dem des LCF-Versuchs bei 620 °C überein. Bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ ergibt sich jedoch ein anderes Bild. Die Spannungsverläufe bei T_{max} liegen weiter auseinander, v.a. die TMF- T_1 -Versuche entfestigen stärker als die anderen Versuche. Weiterhin lässt sich gut die anfängliche Verfestigung bei minimaler Temperatur bei den TMF-Versuchen erkennen.

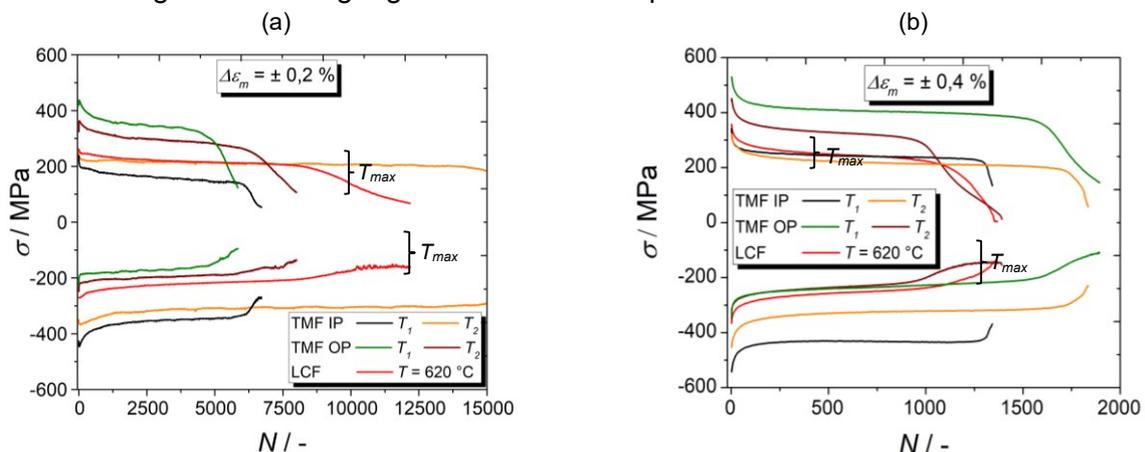


Abbildung 6.21: Entfestigungskurven von LCF- und TMF-Versuchen bei (a) $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ und (b) $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$

6.2 Lebensdauer- und Schädigungsverhalten

In diesem Kapitel soll das Lebensdauer- und Schädigungsverhalten anhand der unterschiedlichen Ermüdungsversuche an P92 diskutiert werden. Zunächst soll jedoch kurz die Reproduzierbarkeit der Versuche anhand von TMF-IP-Versuchen vorgestellt werden. Anschließend wird das Verhalten der LCF- und TMF-Versuche jeweils mit und ohne Haltezeit gegenübergestellt. Weiterhin werden unterschiedliche Lebensdauermodelle bzw. Schadensparameter auf die Versuchsergebnisse angewendet.

6.2.1 Reproduzierbarkeit

Für die TMF-Versuche gibt es nur sehr wenige Literaturdaten, oft wurden darin andere Temperaturintervalle und mechanische Dehnungen untersucht [102, 104]. Deshalb wurde die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse bei einem IP-Versuch bei T_1 mit $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \%$ untersucht. Das Ergebnis ist in Abbildung 6.22 durch die Entfestigungskurven und Hysteresen des ersten Zyklus dargestellt. Anhand der Entfestigungskurven lässt sich gut erkennen, dass die Lebensdauer der Versuche schwankt. Allerdings deutlich innerhalb des für Ermüdungsversuche typischen Streubandes für Lebensdauern mit dem Faktor 2. Weiterhin verläuft die Entfestigung im ersten Bereich bei allen drei Versuchen identisch. Die Hysteresen des ersten Zyklus zeigen einen identischen Verlauf aller drei Versuche, gerade im Hinblick auf die Festigkeit des Werkstoffes, die stark abhängig von der Temperatur ist. Die Verläufe sprechen damit für eine gute und reproduzierbare Versuchsdurchführung, sowie für ein homogenes Versuchsmaterial.

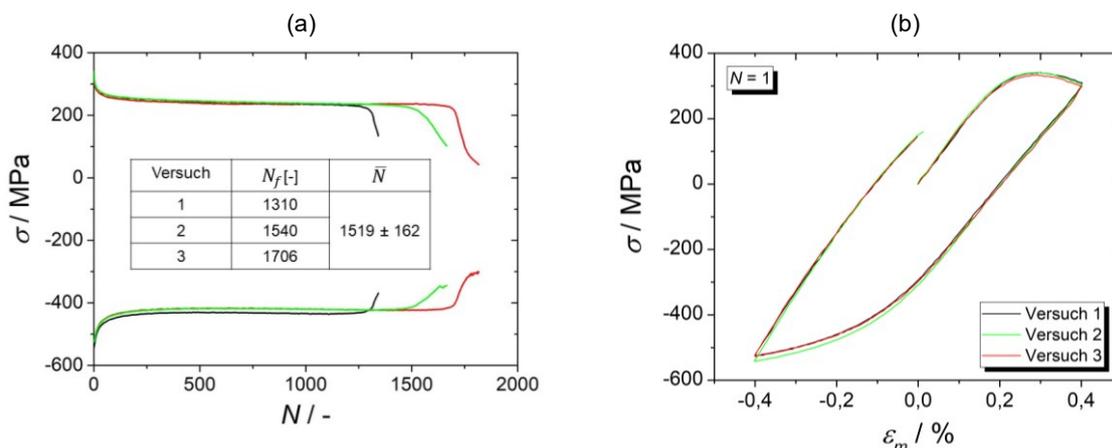


Abbildung 6.22: (a) Entfestigungskurven und (b) Hysteresen des ersten Zyklus für drei IP-TMF-Versuche bei $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \%$

6.2.2 LCF- und RF-Versuche

Wie allgemein bekannt, sinkt die Lebensdauer bei Ermüdungsversuchen mit steigender Totaldehnung und Temperatur. Bei den LCF-Versuchen in dieser Arbeit ist dabei der Abstand der Lebensdauern zwischen 500 °C und 620 °C deutlich kleiner als zwischen 300 °C und

500 °C. Ursache dafür ist, dass ab 500 °C die Verformung zeitabhängig wird und somit Oxidations- und Kriechprozesse die Lebensdauer verringern.

Auch durch das Hinzufügen einer Haltezeit kann sich die Lebensdauer verringern. Während bei 500 °C und 620 °C eine eindeutige Reduzierung der Lebensdauer auftritt, gibt es bei 300 °C quasi keinen Einfluss auf die Lebensdauer. Dies hängt damit zusammen, dass bei 300 °C noch kein zeitabhängiges Verhalten vorliegt und sich somit während der Haltezeit keine Kriechdehnungen bilden. Die Spannungsrelaxation während der Haltezeit ist entsprechend klein (vgl. Tabelle 5.2). Außerdem ist bei 300 °C eine Schädigung durch Oxidation nicht zu erwarten. Bei 500 °C und 620 °C tritt hingegen eine ausgeprägte Spannungsrelaxation auf, die mit der Entwicklung von Kriechdehnungen zusammenhängt. Da die Spannungsrelaxation mit steigender Totaldehnung größer wird, wird auch mehr elastische Dehnung in Kriechdehnung umgewandelt. Erwartungsgemäß müsste die größte Lebensdauerreduzierung damit bei großen Totaldehnungen auftreten. Dies ist jedoch nicht der Fall, stattdessen nimmt die Lebensdauerreduzierung bei 500 °C und 620 °C hin zu kleineren Totaldehnungen zu. Das bedeutet, dass die Entwicklung von Kriechdehnung nicht bei allen Dehnungen und damit Belastungen für eine Reduzierung der Lebensdauer sorgt. Zusammen mit der Tatsache, dass eine Verlängerung der Haltezeit von 3 Minuten auf 10 Minuten nur zu einer kleineren, aber weiteren Reduzierung der Lebensdauer führt, deutet dies auf eine Sättigung der mikrostrukturellen Vorgänge hin.

Die stärkere Reduzierung der Lebensdauer bei kleinen Dehnungsamplituden hängt vermutlich mit der auch stärker wachsenden Entfestigung bei kleinen Amplituden, wie in Abschnitt 6.1.1 diskutiert, zusammen. Bei kleinen Dehnungsamplituden steigt die Entfestigung im Vergleich zum LCF-Versuch am deutlichsten. Hier ist auch die Reduzierung der Lebensdauer am größten. Außerdem steigt anteilig gesehen auch die inelastische Dehnung bei kleiner Amplitude am stärksten: bei 620 °C und $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2 \%$ steigt der Anteil inelastischer Dehnung durch die Haltezeit um das 3,3-fache, bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \%$ nur um das 1,6-fache. Da die Entstehung von inelastischen Dehnungen direkt mit einer Mikrostrukturverholung verbunden ist, führen diese dadurch zu einer verstärkten Mikrostrukturentwicklung und damit möglicherweise zu einer stärkeren Lebensdauerreduzierung.

Ein Vergleich mit Literaturwerten zeigt, wie wichtig es ist, kleine Dehnungsamplituden zu berücksichtigen. Die Ergebnisse über den Einfluss der Haltezeit lassen sich nur eingeschränkt vergleichen, da zum Beispiel Gopinath et al. [58] die Versuche an P92 bei einer deutlich höheren mechanischen Dehnungsschwingbreite von $\pm 0,6 \%$ durchgeführt haben und Haltezeiten von 1, 5 und 10 Minuten verwendet haben. Dadurch sind auch die Zyklenzahlen deutlich kürzer als in dieser Arbeit. Daher stellten Gopinath et al. die höchste Lebensdauerreduzierung von 61 % bei 10 Minuten Haltezeit fest. In dieser Arbeit waren es bei

$\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \% \text{ bis } 21 \%$. Ähnliches gilt für [105] und Shankar et al. [52], die RF-Versuche an P91 durchgeführt haben, allerdings auch bei einer hohen Dehnungsschwingbreite von $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,6 \%$ und nur bei einer Minute Haltezeit. Takashi et al. [100] haben dehnungskontrollierte Kriechermüdungsversuche an P91 durchgeführt und hin zu kleineren Dehnamplituden ($\Delta\varepsilon_t = \pm 0,35 \%$) eine stärkere Lebensdauerreduzierung festgestellt.

Die Bruchflächen der RF-Proben zeigen keine Anzeichen einer Kriechschädigung in Form von interkristallinem Risswachstum oder der Entstehung von Poren. Es wurde auch keine Mischung aus transkristallinem (Ermüdungsschädigung) und interkristallinem (Kriechschädigung) Risswachstum gefunden. Möglicherweise liegt dies daran, dass die Dehnraten der durchgeführten Versuche zu hoch war. Nach Skelton et al. [106] tritt eine Kriechschädigung erst bei hinreichend kleinen Dehnraten und kleinen Totaldehnungen auf. Dennoch wurden bei den RF-Proben mehr Nebenrisse gefunden als bei den LCF-Proben, v.a. bei kleiner Totaldehnung. Es stellt sich die Frage, ob die höhere Entfestigung der RF-Proben nicht auch auf die vermehrte Anzahl von Nebenrisen zurückzuführen ist. Nach der höheren Anzahl an Nebenrisen wäre zu erwarten gewesen, dass die RF-Proben bei einem höheren Spannungsniveau als die LCF-Proben versagen. Dem widerspricht, dass bei den RF-Versuchen der Übergang zu Bereich III der Entfestigungskurve immer auf einem deutlich geringeren Spannungsniveau liegt, als bei den LCF-Versuchen. Das geringere Spannungsniveau hängt mit der größeren Entfestigung der RF-Versuche zusammen und lässt darauf schlussfolgern, dass diese durch mehr Nebenrisse entsteht, da durch die Nebenrisse der Querschnitt verringert wird. Dann müsste allerdings auch eine Asymmetrie im Spannungsverlauf in Zug- und Druckrichtung erkennbar sein, was jedoch nicht der Fall ist. Eine vermehrte Anzahl an Nebenrisen als Ursache für die Entfestigung kann daher ausgeschlossen werden. Wenn, wie bei den LCF- und RF-Proben bei $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4 \%$, ähnlich viele Risse vorhanden sind, dann sollte auch die Entfestigung gleich groß sein, was sie aber nicht ist. Weiterhin zeigen die Härteverläufe der RF-Proben eine geringere Härte, welche nicht durch mehr Risse verursacht worden sein kann, da sie in der Mitte des Probenvolumens gemessen wurde, wo keine Risse vorhanden sind. Deshalb muss die geringere Härte der RF-Versuche mit Entwicklungen in der Mikrostruktur zusammenhängen.

Neben Entwicklungen in der Mikrostruktur durch eine Kriech-Ermüdungs-Wechselwirkung spielt bei den Versuchen mit Haltezeit auch die Oxidation eine große Rolle. Durch die Haltezeit ist die Versuchsdauer der RF-Versuche, zum Beispiel bei $T = 620 \text{ °C}$, $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2 \%$ mit 209,6 h deutlich länger als die des LCF-Versuchs mit 19,8 h, obwohl die Zyklenzahl geringer ist. Dies erklärt die durch die längere Oxidation entstandenen deutlich breiteren und längeren Risse bei den RF-Proben.

6.2.3 TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit

Für die TMF-Versuche im Temperaturintervall von $T_1 = 300 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ lässt sich nicht eindeutig sagen, welche Phasenlage schädigender ist. Bei $T_2 = 500 \text{ °C} - 620 \text{ °C}$ haben die OP-Versuche die kürzere Lebensdauer. Der Unterschied der Lebensdauern zwischen den beiden Temperaturintervallen wird zur kleineren mechanischen Dehnungsamplituden größer. Bei hohen Dehnungsamplituden nähern sich die Lebensdauern immer mehr an (vgl. Abbildung 5.25). Nitta und Kuwabarara [107] haben in ihrer Arbeit eine allgemein akzeptierte Klassifikation von TMF-Lebensdauern vorgenommen. Danach liegt für die Versuche bei T_1 der Typ E vor, was bedeutet, dass weder eine Schädigung durch Umweltbedingungen (Oxidation) noch durch Kriechen dominierend ist. Bei T_2 hingegen liegt Typ O vor, bei dem eine Schädigung durch Umweltfaktoren dominant ist. Durch das Hinzufügen einer Haltezeit verändert sich jedoch das Verhalten. Bei beiden Temperaturintervallen gibt es bei IP eine stärkere Lebensdauerreduzierung als bei OP. Diese Lebensdauerreduzierung wird ähnlich wie bei den RF-Versuchen zu kleineren mechanischen Dehnungsamplituden größer. Daher hat auch der IP- T_2 -Versuch bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2 \%$ und 3 Minuten Haltezeit die größte Lebensdauerreduzierung, denn hier ist die Temperatur während des gesamten Versuches, im Vergleich zum Versuch bei T_1 , hoch. Mit Haltezeiten ist bei beiden Temperaturintervallen die IP-Phasenlage schädigender. Bei den TMF-Versuchen mit Haltezeit liegt damit Verhalten vom Typ I vor, bei dem Kriechen der dominante Schädigungsmechanismus ist.

Prozesse wie Kriechen und Oxidation sind diffusionsgesteuert und damit abhängig von Temperatur und Zeit. Die folgende Abbildung 6.23 soll den Einfluss der Zeit bei den Versuchen mit Haltezeit und unterschiedlicher Temperaturrate (5 K/s und 20 K/min) herausstellen. Die Versuche mit 20 K/min dauern jeweils am längsten und konnten deshalb nur bei hoher mechanischer Totaldehnung durchgeführt werden. Trotzdem ist die Entfestigung der unterschiedlichen Versuche bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4 \%$ ähnlich groß, wie in Abschnitt 6.1.2 diskutiert wurde. Die Lebensdauern hingegen unterscheiden sich: bei IP ist sie um die Hälfte (T_2) bzw. um $2/3$ (T_1) im Vergleich zu den Versuchen bei 5 K/s verringert. Im Gegensatz dazu tritt bei OP keine Veränderung der Lebensdauer durch eine langsamere Temperaturrate auf, obwohl auch hier die Versuchszeit deutlich höher ist. Ursache ist, dass beim OP-Versuch das Kriechen durch die Druckspannung bei hoher Temperatur unterdrückt wird. Dieser Zusammenhang zeigt sich erst vor allem bei langen Versuchszeiten wie bei den Versuchen mit langsamer Temperaturrate bzw. Dehnrates. Hinsichtlich des Betriebes einer Dampfleitung sind langsamere Temperaturraten realistischer. Somit ist unter einer IP-Belastung davon auszugehen, dass die Lebensdauer im realen Betrieb eher noch geringer ist. Doch auch bei den Versuchen mit Haltezeit, lässt sich die stärkere Reduzierung der Lebensdauer bei kleinen Totaldehnungen neben der langsameren Dehnrates mit einer längeren Versuchszeit und damit

Diffusionszeit erklären. Bei dem OP- T_2 -Versuch bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ und 3 Minuten Haltezeit tritt die insgesamt längste Versuchszeit auf. Hier ist auch Lebensdauerreduzierung der OP-Versuche am größten. Möglicherweise ist die Zeit so lang, dass eine Schädigung durch Oxidation eingetreten ist.

