Fraunhofer IWM

FRAUNHOFER-INSTITUT FÜR WERKSTOFFMECHANIK IWM

Fraunhofer IWM Forschungsberichte Band 17

Oliver Hübsch

Verformung, Schädigung und Mikrostrukturentwicklung der Legierung Alloy 800H unter Ermüdungsbeanspruchung bei hohen Temperaturen

FRAUNHOFER VERLAG

Fraunhofer-Institut für
Werkstoffmechanik IWM

Fraunhofer IWM Forschungsberichte
Band 17

Verformung, Schädigung und Mikrostrukturentwicklung der Legierung Alloy 800H unter Ermüdungsbeanspruchung bei hohen Temperaturen

Oliver Hübsch

FRAUNHOFER VERLAG

Kontaktadresse:
Fraunhofer-Institut für
Werkstoffmechanik IWM
Wöhlerstraße 11
79108 Freiburg
Telefon 0761 5142-0
info@iwm.fraunhofer.de
www.iwm.fraunhofer.de

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über http://dnb.d-nb.de abrufbar.
ISBN (Print): 978-3-8396-1281-1

D 90

Zugl.: Karlsruhe, KIT, Diss., 2017

Druck: Mediendienstleistungen des
Fraunhofer-Informationszentrum Raum und Bau IRB, Stuttgart

Für den Druck des Buches wurde chlor- und säurefreies Papier verwendet.

© by FRAUNHOFER VERLAG, 2018
Fraunhofer-Informationszentrum Raum und Bau IRB
Postfach 80 04 69, 70504 Stuttgart
Nobelstraße 12, 70569 Stuttgart
Telefon 07 11 9 70-25 00
Telefax 07 11 9 70-25 08
E-Mail verlag@fraunhofer.de
URL http://verlag.fraunhofer.de

Alle Rechte vorbehalten

Dieses Werk ist einschließlich aller seiner Teile urheberrechtlich geschützt. Jede Verwertung, die über die engen Grenzen des Urheberrechtsgesetzes hinausgeht, ist ohne schriftliche Zustimmung des Verlages unzulässig und strafbar. Dies gilt insbesondere für Vervielfältigungen, Übersetzungen, Mikroverfilmungen sowie die Speicherung in elektronischen Systemen.
Die Wiedergabe von Warenbezeichnungen und Handelsnamen in diesem Buch berechtigt nicht zu der Annahme, dass solche Bezeichnungen im Sinne der Warenzeichen- und Markenschutz-Gesetzgebung als frei zu betrachten wären und deshalb von jedermann benutzt werden dürften. Soweit in diesem Werk direkt oder indirekt auf Gesetze, Vorschriften oder Richtlinien (z.B. DIN, VDI) Bezug genommen oder aus ihnen zitiert worden ist, kann der Verlag keine Gewähr für Richtigkeit, Vollständigkeit oder Aktualität übernehmen.

Karlsruher Institut für Technologie

Verformung, Schädigung und Mikrostrukturentwicklung der Legierung Alloy 800H unter Ermüdungsbeanspruchung bei hohen Temperaturen

Zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)

der Fakultät für Maschinenbau
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

genehmigte
Dissertation
von

Oliver Hübsch, M.Sc.

Tag der mündlichen Prüfung:	14. Juli 2017
Hauptreferent:	Prof. Dr.-Ing. Hermann Riedel
Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. Martin Heilmaier

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM in Freiburg.

Einen besonderen Dank widme ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Hermann Riedel für die Übernahme des Hauptreferats und das stetig offene Ohr für fachliche Diskussionen. Für die Übernahme des Koreferats danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Martin Heilmaier.

Die finanzielle Förderung im Rahmen eines Industrieprojektes ermöglichte die Fa. VDM Metals GmbH. Hierbei möchte ich insbesondere einen Dank an Frau Dr.-Ing. Jutta Klöwer und Herrn Dr.-Ing. Peter Maas aussprechen. Ohne die sehr gute Zusammenarbeit und die Forschungsfreiheit wäre eine Promotion in dieser Form nicht möglich gewesen. In diesem Zusammenhang richte ich ebenfalls einen Dank an Herrn Dr.-Ing. Ralf Mohrmann von der RWE Power AG für die wertvollen Anregungen in den Projektsitzungen.

Meinen ehemaligen Arbeitskollegen der Gruppe *Lebensdauerkonzepte, Thermomechanik* und vor allem dem Team *Kriech-Ermüdung* möchte ich herzlichst für die bemerkenswerte gute Zusammenarbeit danken. Ich danke Christoph für das zugesprochene Vertrauen und vor allem Gerhard für die tolle Unterstützung, die fachlichen Diskussionen und die abschließende kritische Durchsicht der Dissertation. Ferner spreche ich ein Dankeschön an alle mit mir im Labor tätigen Mitarbeiter aus. Ich danke Britta, Martin und Stefan für die Mithilfe bei der Instandhaltung der Prüfmaschine und Versuchsbetreuung in Zeiten meiner Abwesenheit, Yakiv für die Hilfestellungen in Bezug auf Versuchssteuerung, Michael für die Durchführung der Langrisswachstumsversuche sowie Lutz für die Unterstützung bei Fragen zum Rasterelektronenmikroskop, zur Bruchflächenanalyse und Präparationsmethodik. Die Zeit und Tätigkeit am Fraunhofer IWM und in Freiburg wären nur halb so schön gewesen ohne Elena, Maria, Lukas, Michael, Christian S., Jamel, Alex, Tobi und Richard.

Ferner möchte ich mich noch bei Christian K. für die motivierenden Gespräche und das Aufsuchen von Rechtschreibfehlern bedanken. Zuletzt geht mein Dank an meine Freundin Annika für das aufgebrachte Verständnis und die Geduld sowie an meine Familie für den stetigen Rückhalt.

Kurzzusammenfassung

Der zunehmende Bedarf an computergestützter Anlagen- und Bauteilauslegung erhöht die Nachfrage nach Verformungsmodellen, die komplexe Lastszenarien und das Werkstoffverhalten im Detail berechnen beziehungsweise abbilden können und somit die Grundlage für eine zuverlässige Lebensdauerabschätzung liefern.
In der vorliegenden Arbeit wird der austenitische Chrom-Nickel-Stahl Alloy 800H in Bezug auf das Verformungs- und Schädigungsverhalten unter Ermüdungsbeanspruchung bei Temperaturen bis zu 1000 °C untersucht. Der Werkstoff wird sowohl unter isothermer niederzyklischer Ermüdungs- als auch unter Kriech-Ermüdungsbelastung sowie thermomechanischer Ermüdungsbeanspruchung charakterisiert. Die starke Abhängigkeit des mikrostrukturellen Ausgangszustandes wird anhand von drei Hauptzuständen der Legierung Alloy 800H herausgearbeitet: lösungsgeglüht, wärmebehandelt und bei 650 °C langzeitausgelagert. Begleitend wird die mikrostrukturelle Entwicklung bei 650 °C sowohl unter rein thermischer als auch verschiedenster thermischer und mechanischer Ermüdungsbelastung mit Hilfe der Rasterelektronen- und Transmissionselektronenmikroskopie analysiert. Es werden Zusammenhänge zwischen dem Verformungs- und dem Verfestigungsverhalten, den auftretenden Schädigungsmechanismen und der jeweiligen Auslagerungsdauer und dem folglich damit verbundenen Mikrostrukturzustand hergestellt. Diese werden auf weitere Auslagerungstemperaturen, 600 °C und 850 °C, übertragen.
Letztendlich bilden die ermittelten Ergebnisse und Erkenntnisse über die Legierung Alloy 800H die Grundlage für die Entwicklung eines überwiegend physikalisch, thermodynamisch und kinetisch basierten Modells für die Beschreibung der Mikrostruktur und der damit verbundenen Festigkeit des Werkstoffs. Parameter von eigens formulierten Entwicklungsgleichungen für den Ausscheidungsradius und Phasenanteil der in der Legierung Alloy 800H vorkommenden Karbidtypen werden an *MatCalc*-Berechnungen angepasst. Diese Entwicklungsgleichungen werden mit einem erweiterten Chaboche-Wechselplastizitätsmodell gekoppelt und ermöglichen eine vollständige Beschreibung der wesentlichen zeit- und temperaturabhängigen Phänomene des zyklischen Verformungsverhaltens der Legierung Alloy 800H im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 1000 °C. In Kombination mit der einheitlichen Beschreibung der Lebensdauer mit Hilfe des mechanismen-basierten D_{TMF}-Konzepts ist durch die Anbindung an gängige Finite Elemente Software eine computergestützte Bauteilauslegung möglich.