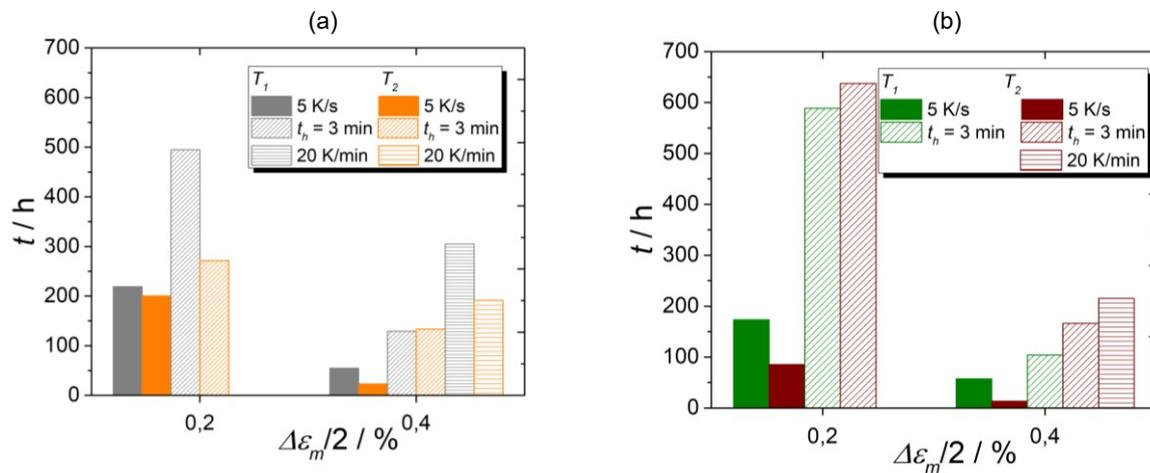


Abbildung 6.23: Vergleich der Versuchszeiten bei TMF-Versuchen, (a) IP-Versuche und (b) OP-Versuche

Die fraktographischen Untersuchungen der TMF-Proben bestätigen diese Klassifikation nach den dominanten Schädigungsmechanismen. Die Schädigung der IP- und OP-Proben unterscheidet sich deutlich, wie die Gegenüberstellung in der folgenden Tabelle 6.4 zeigt:

Tabelle 6.4: Übersicht Schädigung IP- und OP-Versuche

In-Phase	Out-of-Phase
- stumpfe, kurze, breite Risse, durch Druckmittelspannung	- scharfe, lange, schmale Risse, durch Zugmittelspannung
- bei kleineren Amplituden und bei Haltezeiten starten Risse immer mehr an inneren Poren	- Rissinitiation an der Probenoberfläche, die Zugmittelspannung treiben das Risswachstum voran
- Poren entstehen als Folge der Diffusionsprozesse bei hoher Temperatur und Zugspannung durch eine Kriechschädigung	- Oxidschicht kann während der Zugphase bei T_{min} immer wieder aufreißen (Oxid spröder als Werkstoff) und so in den Werkstoff hineinwachsen
- auch auf den Bruchflächen lassen sich Grübchen erkennen	

Literaturdaten zum Einordnen und Vergleichen der Lebensdauern sind bisher kaum vorhanden. Es gibt einige Arbeiten zu P91 [51, 102], die sich nicht zum Vergleich eignen, da andere Versuchsparameter gewählt wurden. Außerdem sind diese Arbeiten nicht sehr umfangreich, da oft nur eine oder zwei Amplituden untersucht wurden. Pan et al. [108] haben in ihrer Arbeit das TMF-Verhalten von P92 im Temperaturintervall von $550\text{ °C} - 650\text{ °C}$ untersucht. Sie kommen zu dem Ergebnis, dass die OP-Phasenlage zu der geringsten Lebensdauer führt, was mit den Ergebnissen aus $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$ in dieser Arbeit übereinstimmt. Zum Temperatureinfluss kann die Arbeit von Mischnev et al. [103]

herangezogen werden, die bei einem 10%Cr-Stahl die Dehnratenabhängigkeit bei LCF-Versuchen bei 650 °C untersucht haben. Eine vergleichbare Änderung der Dehnrates ergab eine Halbierung der Lebensdauer. Dies trifft auch auf die IP-Versuche in dieser Arbeit zu.

6.2.4 Anwendung von Schädigungsparametern und Lebensdauermodellen auf die LCF- und TMF-Versuche

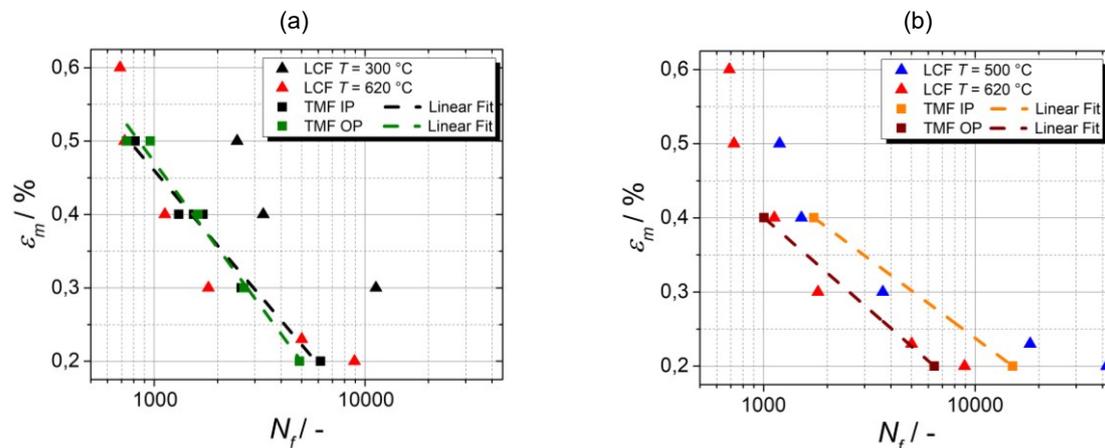


Abbildung 6.24: Vergleich der Lebensdauern von LCF- und TMF-Versuchen (a) für $T_1 = 300\text{ °C}$ – 620 °C und (b) für $T_2 = 500\text{ °C}$ – 620 °C

In Abbildung 6.24 sind jeweils die Lebensdauern der TMF-Versuche bei $T_1 = 300\text{ °C}$ – 620 °C (links) und $T_2 = 500\text{ °C}$ – 620 °C (rechts) zusammen mit denen der entsprechenden LCF-Versuche dargestellt. Zur besseren Übersicht sind für die LCF-Versuche keine Fits dargestellt, da ein linearer Fit hier nicht möglich ist. Bei T_1 (a) orientieren sich die Lebensdauern der TMF-Versuche für beide Phasenlagen an denen der LCF-Versuche bei 620 °C . Zu kleineren Dehnungsschwingbreiten zeichnet sich ab, dass die TMF-Versuche eine kürzere Lebensdauer haben als die LCF-Versuche bei maximaler Temperatur der TMF-Versuche. Bei T_2 (b) orientieren sich die Lebensdauern der OP-Versuche bei höheren Dehnungen an denen der LCF-Versuche bei 620 °C , während sich die IP-Versuche an den 500 °C – LCF-Versuchen orientieren. Bei kleineren Dehnungsamplituden, das heißt $0,2\%$, haben die TMF-Versuche jeweils die geringeren Lebensdauern.

Bei beiden Temperaturintervallen zeichnet sich anhand der linearen Fits eine kürzere Lebensdauer der TMF-Versuche im Vergleich zu den LCF-Versuchen hin zu sehr großen mechanischen Dehnungsamplituden ($> 0,6\%$) ab. Bei kleinen Dehnungen spielen Kriechprozesse bei den TMF-Versuchen eine größere Rolle und bewirken hier eine kürzere Lebensdauer als bei den LCF-Versuchen. Dies stellt ein entscheidendes Argument dar bei der Frage, ob es nicht genüge, nur LCF-Versuche durchzuführen und auf die aufwändigeren TMF-Versuche zu verzichten. Im Falle des P92 sind bei kleinen Dehnungen die TMF-Versuche konservativer. Dies zeigt, wie wichtig es ist, neben dem isothermen Verhalten auch das thermomechanische Verhalten zu untersuchen [109]. Marek et al. [104] präsentieren in ihrer

Arbeit einen Parameter, mit dem es dennoch möglich sein soll, die Lebensdauer von P91 unter TMF-Bedingungen anhand von LCF-Daten abzuschätzen. Berücksichtigt sind hier allerdings keine Versuche mit Haltezeit sowie der Einfluss des Temperaturintervalls, zum Beispiel in Form der unterschiedlichen minimalen Temperatur.

Lebensdauermodelle/ Schädigungsparameter

Das Dehnungswöhlerdiagramm isothermer Ermüdungsversuche kann mit Hilfe der Coffin-Manson- und Basquin-Beziehung beschrieben werden. Die jeweiligen plastischen und elastischen Geraden wurden dafür in Abhängigkeit von der Prüftemperatur berechnet. Die Ergebnisse sind im Anhang in Abbildung A.5 dargestellt. Die gefitteten Parameter in Tabelle A.3 passen dabei gut mit Literaturwerten [44] überein.

In Abbildung 6.25 ist die inelastische Dehnung aller TMF-Versuche sowie LCF-Versuche bei 620 °C über der Lebensdauer aufgetragen. Für eine bessere Übersicht sind nicht alle Fitkurven dargestellt, sondern nur die der Versuche ohne Haltezeit. Ziel einer solchen Auftragung ist es, dass alle Fit-Kurven zu einer Linie zusammenfallen. Dadurch könnte die Lebensdauer mit dem Parameter, der auf der y-Achse aufgetragen ist, beschrieben werden. Das Diagramm zeigt, dass die TMF- T_1 -Versuche ohne Haltezeit (volle Symbole, schwarz und grün), die TMF- T_1 -OP-Versuche mit Haltezeit (offene Symbole, grün), die TMF- T_2 -OP-Versuche ohne und mit Haltezeit (braun), sowie die TMF-Versuche bei T_2 mit 20 K/min sich gut durch eine einzige lineare Fitkurve beschreiben lassen würden. Vor allem aber die IP-Versuche mit Haltezeit (offene Symbole, schwarz), der Versuch bei T_1 und 20 K/min sowie die Versuche bei TMF-IP- T_2 (orange) fallen heraus. Die Versuche mit Haltezeit sind jeweils leicht nach links oben verschoben, denn die Kriechanteile der IP-Versuche führen zu einer höheren inelastischen Verformung und zu einer geringeren Lebensdauer. Allein über die inelastische Dehnungsamplitude die Lebensdauern aller Versuche mit Hilfe einer Fit-Kurve zu beschreiben, ist damit nicht möglich.

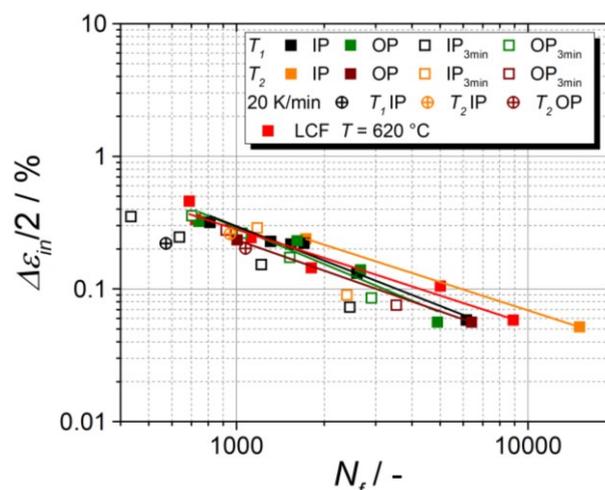


Abbildung 6.25: Lebensdauern in Abhängigkeit von der inelastischen Dehnungsamplitude

Die Schadensparameter P_{SWT} nach Smith-Watson-Topper sowie P_{OST} nach Ostergren finden häufig Anwendung bei der Auswertung von TMF-Versuchen [110]. Für die Auswertung wurden, wie schon für Abbildung 6.25, die Werte des mittleren Zyklus für die Berechnung verwendet. Der P_{SWT} Parameter berücksichtigt die Mittelspannungen, die durch die unterschiedlichen Phasenverhältnisse entstehen [110]. In Abbildung 6.26 ist der P_{SWT} – Parameter (Gleichung siehe Diagramm) auf die Versuche dieser Arbeit angewendet worden. Die Werte aller Versuche liegen weit auseinander. Aufgrund der größeren maximalen Spannung liegen die OP-Versuche des jeweiligen Temperaturintervalls über den IP-Versuchen. Weiterhin liegen die IP-Versuche mit Haltezeit und die IP-Versuche mit 20 K/min deutlich unterhalb der anderen Versuche. Der P_{SWT} – Parameter berücksichtigt zwar die Druckmittelspannung der Versuche jedoch nicht, dass diese Versuche durch Kriechprozesse eine kürzere Lebensdauer haben. Daher ist der P_{SWT} – Parameter ungeeignet für die Ermüdungsversuche an P92, da der Mittelspannungseinfluss bei den Versuchen nicht ausschlaggebend war (vgl. Abbildung 5.33).

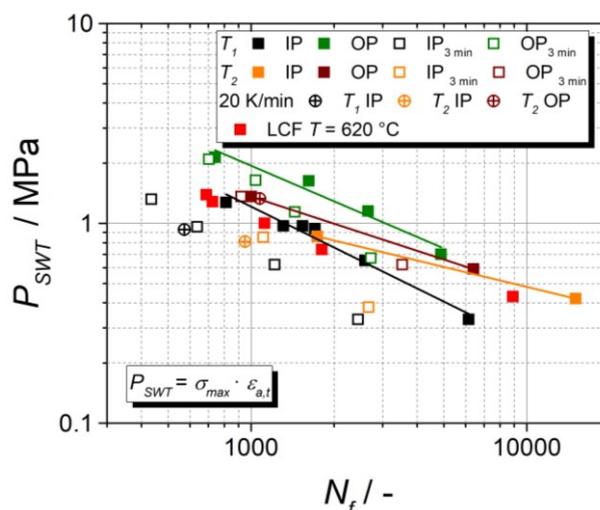


Abbildung 6.26: P_{SWT} -Schadensparameter über der Zyklenzahl für TMF-Versuche und LCF-Versuche

In Abbildung 6.27 ist der P_{OST} – Parameter (Gleichung siehe Diagramm) auf die Versuche dieser Arbeit angewendet worden. Im Vergleich zum P_{SWT} -Schadensparameter fallen die Fits wieder enger zusammen. Im Vergleich zur Auftragung der inelastischen Dehnung in Abbildung 6.25 liegen jedoch auch hier die IP-Versuche unterhalb der OP-Versuche, da diese eine niedrigere maximale Spannung haben. Erneut fallen auch die TMF-IP Versuche mit Haltezeit sowie die IP-Versuche mit 20 K/min aus der Anordnung heraus. Auch der P_{OST} – Parameter zeigt, dass IP-Haltezeiten und Versuche bei langsameren Temperaturraten einen anderen Schädigungsmechanismus haben müssen: das Kriechen kann somit durch den Parameter nicht berücksichtigt werden. Damit ist auch der P_{OST} – Parameter nicht in der Lage das Lebensdauerverhalten aller TMF-Versuchstypen zu beschreiben.

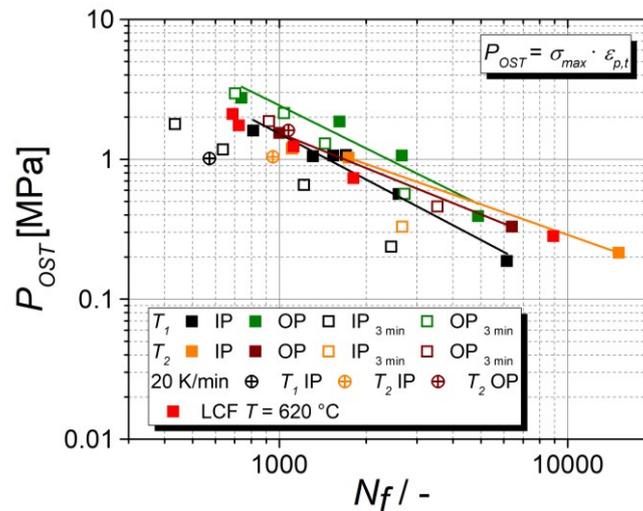


Abbildung 6.27: P_{OST} -Schadensparameter über der Zyklenzahl für TMF-Versuche und LCF-Versuche

Die Auftragung der inelastischen Dehnungsamplitude über der Lebensdauer liefert das beste Ergebnis hinsichtlich des Zusammenfallens aller Fitkurven, der P_{SWT} -Schadensparameter bildet das Lebensdauerverhalten am schlechtesten ab. Dennoch hängt die Lebensdauer nicht allein von der inelastischen Dehnung ab, da vor allem während der IP-Haltezeitversuche die Relaxationsprozesse zu einer weiteren inelastischen Verformung führen [111], die ein Zusammenfallen der Fits verhindert. Die zusätzliche Verformung führt auch zu einer Verbreiterung der Hysteresen. So wäre auch eine Anpassung über die Hysteresenarbeit denkbar. Es ist jedoch davon auszugehen, dass auch hier die Fits nicht enger zusammenfallen, da es bei der Hysteresenarbeit ähnliche Trends gibt wie bei der inelastischen Dehnung (vgl. Abbildung 5.32, Abbildung 6.16).

6.3 Betriebsnahe Zyklen

In diesem Abschnitt soll diskutiert werden, inwiefern sich die durchgeführten betriebsnahen Zyklen hinsichtlich ihrer Durchführbarkeit, Aussagekraft und Praxisrelevanz eignen. Außerdem wird die Ableitung eines möglichen Standard-Zyklus, der das Werkstoffverhalten unter flexiblen Betriebsbedingungen charakterisieren soll, eingeschätzt.

6.3.1 SL-Kriechen und SL-Relaxation

Für die Durchführung des SL-Kriechens- und SL-Relaxations-Versuchs musste zunächst eine geeignete Dehnungsamplitude festgelegt werden. Diese sollte nicht zu hoch sein, da ansonsten die Spannung, die sich nach der Druckhaltezeit beim Dehnungsnulldurchgang einstellt zu hoch ist. In Abbildung 6.28 a ist demonstriert, was dann passiert: Nach dem Halten der Dehnung bei - 0,3 % für 3 Minuten stellt sich beim anschließenden Dehnungsnulldurchgang eine Spannung von 250 MPa ein. Diese ist so hoch, dass sich die Probe nach 25 Minuten bereits um 1,5 % gedehnt hat und damit zu stark geschädigt war und der Versuch abgebrochen wurde. In einem zweiten Versuch wurde daher die Dehnungsamplitude auf 0,2 % gesetzt. Es stellt sich eine Spannung 121 MPa ein, bei der sich die Probe in den ersten 30 Minuten um 0,11 % dehnt. Eine Amplitude von 0,2 % erschien damit geeigneter und der Versuch wurde mit dieser Amplitude durchgeführt. Nachteil der kleineren Dehnung ist jedoch eine sehr lange Versuchszeit von 11 Wochen. Dennoch bedeutet eine niedrigere Spannung während des Kriechens auch immer, dass der Versuch näher am eigentlichen Betrieb ist. Interessant ist daher an dieser Stelle der Vergleich mit einem realen Kriechversuch. Bei 1370 Zyklen ist der Werkstoff im SL-Kriechen-Versuch insgesamt 685 h „gekrochen“ bei Spannungen zwischen 121 – 133 MPa und einer Temperatur von 620 °C. In Tabelle 6.5 sind Vergleichswerte aus der Literatur dazu angegeben. Die Spannungen passen zwar nicht exakt, jedoch kann daran abgeschätzt werden, dass durch die Kombination von Kriechen und Ermüdung im SL-Kriechen Versuch eine erhebliche Reduzierung der Bruchzeit eingetreten ist.