Abstract

The rising demand for computer-aided calculations either of whole systems or single components increases the need for new deformation models. Those models provide the basis for reliable lifetime assessments and thus should be able to handle complex load scenarios in conjunction with changes of the material behavior due to the evolution of the microstructure.

The present work deals with the deformation and damage behavior of Alloy 800H under fatigue loadings in the temperature regime up to 1000 °C. Besides investigations under low-cycle fatigue, the material performance under creep-fatigue as well as under thermo mechanical fatigue is examined. The strong dependency of the microstructural inital state is analyzed for three different material conditions: solution annealed, heat treated and long term aged at 650 °C. Scanning electron and transmission electron microscopy investigations support the characterization of the microstructural evolution during aging at 650 °C. This includes either the pure thermal exposure or combined mechanical and thermal load. From those experiments the relation between deformation and the hardening behavior, the occurring damage mechanisms and the related microstructural state is derived. Afterwards, this knowledge is transferred to other aging temperatures like 600 °C and 850 °C.

Finally, these results are used for the development of a predominantly physical-, thermodynamic- and kinetic-based model to describe the microstructural evolution and hardening of Alloy 800H. Parameters of developed evolution equations for the precipitation radius and the volume fraction of the carbides are determined by the adjustment of *MatCalc*-calculations. Those microstructural evolution equations are linked to an extended Chaboche deformation model. Finally, this model is able to describe the essential phenomena of time and temperature dependent material plasticity under fatigue loadings up to 1000 °C. In combination with the mechanism based D_{TMF} lifetime model the connection to several finite element software packages is feasible to perform computer-aided component assessments.

Veröffentlichungen

Die im Zusammenhang mit dieser Arbeit ermittelten Ergebnisse sind teilweise veröffentlicht und/oder vorgetragen worden:

- Hübsch, O., Maier, G., Riedel, H., Klöwer, J., Maas, P. (2016). Impact of phasing, creep effects and microstructural evolution on the thermomechanical fatigue behavior of Alloy 800H. *Presented at the 3rd International Workshop on Thermo-Mechanical Fatigue.*
- Hübsch, O., Maier, G., Riedel, H., Klöwer, J., Maas, P. (2015). Untersuchungen zur Kriechermüdungswechselwirkung in der hochwarmfesten Legierung Alloy 800H. In *38. Tagungsband der VDEh-Vortragsveranstaltung Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe.*
- Hübsch, O., Maier, G., Riedel, H., Somsen, C., Klöwer, J., Maas, P. (2014). Einfluss der Mikrostruktur der Legierung Alloy 800H auf die viskoplastische Verformung unter Ermüdungsbeanspruchung. In *37. Tagungsband der VDEh-Vortragsveranstaltung Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe.*

Ferner wurde an folgenden Beiträgen mitgewirkt:

- Maier, G., Hübsch, O., Oesterlin, H., Riedel, H., Lüdenbach, G., Mohrmann, R. (2016). Bewertung der Restlebensdauer kritischer Komponenten von Bestandskraftwerken bei flexibler Fahrweise. In *38. Tagungsband der VDEh-Vortragsveranstaltung Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe.*
- Maier, G., Hübsch, O., Riedel, H., Somsen, C., Klöwer, J., Mohrmann, R. (2015). Cyclic plasticity and lifetime of the nickel-based Alloy C-263: Experiments, models and component simulation. In *Eurosuperalloys 2014 - 2nd European Symposium on Superalloys and their Applications.*
  http://dx.doi.org/10.1051/matecconf/20141416006.

Teilweise sind die experimentelle Ergebnisse der Arbeit in folgendem Abschlussbericht zusammengefasst:

- Hübsch, O. (2016). Einfluss der Mikrostruktur(-entwicklung) auf die viskoplastische Verformung und die Lebensdauer der Legierung Alloy 800H. In *Abschlussbericht V227/2016, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM.*

Inhaltsverzeichnis

Abbildungsverzeichnis **v**

Tabellenverzeichnis **ix**

Akronymverzeichnis **xi**

Symbolverzeichnis **xiii**

1 Einleitung **1**

2 Kenntnisstand und Modelle **5**

2.1 Verfestigungsmechanismen 5

2.1.1 Mischkristallverfestigung 6

2.1.2 Korngrenzverfestigung 6

2.1.3 Ausscheidungsverfestigung 7

2.1.4 Versetzungsverfestigung 13

2.1.5 Überlagerung von Verfestigungsmechanismen 15

2.2 Ausscheidungsthermodynamik und -kinetik 15

2.2.1 Grundlagen der Ausscheidungsthermodynamik und -kinetik . . . 15

2.2.2 Computergestützte Berechnung von Ausscheidungsvorgängen . . 19

2.3 Hochtemperaturverformung und -versagen 20

2.3.1 Belastungsarten 20

2.3.2 Verformungsmodellierung 22

2.3.3 Ermüdungsrisswachstum und Lebensdauermodellierung 25

2.4 Die Legierung Alloy 800H 28

2.4.1 Mikrostruktur 29

2.4.2 Werkstoffeigenschaften unter mechanischen Belastungen 31

2.4.3 Einfluss der Mikrostruktur auf die Werkstoffeigenschaften 34

3 Material und Methoden 37
3.1 Werkstoff . . . 37
3.2 Metallo- und Fraktographie . . . 38
3.3 Korngrößenbestimmung . . . 39
3.4 Mechanische Prüfung . . . 39
3.4.1 Warmzugversuche . . . 39
3.4.2 Ermüdungsversuche . . . 40
3.4.3 Risswachstumsversuche . . . 43

4 Experimentelle Ergebnisse 45
4.1 Metallographie . . . 45
4.1.1 Lösungsgeglühter Ausgangszustand . . . 45
4.1.2 Relaxationsgeglühter Ausgangszustand . . . 46
4.1.3 Auslagerungszustände des lösungsgeglühten Ausgangszustandes . 47
4.1.4 Auslagerungszustände des relaxationsgeglühten Ausgangszustandes 49
4.2 Warmzugversuche . . . 50
4.3 Ermüdungsversuche . . . 52
4.3.1 Niederzyklische Ermüdung . . . 52
4.3.2 Niederzyklische Ermüdung an Auslagerungszuständen . . . 58
4.3.3 Kriech-Ermüdung . . . 60
4.3.4 Thermomechanische Ermüdung . . . 64
4.4 Mikrostrukturentwicklung unter Ermüdungsbeanspruchung . . . 66
4.5 Schädigungsverhalten . . . 70
4.6 Lebensdauer . . . 80
4.7 Risswachstum . . . 81

5 Mikrostruktur-,Verformungs- und Lebensdauermodellierung 85
5.1 Simulation und Modellierung der Mikrostruktur . . . 85
5.2 Modellierung der Fließgrenze . . . 90
5.3 Erweiterung eines Wechselplastizitätsmodells . . . 94
5.4 Parameteranpassung des Wechselverformungsmodells . . . 97
5.5 Ergebnisse der Wechselverformungsmodellierung . . . 98
5.6 Ergebnisse der Lebensdauermodellierung . . . 104

6 Diskussion **107**
6.1 Mikrostrukturentwicklung bei thermischer Auslagerung 107
6.2 Einfluss der Mikrostruktur auf die Festigkeit und das Verformungsverhalten unter Ermüdungsbeanspruchung 110
6.2.1 Einfluss auf das niederzyklische Ermüdungsverhalten 111
6.2.2 Einfluss auf das Kriech-Ermüdungsverhalten 113
6.2.3 Einfluss auf das thermomechanische Ermüdungsverhalten 117
6.3 Modellierung der Fließgrenze und Verformung 119
6.4 Schädigung und Lebensdauer(-modellierung) 122
6.4.1 Niederzyklische Ermüdungsbelastung 122
6.4.2 Kriech-Ermüdungsbelastung 122
6.4.3 Thermomechanische Belastung 124
6.4.4 Einheitliche Modellierung der Lebensdauer 124