Tabelle 6.5: Ergebnisse aus vergleichbaren Kriechversuchen an P92

Quelle	Temperatur [°C]	Spannung [MPa]	Bruchzeit [h]
Sakthivel et al. [112]	650 °C	120	1400
		130	1000
He et al. [113]	625 °C	110	2876
	650 °C	120	905
Zhou et al. [114]	625 °C	140	371

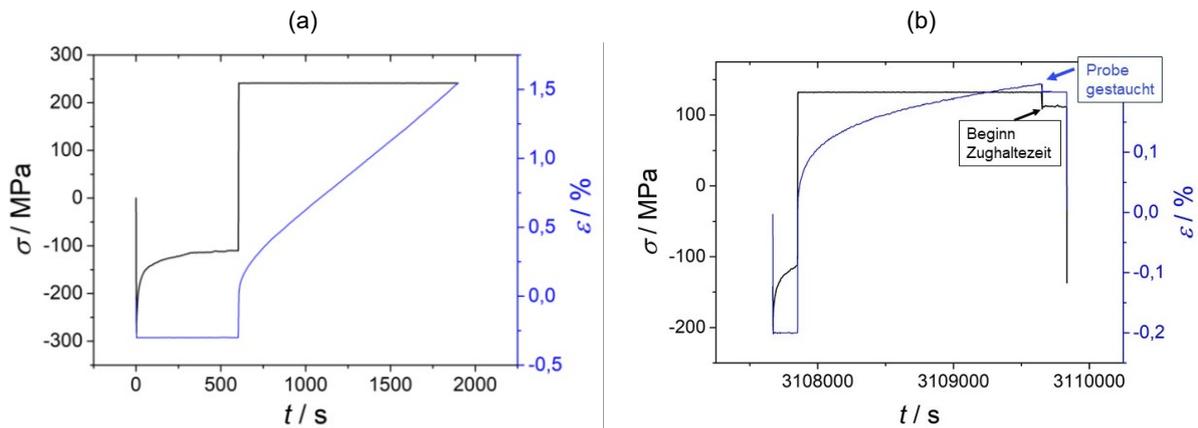


Abbildung 6.28: (a) $N = 1$, SL-Kriechen-Versuch mit $\pm 0,3\%$ und (b) $N = 1435$ SL-Kriechen $\pm 0,2\%$

Ein weiteres generelles Problem der Versuchsprozedur des SL-Kriechen-Versuchs ist, dass sich zum Versuchsende die Probe so weit dehnt, dass die Probe zum Beginn der Zughaltezeit nicht mehr gezogen wird, sondern zusammengedrückt wird. Dies ist in Abbildung 6.28 b anhand des 1435. Zyklus veranschaulicht und führt dazu, dass im Zug die Entfestigungskurve am Versuchsende deutlich stärker abfällt als im Druckbereich. Das Zusammendrücken der Probe ist beim durchgeführten Versuch erst nach Erreichen der Versagenslastspielzahl aufgetreten, sodass die Lebensdauer hierdurch nicht verfälscht wird. Um dieses Problem zu umgehen, wurde der SL-Relaxations-Versuch durchgeführt, bei dem die Probe während der 30-minütigen Belastungsphase relaxiert. Dadurch steigt die Dehnung während der 30 Minuten nicht an und es ist ausgeschlossen, dass die Probe bei der anschließenden Zughaltezeit zusammengedrückt wird. Von der Lebensdauer liefern beide Versuche ähnliche Ergebnisse, das Entfestigungs- und Schädigungsverhalten unterscheidet sich jedoch. Beim Versuch mit „echtem“ Kriechen verläuft die Entfestigung deutlich schwächer und der Längsschliff der SL-Kriechen-Probe zeigt eine echte Kriechschädigung in Form von Poren.

6.3.2 SL-Mindestlast- und SL-Mindestlast-Relaxation-Versuch

Mit Hilfe dieser Versuchsprozeduren sollte geprüft werden, wohin sich die Lebensdauer orientiert, wenn sich mehrere kleine Lastwechsel (wie bei einem Mindestlastangriff) mit vereinzelt größeren Lastwechseln (zum Beispiel durch einen Warmstart, vgl. Abbildung 4.7) abwechseln. Die Lebensdauer des SL-Mindestlast-Versuchs orientiert sich dabei an der Lebensdauer des Versuchs mit den kleinen Lastwechseln (RF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2\%$). Das bedeutet, dass gelegentliche größere Lastwechsel zu keiner dramatischen Lebensdauerreduzierung führen. Und auch eine Relaxationsphase von 10 Minuten zwischen den Zug- und Druckhaltezeiten führt im SL-Mindestlast-Relaxations-Versuch zu keiner dramatischen Reduzierung der Lebensdauer. Durch diese Relaxationsphase entfestigt der Werkstoff jedoch stärker, denn die während der Relaxationsphase entstehenden inelastischen Dehnungen lassen den Werkstoff weicher werden. Im Vergleich zum SL-Relaxations-Versuch aus dem

vorherigen Abschnitt wurde die Haltezeit von 30 auf 10 Minuten reduziert, da der Großteil der Spannung in den ersten 10 Minuten abgebaut wird. Trotzdem hat der SL-Relaxations-Versuch eine deutlich geringere Lebensdauer als der SL-Mindestlast-Relaxationsversuch. Die Bruchflächen der SL-Mindestlastversuche weisen erwartungsgemäß ähnliche Merkmale wie die Bruchflächen der RF-Versuche auf.

6.3.3 SL-TMF-Versuche

Mit den SL-TMF-Versuchen sollten reale Temperaturwechsel in einen betriebsnahen Zyklus gebracht werden. Um einen Vergleich zu gewährleisten, wurden die gleichen Laststufen wie bei den SL-Mindestlastversuchen gefahren. Auch bei den SL-TMF-Versuchen stellt sich eine geringere Lebensdauer durch die zusätzliche Relaxationsphase sowie unterschiedliche Temperaturwechsel im Vergleich zu den TMF-Versuchen mit Haltezeit ein. Das Entfestigungsverhalten wird auch hier nicht weiter gesteigert. Die Bruchflächen der SL-TMF-Versuche sind mit denen der OP-TMF-Versuche mit Haltezeit vergleichbar.

6.3.4 Fazit

Auch in der Literatur [115] wurden betriebsnahe Versuche durchgeführt, jedoch nicht mit einem so umfangreichen Vergleich zu „Standard“-Ermüdungsversuchen, wie es durch die für diese Arbeit durchgeführten beschriebenen Versuche möglich ist.

Der SL-Kriechen-Versuch kommt dem Wechsel zwischen Ermüdung und echtem Kriechen am nächsten. Der Nachteil ist, dass dieser in einem nur sehr eingeschränkten Parameterfeld, für das entsprechende Vorversuche nötig sind, durchführbar ist. Der SL-Relaxationsversuch kann hingegen in einem größeren Parameterfeld durchgeführt werden. Durch die 30-Minütige Haltephase hat er allerdings eine sehr lange Versuchszeit. Diese könnte auf 10 Minuten reduziert werden.

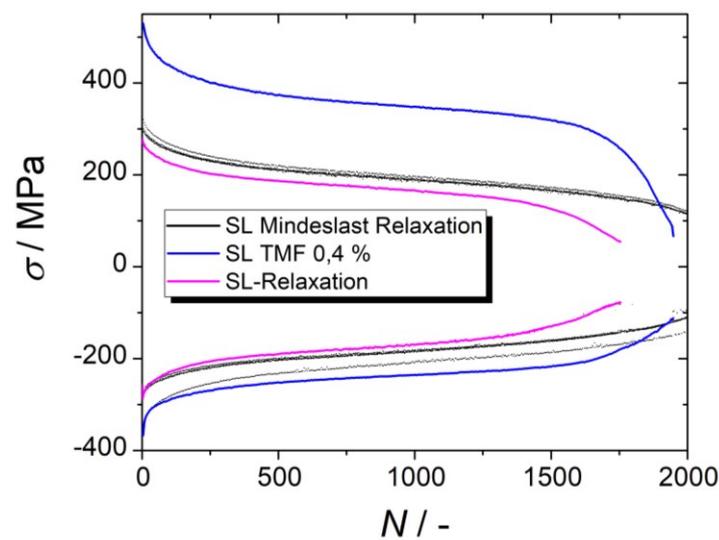


Abbildung 6.29: Entfestigungskurven von betriebsnahen Versuchen

In Abbildung 6.29 sind die Entfestigungskurven des SL-Relaxationsversuchs zusammen mit denen des SL-Mindestast-Relaxation und SL-TMF 0,4 %-Versuchs dargestellt. Der SL-Relaxation-Versuch hat zwar die geringste Lebensdauer, jedoch liegen die Lebensdauern der drei Versuche mit 1480, 1680 und 1951 in Anbetracht der Streuung von Ermüdungsversuchen auch nicht extrem weit auseinander. Bei allen Versuchen stellt sich weiterhin ein ähnliches Entfestigungsverhältnis ein. Es gibt damit keine Betriebsart bzw. Belastungskombination, die das Entfestigungsverhalten im Vergleich zu den LCF- und TMF-Versuchen mit Haltezeit weiter steigert. Daraus und auf Grundlage der Versuche dieser Arbeit kann geschlussfolgert werden, dass der SL-Relaxationsversuch der geeignetste Versuch hinsichtlich Durchführbarkeit und Widerspiegeln des Kriech-Ermüdungsverhalten von P92 ist. Der einzige Nachteil ist, dass die Schädigung anders als unter echtem Kriechen verläuft. Anders formuliert liefert der SL-Relaxations-Versuch hinsichtlich Lebensdauer und Entfestigungsverhalten die beste Aussagekraft, während der SL-Kriechen-Versuch bei Untersuchung des Schädigungsverhaltens vorzuziehen ist.

7 Zusammenfassung

Mit dieser Arbeit wurde eine Datenbasis zu isothermen (LCF) und nicht-isothermen (TMF) Ermüdungsdaten an P92 geschaffen. Die Versuchsparameter, das heißt in erster Linie die Temperaturen, sind dabei so gewählt worden, dass sie den realen Betrieb möglichst realistisch abbilden. Neben dehnungskontrollierten LCF-Versuchen bei 300 °C, 500 °C und 620 °C wurden TMF-Versuche bei zwei verschiedenen Temperaturintervallen (300 °C – 620 °C und 500 °C – 620 °C) in der Phasenlage In-Phase (IP) und Out-of-Phase (OP) bei einer Temperaturrate von 5 K/s durchgeführt. Die mechanischen Dehnungsamplituden lagen zwischen 0,2 % und 0,6 %. In einem zweiten Schritt wurden dehnungskontrollierte Haltezeiten mit einer Länge von 3 Minuten (vereinzelt auch 10 Minuten) in die Testprozeduren eingeführt, um Betriebsphasen mit konstanter Belastung zu simulieren. Zusätzlich wurden einige TMF-Versuche bei einer langsameren Temperaturrate von 20 K/min durchgeführt.

Unter einer Ermüdungsbelastung zeigt der P92 ein ausgeprägtes zyklisches Entfestigungsverhalten. Folgende Rückschlüsse lassen sich aus den durchgeführten Versuchen für das Entfestigungsverhalten des P92 ableiten:

- Das Entfestigungsverhalten steigt mit zunehmender Temperatur an. Bei konstanter Temperatur tritt bei höheren Dehnungsamplituden ($>0,3$ %) eine Sättigung der Entfestigung ein, da die maximale Spannung aufgrund des Hystereseverhaltens trotz steigender Dehnung immer weniger stark ansteigt. Dadurch fehlt Energie für die Aktivierung von weiteren entfestigenden Vorgängen in der Mikrostruktur. Für die nicht-isothermen TMF-Versuche gilt, dass das Entfestigungsverhältnis bei T_{max} so groß ist, wie das unter isothermer LCF-Belastung bei T_{max} . Weiterhin gleicht sich das Entfestigungsverhalten dem unter isothermen Bedingungen immer weiter an, je höher die minimale Temperatur des TMF-Versuchs und je kleiner das Temperaturintervall ist. Bei großen Temperaturintervallen wie bei den TMF-Versuchen zwischen 300 °C – 620 °C ist das Entfestigungsverhalten hingegen bei allen untersuchten mechanischen Dehnungen nahezu gleich groß.
- Haltezeiten verstärken das Entfestigungsverhalten bei isothermen Versuchen. Dabei tritt bei kleinen Dehnungsamplituden ($<0,3$ %) eine anfängliche Verfestigung auf, die zu einem genauso starken Entfestigungsverhalten wie bei großen Dehnungen führt. Bei den TMF-Versuchen wird das Entfestigungsverhalten im Intervall von 300 °C – 620 °C im Vergleich zu den isothermen Versuchen bei den IP-Versuchen nicht und bei den OP-Versuchen nur noch geringfügig durch Haltezeiten gesteigert. Im Intervall von 500 °C – 620 °C steigt es durch die Haltezeit bei kleinen mechanischen Dehnungen auf das Niveau von großen mechanischen Dehnungen an. Ein Verringern der

Temperaturrate um das 15-fache (von 5 K/s auf 20 K/min) hat das Entfestigungsverhalten nicht beeinflusst. Die LCF-Versuche mit Haltezeit bei 620 °C weisen mit Entfestigungsverhältnissen zwischen 37 % – 40 % das stärkste Entfestigungsverhalten unter allen Versuchen auf.

- Unter bestimmten Bedingungen fällt das Entfestigungsverhalten bei kleinen Dehnungsamplituden unerwartet hoch aus. Dies geschieht immer dann, wenn die bereits hohe Ausgangversetzungsdichte zu Beginn eines Versuchs durch eine Verfestigung zusätzlich gesteigert wird. Dann fällt das Entfestigungsverhalten nach einigen Zyklen umso stärker aus. Ein Beispiel ist die anfängliche Verfestigung bei den LCF-Versuchen mit Haltezeit bei kleinen Dehnungsamplituden. Weiterhin liegt bei den TMF-Versuchen im Intervall 300 °C – 620 °C bei kleiner Dehnungsamplitude bereits bei den Versuchen ohne Haltezeit eine anfängliche Verfestigung vor. Dadurch ist hier bei kleinen Dehnungsamplituden die Entfestigung bereits so hoch wie bei hohen Dehnungsamplituden.
- Durch die Entfestigung nimmt die inelastische Dehnung mit jedem Zyklus zu. Bei den isothermen Versuchen konnte gezeigt werden, dass die insgesamt akkumulierte Dehnung zwar für jeden Versuch unterschiedlich ist, der Übergang zu Bereich II der Entfestigungskurve jedoch bei allen Temperaturen und Totaldehnungen bei $\epsilon_{acc} = 2,5 - 3,5$ liegt.
- Unter Ermüdungsbeanspruchung wandelt sich die ursprüngliche Lattenstruktur des Gefüges in eine Subkornstruktur um. Ursache für das Entfestigen ist das Verschwinden von Kleinwinkelkorngrenzen. Dies konnte über EBSD-Messungen genauer untersucht werden. Haltezeiten führen bei den isothermen Versuchen bei 620 °C zu einer Vergrößerung der Subkornstruktur. Bei den TMF-Proben mit Temperaturintervall 300 °C – 620 °C wurde eine stark heterogene Mikrostruktur beobachtet, in der es einerseits noch Bereiche mit vielen Subkorngrenzen gibt, andererseits Bereiche mit durchschnittlich sehr wenigen lokalen Missorientierungsunterschieden, und damit noch weniger zu erwartenden Versetzungen. Haltezeiten resultieren hier nicht in einer Vergrößerung der Subkornstruktur. Im Intervall von 500 °C – 620 °C vergrößert die Mikrostruktur hingegen durch eine Haltezeit, ähnlich wie bei den LCF-Versuchen mit Haltezeit.

Über eine fraktographische Analyse wurde das Schädigungsverhalten des P92 unter Ermüdungsbelastung charakterisiert:

- Die Anzahl der Nebenrisse steigt zu hohen Dehnungen hin an. Die Bildung von Nebenrisen spielt bei der Entfestigung jedoch keine Rolle.
- Unter Haltezeiten tritt keine vermehrte Rissbildung ein, die Risse sind jedoch breiter und mit Oxiden belegt. Die TMF-Proben der IP-Versuche mit Haltezeit und kleiner

Totaldehnung sowie die bei langsamer Temperaturrate (20 K/min) weisen eine Kriechschädigung in Form von Poren im Probeninneren auf. Die OP-Proben zeigen hingegen lange mit Oxiden belegte Risse von der Oberfläche ausgehend.

Hinsichtlich des Lebensdauerhaltens lassen sich folgenden Aussagen treffen:

- Die Lebensdauer sinkt mit zunehmender Temperatur. Bei konstanter Temperatur sinkt die Lebensdauer mit steigender Totaldehnung. Bei den nicht-isothermen TMF-Versuchen im Temperaturintervall 300 °C – 620 °C konnte keine Phasenlage als schädigender ausgemacht werden, während sich im Intervall von 500 °C – 620 °C die OP-Phasenlage als schädigender erwiesen hat. Haltezeiten führen jeweils bei beiden Temperaturintervallen bei den IP-Versuchen zu kürzeren Lebensdauern. Ursache hierfür ist die Kriechschädigung, die verstärkt durch die Haltezeit und die damit verbundenen Relaxationsprozesse entstehen.
- Die Verringerung der Lebensdauer durch Haltezeiten hängt bei TMF-Versuchen und LCF-Versuchen stark von der Dehnungsamplitude ab. Sie nimmt mit kleinen Amplituden zu. Dies zeigt wie wichtig es ist, Versuche bei kleinen Dehnungen durchzuführen, zumal diese auch praxisrelevanter sind. Allerdings sind diese Versuche auch deutlich zeitaufwendiger und damit kostenintensiver.
- Bei den TMF-Versuchen mit einer Temperaturrate von 20 K/min ist bei beiden Temperaturintervallen eine erhebliche Reduzierung der Lebensdauer unter IP-Belastung im Vergleich zu den Versuchen bei 5 K/s aufgetreten. Auch hier ist eine Kriechschädigung die Ursache.