7 Zusammenfassung **125**

Anhang **xxix**

Literaturverzeichnis **xxxvii**

Abbildungsverzeichnis

2.1 Schematische Darstellung der Versetzungsbewegung durch ein Feld von punktförmigen Hindernissen. 7
2.2 Normierte kritische Schubspannung als Funktion des kritischen Biegungswinkels. 10
2.3 Schematische Darstellung der Entwicklung von Ausscheidungsgrößen als Funktion der Zeit. 16
2.4 Schematische Darstellung der freien Nukleationsenthalpie als Funktion des Ausscheidungsradius. 17
2.5 Schematische Darstellung einer Hysterese im dehnungsgeregelten Ermüdungsversuch. 23
2.6 ZTA-Schaubild für die Gruppe der Alloy 800-Werkstoffe. 30
2.7 Wöhlerdarstellung von Ermüdungsversuchen aus Literaturdaten. 32

3.1 Geometrie der verwendeten Proben. 40
3.2 Versuchsaufbau für Ermüdungsversuche. 41
3.3 Schematische Darstellung verschiedener Versuchsprogramme. 42
3.4 Darstellung der TMF-Versuchsbedingungen. 43

4.1 REM- und RTEM-Aufnahmen des lösungsgeglühten Ausgangszustandes. 45
4.2 REM-Aufnahmen des relaxationsgeglühten Zustandes. 46
4.3 RTEM-Aufnahme des relaxationsgeglühten Zustandes mit EDX-Analyse. 47
4.4 REM- und TEM-Aufnahmen des HLG-Zustandes nach 75 h Auslagerung bei 650 °C. 47
4.5 TEM-Aufnahmen des HLG-Zustandes nach 1000 h Auslagerung bei 650 °C. 48
4.6 REM-Aufnahmen des für ein Jahr bei 650 °C ausgelagerten HLG-Zustandes. 48
4.7 RTEM-Aufnahme des HAG-Zustandes mit Beugungsbild. 49
4.8 RTEM-Aufnahmen des 1000 h-HRLX-Auslagerungszustandes mit Beugungsbild. 50
4.9 Mechanische Kennwerte der Zugversuche. 51
4.10 Vergleich von CLCF-Versuchen am lösungsgeglühten Zustand. 53

4.11 Vergleich von CLCF-Versuchen an den drei Hauptzuständen (I). 54
4.12 Vergleich von CLCF-Versuchen an den drei Hauptzuständen (II). 55
4.13 Vergleich von CLCF-Versuchen an den drei Hauptzuständen (III). 56
4.14 Hysteresenkennwerte bei $N_A/2$ von Ermüdungsversuchen an den Hauptzuständen. 57
4.15 Maximalspannungsverläufe der CLCF-Versuche bei 650 °C an den 650 °C-Auslagerungszuständen. 58
4.16 Verläufe der zyklischen Fließgrenze bei $N_A/2$ über der Auslagerungsdauer für RT-Versuche. 59
4.17 Vergleich von slowLCF-Versuchen am HLG- und HAG-Zustand. 60
4.18 Vergleich von slowLCF-Versuchen an den drei Hauptzuständen. 61
4.19 Vergleich von LCF-HT-Versuchen am HLG- und HAG-Zustand. 62
4.20 Vergleich von LCF-HT-Versuchen an den drei Hauptzuständen. 63
4.21 Vergleich von TMF-OP-Versuche an den drei Hauptzuständen. 64
4.22 Vergleich von TMF-Versuchen am HLG-Zustand. 65
4.23 Vergleich der Ausscheidungsmikrostruktur nach rein thermischer sowie thermischer und mechanischer Belastung des HLG-Zustandes nach 75 h. 66
4.24 Vergleich der Ausscheidungsmikrostruktur nach rein thermischer sowie thermisch und mechanischer Belastung des HLG-Zustandes nach 1000 h. 67
4.25 RTEM-Aufnahme der Ausscheidungsmikrostruktur nach slowLCF-Versuch am HLG-Zustand mit Beugungsbild. 68
4.26 RTEM-Aufnahmen der Ausscheidungsmikrostruktur nach LCF-HT-Versuch am HLG-Zustand. 69
4.27 Vergleich der Ausscheidungsmikrostruktur nach rein thermischer sowie thermischer und mechanischer Belastung des HAG-Zustandes. 69
4.28 RTEM-Aufnahmen der Ausscheidungsmikrostruktur nach TMF-OP-Versuch am HLG-Zustand. 70
4.29 REM-Aufnahmen der Bruchfläche von CLCF-Proben am HLG-Zustand. 71
4.30 REM-Aufnahmen der Bruchfläche von slowLCF-Proben am HLG-Zustand. 72
4.31 REM-Aufnahmen der Bruchfläche von slowLCF-Proben am HAG-Zustand. 73
4.32 REM-Aufnahmen von slowLCF-Proben unterhalb der Bruchfläche. 74
4.33 REM-Aufnahmen der Bruchfläche von LCF-HT-Proben am HLG-Zustand. 75
4.34 REM-Aufnahmen der Bruchfläche von LCF-HT-Proben am HAG-Zustand. 76
4.35 REM-Aufnahmen von LCF-HT-Proben unterhalb der Bruchfläche. 77
4.36 REM-Aufnahmen der Bruchfläche von TMF-OP-Proben am HLG-Zustand. 78
4.37 REM-Aufnahmen der Bruchfläche von TMF-IP-Proben am HLG-Zustand. 79

4.38 REM-Aufnahmen der TMF-IP-KE-Probe unterhalb der Bruchfläche. . . 79
4.39 Wöhlerdarstellung der Ermüdungsversuche an den Hauptzuständen. . . . 80
4.40 Kurzrisswachstum des HLG-Zustandes bei RT. 82
4.41 Ergebnisse der Kurzrisswachstumsversuche am Zustand HLG. 83
4.42 Ergebnisse der Langrisswachstumsversuche am Zustand HLG. 84

5.1 Vergleich von *MatCalc*-Simulationsergebnissen mit den eigenen Modellgleichungen für den Zustand HLG. 86
5.2 Vergleich von *MatCalc*-Simulationsergebnissen mit den eigenen Modellgleichungen für den Zustand HRLX. 87
5.3 Zusammenhang zwischen der zyklischen Fließgrenze und der Dehngrenze. 91
5.4 Berechnung der Fließgrenze bei RT für verschiedene HLG- und HRLX-Auslagerungszustände. 93
5.5 Modellierung von CLCF-Versuchen an den drei Hauptzuständen. 99
5.6 Modellierung von Kriech-Ermüdungsversuchen vom Typ slowLCF an den drei Hauptzuständen. 100
5.7 Modellierung von Kriech-Ermüdungsversuchen vom Typ LCF-HT an den drei Hauptzuständen. 101
5.8 Modellierung des Relaxationsverhaltens der drei Hauptzustände. 101
5.9 Modellierung von TMF-OP-Versuchen an den drei Hauptzuständen. . . . 102
5.10 Modellierung von TMF-Versuchen an zwei Hauptzuständen. 103
5.11 Modellierung von TMF-KE-Versuchen am HLG-Zustand. 103
5.12 Bestimmung von Parametern der Kriechversuche aus Literaturdaten. . . 104
5.13 Lebensdauermodellierung der Hauptzustände mit dem D_{TMF}-Parameter. 105

6.1 Mit der Software *MatCalc* berechnete ZTA-Schaubilder der Sekundärausscheidungen in Alloy 800H. 108
6.2 Verläufe von Verformungskenngrößen in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer für verschiedene Ausgangszustände. 111
6.3 Verläufe von Verformungskenngrößen der drei Hauptzuständen in Abhängigkeit von der Kriech-Ermüdungsbelastung. 114
6.4 Zusammenhang zwischen dem Zeitpunkt maximaler Festigkeit und der Zykluszeit. 115
6.5 Vergleich der maximalen Peak-Spannungen an den Temperaturumkehrpunkten von TMF-Versuchen. 117
6.6 Gegenüberstellung verschiedener TMF-Versuchsdaten und Kennwerte. . . 118