Durch das unterschiedliche Verhalten des P92 unter den einzelnen Belastungsarten ist die Entwicklung eines einzigen repräsentativen mechanischen Standardzyklus für lastflexible Beanspruchungen wenig sinnvoll. Vielmehr sollte eine kleine Reihe von betriebsnahen Versuchen durchgeführt werden, um das Verhalten eines Werkstoffes unter realen Betriebsabläufen so nahe wie möglich abzubilden. Mit den betriebsnahen Versuchen in dieser Arbeit wurde versucht, verschiedene Belastungsarten in einem Versuch miteinander zu kombinieren. Dabei liefert ein Versuch mit spannungskontrollierten und dehnungskontrollierten Haltezeiten im Wechsel (S(ervice)-L(ike)-Kriechen-Versuch) die beste Aussagekraft hinsichtlich des Schädigungsverhaltens. Ein Versuch mit dehnungskontrollierten Haltezeiten auf unterschiedlichen Lastniveaus (S(ervice)-L(ike)-Relaxation-Versuch) liefert hingegen die beste Aussagekraft hinsichtlich des Entfestigungs- und Schädigungsverhaltens.

Um die Lebensdauer von Bauteilen in einem Dampfkraftwerk mit flexiblem Betrieb besser abschätzen zu können, muss für das entsprechende Bauteil möglichst genau bekannt sein, welche Belastung vorliegt. Dort wo eine IP-Belastung zu erwarten ist, kann gerade bei kleinen Temperaturwechseln, wie sie beim Mindestlastbetrieb häufig auftreten, eine erhebliche Lebensdauerreduzierung eintreten. Auch sollten gerade Belastungen mit kleinen Dehnungen,

das heißt Dehnungen, bei denen zunächst nur sehr geringe plastische Dehnungsanteile entstehen, mehr in den Fokus rücken. Die Versuche mit Haltezeit haben gezeigt, dass gerade bei vermeintlich kleinen Belastungen die Mikrostruktur so verändert werden kann, dass nach einiger Zeit entfestigende Vorgänge verstärkt werden.

Daraus ergeben sich Fragestellungen für zukünftige Forschungsarbeiten. Denkbar wäre es, Ermüdungsversuche an bereits kriechverformten P92 durchzuführen. Daraus könnten sich neue Erkenntnisse ergeben, wie sich eine Ermüdungsbelastung auf vorbeanspruchtes Material auswirkt. Auch der umgekehrte Fall, eine Probe zunächst zu ermüden bis eine Sättigung der Entfestigung eintritt und dann kriechen zu lassen wäre geeignet. Damit ließe sich feststellen, in wie weit die Kriechfestigkeit herabgesetzt wird, wenn die Versetzungsdichte durch die Ermüdung abgenommen und sich eine Subkornstruktur gebildet hat. Außerdem würden Versuche bei 20 K/min und einer kleinen Dehnungsamplitude von 0,2 % das durchgeführte Versuchsprogramm weiter vervollständigen. Als nächster Schritt wären zudem Versuche unter Wasserdampf und auch Rauchgasatmosphäre wichtig, um den Einfluss der Korrosion auf die Ermüdung zu untersuchen. Erste Vorversuche unter Wasserdampf, die vor allem zum Aufbau und zur Erprobung des Prüfstandes dienten, konnten bereits im Rahmen der Arbeit realisiert werden, systematische Versuchsreihen waren jedoch nicht mehr möglich. Während das isotherme und nichtisotherme Ermüdungsverhalten des P92 in dieser Arbeit umfangreich charakterisiert worden ist, wären in einem nächsten Schritt Untersuchungen zur Rissentstehung und dem Risswachstum (Rissfortschrittsversuche) ein weiterer wichtiger Punkt.

Die Versuche dieser Arbeit haben gezeigt, dass die inelastische Dehnung nicht eindeutig mit einer geringeren Lebensdauer oder einem gesteigerten Entfestigungsverhältnis korreliert. Eine Berechnung der Lebensdauer über energiebasierte Lebensdauermodelle, wie zum Beispiel nach Ostergren, ist daher eher ungeeignet. Ein anderer Weg ist die Simulation der Mikrostruktur (Versetzungsbewegung) und damit eine auf den physikalisch zugrundeliegenden Mechanismen der Verformung basierende Lebensdauerberechnung. Die mechanischen Versuchsdaten dieser Arbeit tragen zusammen mit den Ergebnissen aus den Mikrostrukturuntersuchungen (EBSD, TEM) dazu bei, eine entsprechende Modellierung zu unterstützen.

Mit Hilfe der mechanischen Versuche dieser Arbeit wurde ein besseres Verständnis der Kriech-Ermüdungs-Wechselwirkung des Stahls P92 erzielt. Die Versuchsdaten dienen als Grundlage für weitere Forschungen sowie für die Modellierung der Mikrostruktur. Zusammen mit weiteren Daten aus dem Kraftwerk (Wanddicken, Temperatur, Heizrate, Belastungsverläufe) können die Daten zu einer genaueren Lebensdauerberechnung einzelner Kraftwerkskomponenten beitragen und so die zukünftige Kraftwerksüberwachung verbessern.

Literaturverzeichnis

1. Wendler, S.: *Kohlekraftwerke beweisen Flexibilität*, Lausitzer Rundschau, 04.01.2017
2. Koch, J.: *Anspannung bei den Stromhändlern*, Sächsische Zeitung, 14.10.2017
3. Bundesnetzagentur. *Strommarktdaten*. 16.02.2018;
<https://www.smard.de/blueprint/servlet/page/home/marktdaten/78?marketDataAttributes=%7B%22resolution%22:%22week%22,%22from%22:141963480000,%22to%22:142101630000,%22moduleIds%22:%5B%5D,%22selectedCategory%22:null,%22activeChart%22:true,%22region%22:%22DE%22%7D>.
4. Bundesministerium für Wirtschaft und Energie. *Das Erneuerbare-Energien-Gesetz*. 26.07.2017;
https://www.erneuerbare-energien.de/EE/Redaktion/DE/Dossier/eeg.html;jsessionid=9F687A948B65C8D497E6DC9B4A71F3E6?cms_docId=132292.
5. Bundesministerium für Wirtschaft und Energie: *Strom 2030*, 2017
6. Die Bundesregierung, *Energiewende - Moderne Kraftwerke schlagen Brücke ins regenerative Zeitalter*. 2017.
7. Bundesministerium für Wirtschaft und Energie. *Erneuerbare Energien*. 27.10.2017;
<https://www.bmwi.de/Redaktion/DE/Dossier/erneuerbare-energien.html>.
8. Deutsche Übertragungsnetzbetreiber: *Bericht der deutschen Übertragungsnetzbetreiber zur Leistungsbilanz 2016*, 2017
9. Bundesministerium für Wirtschaft und Energie: *Erneuerbare Energien in Zahlen 2016*, 2017
10. KLenk, A.: *Lebensdaueranalyse bei flexibler Fahrweise*. in *VDI_Fachkonferenz "Schäden aus Flexibilitätsanforderungen in Kraftwerken"* 2017. Stuttgart.
11. El-Magd, E.: *Hochtemperatur-Werkstofftechnik*, Shaker Verlag GmbH, Aachen, 2009.
12. Bleck, W.: *Werkstoffprüfung in Studium und Praxis*, Bleck, W., Aachen, 2011.
13. DIN EN 10216-2: *Nahtlose Stahlrohre für Druckbeanspruchungen - Technische Lieferbedingungen - Teil 2: Rohre aus unlegierten und legierten Stählen mit festgelegten Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen*, Deutsches Institut für Normung, 2013
14. Oettel, H.; Schumann, H.: *Metallografie*, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., Weinheim, 2004.
15. Bürgel, R.; Maier, H. J.; Niendorf, T., *Hochtemperaturfestigkeit und -verformung*, in *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik*, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden. 2011.
16. Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M., *Kriechen*, in *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, Vieweg+Teubner/ GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden. 2008.
17. Gottstein, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg, 2007.
18. Milella, P. P., *Nature and Phenomenology of Fatigue*, in *Fatigue and Corrosion in Metals*, Springer-Verlag Italia, Mailand. 2013.
19. Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M., *Werkstoffermüdung*, in *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, Vieweg +Teubner/ GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden. 2008.
20. DIN 50100: *Schwinfestigkeitsversuch-Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile*, Deutsches Institut für Normung, 2016
21. Roos, E.; Maile, K., *Mechanische Eigenschaften*, in *Werkstoffkunde für Ingenieure*, Springer Vieweg, Berlin/ Heidelberg. 2005.
22. Spera, D. A.: *What is Thermal Fatigue?*, *Thermal Fatigue of Materials and Components*, ed. S.D.A. and D. Mowbray, West Conshohocken, PA, 1976,
23. Bürgel, R.; Maier, H. J.; Niendorf, T., *Zyklische Festigkeit und Verformung*, in *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik*, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden. 2011.
24. Jürgens, M.; Olbricht, J.; Fedelich, B.; Skrotzki, B.: *Low Cycle Fatigue and Relaxation Performance of Ferritic-Martensitic Grade P92 Steel*. *Metals*, 2019. **9**(99),
25. Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*, Springer-Verlag, Berlin/Heidelberg, 2007.
26. Bargel, H.-J., *Werkstoffprüfung*, in *Werkstoffkunde*, Springer Verlag, Berlin/ Heidelberg. 2005.

27. Hornbogen, E.; Warlimont, H.: *Metalle: Struktur und Eigenschaften der Metalle*, Springer Verlag, Berlin/Heidelberg, 2006.
28. Holdsworth, S. R.: *Creep-Fatigue Failure Diagnosis*. materials, 2015. **8**: p. 7757–7769, DOI: 10.3390/ma8115418.
29. Suresh, S.: *Fatigue of Materials*, Press Syndicate of the University of Cambridge, Cambridge, 1998.
30. Shibli, A.; Ford, J., *13 - Damage to coal power plants due to cyclic operation in Coal Power Plant Materials and Life Assessment*, Elsevier. 2014.
31. ISO 12106: Metallische Werkstoffe - Ermüdungsprüfung - Einachsige Prüfung mit der dehnungskontrollierten Methode, International Organisation of Standardization, 2017
32. Scholz, A.; Berger, C.: *Deformation and life assessment of high temperature materials under creep fatigue loading*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 2005. **36**(11): p. 722-730, DOI: 10.1002/mawe.200500941.
33. Pineau, A.; Antolovich, S. D.: *High temperature fatigue: behaviour of three typical classes of structural materials*. Materials at High Temperatures, 2015. **32**(3): p. 298-317, DOI: 10.1179/0960340914Z.00000000072.
34. Abe, F., *1 - Grade 91 heat-resistant martensitic steel*, in *Coal Power Plant Materials and Life Assessment*, Elsevier. 2014.
35. Kostka, A.; Tak, K.; Hellmig, R.; Estrin, Y.; Eggeler, G.: *On the contribution of carbides and micrograin boundaries to the creep strength of tempered martensite ferritic steels*. Acta Materialia, 2007. **55**(2): p. 539-550, DOI: 10.1016/j.actamat.2006.08.046.
36. Hald, J.: *Microstructure and long-term creep properties of 9-12% Cr steels*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2008. **85**(1-2): p. 30-37, DOI: 10.1016/j.ijpvp.2007.06.010.
37. Yan, W.; Wang, W.; Shan, Y. Y.; Yang, K.: *Microstructural stability of 9-12%Cr ferrite/martensite heat-resistant steels*. Frontiers of Materials Science, 2013. **7**(1): p. 1-27, DOI: 10.1007/s11706-013-0189-5.
38. Prat, O.; Garcia, J.; Rojas, D.; Carrasco, C.; Kaysser-Pyzalla, A.: *Investigations on Coarsening of MX and M23C6 precipitates in 12%Cr creep resistant steels assisted by computational thermodynamics*. Materials Science & Engineering A, 2010. **527**: p. 5976-5983,
39. Rojas, D. G., J.; Prat, O.: *Design and Characterization of Microstructure evolution during creep of 12%Cr heat resistant Steels*. Materials Science & Engineering A, 2010. **527**: p. 3864-3876,
40. Yan, W.; Wang, W.; Shan, Y. Y.; Yang, K.: *Microstructural stability of 9-12%Cr ferrite/martensite heat-resistant steels*. Frontiers of Materials Science, 2013. **7**(1): p. 1-27, DOI: 10.1007/s11706-013-0189-5.
41. Aghajani, A., *Evolution of Microstructure during Long-term Creep of a tempered Martensitic Ferritic Steel*. 2009, Ruhr-Universität Bochum, Bochum. p. 108.
42. Abe, F.: *Bainitic and martensitic creep-resistant steels*. Current Opinion in Solid State & Materials Science, 2004. **8**(3-4): p. 305-311, DOI: 10.1016/j.cossms.2004.12.001.
43. Wang, X.; Jiang, Y.; Gong, J.: *Characterization of Low Cycle Fatigue of Ferritic-Martensitic P92 Steel: Effect of Temperature*. Steel Research International, 2015. **87**(6): p. 761-771, DOI: DOI: 10.1002/srin.201500218.
44. Zhang, Z.; Hu, Z.; Schmauder, S.: *Low-Cycle Fatigue Properties of P92 Ferritic-Martensitic Steel at Elevated Temperature*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016. **25**(4): p. 1650-1662, DOI: 10.1007/s11665-016-1977-8.
45. Shankar, V.; Bauer, V.; Sandhya, R.; Mathew, M. D.; Christ, H. J.: *Low cycle fatigue and thermo-mechanical fatigue behavior of modified 9Cr-1Mo ferritic steel at elevated temperatures*. Journal of Nuclear Materials, 2012. **420**(1-3): p. 23-30, DOI: 10.1016/j.jnucmat.2011.08.048.
46. Giroux, P. F.; Dalle, F.; Sauzay, M.; Caes, C.; Fournier, B.; Morgener, T.; Gourgues-Lorenzon, A. F.: *Influence of strain rate on P92 microstructural stability during fatigue tests at high temperature*. Fatigue 2010, 2010. **2**(1): p. 2141-2150, DOI: 10.1016/j.proeng.2010.03.230.
47. Kannan, R.; Sankar, V.; Sandhya, R.; Mathew, M. D.: *Comparative Evaluation of the Low Cycle Fatigue Behaviours of P91 and P92 Steels*. 6th International Conference on Creep, Fatigue and Creep-Fatigue Interaction, 2013. **55**: p. 149-153, DOI: 10.1016/j.proeng.2013.03.234.
48. Fournier, B.; Sauzay, M.; Renault, A.: *Microstructural evolutions and cyclic softening of 9%Cr martensitic steels*. Journal of Nuclear Materials, 2009: p. 71-74, DOI: 10.1016/j.jnucmat.2008.12.061.

49. Nagesha, A.; Valsan, M.; Kannan, R.; Mannan, S. L.; Rao, K. B. S.: *Influence of temperature on the low cycle fatigue behaviour of a modified 9Cr-1Mo ferritic steel*. International Journal of Fatigue, 2002. **24**(12): p. 1285-1293, DOI: 10.1016/s0142-1123(02)00035-x.
50. Nagesha, A.; Kannan, R.; Sastry, G. V. S.; Sandhya, R.; Singh, V.; Rao, K. B. S.; Mathew, M. D.: *Isothermal and thermomechanical fatigue studies on a modified 9Cr-1Mo ferritic martensitic steel*. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2012. **554**: p. 95-104, DOI: 10.1016/j.msea.2012.06.021.
51. Marek, A.; Junak, G.; Okrajni, J.: *Fatigue life of creep resisting steels under conditions of cyclic mechanical and and thermal interactions*. International Scientific Journal, 2009. **40**(1): p. 37 - 40,
52. Shankar, V.; Valsan, M.; Rao, K. B. S.; Kannan, R.; Mannan, S. L.; Pathak, S. D.: *Low cycle fatigue behavior and microstructural evolution of modified 9Cr-1Mo ferritic steel*. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2006. **437**(2): p. 413-422, DOI: 10.1016/j.msea.2006.07.146.
53. Fournier, B.; Sauzay, M.; Caes, C.; Noblecourt, M.; Mottot, M.; Bougault, A.; Rabeau, V.; Man, J.; Gillia, O.; Lemoine, P.; Pineau, A.: *Creep-fatigue-oxidation interactions in a 9Cr-1Mo martensitic steel. Part III: Lifetime prediction*. International Journal of Fatigue, 2008. **30**(10-11): p. 1797-1812, DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2008.02.006.
54. Fournier, B.; Dalle, F.; Sauzay, M.; Longour, J.; Salvi, M.; Caes, C.; Tournie, I.; Giroux, P. F.; Kim, S. H.: *Comparison of various 9-12%Cr steels under fatigue and creep-fatigue loadings at high temperature*. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2011. **528**(22-23): p. 6934-6945, DOI: 10.1016/j.msea.2011.05.046.
55. Fournier, B.; Sauzay, M.; Caes, C.; Noblecourt, M.; Mottot, M.; Bougault, A.; Rabeau, V.; Pineau, A.: *Creep-fatigue-oxidation interactions in a 9Cr-1Mo martensitic steel. Part 1: Effect of tensile holding period on fatigue lifetime*. International Journal of Fatigue, 2008. **30**(4): p. 649-662, DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.05.007.
56. Fournier, B.; Sauzay, M.; Caes, C.; Noblecourt, M.; Mottot, M.; Bougault, A.; Rabeau, V.; Pineau, A.: *Creep-fatigue-oxidation interactions in a 9Cr-1Mo martensitic steel. Part II: Effect of compressive holding period on fatigue lifetime*. International Journal of Fatigue, 2008. **30**(4): p. 663-676, DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.05.008.
57. Bassi, F.; Foletti, S.; Lo Conte, A.: *Creep fatigue crack growth and fracture mechanisms of T/P91 power plant steel*. Materials at High Temperatures, 2015. **32**(3): p. 250-255, DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.110.
58. Gopinath, K.; Gupta, R. K.; Sahu, J. K.; Ray, P. K.; Ghosh, R. N.: *Designing P92 grade martensitic steel header pipes against creep-fatigue interaction loading condition: Damage micromechanisms*. Materials and Design, 2015. **86**: p. 411-420, DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.107>.
59. Bürgel, R.; Maier, H. J.; Niendorf, T., *Hochtemperaturkorrosion*, in *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik*, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden. 2011.
60. Ennis, P. J.; Quadackers, W. J.: *Mechanisms of steam oxidation in high strength martensitic steels*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2007. **84**(1-2): p. 75-81, DOI: 10.1016/j.ijpvp.2006.09.007.
61. Zhang, D. Q.; Liu, G. M.; Zhao, G. Q.; Guan, Y. J.: *Cyclic oxidation behavior of Fe-9Cr-1Mo steel in water vapor atmosphere*. Journal of Central South University of Technology, 2009. **16**(4): p. 535-540, DOI: 10.1007/s11771-009-0089-0.
62. Bundeszentrale für politische Bildung. *Energiequellen und Kraftwerke*. 04.07.2017; <http://www.bpb.de/izpb/169476/energiequellen-und-kraftwerke?p=all>.
63. Bleck, W.: *Spezielle Werkstoffkunde der Stähle*, Bleck, W., Aachen, 2012.
64. Bader, M.; Thümer, J., R., *Moderne Werkstoffauswahl für Kessel und Rohrleitung und Herausforderungen bei der Reparatur von Altmaterial*. 2014, E.ON Analgenservice GmbH.
65. Krein, R.: *Schweißtechnische Verarbeitung der angelessenen martensitischen 9 % Chromstähle*. in *42. VDI-Jahrestagung Schadensanalyse in Kraftwerken*. 2016. Würzburg.
66. Morris, C.; Pehnt, M. *Energy Transition The German Energiewende*. 20.07.2017; https://book.energytransition.org/sites/default/files/etbook/en/German-Energy-Transition_en.pdf.

67. VGB PowerTech e.V.: *Abschlussbericht Verbundvorhaben Partner-Dampfkraftwerk für die regenerative Stromerzeugung*, 2016
68. Fraunhofer-Institut für Solare Energiesysteme ISE. *Energy Charts*. 16.02.2018; https://www.energy-charts.de/index_de.htm.
69. Czychon, K.-H.; Schröder, H. C.: *Flexible konventionelle und 725-Grad-Kraftwerke*. in *47. Kraftwerkstechnisches Kolloquium*. 2015. Dresden.
70. Heimann, G.; Redieß, M.: *Technische Anforderungen an Braunkohlekraftwerke*. in *47. Kraftwerkstechnisches Kolloquium*. 2015. Dresden.
71. Helbig, K.: *Lebensdauermanagement von Kraftwerken im Kontext zukünftiger flexibler Betriebsweisen*. in *VGB-Workshop Kraftwerksflexibilisierung*. 2014. Velen.
72. DIN EN 12953-3: *Wasserrohrkessel und Anlagenkomponenten - Teil 3: Konstruktion und Berechnung für drucktragenden Kesselteile*, Deutsches Institut für Normung, 2012
73. Grammenoudis, P.; Weber, J.: *Aktuelle Sicht der Lebensdauerüberwachung der HT-/HD-Rohrleitungssysteme in konventionellen Kraftwerken*. in *26. FDBR-Fachtagung Rohrleitungstechnik*. 2011. Stuttgart.
74. Bagaviev, A.; Kranz, A.: *Innovative Methoden zur realistischen Erfassung des Lebensdauerverbrauchs von kritischen Kraftwerksbauteilen*. in *Schäden aus Flexibilitätsanforderungen*. 2017. Stuttgart: VDI-Wissensforum.
75. Bergholz, S.; Winter, M.; Rudolph, J.: *Structural Health Monitoring Konzept*. in *Schäden aus Flexibilitätsanforderungen*. 2017. Stuttgart: VDI-Wissensforum.
76. Wagner, J.: *Erschöpfungsbeurteilung dickwandiger Bauteile*. in *TÜV NORD Kraftwerkssymposium 2012*. 2012. Duisburg.
77. Farragher, T. P.; Scully, S.; O'Dowd, N. P.; Leen, S. B.: *Development of life assessment procedures for power plant headers operated under flexible loading scenarios*. *International Journal of Fatigue*, 2013. **49**: p. 50-61, DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2012.12.007.
78. Zhang, W.; Wang, X.; Jiang, Y.: *Thermal-mechanical fatigue behaviour of P92 T-piece and Y-piece pipe*. *Materials at High Temperatures*, 2017. **33**(6): p. 609-616, DOI: 10.1080/09603409.2016.1219804.
79. Mohrmann, R.: *Werkstoff- und Bauteilanforderungen für Bestands- und Neubaukraftwerke - Lebensdauersimulation für flexible Kraftwerke*. in *Bauteilverhalten bei thermomechanischer Ermüdung*. 2015. Berlin: Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V.
80. Giancoli, D. C.: *Physik, Lehr- und Übungsbuch*, ed. P. Studium, Giancoli D.C., 2009.
81. Hahner, P.; Rinaldi, C.; Bicego, V.; Affeldt, E.; Brendel, T.; Andersson, H.; Beck, T.; Klingelhofer, H.; Kuhn, H. J.; Koster, A.; Loveday, M.; Marchionni, M.; Rae, C.: *Research and development into a European strain-controlled thermo-mechanical code-of-practice for fatigue testing*. *International Journal of Fatigue*, 2008. **30**(2): p. 372-381, DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.01.052.
82. Danielsen, H. K.; Hald, J.: *Influence of Z-phase on Long-term Creep Stability of Martensitic 9 to 12 % Cr Steels*. *VGB PowerTech*, 2009. **5**: p. 68-73,
83. Penalba, F.; Gomez-Mitxelena, X.; Jimenez, J. A.: *Effect of Temperature on Mechanical Properties of 9% Cr Ferritic Steel*. *Isij International*, 2016. **56**(9): p. 1662-1667, DOI: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-097.
84. ASTM E 1875: *Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Sonic Resonance*, ASTM, 2013
85. DIN EN ISO 6507-: *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren* Deutsches Institut für Normung, 2006
86. Evans, C.; Brundle, R.; Wilson, S.: *Encyclopedia of Materials Characterization* Butterworth-Heinemann, a division of Reed Publishing (USA) Inc., Stoneham, 1992.
87. *Introduction to Focused Ion Beams*, ed. L.A. Giannuzzi S. F.A., Springer US, Boston, 2005.
88. Schwarzer, R. A.; Field, D. P.; Adams, B. L.; Kumar, M.; Schwartz, A. J., *Present State of Electron Backscatter Diffraction and Prospective Developments*, in *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*, Springer Verlag US, Boston. 2009.
89. Maitland, T.; Sitzman, S., *Backscattering Detector and EBSD in Nanomaterials Characterization*, in *Scanning Microscopy for Nanotechnology*, Spinger-Verlag US, New York. 2007.

90. Hasse, S.: *Gefüge der Gusseisenlegierungen*, Fachverlag Schiele & Schön GmbH, Berlin, 2008.
91. Nolze, G.; Jürgens, M.; Olbricht, J.; Winkelmann, A.: *Improving the precision of orientation measurements from technical materials via EBSD pattern matching*. *Acta Materialia*, 2018. **159**: p. 408-415, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.08.028>.
92. Rojas, D. G., J.; Prat, O.; Sauthoff, G.; Kaysser-Pyzalla, A.: *9%Cr Heat Resistant Steels: Alloy Design, Microstructure Evolution and Creep Response at 650°C*. *Materials Science & Engineering A*, 2011. **528**: p. 5164-5176, DOI: 10.1016/j.msea.2011.03.037.
93. Zhang, Z.; Hu, Z.; Fan, L.: *Low Cycle Fatigue Behavior and Cyclic Softening of P92 Ferritic-martensitic Steel*. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2015. **22**(6): p. 534-542, DOI: 10.1016/S1006-706X(15)30037-6.
94. Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M., *Mechanisches Verhalten der Metalle*, in *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, Vieweg+Teubner/ GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden. 2008.
95. Verma, P.; Srinivas, N. C. S.; Singh, V.: *Low Cycle Fatigue Behaviour of Modified 9Cr-1Mo Steel at 600 degrees C*. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2016. **69**(2): p. 331-335, DOI: 10.1007/s12666-015-0782-7.
96. Verma, P.; Basu, J.; Srinivas, N. C. S.; Singh, V.: *Deformation behavior of modified 9Cr-1Mo steel under low cycle fatigue at 600 degrees C*. *Materials Characterization*, 2017. **131**: p. 244-252, DOI: 10.1016/j.matchar.2017.06.024.
97. Sauzay, M.; Brillet, H.; Monnet, I.; Mottot, M.; Barcelo, F.; Fournier, B.; Pineau, A.: *Cyclically induced softening due to low-angle boundary annihilation in a martensitic steel*. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2005. **400**: p. 241-244, DOI: 10.1016/j.msea.2005.02.092.
98. Prat, O.; Garcia, J.; Rojas, D.; Carrasco, C.; Kaysser-Pyzalla, A.: *Investigations on Coarsening of MX and M23C6 precipitates in 12%Cr creep resistant steels assisted by computational thermodynamics*. *Materials Science & Engineering A*, 2010. **527**: p. 5976-5983,
99. Rojas, D. G., J.; Prat, O.: *Design and Characterization of Microstructure evolution during creep of 12%Cr heat resistant Steels*. *Materials Science & Engineering A*, 2010. **527**: p. 3864-3876,
100. Takahashi, Y.: *Study on creep-fatigue evaluation procedures for high-chromium steels - Part I: Test results and life prediction based on measured stress relaxation*. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2008. **85**(6): p. 406-422, DOI: 10.1016/j.ijpvp.2007.11.008.
101. Fournier, B.; Dalle, F.; Sauzay, M.; Longour, J.; Salvi, M.; Caes, C.; Tournie, I.; Giroux, P. F.; Kim, S. H.: *Comparison of various 9-12%Cr steels under fatigue and creep-fatigue loadings at high temperature*. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2011. **528**(22-23): p. 6934-6945, DOI: 10.1016/j.msea.2011.05.046.
102. Nagesha, A.; Kannan, R.; Sandhya, R.; Sastry, G. V. S.; Mathew, M. D.; Rao, K. B. S.; Singh, V.: *Thermomechanical Fatigue Behaviour of a Modified 9Cr-1Mo Ferritic-martensitic Steel*. 6th International Conference on Creep, Fatigue and Creep-Fatigue Interaction, 2013. **55**: p. 199-203, DOI: 10.1016/j.proeng.2013.03.242.
103. Mishnev, R.; Dudova, N.; Kaibyshev, R.: *Effect of the strain rate on the low cycle fatigue behavior of a 10Cr-sW-Mo-3Co-NbV steel at 650 °C*. *International Journal of Fatigue*, 2017. **100**: p. 113-125, DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.03.025>.
104. Marek, A.; Okrajni, J.; Junak, G.: *Research on the dependence between the fatigue life of X20CrMOV12 and P91 steels under the conditions of the interactions of thermo-mechanical and isothermal low-cycle fatigue*. *Solid State Phenomena*, 2015. **224**: p. 93-98, DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.224.93.
105. Chauhan, A.; Hoffmann, J.; Litvinov, D.; Aktaa, J.: *High-temperature low-cycle fatigue behavior of a 9Cr-ODS steel: Part 2-hold time influence, microstructural evolution and damage characteristics*. *Materials Science and Engineering: A*, 2018. **730**: p. 197-206, DOI: 10.1016/j.msea.2018.05.107.
106. Skelton, R. P.; Gandy, D.: *Creep-fatigue damage accumulation and interaction diagram based on metallographic interpretation of mechanisms*. *Materials and High Temperatures*, 2008. **25**(1): p. 27-54, DOI: 10.3184/096034007X300494.
107. Nitta, A.; Kuwabara, K.: *Thermal-Mechanical Fatigue Failure and Life Prediction*. Elsevier Applied Science Publishers, High Temperature Creep--Fatigue, 1988: p. 203-222,

108. Pan, X. M.; Li, X.; Chang, L.; Zhang, G. D.; Xue, F.; Zhao, Y. F.; Zhou, C. Y.: *Thermal-mechanical fatigue behavior and lifetime prediction of P92 steel with different phase angles*. International Journal of Fatigue, 2018. **109**: p. 126-136, DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.12.021.
109. Christ, H. J.: *Effect of environment on thermomechanical fatigue life*. Materials Science and Engineering: A, 2007. **468**: p. 98-108, DOI: 10.1016/j.msea.2006.08.132.
110. Biermann, H.; Krüger, L.: *Moderne Methoden der Werkstoffprüfung*, Wiley-VCH, Weinheim, 2014.
111. Beck, T.; Ratchev, R.; Moalla, M.; Lang, K.-H.; Löhe, D.: *Lifetime, cyclic deformation and damage behaviour of MAR-M-247 CC under IN-PHASE, OUT-OF-PHASE and PHASE-SHIFT TMF-Loadings*. European Structural Integrity Society 2002. **29**: p. 115-124,
112. Sakthivel, T.; Panneer Selvi, S.; Parameswaren, P.: *Creep deformation and rupture behaviour of thermal aged P92 steel*. Materials at High Temperatures, 2016. **33**(1): p. 33-43, DOI: 10.1179/1878641315Y.0000000016.
113. He, Y.; Chang, J.; Lee, J. H.; Shin, K.: *Effect of Aging on the Creep Properties and Microstructural Evolution of P92 Steel* Key Engineering Materials, 2017. **727**: p. 55-58, DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.727.52.
114. Zhou, C.; Liang, J.; Wang, B.: *Study on High Temperature Creep Test of P92 Material Based on the Minimally Invasive Technique*. Key Engineering Materials, 2017. **734**: p. 159-176, DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.734.159.
115. Cui, L.; Wang, P.; Hoche, H.; Scholz, A.; Berger, C.: *The influence of temperature transients on the lifetime of modern high-chromium rotor steel under service-type loading*. Materials Science and Engineering: A, 2013. **560**: p. 767-780, DOI: 10.1016/j.msea.2012.10.032.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1: Realisierte Stromerzeugung und realisierter Stromverbrauch in Deutschland im Oktober 2017. Entnommen von Bundesnetzagentur [3], Copyright (2018), lizenziert nach CC BY 4.0.....	1
Abbildung 1.2: Bruttostromerzeugung in Deutschland im Jahr 2016 in TWh. Entnommen von Bundesministerium für Wirtschaft und Energie [7], mit Genehmigung von der AG Energiebilanzen, Copyright (2018)	2
Abbildung 1.3: Leistungsbilanz aller Kraftwerke in Deutschland (Stand November 2016) auf Basis der Daten aus [8]	3
Abbildung 2.1: Geforderte Mindest-Dehngrenze $R_{p0,2}$ von P91 und P92 in Abhängigkeit von der Temperatur nach DIN-EN 10216-2 [13].....	4
Abbildung 2.2: Stadien des Kriechens bei konstanter Spannung , links: Darstellung der Dehnung über der Zeit (Dehnzeitschaubild), rechts: Darstellung der Dehnrate über der Zeit. Entnommen aus [16], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2008).....	5
Abbildung 2.3: Schematische Verformungsmechanismenkarte. Entnommen aus [15], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011).....	6
Abbildung 2.4: Verformung eines Polykristalls durch Diffusionskriechen unter Zugspannungen, dicke Pfeile deuten Nabarro-Herring-Mechanismus an, die dünnen Pfeile den Coble-Mechanismus. Entnommen aus [15], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011)	7
Abbildung 2.5: Spannungsabhängigkeit der stationären Kriechgeschwindigkeit und Einfluss der Korngröße. Entnommen aus [15], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011).....	8
Abbildung 2.6: Entwicklung der Kriechschädigung, Dehnung und Zeit normiert auf Zeitbruchdehnung bzw. Bruchzeit. Entnommen aus [15], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011).....	9
Abbildung 2.7: Wöhlerdiagramm mit zyklischem Belastungsverlauf. Entnommen aus [18], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2013).....	10
Abbildung 2.8: Charakteristische Typen für Wöhlerdiagramme. Entnommen aus [19], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2008).....	11
Abbildung 2.9: Beanspruchungsbereich im Dauerschwingversuch. Adaptiert aus [21], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2005).....	12
Abbildung 2.10: Hysteresekurve mit charakteristischen Kennwerten. Reproduziert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0	13
Abbildung 2.11: Zyklisches Werkstoffverhalten bei dehnungsgeregelten Ermüdungsversuchen (a) Verfestigung und (b) Entfestigung. Entnommen aus [21], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2005).....	14
Abbildung 2.12: (a) Dehnungskontrollierte Versuchsführung, zyklische Relaxation und (b) spannungsgesteuerte Versuchsführung, zyklisches Kriechen. Entnommen aus [19], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2008)	15
Abbildung 2.13: Dehnungs-Wöhlerschaubild mit Basquin- und Coffin-Manson-Geraden. Entnommen aus [23], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011).....	16
Abbildung 2.14: (a): Spannungsgradient über den Probenquerschnitt bei einer gekerbten Probe und einer Pore in der Probe, (b): Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Zugfestigkeit. Entnommen aus [26], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2005).....	17
Abbildung 2.15: Entstehung von Extrusionen und Intrusionen. Entnommen aus [19], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2008).....	19
Abbildung 2.16: Stadien der Rissausbreitung. Entnommen aus [19], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2008).....	20
Abbildung 2.17: links: Dauerbruchfläche (schematisch), rechts: Schwingstreifen (REM-Aufnahme). Entnommen aus [26], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2005)	20
Abbildung 2.18: links: Verlauf der Restspannung, rechts: zeitliche Aufteilung der Dehnanteile bei Spannungsrelaxation. Entnommen aus [15], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011)	21
Abbildung 2.19: Rissmechanismen bei Kriechermüdung. Entnommen aus Holdsworth et al. [28], lizenziert nach CC BY 4.0	22
Abbildung 2.20 Einfluss der Frequenz auf die Bruchzyklenzahl N_B bei Temperaturen oberhalb $0,4 \cdot T_s$. Entnommen aus [23], mit Genehmigung von Springer, Copyright (2011).....	23
Abbildung 2.21: Grenzen der Kombination aus Kriech- und Ermüdungsschädigung nach ASME N-47 für einen typischen Kraftwerksstahl (2,25Cr1Mo). Entnommen aus [30], mit Genehmigung von Elsevier, Copyright (2014)	24