6.7 Vergleich zwischen modellierter und experimenteller zyklischer Fließgrenze für verschiedene Auslagerungstemperaturen und Zustände. 121
6.8 Gegenüberstellung der Lebensdauern von KE-Versuchen an den drei Hauptzuständen. 123

Tabellenverzeichnis

3.1 Chemische Zusammensetzung der Alloy 800H Schmelze in Gew-%. 37
5.1 Details der *MatCalc*-Simulationen. 85
5.2 κ_i-Parameter der Mikrostrukturentwicklungsgleichungen. 89
5.3 Ermittelter Parametersatz für die Beschreibung der mit *MatCalc* simulierten Mikrostrukturgrößen. 89
5.4 Parameter für die Berechnung der Fließgrenze. 91
5.5 Parameter für die Modellierung der mobilen Versetzungsdichte. 96
5.6 Parameter zur Kopplung von mikrostruktureller Entwicklung und Wechselplastizität. 97
5.7 Parameteranpassung für das Wechselplastizitätsmodell. 98
A.1 Kennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ für alle isothermen Ermüdungsversuche am HLG-Zustand. xxx
A.2 Kennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ für alle isothermen Ermüdungsversuche am HRLX- und HAG-Zustand. xxxi
A.3 Kennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ für alle isothermen Ermüdungsversuche an den Auslagerungszuständen. xxxii
A.4 Kennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ für alle TMF-Versuche an den Hauptzuständen. xxxiii
A.5 Lebensdauerkennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ für alle isothermen Ermüdungsversuche am HLG-Zustand. xxxiv
A.6 Lebensdauerkennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ für alle isothermen Ermüdungsversuche am HRLX-Zustand und HAG-Zustand. xxxv
A.7 Mechanische Kennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ der TMF-Versuche. . xxxvi

Akronymverzeichnis

CLCF	Ermüdungsversuch mit komplexem Vorprogramm
CTOD	Rissspitzenöffnung (engl. crack-tip-opening-displacement)
DRA	dynamische Reckalterung
EBSD	Elektronenrückstreubeugung (engl. electron backscatter diffraction)
ECCC	European Creep Collaborative Committee
EDX	energiedispersive Röntgenspektroskopie (engl. energy dispersive x-ray spectroscopy)
HAG	Zustand ausgelagert: HLG + 650 °C/ 1 Jahr/ Luft
HLG	Zustand lösungsgeglüht: 1170 °C/ 32 min/ Luft
HRLX	Zustand relaxationsgeglüht: HLG + 980 °C/ 3 h/ Luft
IP	gleichphasig (engl. in-phase)
JRC	Joint Research Center
KE	Kriech-Ermüdung
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
LCF	niederzyklische Ermüdung (engl. low-cycle fatigue)
LCF-HT	Ermüdungsversuch mit Haltezeiten
NNBB-Modell	(engl.) nearest-neighbor-broken-bond-Modell
OP	gegenphasig (engl. out-of-phase)
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
RTEM	Raster-Transmissionselektronenmikroskopie
SFFK-Modell	Svoboda-Fischer-Fratzl-Kozeschnik-Modell
slowLCF	Ermüdungsversuch mit geringen Dehnraten
SSRT	langsamer Zugversuch (engl. slow strain rate test)
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
TMF	thermomechanische Ermüdung (engl. thermo mechanical fatigue)
ZTA	Zeit-Temperatur-Ausscheidung

Symbolverzeichnis

Griechische Symbole

α	$\mathrm{MPa}^{1-\mathrm{m_N}}/\mathrm{s}$	Faktor in der F-Funktion
α_{MK}		Parameter der Mischkristallverfestigung
α'	$\mathrm{MPa}^{-\mathrm{m_N}}/\mathrm{s}$	NORTON-Vorfaktor
α_{th}	1/K	thermischer Ausdehnungskoeffizient
α_{VN}		Parameter der Versetzungsverfestigung
β		Proportionalitätskonstante der zykl. Rissspitzenöffnung
β^*	1/s	atomare Absorbtionsrate
β_{f}		Kopplungsparameter des Phasenanteils
$\beta_{\mathrm{M_{disl}}}$		Kopplungsparameter der Versetzungsnetzwerksbildung
$\beta_{\mathrm{M_{evol}}}$		Kopplungsparameter der Ausscheidungsbildung
β_{pin}		Kopplungsparameter für Versetzungspinnen
$\beta_{\mathrm{pin,max}}$		maximaler Anteil gepinnter Versetzungen
β_{nw}		Kopplungsparameter für Keimbildung und Wachstum
β_{or}		Kopplungsparameter der Vergröberung
δ	%	Gitterfehlpassung
δ_{disl}		Faktor der Entwicklung von gepinnten Versetzungen
δ_{evol}		Faktor der Ausscheidungsentwicklung
δ_{inc}		Verzögerungsfaktor der Inkubationszeit
ε		Dehnung
ε_{a}		Totaldehnungsamplitude
ε_{b}		Fehlpassungsparameter
ε_{cr}		Kriechdehnung
$\varepsilon_{\mathrm{el}}$		elastische Dehnung
$\varepsilon_{\mathrm{mech}}$		mechanische Dehnung
$\varepsilon_{\mathrm{pl}}$		plastische Dehnung
ε_{th}		thermische Dehnung
ε_{vp}		viskoplastische Dehnung
η_{c}		kritischer Biegungsswinkel von Versetzungen an Ausscheidungshindernissen
Γ	N	Versetzungslinienspannung
γ		Wachstumskonstante der kinematischen Verfestigung
γ_0	$\mathrm{J/m^2}$	Grenzflächenenergie
κ		Parameter des Mikrostrukturmodells
λ	m	Abstand zwischen Verankerungspunkten
λ_{p}	m	mittlerer Teilchenabstand

λ_s	m	effektive Teilchenabstand für Ausscheidungen in quadratischer Anordnung
μ	J/mol	chemisches Potential
ν		Querkontraktionszahl
ω		Wachstumskonstante der zykl. Ver-/ Entfestigungsfunktion
ω_{MK}	m	Parameter der Mischkristallverfestigung
Φ		zyklische Ver-/Entfestigungsfunktion
Φ_∞		Sättigungswert der zykl. Ver-/Entfestigungsfunktion
Ψ		OROWAN-Grenzwert
ρ	$1/m^2$	Versetzungsdichte
ρ_m	$1/m^2$	mobile Versetzungsdichte
ρ_{pin}	$1/m^2$	Dichte gepinnter Versetzungen durch Chromkarbide
σ	MPa	Spannung
σ_{cy}	MPa	zyklische Fließgrenze
σ_{eff}	MPa	effektive Spannung
σ_{VN}	MPa	Spannungsbeitrag zur Fließgrenze durch Versetzungswälder
σ_{KG}	MPa	Spannungsbeitrag zur Fließgrenze durch Korngrenzen
σ_M	MPa	isotrope Verfestigung
σ_{max}	MPa	Maximalspannung
σ_{min}	MPa	Minimalspannung
σ_{MK}	MPa	Spannungsbeitrag zur Fließgrenze durch Mischkristallverfestigung
σ_{op}	MPa	Rissöffnungsspannung
σ_{OR}	MPa	OROWAN-Spannung
σ_P	MPa	Spannungsbeitrag zur Fließgrenze durch Ausscheidungsverfestigung
$\sigma_{Peierls}$	MPa	PEIERLS-Spannung
σ_Y	MPa	Fließgrenze
σ_{Y_0}	MPa	statische Fließgrenze
τ_c	MPa	kritische Schubspannung zum Losreißen einer Versetzung
τ_c'		normierte kritische Schubspannung zum Losreißen einer Versetzung
τ_{OR}	MPa	OROWAN-Scherspannung
θ_T		Winkel zwischen Versetzunglinie und zugehörigem Burgersvektor

Lateinische Symbole

A		Parameter des D_{TMF}-Modells
A_5	%	Bruchdehnung
a	m	Risslänge
a_0	m	Anfangsrisslänge
a_f	m	Endrisslänge
a_M	Å	Gitterkonstante der Matrix
a_p	Å	Gitterkonstante der Ausscheidung

B		Parameter des D_{TMF}-Modells
B_N	MPa^{m_N}/s	Parameter des NORTON-Kriechgesetzes
b	m	Burgersvektor
b_{iso}		Aufklingkonstante der isotropen Verfestigung
C	MPa	Verfestigungsmodul der kinematischen Verfestigung
C_{MG}		Konstante nach MONKMAN und GRANT
C_{PE}	$m^{1-m_{PE}/2}Pa^{-m_{PE}}$	Materialkonstante der PARIS-ERDOGAN-Gleichung
c	mol/m^3	Konzentration
D_{TMF}		D_{TMF}-Schädigungsparameter
d_{annil}	m	Distanz für die Annihilation von Versetzungen
d_{dipol}	m	Distanz für Wechselwirkung zwischen Versetzungsdipolen
d_{KG}	m	mittlerer Korndurchmesser
d_{lock}	m	Distanz für die Blockierung von Versetzungen
d_n		Verfestigungsfunktion nach SHIH
da/dN	m/Zyklus	Rissfortschritt pro Zyklus
E	MPa	Elastizitätsmodul
E_{cy}	MPa	zyklischer Elastizitätsmodul
E_T	J/m	elastische Energie einer Versetzungslinie
F		F-Funktion des D_{TMF}-Parameters
F_p	N	Wechselwirkungskraft zw. Ausscheidung und Versetzung
f	%	volumetrischer Ausscheidungsphasenanteil
f_{ges}	%	Gesamtgleichgewichtsphasenanteil
$f_{ges,T}$	%	Gesamtgleichgewichtsphasenanteil TiC-Ausscheidungen
f_ϕ	MPa	Fließfunktion
G	MPa	Schubmodul
G^*	J	kritische Keimbildungsenergie
G_{FE}	J	Freie GIBBS-Energie
G_{γ_0}	J	freie Enthalpie der Phasengrenzfläche Matrix/Ausscheidung
G_{nuk}	J	gesamte freie Enthalpie
G_{vol}	J	freie Volumenenthalpie
g_{vol}	J/m^3	spezifische freie Volumenenthalpie
g_m	J/m^3	spezifische freie Gitterverzerrungsenthalpie (mechanisch)
J	$1/m^3s$	Nukleationsrate
ΔK	MPa $m^{1/2}$	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors
K	$MPa\,s^{1/n}$	Viskositätsreferenzspannung
K_{NL}	MPa	Vorfaktor der Mischkristallverfestigung
k_B	J/K	BOLTZMANN Konstante
k_{KG}	$MPa/m^{1/2}$	HALL-PETCH-Parameter
k_{or}	$m^3/$ s	Parameter der OSTWALD-Reifung
L_ρ	m	freie Weglänge mobiler Versetzungen
M		TAYLOR-Faktor
M_{disl}		Funktion der Entwicklung von Versetzungsnetzwerken
$M_{disl,max}$		max. Beitrag zur Festigkeit von Versetzungsnetzwerken
M_{evol}		Funktion der Ausscheidungsentwicklung

$M_{evol,max}$		maximaler Festigkeitsbeitrag zur Fließgrenze durch Versetzungsbiegung
m_N		NORTON-Kriechexponent
m_{PE}		Exponent der PARIS-ERDOGAN-Gleichung
N_0		Anzahl Mole in der Matrix
N_A		Zyklenzahl bis Versagen
N_K	m^{-3}	Anzahl an potentiellen Nukleationskeimen
N_p	m^{-2}	Ausscheidungsdichte
n		Dehnratenexponent des CHABOCHE-Modells
n_R		RAMBERG-OSGOOD-Verfestigungsexponent
n_s		Anzahl aktivierter Gleitsysteme
p		viskoplastische Vergleichsdehnrate
Q	J/mol	Aktivierungsenergie für die Chromdiffusion
Q_{cr}	J/mol	Aktivierungsenergie fürs Kriechen
Q_{diss}	J/mol	Dissipation der Freien GIBBS-Energie
Q_∞	MPa	Aufklingkonstante der isotropen Verfestigung
q		Koaleszenzfaktor der Verfestigungsmechanismen
R_g	J/molK	universelle Gaskonstante
R_c	m	kritischer Biegungsradius der Versetzung
R_ε		Dehnungsverhältnis
R_{iso}	MPa	statische Erholung der isotropen Verfestigung
R_{kin}	1/s	statische Erholung der kinematischen Verfestigung
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	0,2 %-Dehngrenze
R_σ		Spannungsverhältnis
r	m	Ausscheidungsradius
r^*	m	kritischer Nukleationsradius
r_i	m	Versetzungskernradius (engl. inner cut-off radius)
r_o	m	engl. outer cut-off radius
r_s	m	effektiver Radius kugelförmiger Ausscheidungen
r_{satt}	m	Sättigungsradius nach Beenden der Ausscheidungswachstumsphase
T	°C/ K	Temperatur
T_0	°C/ K	Referenztemperatur
T_{max}	°C/ K	Maximaltemperatur
T_{min}	°C/ K	Minimaltemperatur
t	s	Zeit
t_d	s	Druckhaltezeit
t_{inc}	s	Inkubationszeit
t_R	s	Zeitstandfestigkeit
t_z	s	Zughaltezeit
X	MPa	Rückspannung der kinematischen Verfestigung
Z	%	Brucheinschnürung
Z_D	MPa	Schädigungsparameter nach HEITMANN
Z_v		ZELDOVICH-Faktor

Phasen und Elemente

δ-Ferrit	Phase in Stählen
γ'	Ni_3(Ti,Al)-Ausscheidung
$M_{23}C_6$	Karbidtyp
MX	Karbid-/Nitridtyp
σ-Phase	$Fe_{47}Ni_{32}Cr_{21}$-Ausscheidung
TiC	Titankarbid
Ti(Nb,Mo)C	Titanmischkarbid
Ti(C,N)	Titancarbonitrid
Al	Aluminium
Cr	Chrom
Fe	Eisen
C	Kohlenstoff
Mn	Mangan
Mo	Molybdän
Ni	Nickel
Nb	Niob
Si	Silizium
N	Stickstoff
Ti	Titan

Kapitel 1

Einleitung

Für die Auslegung einzelner Komponenten oder auch ganzer Baugruppen ist die Computersimulation mit Hilfe der Finite Elemente Methode heutzutage weder in der Luft- und Raumfahrt noch in der Automobilbranche wegzudenken. Zunehmend gewinnt auch die Kraftwerksindustrie immer mehr das Interesse, die Restlebensdauer von fossil befeuerten Bestandskraftwerken mit neuen Methoden vorauszusagen, Maier et al. (2015). Doch jede Simulation ist nur so aussagekräftig und detailliert wie das Modell mit den hinterlegten Werkstoffdaten. Vor allem im Zuge immer komplexer werdender Legierungskonzepte und einer Denkweise fernab der Überdimensionierung, müssen insbesondere für Hochtemperaturwerkstoffe genaue Kenntnisse über das Werkstoffverhalten unter den gegebenen Belastungen vorliegen.