Abbildung 2.22: Schematische Darstellung der ferritisch-martensitischen Mikrostruktur. <i>Entnommen aus [34], mit Genehmigung von Elsevier, Copyright (2014).</i>	26
Abbildung 2.23: Typischer Aufbau der Oxidschicht, die sich unter Wasserdampf an P92 bildet	29
Abbildung 2.24: Aufbau eines Dampfkraftwerkes. <i>Entnommen von Bundeszentrale für politische Bildung [62], lizenziert nach CC BY 4.0</i>	31
Abbildung 2.25: Schema eines Kesselhauses im Dampfkraftwerk. <i>Adaptiert aus [65], mit Genehmigung von voestalpine, Copyright (2016).</i>	32
Abbildung 2.26: Stromerzeugung in einer Mai-Woche in Deutschland in 2012 und 2017. <i>Entnommen von https://www.energy-charts.de [68], mit freundlicher Genehmigung von Prof. Dr. Burger, Fraunhofer ISE, Copyright (2019)</i>	33
Abbildung 2.27: Vereinfachte Darstellung der Temperaturprofile einer Rohrwand während des Anfahrens, des konstanten Betriebes und beim Herunterfahren sowie den daraus resultierenden Dehnungen und Spannungen.....	35
Abbildung 4.1: Probenentnahmeplan für LCF-/TMF-Proben (links) und Rohrabschnitte aus P92 (rechts).....	38
Abbildung 4.2: Probenzeichnung LCF-/TMF- Probe. <i>Entnommen aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0</i>	38
Abbildung 4.3: Schematischer Aufbau einer servohydraulischen Prüfmaschine	39
Abbildung 4.4: LCF-Belastungsverlauf ohne (links) und mit (rechts) Haltezeit	41
Abbildung 4.5: IP- und OP-TMF-Belastungsverlauf ohne (links) und mit Haltezeiten (rechts).....	42
Abbildung 4.6: Typischer Kaltstart mit anschließendem Abfahren, Verlauf von Temperatur (schwarz), Dampfdruck (rot) und Frischdampfmenge (blau). <i>Diagramm erstellt auf Basis von Daten von LE-K, mit freundlicher Genehmigung durch LE-K.</i>	42
Abbildung 4.7: Typischer Heißstart (Oktober 2013), Verlauf von Temperatur (schwarz), Dampfdruck (rot) und Frischdampfmenge (blau). <i>Diagramm erstellt auf Basis von Daten von LE-K, mit freundlicher Genehmigung durch LE-K.</i>	43
Abbildung 4.8: Temperaturverlauf am Zwischenüberhitzer während einer Lastensenkung. <i>Diagramm erstellt auf Basis von Daten von LE-K, mit freundlicher Genehmigung durch LE-K.</i>	44
Abbildung 4.9: Typisches Schema einer zyklischen Entfestigungskurve mit Einteilung in drei Regionen und Bestimmung des Lastabfalls bei 10 %	46
Abbildung 5.1: (a) Zyklischer Spannungsverlauf (σ_{max} , σ_{min}) für drei LCF-Versuche bei $\Delta\epsilon_t = \pm 0,4$ % und (b) die dazugehörigen Hysteresen für den ersten Zyklus.....	52
Abbildung 5.2: Einteilung der Entfestigungskurve in drei Bereiche, Verlauf der maximalen, minimalen und Mittelspannung.....	52
Abbildung 5.3: Verlauf der maximalen und minimalen Spannung für alle LCF-Versuche an P92 bei (a) 300 °C, (b) 500 °C, (c) 620 °C. <i>Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0</i>	53
Abbildung 5.4: Entfestigungsverhältnis der LCF-Versuche an P92 in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude ...	54
Abbildung 5.5: (a) Inelastische Dehnungsamplitude und (b) plastische Arbeit in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude für alle LCF-Versuche, <i>Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0</i>	55
Abbildung 5.6: Hysteresen für den ersten und mittleren Zyklus bei (a) $T = 300$ °C, (b) $T = 500$ °C und (c) $T = 620$ °C. <i>(b) adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0</i>	56
Abbildung 5.7: Dehnungswöhlerdiagramm für P92.....	57
Abbildung 5.8: Zeitlicher Verlauf der Spannung und Dehnung bei einem RF-Versuch mit einer Totaldehnungsschwingbreite von $\Delta\epsilon_t = \pm 0,4$ % und 3 Minuten Haltezeit in Zug und Druck. <i>Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0</i>	58
Abbildung 5.9: Verlauf der maximalen und minimalen Spannung aller RF-Versuche mit $t_h = 3$ min. <i>Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0</i>	59
Abbildung 5.10: (a) Entwicklung der inelastischen Dehnungsamplitude und (b) der plastischen Arbeit für LCF- und RF-Versuche bei 300 °C, 500 °C und 620 °C, bezogen auf den mittleren Zyklus.....	60
Abbildung 5.11: (a) Vergleich der maximalen Spannungsverläufe für LCF- und RF-Versuche bei verschiedenen Temperaturen und (b) die dazugehörigen Hysteresen des mittleren Zyklus. <i>Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0</i>	61
Abbildung 5.12: (a) Verlauf der maximalen Spannung für zwei LCF- und RF-Versuche bei 620 °C und (b) die dazugehörigen Hysteresen des ersten Zyklus. <i>Entnommen aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0</i>	62
Abbildung 5.13: (a) Verlauf der maximalen Spannung für zwei LCF- und RF-Versuche bei 500 °C und (b) die dazugehörigen Hysteresen des ersten Zyklus	63
Abbildung 5.14: (a) Verlauf der maximalen Spannung für RF-Versuche mit unterschiedlichen Haltezeiten bei 620 °C und (b) die dazugehörigen Hysteresen des ersten Zyklus. <i>Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0</i>	63

Abbildung 5.15: Dehnungswöhlerdiagramm der LCF- und RF-Versuche an P92. <i>Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.</i>	64
Abbildung 5.16: Verlauf der maximalen und minimalen Spannung bei allen IP- und OP-TMF-Versuchen im Temperaturintervall von $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$	65
Abbildung 5.17: (a) Verlauf der Mittelspannungen und (b) Verlauf der Spannungsamplituden für IP- und OP-Versuche bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$	66
Abbildung 5.18: Hysteresen des ersten (links) und mittleren Zyklus (rechts) für alle (a) IP- und (b) OP-Versuche bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$	67
Abbildung 5.19: Entfestigungsverhältnis für IP- und OP-Versuche bei $T_{min} = 300\text{ °C}$ und $T_{max} = 620\text{ °C}$	67
Abbildung 5.20: Verlauf der maximalen und minimalen Spannung aller IP- und OP- TMF-Versuche bei $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$	68
Abbildung 5.21: (a) Verlauf der Spannungsamplituden und (b) Verlauf der Mittelspannungen für IP- und OP-Versuche bei $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$	69
Abbildung 5.22: Hysteresen des ersten (links) und mittleren (rechts) Zyklus für alle (a) IP- und (b) OP-TMF-Versuche bei $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$	69
Abbildung 5.23: Entfestigungsverhältnis bei $T_{max} = 620\text{ °C}$ und $T_{min} = 500\text{ °C}$	70
Abbildung 5.24: (a) Inelastische Dehnungsamplitude und (b) plastische Arbeit aller TMF Versuche in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsamplitude berechnet für den stabilisierten Zyklus.....	70
Abbildung 5.25: Lebensdauer aller TMF-Versuche in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsamplitude....	71
Abbildung 5.26: Verlauf der Ober-, Unter- und Mittelspannungen von TMF-Versuchen bei unterschiedlichen Temperaturraten bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$ für (a) $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und (b) $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$	72
Abbildung 5.27: Hysteresen unterschiedlicher Temperaturraten für IP-Versuche bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$, $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$, (a) bei $N = 1$ und (b) bei $N = 50\%$ N_f	73
Abbildung 5.28: Beispielhafter zeitlicher Verlauf der Spannung während der Zug-Haltezeit für IP- und OP-TMF-Versuche mit Haltezeit bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$ für (a) $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und (b) $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$	74
Abbildung 5.29: Beträge der relaxierten Spannung in Abhängigkeit von der maximalen und minimalen Temperatur und mechanischen Dehnungsamplitude, (a) für $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und (b) für $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$	75
Abbildung 5.30: Verlauf der maximalen und minimalen Spannungen aller IP- und OP-Versuche mit Haltezeit im Temperaturintervall von $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$	76
Abbildung 5.31: Verlauf der maximalen und minimalen Spannung für alle IP- und OP-Versuche mit Haltezeit im Temperaturintervall von $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$	76
Abbildung 5.32: (a) Inelastische Dehnungsamplitude und (b) plastische Arbeit bei TMF-Versuchen mit und ohne Haltezeit.....	77
Abbildung 5.33: Verlauf der Mittelspannung für TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit für (a) $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und (b) $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$ bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,2\%$ und $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$	77
Abbildung 5.34: Verlauf der Spannungsamplituden für TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit für (a) $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und (b) $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$ bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,2\%$ und $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$	78
Abbildung 5.35: Entfestigungskurven der TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ (links) und $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$ (rechts) und bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,2\%$ sowie $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$	79
Abbildung 5.36: Hysteresen des ersten Zyklus mit einem Teil des zweiten Zyklus für TMF-IP-Versuche mit und ohne Haltezeit, links: $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$, rechts: $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$	80
Abbildung 5.37: Einfluss der Länge der Haltezeit bei einem TMF-IP-Versuch mit einer Totaldehnung von $\Delta\epsilon_m = \pm 0,5\%$ im Temperaturintervall $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$, (a) Entfestigungskurven und (b) Hysteresen für $N = 1$	81
Abbildung 5.38: Einfluss der Haltezeit auf die Lebensdauer für alle TMF-Versuche im Temperaturintervall von $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ (links) und $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$ (rechts).....	81
Abbildung 5.39: (a) Verlauf der Spannung und Dehnung eines „service-like“ – Kriech-Versuchs und (b) eines "service-like"-Relaxation-Versuches	83
Abbildung 5.40: (a) Hysteresen des SL-Kriech-Versuchs und (b) detaillierter Ausschnitt der Kriechphase, in der die Spannung für 30 Minuten konstant gehalten wird	84
Abbildung 5.41: Hysteresen des SL-Relaxation-Versuches.....	84
Abbildung 5.42: Verlauf der maximalen und minimalen Spannung von verschiedenen Versuchen.....	85
Abbildung 5.43: Verlauf der Dehnung der SL-Mindestlastversuche (a) SL-Mindestlast mit jeweils 3 min Relaxationsphase im Maximum und Minimum der Dehnung und (b) SL-Mindestlast-Relaxation mit zusätzlich 10 min Relaxationsphase bei $\epsilon = 0\%$	86
Abbildung 5.44: Verlauf der Spannung der SL-Mindestlastversuche und zweier RF-Versuche bei $T = 620\text{ °C}$	87

Abbildung 5.45: Verlauf der Dehnung und der Temperatur bei betriebsnahen TMF-Versuchen (a) SL-TMF 0,4 % mit erster Druckphase bei - 0,4 % und (b) SL-TMF 0,2 % mit erster Druckphase bei - 0,2 %	87
Abbildung 5.46: Spannungsverlauf von SL-TMF 0,4 % und SL-TMF 0,2 % für (a) den ersten Zyklus und (b) den mittleren Zyklus	88
Abbildung 5.47: Verlauf der Spannung der SL-TMF-Versuche sowie zweier OP-TMF-Versuche mit Haltezeit bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$	89
Abbildung 5.48: Lage der Probenlängsschliffe angedeutet durch das rote Rechteck	90
Abbildung 5.49: Bruchflächen bei 620 °C, (a) LCF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2\%$, (b) RF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2\%$, (c) LCF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4\%$ und (d) RF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4\%$. <i>Entnommen aus [24], lizenziert nach CC BY 4.0.</i>	91
Abbildung 5.50: Längsschliffe gebrochener LCF- und RF-Proben bei 620 °C (a) LCF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2\%$, (b) RF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2\%$ (c) LCF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,5\%$ und (d) RF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4\%$. <i>Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.</i>	92
Abbildung 5.51: REM-Aufnahmen der Bruchflächen von LCF- und RF-Proben bei $T = 620\text{ °C}$ (a) LCF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,23\%$, (b) + (c) LCF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4\%$ und (d) RF $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,4\%$, Pfeile deuten die Rissausbreitungsrichtung an. <i>Entnommen aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.</i>	93
Abbildung 5.52: Bruchflächen TMF-Versuche bei $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$, (a) IP- T_1 , (b) IP T_2 , (c) OP T_1 , (d) OP T_2 , (e) OP- T_1 3 min und (f) OP- T_2 3 min	94
Abbildung 5.53: REM-Aufnahmen von verschiedenen TMF-Bruchflächen (a) TMF-IP 3 min T_1 $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ (b) TMF-IP T_2 $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$, TMF-OP T_1 : (c) $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$ und (d) $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$	95
Abbildung 5.54: Längsschliffe TMF-Proben bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ (a) TMF- IP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ (b) TMF-OP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ (c) TMF-IP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5\%$ und (d) TMF-OP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5\%$	96
Abbildung 5.55: Längsschliffe TMF-Proben bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ (a) TMF- IP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ (b) TMF-IP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5\%$ (c) TMF-OP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5\%$	96
Abbildung 5.56: Probenmantelflächen von TMF-Proben bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ (a) IP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5\%$ und (b) TMF-OP $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,5\%$	97
Abbildung 5.57: Längsschliff TMF-IP $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$, 3 min, $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$	97
Abbildung 5.58: Längsschliffe TMF-Proben $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$ (a) TMF-IP, 3 min, $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ und (b) TMF-IP, 20 K/min, $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$	97
Abbildung 5.59: Bruchflächen von betriebsnahen Versuchen (a) SL-Kriechen (b) SL-Relaxation, (c) SL-TMF 0,4 %, (d) SL-Mindestlast und (e) SL-Mindestlast-Relaxation	98
Abbildung 5.60: Details der Bruchfläche der SL-Relaxation-Probe (a) Randbereich, (b) Restbruchfläche und (c) Probenmitte	99
Abbildung 5.61: Details der gebrochenen Proben von SL-Kriechen und SL-Relaxation, (a) + (b) Längsschliffe, (c) + (d) + (e) Längsschliffe Detail und (f) + (g) Probenmantelflächen (REM)	99
Abbildung 5.62: Härteverläufe von LCF-, RF- und TMF-Versuchen. <i>Obere Abbildung adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.</i>	100
Abbildung 6.1: Entwicklung der (a) inelastischen Dehnung sowie (b) plastischen Arbeit zwischen dem ersten und mittleren Zyklus für LCF-Versuche bei $T = 620\text{ °C}$	102
Abbildung 6.2: (a) Zyklischer Verlauf der inelastischen Dehnung und (b) Verlauf der maximalen Spannung über der akkumulierten inelastischen Dehnung für LCF-Versuche bei 620 °C	103
Abbildung 6.3: KAM-Winkelverteilungen von (a) Ausgangszustand P92 und bei LCF-Versuchen bei 620 °C (b) $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2\%$ und (c) $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,3\%$ und (d) Verteilungsdichte (PDF) der KAM-Winkel	105
Abbildung 6.4: Entfestigungsverhältnis für alle LCF- und RF-Versuche in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude. <i>Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.</i>	107
Abbildung 6.5: (a) Inelastische Dehnungsamplitude in Abhängigkeit von der Totaldehnungsamplitude für alle LCF- und RF-Versuche für den ersten und mittleren Zyklus (b) akkumulierte Dehnung für LCF und RF-Versuche bei 620 °C. <i>(a) adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.</i> ...	108
Abbildung 6.6: Übersichts- (a, c, e) und Detail (b, d, f) TEM-Aufnahmen von (a, b) P92 im Ausgangszustand, P92 nach einem (c, d) LCF-Versuch bei 620 °C, $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,3\%$ und (e, f) RF-Versuch bei 620 °C, $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2\%$. Beispielhaft sind in (c) und (e) Subkorngrenzen und in (d) und (f) Versetzungen durch Pfeile angedeutet. (Aufnahmen von Dr.-Ing. L. Agudo Jácome)	109
Abbildung 6.7: KAM-Winkelverteilung und Verteilungsdichte der KAM-Winkel für RF-Versuch bei $T = 620\text{ °C}$ und $\Delta\varepsilon_t = \pm 0,2\%$	111
Abbildung 6.8: Zeitlicher Verlauf der Spannung und Temperatur eines TMF-Zyklus für unterschiedliche Dehnungsschwingbreiten und Temperaturintervalle	113
Abbildung 6.9: Hysteresen für $N = 1, 10$ und 100 für IP TMF-Versuche bei T_1 für (a) $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ und (b) $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$	115
Abbildung 6.10: Entwicklung der inelastischen Dehnungsamplitude zwischen dem ersten und mittleren Zyklus für alle IP- und OP-TMF-Versuche bei T_1 (links) und T_2 (rechts)	116