Werkstoffe verändern durch eine Wärmebehandlung oder im Betrieb ihre Mikrostruktur. Dies hat letztendlich Auswirkungen auf die quasi-statischen mechanischen Werkstoffeigenschaften, vor allem aber auch auf die viskoplastische Verformung und Lebensdauer unter Ermüdungsbeanspruchung, z.B. Desvaux et al. (1978) und Nilsson (1985). Auch an den Nickelbasislegierungen *Alloy 617B* und *C-263* konnten diese deutlichen Abhängigkeiten von der mikrostrukturellen Entwicklung bzw. dem Ausgangszustand festgestellt werden, Maier (2013) bzw. Maier et al. (2014). Neben den Aspekten der Optimierungsmöglichkeit bei der Anwendung von Simulationstools steht vor allem die Kostenersparnis durch teure und unzählige Komponententests im Vordergrund. Aus diesem Grund ist es unabdingbar, einfache Modellansätze mit guter Genauigkeit und geringer Berechnungszeit zu entwickeln, um verlässliche Aussagen über kritische Verformungen und den daraus resultierenden Lebensdauerschwachpunkten zu identifizieren. Phänomenologische Ansätze und Konzepte sind unproblematisch mit gängigen Verformungsmodellen zu verknüpfen, ausreichend genau und wenig rechenintensiv. Dennoch können sich sehr schnell Ungenauigkeiten ergeben, wenn beispielsweise über den untersuchten Tem-

peraturbereich hinaus extrapoliert werden muss oder die Datenbasis unzureichend ist. Vorteilhafter wären in jedem Fall gekoppelte Mikrostruktur-Verformungs-Modelle, die zusätzlich die Thermodynamik und Kinetik des Materials und auch die Werkstoffverfestigung über mikrostrukturelle Bestandteile wie Korngröße, Mischkristallverfestigung oder auch veränderliche Parameter wie Ausscheidungsgröße sowie -phasenanteile und Versetzungsdichten berücksichtigen. In der Literatur finden sich beispielsweise Arbeiten von Holzer (2010) bzw. Ahmadi (2014), die die Raumtemperatur-Fließgrenze von verschiedenen Werkstoffen infolge einer mikrostrukturellen Veränderung berechnen, jedoch wird keine weitere Kopplung zur Verformung aufgezeigt. Physikalisch basierte Modelle, welche die Verformung und die davon abhängige Subkornbildung durch Versetzungen beim Kriechen berechnen, sind zum Beispiel in Yadav et al. (2016) und Barrett et al. (2014) beschrieben. Hierbei verfolgen letztere genannte Autoren weiterhin einen Ansatz von Fisher, Hart und Pry zur Berücksichtigung des Ausscheidungsphasenteils und -radius unter zyklischer Wechselbelastung. Jedoch werden diese Parameter als konstant angenommen und folglich nicht mit der thermischen und mechanischen Belastungen verändert.

Die vorliegende Arbeit verfolgt die Zielsetzung, am Beispiel des Chrom-Nickel-Stahls Alloy 800H ein überwiegend physikalisch, thermodynamisch und kinetisch basiertes Modell für die Kopplung von mikrostruktureller Veränderung und Wechselverformung unter Ermüdungsbeanspruchung zu entwickeln. Hierzu fokussiert sich die Arbeit auf die folgenden Aspekte. In Kapitel 2 wird der notwendige Kenntnisstand in Bezug auf Verfestigungsmechanismen, Ausscheidungskinetik sowie Hochtemperaturverformung und Ermüdungsversagen umrissen. Weiterhin wird der Stand des Wissens über Mikrostruktur und Werkstoffeigenschaften der Legierung Alloy 800H beschrieben. Kapitel 3 gibt Aufschluss über die verwendeten Materialzustände und die für diese Arbeit verwendeten experimentellen Methoden. Im nachfolgenden Kapitel 4 werden die erzielten experimentellen Ergebnisse vorgestellt. Der Fokus liegt vor allem auf metallographischen Untersuchungen, Ergebnissen aus Warmzugversuchen und sehr detailliert auf Untersuchungen des Ermüdungs-, Kriech-Ermüdungs- und thermomechanischen Ermüdungsverhaltens. Ferner wird die Schädigung, die Lebensdauer und das Risswachstums unter Ermüdungsbeanspruchung analysiert. Die experimentellen Ergebnisse wurden teilweise in Hübsch et al. (2014), Hübsch et al. (2015), Hübsch et al. (2016) und Hübsch (2016) veröffentlicht oder auch vorgetragen. In Kapitel 5 wird zunächst die Simulation der mikrostrukturellen Veränderung infolge einer thermischen Auslagerung mit dem Software-Tool *MatCalc* vorgestellt. Anschließend erfolgt die Vorstellung der Entwicklungsgleichung zur Be-

schreibung der Simulationsergebnisse und Berechnung der Raumtemperatur-Fließgrenze von Alloy 800H. Daraufhin werden die Erweiterungen des Wechselplastizitätsmodells hergeleitet und die damit erzielten Ergebnisse der einheitlichen Verformungsmodellierung aufgezeigt. Ferner wird die Anwendung des verwendeten Lebensdauerkonzeptes dargestellt. Im vorletzten Kapitel 6 werden die wesentlichen Aspekte dieser Arbeit diskutiert und in Kapitel 7 zusammengefasst.

Kapitel 2

Kenntnisstand und Modelle

Das folgende Kapitel gibt einen Überblick über auftretende Verfestigungsmechanismen in hochlegierten Werkstoffen. Weiterhin werden Grundlagen der Ausscheidungskinetik im Hochtemperaturbereich erläutert. In beiden Fällen werden durchaus bekannte, jedoch auch neuere Ansätze und Modellgleichungen zur Beschreibung vorliegender Effekte vorgestellt. In Abschnitt 2.3 wird explizit auf die Verformung und die Schädigung unter mechanischer Belastung eingegangen, wobei hier der Fokus vor allem auf die Modellierung der Wechselplastizität und Lebensdauer unter Ermüdungsbeanspruchung gelegt wird. Der letzte Abschnitt in diesem Kapitel konzentriert sich auf den in der vorliegenden Arbeit untersuchten Werkstoff Alloy 800H. Neben der Historie der Legierung werden in der Literatur bestehende Kenntnisse zur mikrostrukturellen Entwicklung und zu mechanischen Eigenschaften zusammengefasst.

2.1 Verfestigungsmechanismen

Festigkeit von vielkristallinen Werkstoffen ist deren Widerstand gegen plastische Verformung, das heißt die Behinderung der Versetzungsbewegung unter mechanischen Belastungen. Versetzungsbehinderung kann durch eine Vielzahl von Gitterdefekten erfolgen, die in null-, ein-, zwei- und dreidimensionale Gitterfehler unterschieden werden. Im Folgenden werden die für den Werkstoff Alloy 800H relevanten Verfestigungsmechanismen dargelegt:

- Mischkristallverfestigung
- Korngrenzverfestigung
- Ausscheidungsverfestigung
- Versetzungsverfestigung

2.1.1 Mischkristallverfestigung

Die Mischkristallverfestigung basiert auf dem Größenunterschied von gelösten Legierungsatomen und den Atomen des Grundmetalls. Legierungsatome können entweder interstitiell auf Zwischengitterplätzen oder substitionell auf Gitterplätzen der Matrix gelöst sein. Die Wechselwirkung von Versetzungen mit den daraus resultierenden Verzerrungen führt letztendlich zur Erhöhung der Werkstofffestigkeit.
Für die Berücksichtigung der Mischkristallverfestigung in Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung sind beispielsweise Ansätze bekannt, die den Beitrag zur Fließspannung über einen Verfestigungskoeffizienten oder Fehlpassungsparameter ε_b, der Konzentration des gelösten Elementes c sowie einem Konzentrationsexponenten beschreiben, vgl. beispielsweise Fleischer (1963) oder Butt und Feltham (1993). Oftmals basieren diese Theorien auf den Ideen von Labusch und Nabarro. Anwendungen für den kubisch-raumzentrierten (krz) martensitischen Stahl *P92* sind beispielsweise in Holzer (2010) oder für die Nickelbasislegierung *IN718plus* in Ahmadi (2014) zu finden. Die notwendigen Koeffizienten für krz-Stähle liefert zum Beispiel Li (2003).
Sieurin et al. (2006) haben für austenitische Edelstähle Modelle entwickelt, welche die Erhöhung der Dehngrenze in Abhängigkeit von der Verzerrung und der Konzentration des gelösten Atoms und einer Materialkonstante beschreiben. Des Weiteren können beispielsweise die Halbzeugdicke oder auch für bestimmte Stähle der δ-Ferrit-Anteil berücksichtigt werden. Die Parameter der einzelnen Modelle wurden über die Regressionsanalyse bestimmt. Die von den Autoren empfohlene Modellgleichung zur Erhöhung der Fließgrenze durch Mischkristallverfestigung der Elemente i (Cr, Mn, Ni, Si) lautet wie folgt:

$$\sigma_\mathrm{MK} = \mathrm{K_{NL}} \sum_i {\varepsilon_\mathrm{b}}_i^{4/3} {\mathrm{c}_i}^{2/3} + f\left(\delta\text{-Ferrit}, \text{Halbzeugdicke}, \dots\right). \tag{2.1}$$

Hier sei schon vermerkt, dass die Funktion f in dieser Arbeit nicht berücksichtigt wird. Der Parameter $\mathrm{K_{NL}}$ wird über die folgende Gleichung berechnet:

$$\mathrm{K_{NL}} = 1{,}1 \cdot 10^{-3} \, \frac{\mathrm{M} {\alpha_\mathrm{MK}}^{4/3} {\omega_\mathrm{MK}}^{1/3} \mathrm{G}}{\mathrm{b}^{1/3}}. \tag{2.2}$$

M repräsentiert den Taylor-Faktor, G den Schubmodul, b den Burgersvektor und α_MK sowie ω_MK zwei materialabhängige Konstanten.

2.1.2 Korngrenzverfestigung

Korngrenzen und Subkorngrenzen sind für Versetzungen Blockaden, die nicht ohne Weiteres überwunden werden können und somit die Werkstofffestigkeit steigern. Die klassische Hall-Petch-Beziehung beschreibt den Beitrag zur Festigkeit wie folgt:

$$\sigma_{\mathrm{KG}} = \sigma_{\mathrm{Peierls}} + \frac{\mathrm{k_{KG}}}{\sqrt{\mathrm{d_{KG}}}}. \tag{2.3}$$

$\sigma_{\mathrm{Peierls}}$ ist die Grundfestigkeit der Matrix und $\mathrm{k_{KG}}$ der HALL-PETCH-Parameter. Mit kleinerer Korngröße $\mathrm{d_{KG}}$ nimmt dementsprechend die Festigkeit zu.

2.1.3 Ausscheidungsverfestigung

Dieser Verfestigungsmechanismus beruht auf der Wechselwirkung von Versetzungen mit Ausscheidungen. Existiert eine Ausscheidung in der Gleitebene einer Versetzung, muss eine Grenzspannung aufgebracht werden, um die Versetzungsbewegung fortzusetzen. Das Auftreffen einer Versetzung auf zufällig verteilte, ortsgebundene, punktförmige Ausscheidungen in der Gleitebene der Versetzung ist in Abb. 2.1 gezeigt. Mit zunehmender Schubspannung biegt sich die Versetzung zwischen benachbarten Verankerungspunkten/Ausscheidungsteilchen durch, ARDELL (1985). Dabei setzt die Ausscheidung dieser Versetzung eine entsprechenden Wechselwirkungskraft $\mathrm{F_p}$ entgegen. Der Krümmungsradius $\mathrm{R_c}$ ist gegeben durch die Schubspannung und die Linienspannung der Versetzung Γ:

$$\tau_{\mathrm{c}} = \frac{\Gamma}{\mathrm{bR_c}}. \tag{2.4}$$

Hierbei gilt $\Gamma = \mathrm{Gb}^2/2$, wobei der Zahlenfaktor abhängig vom Versetzungstyp ist. Der Wert 1/2 repräsentiert einen Mittelwert von Stufen- und Schraubenversetzungen. Die

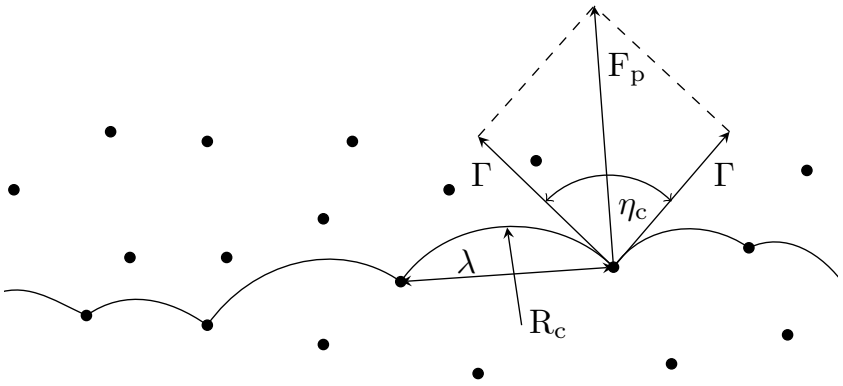

Abbildung 2.1: Schematische Darstellung der Versetzungsbewegung durch ein Feld von punktförmigen Hindernissen.

Versetzungsdurchbiegung kann auch über den Winkel η_c charakterisiert werden. Dieser hängt wie folgt mit dem Krümmungsradius zusammen:

$$\cos\left(\frac{\eta_c}{2}\right) = \frac{\lambda}{2R_c}. \tag{2.5}$$

λ ist der Abstand zwischen benachbarten Verankerungspunkten der Versetzung (vgl. Abb. 2.1). Aus den Gleichungen (2.4) und (2.5) ergibt sich die kritische Schubspannung, bei der die Ausscheidungen überwunden werden:

$$\tau_c = \frac{Gb}{\lambda}\cos\left(\frac{\eta_c}{2}\right). \tag{2.6}$$

Mit steigender Schubspannung kann die Versetzung die Teilchen je nach Festigkeit auf zwei verschiedene Arten überwinden, nämlich entweder nach dem Orowan- oder nach dem Friedel-Mechanismus, Brown und Ham (1971). Der Orowan-Mechanismus wirkt bei starken Hindernissen, die nicht geschnitten werden können. Reicht der Maximalwert der Schubspannung Gb/λ in Gl. (2.6) nicht aus, das heißt für $\eta_c = 0$, so überwindet die Versetzung das Hindernis durch Annihilation benachbarter Versetzungssegmente. Zurück bleibt ein Versetzungsring (Orowan-Ring) um das Hindernis. Die kritische Schubspannung für die Versetzungsbewegung durch ein Feld mit derartigen starken Hindernissen ist dann:

$$\tau_c = \frac{2\Gamma}{b\lambda} = \frac{Gb}{\lambda}. \tag{2.7}$$

Der effektive Abstand zwischen benachbarten Verankerungspunkten entspricht beim Orowan-Mechanismus dem mittleren Teilchenabstand λ_p in der Gleitebene. Dieser ist umgekehrt proportional zur Wurzel aus der Teilchen-Anzahldichte N_p in der Gleitebene:

$$\lambda = \lambda_p = \frac{1}{\sqrt{N_p}}. \tag{2.8}$$

Das Friedel-Modell gilt für relativ schwache Hindernisse, die noch für bestimmte Winkel schneidbar sind. Im Rahmen dieses Modells ist der effektive Abstand zwischen den Verankerungspunkten der Versetzungen λ größer als der mittlere Teilchenabstand λ_p. Die statistische Analyse von Friedel ergibt, dass in diesem Fall der Abstand der Verankerungspunkte in Gl. (2.6) zu setzen ist als:

$$\lambda = \lambda_p/\cos^{1/2}\left(\frac{\eta_c}{2}\right). \tag{2.9}$$

Folglich ergibt sich die kritische Schubspannung für relativ schwache Hindernisse nach Friedel zu:

$$\tau_c = \frac{Gb}{\lambda_p}\cos^{3/2}\left(\frac{\eta_c}{2}\right). \tag{2.10}$$

Die Abgrenzung zwischen den beiden wirkenden Mechanismen Orowan und Friedel ist nach Ardell (1985) definiert bei einem Winkel von $\eta_c \geq 120$ °.