Abbildung 6.11: Inelastische Dehnungsschwingbreite des ersten und mittleren Zyklus für TMF-Versuche mit unterschiedlicher Temperaturrate und Phase bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$	117
Abbildung 6.12: Entfestigungsverhältnis bei T_{max} in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsschwingbreite für TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit bei T_1 und T_2	118
Abbildung 6.13: KAM-Winkelverteilung (a-d) und Verteilungsdichte (e) von TMF-Versuchen bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,3\%$ (a) IP- T_1 , (b) IP- T_1 3 min, (c) OP- T_1 3 min, (d) $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$ IP- T_2 3 min	119
Abbildung 6.14: Inelastische Dehnungsamplitude in Abhängigkeit von der mechanischen Dehnungsamplitude für TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit für T_1 IP (a) und OP (b) sowie T_2 IP (c) und OP (d)	120
Abbildung 6.15: Hysteresen des ersten und mittleren Zyklus für TMF-IP-Versuche bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$ sowie LCF-Versuche bei $T = 620\text{ °C}$ bei unterschiedlichen mechanischen Dehnungsschwingbreiten.....	122
Abbildung 6.16: (a) Inelastische Dehnungsamplitude und (b) plastische Arbeit von TMF-IP T_1 und T_2 sowie LCF-Versuch bei $T = 620\text{ °C}$	123
Abbildung 6.17: Vergleich Entfestigungsverhältnisse aller TMF-Versuche bei T_1 und T_2 , bestimmt bei (a) der maximalen Temperatur (b) und der minimalen Temperatur	124
Abbildung 6.18: Normierte Verläufe der maximalen Spannung von TMF-IP-Versuchen bei T_1 und T_2 sowie LCF-Versuchen bei 620 °C bei unterschiedlichen mechanischen Dehnungsschwingbreiten	125
Abbildung 6.19: KAM-Winkel-Verteilungsdichte von (a) TMF- T_1 - IP –Versuchen bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,3\%$ und 3 Minuten Haltezeit und (b) LCF-Versuchen bei 620 °C und $\Delta\epsilon_m = \pm 0,2\%$	126
Abbildung 6.20: KAM-Winkel-Verteilungsdichte von TMF- und LCF-Versuch im Vergleich.....	127
Abbildung 6.21: Entfestigungskurven von LCF- und TMF-Versuchen bei (a) $\Delta\epsilon_m = \pm 0,2\%$ und (b) $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$	127
Abbildung 6.22: (a) Entfestigungskurven und (b) Hysteresen des ersten Zyklus für drei IP-TMF-Versuche bei $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$	128
Abbildung 6.23: Vergleich der Versuchszeiten bei TMF-Versuchen, (a) IP-Versuche und (b) OP-Versuche	132
Abbildung 6.24: Vergleich der Lebensdauern von LCF- und TMF-Versuchen (a) für $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und (b) für $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$	133
Abbildung 6.25: Lebensdauern in Abhängigkeit von der inelastischen Dehnungsamplitude	134
Abbildung 6.26: P_{SWT} -Schadensparameter über der Zyklenzahl für TMF-Versuche und LCF-Versuche	135
Abbildung 6.27: P_{OST} -Schadensparameter über der Zyklenzahl für TMF-Versuche und LCF-Versuche	136
Abbildung 6.28: (a) $N = 1$, SL-Kriechen-Versuch mit $\pm 0,3\%$ und (b) $N = 1435$ SL-Kriechen $\pm 0,2\%$	138
Abbildung 6.29: Entfestigungskurven von betriebsnahen Versuchen	139

Tabellenverzeichnis

Tabelle 4.1: Mittlere chemische Zusammensetzung von P92 in Masseprozent [%] (Spektralanalyse)	37
Tabelle 4.2: Versuchsmatrix LCF-Versuche mit P92.....	45
Tabelle 4.3: Versuchsmatrix RF-Versuche mit P92.....	45
Tabelle 4.4: Versuchsmatrix TMF-Versuche mit P92	45
Tabelle 4.5: Versuchsmatrix TMF-Versuche mit Haltezeit mit P92.....	45
Tabelle 5.1: Mechanische Eigenschaften von P92 bei verschiedenen Temperaturen	51
Tabelle 5.2: Betrag der relaxierten Spannung in MPa bei ϵ_{max} und ϵ_{min} für den ersten und mittleren Zyklus. <i>Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.</i>	59
Tabelle 5.3: Entfestigungsverhältnis, Lebensdauer und Lebensdauererhältnis für jeweils drei LCF- und RF- Versuche bei unterschiedlicher Temperatur. <i>Adaptiert aus Jürgens et. al [24], lizenziert nach CC BY 4.0.</i>	61
Tabelle 5.4: Entfestigungsverhältnis, Lebensdauer und Lebensdauererhältnis für LCF- und RF-Versuche bei 500 °C und 620 °C. <i>Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.</i>	62
Tabelle 5.5: Entfestigungsverhältnis und Lebensdauern für RF-Versuche bei 620 °C und unterschiedlichen Haltezeiten. <i>Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.</i>	64
Tabelle 5.6: Lebensdauer und Entfestigungsverhältnis in Abhängigkeit von der Temperaturrate und dem Temperaturintervall	73
Tabelle 5.7: Lebensdauer und Entfestigungsverhältnis für TMF-IP-Versuche bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,5 \%$ in Abhängigkeit von der Haltezeit.....	80
Tabelle 5.8: Lebensdauern von TMF-Versuchen mit und ohne Haltezeit.....	82
Tabelle 5.9: Lebensdauern verschiedener Versuche	85
Tabelle 5.10: Lebensdauern SL-Mindestlastversuche.....	87
Tabelle 5.11: Lebensdauern SL-TMF-Versuche sowie zweier OP-TMF Versuche	89
Tabelle 6.1: Dehnraten in 1/s von LCF- und TMF-Versuchen in Abhängigkeit von $\Delta\epsilon_m$	113
Tabelle 6.2: Zunahme ϵ_m zwischen $N = 1$ und $N = 50 \% N_f$	117
Tabelle 6.3: Entfestigungsverhältnis bezogen auf unterschiedliche Lebensdauern für LCF- und TMF-IP- Versuche im Vergleich	125
Tabelle 6.4: Übersicht Schädigung IP- und OP-Versuche.....	132
Tabelle 6.5: Ergebnisse aus vergleichbaren Kriechversuchen an P92.....	137

Anhang

A.1 Zusammenfassung aller Versuchsparameter und -ergebnisse

Tabelle A.1: Lebensdauer, Entfestigungsverhältnis sowie inelastische Dehnungsschwingbreite und plastische Arbeit des mittleren Zyklus für alle LCF- und TMF-Versuche an P92

Versuchsart	Temperatur/ Temperatur- Intervall T [°C]	Mech. Dehnungs- schwingbreite $\Delta \epsilon_m$ [%]	Lebensdauer N_f [-]	Entfestigungs- verhältnis [%]	Inelastische Dehnungs- schwingbreite $\Delta \epsilon_{in}$ [%]	Plastische Arbeit W_p [mJ/m ³]
LCF	300	± 0,3	11276	14,2	0,17	0,93
LCF	300	± 0,4	3397	14,7	0,36	2,07
LCF	300	± 0,5	2474	14,1	0,46	3,47
LCF	500	± 0,2	41880	12,4	0,06	0,24
LCF	500	± 0,23	18200	16,0	0,11	0,47
LCF	500	± 0,25	5317	15,2	0,14	0,58
LCF	500	± 0,3	3660	18,0	0,22	1,04
LCF	500	± 0,4	1510	20,2	0,40	2,09
LCF	500	± 0,5	1190	21,5	0,59	3,33
LCF	620	± 0,2	8920	17,9	0,13	0,36
LCF	620	± 0,23	5011	24,6	0,21	0,62
LCF	620	± 0,3	1809	27,8	0,30	1,13
LCF	620	± 0,4	1124	30,8	0,50	2,01
LCF	620	± 0,5	725	29,5	0,68	2,92
LCF	620	± 0,6	689	33,3	0,92	3,55
RF	300	± 0,5	2305	14,8	0,56	3,76
RF	500	± 0,23	5320	22,4	0,19	0,87
RF	500	± 0,3	2307	23,0	0,31	1,53
RF	500	± 0,5	955	25,1	0,69	3,82
RF	620	± 0,2	2050	38,2	0,27	0,79
RF_10min	620	± 0,2	1582	37,6	0,29	0,86
RF	620	± 0,23	2230	37,2	0,32	0,98
RF	620	± 0,3	1324	37,6	0,46	1,48
RF	620	± 0,4	996	38,6	0,65	2,39
RF_10min	620	± 0,4	883	40,7	0,68	2,33
TMF-IP	300-620	± 0,2	6160	20,8 / 32,2	0,12	0,30
TMF-IP	300-620	± 0,3	2595	20,2 / 28,5	0,26	1,22
TMF-IP	300-620	± 0,4	1310	20,5 / 29,4	0,45	2,29
TMF-IP	300-620	± 0,4	1540	20,7 / 29,6	0,44	2,23
TMF-IP	300-620	± 0,4	1706	20,3 / 29,6	0,43	2,28
TMF-IP	300-620	± 0,5	812	20,3 / 30,0	0,63	3,45

Fortsetzung Tabelle A.2: Lebensdauer, Entfestigungsverhältnis sowie inelastische Dehnungsschwingbreite und plastische Arbeit des mittleren Zyklus für alle LCF- und TMF-Versuche an P92

Versuchsart	Temperatur/ Temperatur- Intervall T [°C]	Mech. Dehnungs- schwingbreite $\Delta\varepsilon_m$ [%]	Lebensdauer N_f [-]	Entfestigungs- verhältnis [%]	Inelastische Dehnungs- schwingbreite $\Delta\varepsilon_{in}$ [%]	Plastische Arbeit W_p [mJ/m ³]
TMF-OP	300-620	± 0,2	4890	16,7 / 25,0	0,11	0,35
TMF-OP	300-620	± 0,3	2670	22,8 / 30,7	0,28	1,18
TMF-OP	300-620	± 0,4	1617	23,6 / 33,4	0,46	2,21
TMF-OP	300-620	± 0,5	743	22,2 / 31,5	0,64	3,43
TMF-OP	300-620	± 0,5	960	23,5 / 34,2	0,64	3,43
TMF-IP	500-620	± 0,2	15048	16,1 / 17,5	0,10	0,34
TMF-IP	500-620	± 0,4	1733	28,6 / 33,5	0,48	1,98
TMF-OP	500-620	± 0,2	6414	20,5 / 19,0	0,20	0,33
TMF-OP	500-620	± 0,4	1005	28,7 / 27,1	0,40	2,00
TMF-IP 3 min	300-620	± 0,2	2450	22,4 / 30,5	0,15	0,52
TMF-IP 3 min	300-620	± 0,3	1218	21,4 / 34,0	0,32	1,48
TMF-IP 3 min	300-620	± 0,4	638	20,4 / 29,6	0,49	2,61
TMF-IP 3 min	300-620	± 0,5	435	23,1 / 31,9	0,69	3,54
TMF-IP 10 min	300-620	± 0,5	438	24,5 / 32,9	0,75	4,05
TMF-OP 3 min	300-620	± 0,2	2910	26,4 / 33,5	0,17	0,55
TMF-OP 3 min	300-620	± 0,3	1444	29,6 / 40,3	0,35	1,39
TMF-OP 3 min	300-620	± 0,4	1045	26,7 / 38,9	0,40	2,51
TMF-OP 3 min	300-620	± 0,5	703	24,5 / 37,0	0,50	3,67
TMF-IP 3 min	500-620	± 0,2	2394	25,5/ 28,0	0,18	0,64
TMF-IP 3 min	500-620	± 0,4	1180	22,6 / 29,6	0,58	2,49
TMF-OP 3 min	500-620	± 0,2	3540	32,5 / 38,2	0,20	0,21
TMF-OP 3 min	500-620	± 0,4	923	30,0 / 35,9	0,40	2,51
TMF IP 20 K/min	300-620	± 0,4	573	21,4 / 25,8	0,44	2,29
TMF IP 20 K/min	500-620	± 0,4	950	30,8 / 25,6	0,52	2,05
TMF OP 20 K/min	500-620	± 0,4	1075	29,2 / 28,0	0,40	2,08

A. 2 LCF- und RF-Versuche

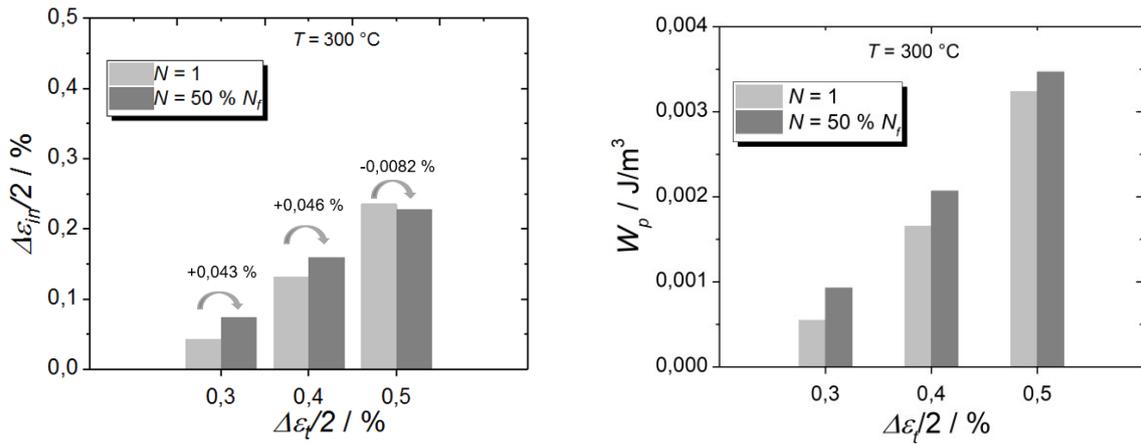


Abbildung A.1: Entwicklung der inelastischen Dehnung sowie plastischen Arbeit zwischen dem ersten und mittleren Zyklus für LCF-Versuche bei $T = 300 \text{ °C}$

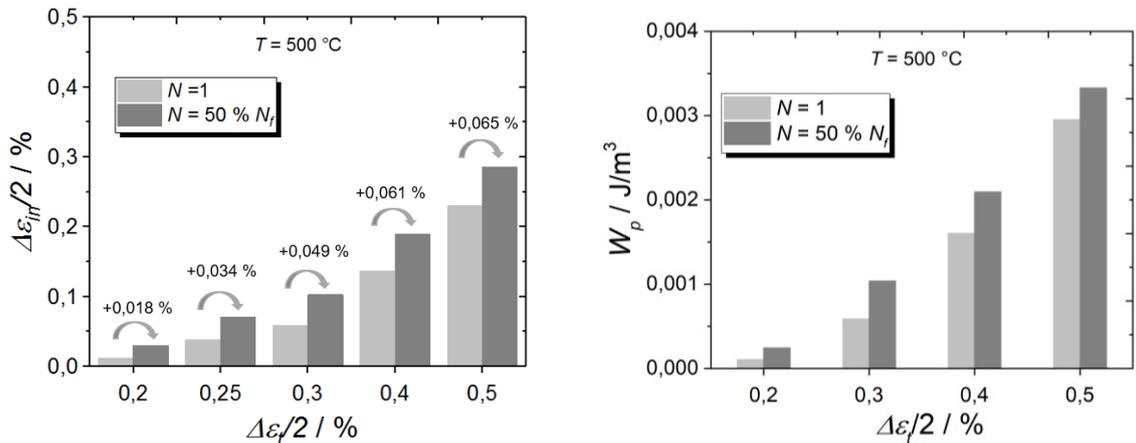


Abbildung A.2: Entwicklung der inelastischen Dehnung sowie plastischen Arbeit zwischen dem ersten und mittleren Zyklus für LCF-Versuche bei $T = 500 \text{ °C}$

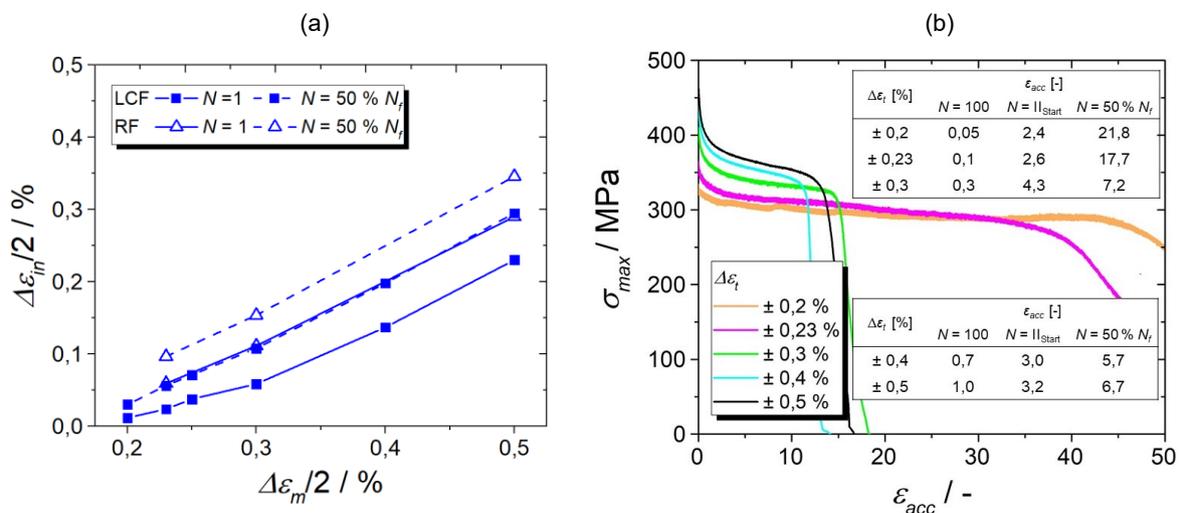


Abbildung A.3: (a) Inelastische Dehnungsamplitude in Abhängigkeit von der mechanischen Totaldehnungsamplitude und (b) Verlauf der maximalen Spannung über der akkumulierten inelastischen Dehnung für LCF-Versuche bei $T = 500 \text{ °C}$

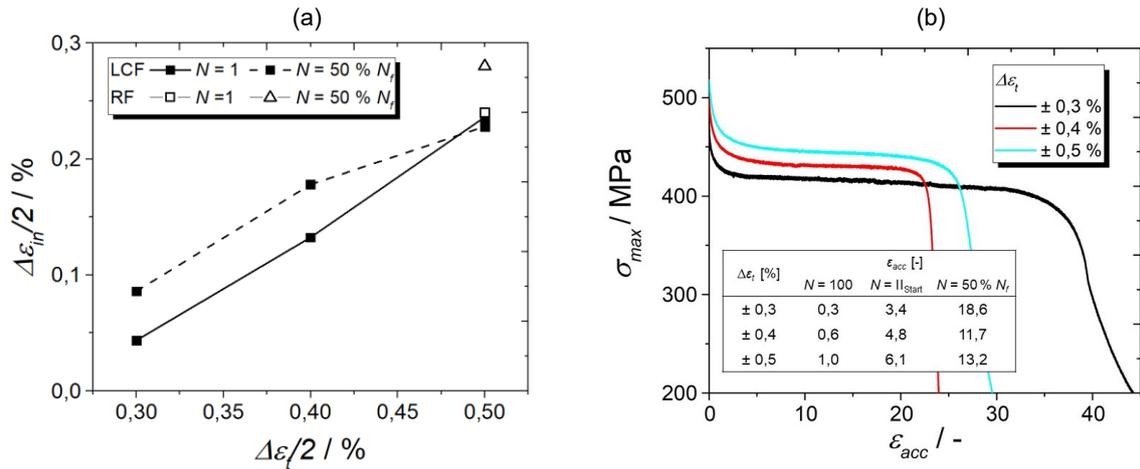


Abbildung A.4: (a) Inelastische Dehnungsamplitude in Abhängigkeit von der mechanischen Totaldehnungsamplitude und (b) Verlauf der maximalen Spannung über der akkumulierten inelastischen Dehnung für LCF-Versuche bei $T = 300\text{ °C}$

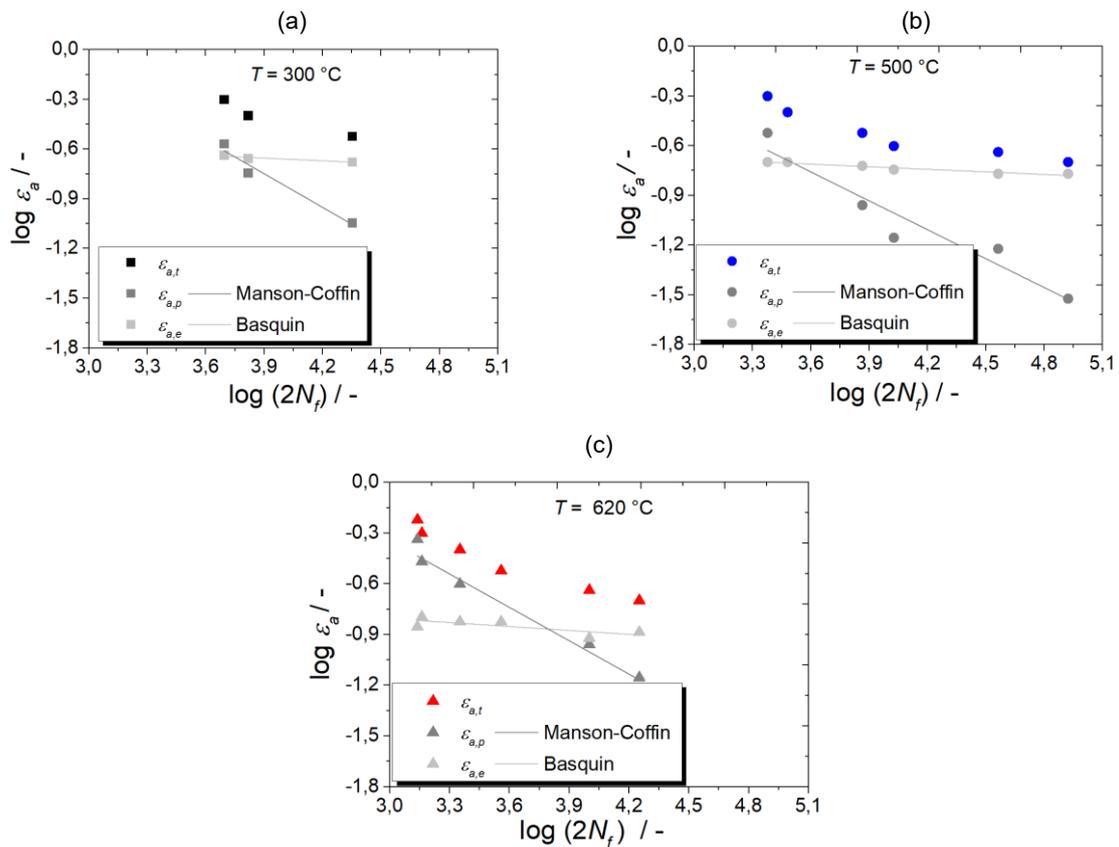


Abbildung A.5: Coffin-Manson- und Basquin-Beziehung für alle LCF-Versuche bei (a) $T = 300\text{ °C}$, (b) $T = 500\text{ °C}$ und (c) $T = 620\text{ °C}$. Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.

Tabelle A.3: Konstanten der Coffin-Manson- und Basquin-Beziehung. Adaptiert aus Jürgens et al. [24], lizenziert nach CC BY 4.0.

T [°C]	σ'_f/E	b	ϵ'_f	c
300	0,003573	-0,053	0,7712	-0,676
500	0,002984	-0,052	0,2158	-0,581
620	0,002672	-0,078	0,427	-0,698

A. 3 TMF-Versuche mit und ohne Haltezeit

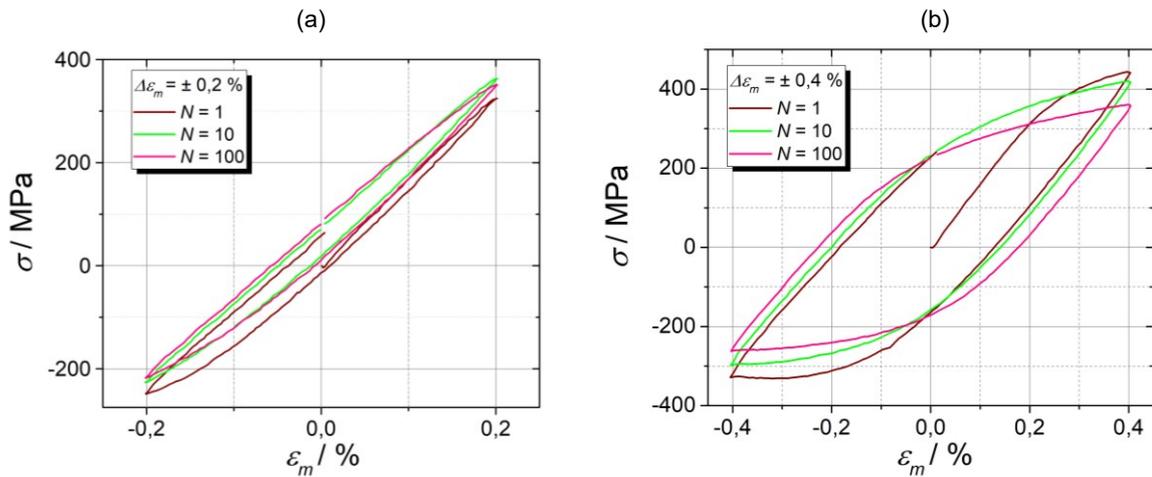


Abbildung A.6: Hysteresen für $N = 1, 10$ und 100 für OP TMF-Versuche bei $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$ für (a) $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,2\%$ und (b) $\Delta\varepsilon_m = \pm 0,4\%$

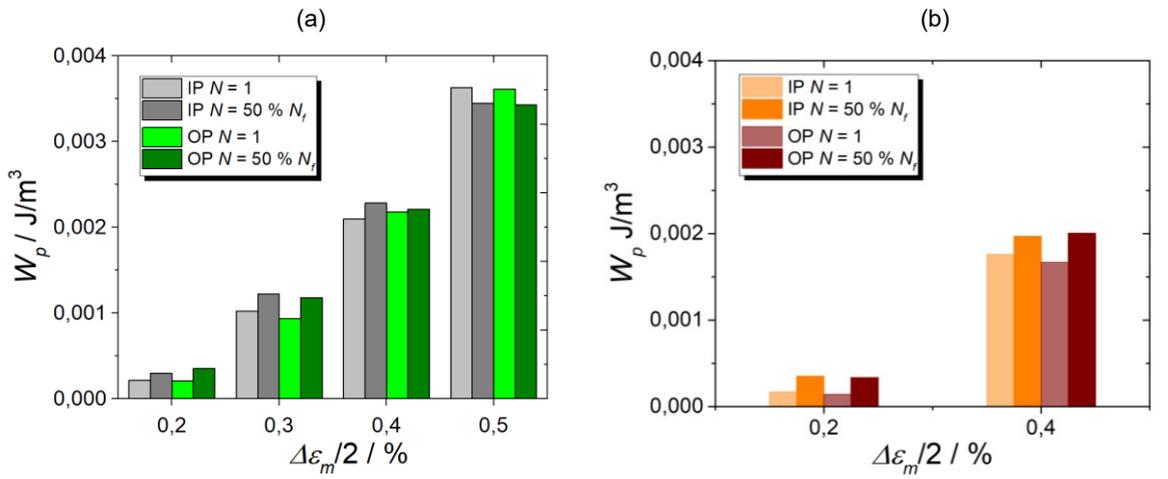
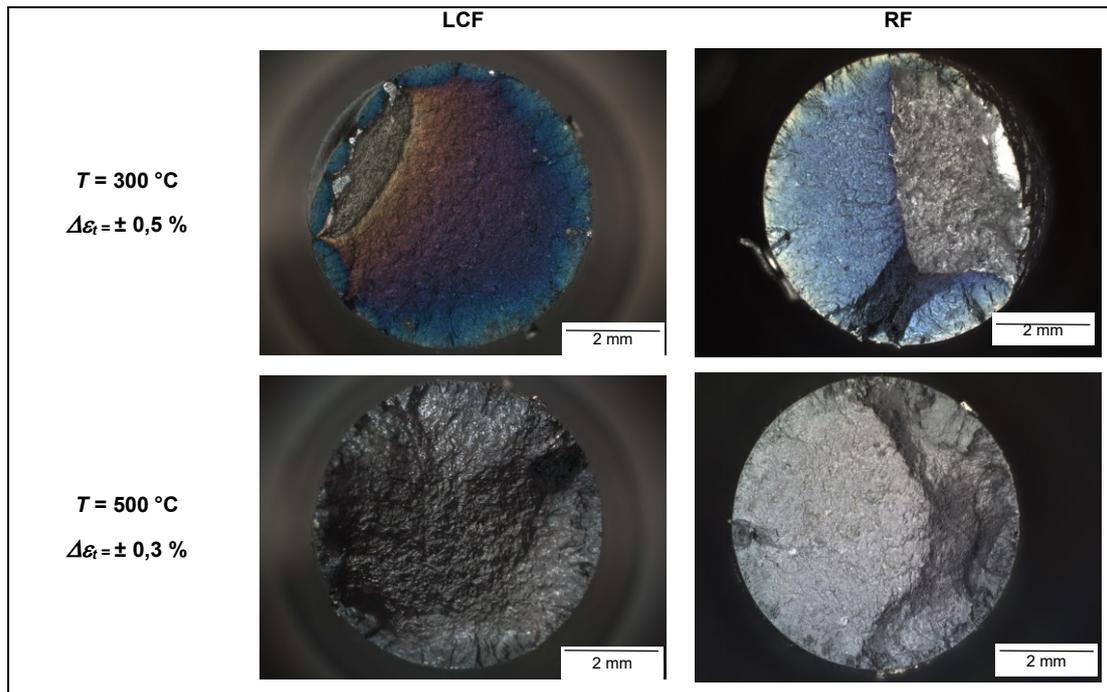
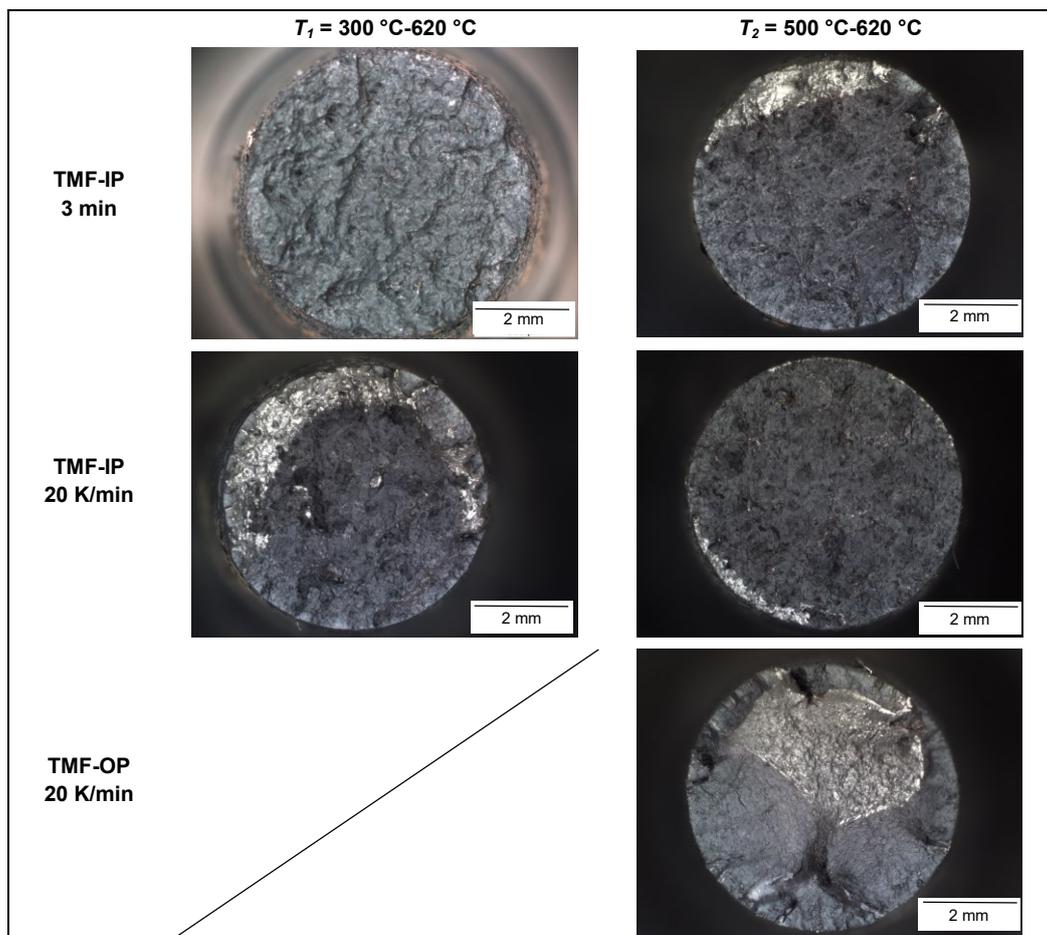


Abbildung A.7: Entwicklung der inelastischen Dehnung zwischen dem ersten und mittleren Zyklus für alle IP- und OP-TMF-Versuche bei (a) $T_1 = 300\text{ °C} - 620\text{ °C}$ und (b) $T_2 = 500\text{ °C} - 620\text{ °C}$

A. 4 Fraktographie

Abbildung A.8: Bruchflächen LCF- und RF-Versuche bei $T = 300\text{ °C}$ und $T = 500\text{ °C}$ Abbildung A.9: Bruchflächen weiterer TMF-Versuche bei $\Delta\epsilon_m = \pm 0,4\%$

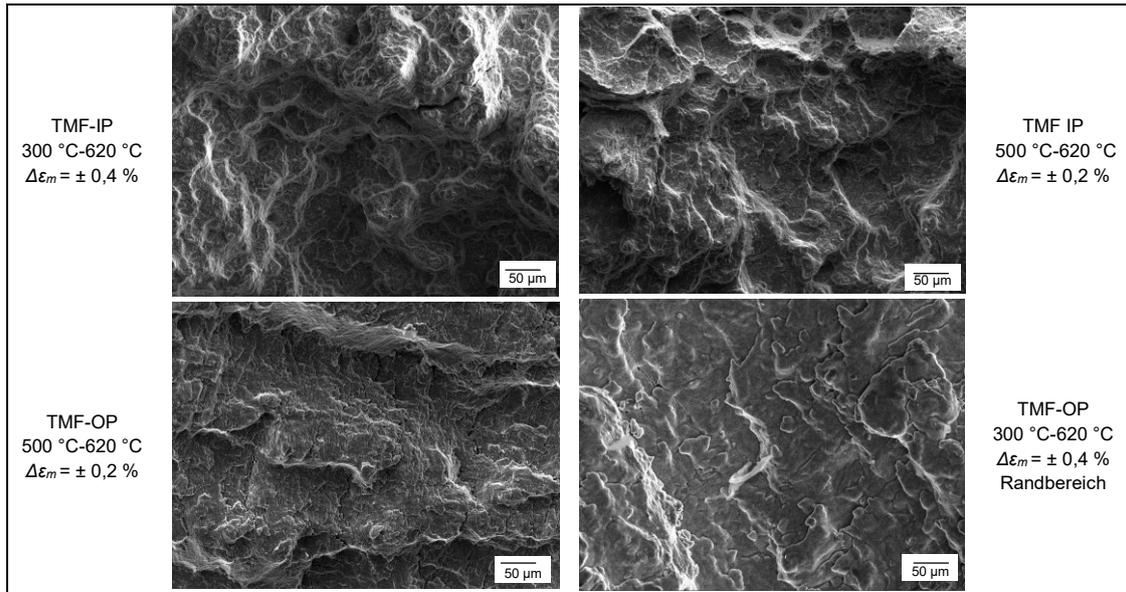


Abbildung A.10: REM-Aufnahmen weiterer TMF-Bruchflächen

Eigene Veröffentlichungen

Referierte Veröffentlichungen

Jürgens, M.; Olbricht, J.; Fedelich, B.; Skrotzki, B.: *Low Cycle Fatigue and Relaxation Performance of Ferritic-Martensitic Grade P92 Steel*. Metals, 2019. **9**(99)

Nolze, G.; Jürgens, M.; Olbricht, J.; Winkelmann, A.: *Improving the precision of orientation measurements from technical materials via EBSD pattern matching*. Acta Materialia, 2018. **159**: p. 408-415.

Beiträge in Tagungsbänden

Jürgens, M.; Olbricht, J.; Fedelich, B.; Skrotzki, B.: *Thermo-mechanical Fatigue Behavior of P91/P92*. In: LCF8 Eighth International Conference on Low Cycle Fatigue, Dresden, Deutschland, 2017, S. 101-103.

Jürgens, M.; Olbricht, J.; Skrotzki, B.: *Creep fatigue behavior of P91/P92*. In: ECCC Creep & Fracture, Düsseldorf, Deutschland, 2017.

Olbricht, J.; Agudo Jácome, L.; Jürgens, M.; Roohbakhshan F.; Fedelich, F.; Skrotzki, B.: *Cyclic Loading Performance and Related Microstructure Evolution of Ferritic-Martensitic 9-12% Cr Steels*. In: 44th MPA Seminar: Fit for Future- Advances in Materials, Manufacturing and Assessment, Leinfelden-Echterdingen, Deutschland, 2018, S. 260-265.