Einen wesentlichen Beitrag zum besseren Verständnis der Versetzungsbewegung in einem quadratischen Feld mit punktförmigen Ausscheidungen leisteten unter anderen Foreman und Makin (1966) mit Hilfe von Computersimulationen. Zum einen konnten die Autoren zeigen, dass der Grenzwert für die Orowan-Spannung für $\eta_c = 0$ nicht durch Gl. (2.6) gegeben ist, sondern lediglich 81 % hiervon erreicht. Zum anderen wurde nachgewiesen, dass die ursprüngliche Orowan-Gleichung (2.6) mit der freien Weglänge nach Gl. (2.8) durchgehend große Abweichungen zu den Simulationsergebnis aufweist. Ferner konnten die Autoren darlegen, dass auch die Gl. (2.10) nach Friedel für starke Hindernisse ebenfalls von den Simulationsergebnissen abweicht, jedoch sehr gut den Festigkeitsbeitrag im Bereich schwacher Ausscheidungen widerspiegelt. Auf Basis ihrer Erkenntnisse entwickelten Foreman und Makin (1966) den folgenden empirischen Ausdruck zur Beschreibung der Ausscheidungsfestigkeit:

$$\tau_c = \frac{Gb}{\lambda_p} \cos^{3/2}\left(\frac{\eta_c}{2}\right) \left[0.80 + \frac{\eta_c}{5\pi}\right]. \tag{2.11}$$

Abb. 2.2 vergleicht die drei Theorien zur Berechnung der kritischen Schubspannung in Abhängigkeit vom kritischen Biegungswinkel. Hierbei wird eine normierte Darstellung der kritischen Schubspannung $\tau_c' = \tau_c \lambda_p / Gb$ verwendet. Weiterhin sind die Datenpunkte der Simulationsergebnisse von Foreman und Makin (1966) sowie der von Ardell (1985) festgelegte Übergang von schwachen zu starken Ausscheidungen dargestellt. Deutlich zu erkennen sind sowohl die guten Übereinstimmungen der Simulation mit der Theorie nach Friedel im Bereich schwacher Ausscheidungen als auch die größeren Abweichungen der ursprünglichen Orowan-Gleichung. Über die Darstellungsweise der normierten kritischen Schubspannung ergibt sich zudem die Definition des in dieser Arbeit verwendeten Parameters Ψ. Dieser entspricht dem normierten Orowan-Grenzwert für $\eta_c = 0$. Für die Gleichung nach Orowan bzw. Friedel gilt $\Psi = 1$, während sich aus den Simulationsdatenpunkten von Foreman und Makin (1966) $\Psi = 0{,}81$ ergibt.

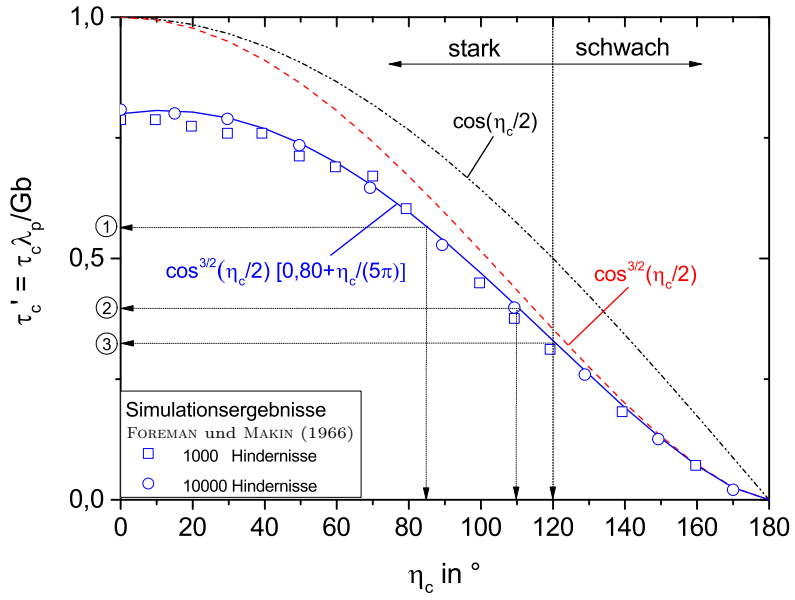

Abbildung 2.2: Normierte kritische Schubspannung als Funktion des kritischen Biegungswinkels. Offene Symbole: Simulationsergebnisse von Foreman und Makin (1966), schwarze Punkt-Strich-Linie: Original Orowan-Gleichung, rote gestrichelte Linie: Gleichung nach Friedel, blaue durchgezogene Linie: Gleichung nach Foreman und Makin (1966). Eingekreiste Zahlen sind über Hilfspfeile bestimmten Biegungswinkeln zugeordnet.

Versetzungslinienspannung

Die oben beschriebenen Gleichungen (2.6), (2.10) und (2.11) basieren auf der Annahme, dass die Versetzungslinienspannung konstant bleibt ($\Gamma = \mathrm{Gb}^2/2$). Für eine genauere Berechnung sollte jedoch die Veränderung der Energie mit der Orientierung der Versetzungslinie berücksichtigt werden.

Die elastische Energie der Vesetzungslinie in einem isotropen Kristall setzt sich nach Cottrell und Foreman, beschrieben in Brown und Ham (1971), folgendermaßen zusammen:

$$\mathrm{E_T} = \frac{\mathrm{Gb}^2}{4\pi}\left(\frac{1-\nu\cos^2(\theta_\mathrm{T})}{1-\nu}\right)\ln\left(\frac{\mathrm{r_o}}{\mathrm{r_i}}\right). \tag{2.12}$$

Dabei repräsentiert $\mathrm{r_i}$ den Versetzungskernradius (engl. inner cut-off radius) bzw. $\mathrm{r_o}$ den engl. outer cut-off radius. θ_T ist der Winkel zwischen Versetzungslinie und dem Burgersvektor. Für eine anfängliche reine Schraubenversetzung beträgt dieser Winkel $\theta_\mathrm{T} = 0$, bei einer anfänglich reinen Stufenversetzung $\pi/2$. Die Versetzungsenergie ist somit abhängig vom Charakter der Versetzung und für Stufenversetzungen höher als für Schraubenversetzungen, Ardell (1985).

Durch das Durchbiegen der Versetzung ändert sich die Orientierung und somit auch die Energie der Versetzung. Basierend auf den Arbeiten von deWit und Koehler (1959) sowie von Chou und Eshelby (1962) leiten Brown und Ham (1971) über den Ansatz $\Gamma = \mathrm{E_T} + \mathrm{d}^2\mathrm{E_T}/\mathrm{d}{\theta_\mathrm{T}}^2$ die Linienspannung im isotropen Kristall her:

$$\Gamma = \frac{\mathrm{Gb}^2}{4\pi}\left(\frac{1+\nu-3\nu\sin^2\left(\theta_\mathrm{T}\right)}{1-\nu}\right)\ln\left(\frac{\mathrm{r_o}}{\mathrm{r_i}}\right). \tag{2.13}$$

In der später verwendeten Software *MatCalc* wird die Linienspannung im Vergleich zur einfachen Abschätzung über den Mittelwert 1/2 für eine Stufen- und Schraubenversetzung wesentlich komplexer beschrieben. Brown und Ham (1971) haben einen ursprünglichen Ashby-Ansatz für zufällig angeordnete starke Ausscheidungen auf Basis der Gleichbehandlung der Energien für Stufen- und Schraubenversetzungen, siehe Gl. (2.12), neu formuliert und unter Annahme der Isotropie folgendermaßen abgeschätzt:

$$\tau_\mathrm{c} = \Psi\frac{2\left[\mathrm{E_T}\left(0\right)\cdot\mathrm{E_T}\left(\pi/2\right)\right]^{0.5}}{\mathrm{b}\lambda_\mathrm{p}}\cos\left(\frac{\eta_\mathrm{c}}{2}\right) = \Psi\frac{\mathrm{Gb}}{2\pi\sqrt{1-\nu}\lambda_\mathrm{p}}\ln\left(\frac{\mathrm{r_o}}{\mathrm{r_i}}\right)\cos\left(\frac{\eta_\mathrm{c}}{2}\right). \tag{2.14}$$

Daraus resultiert die Orowan-Gleichung für $\eta_\mathrm{c} = 0$:

$$\tau_\mathrm{OR} = \Psi\frac{\mathrm{Gb}}{2\pi\sqrt{1-\nu}\lambda_\mathrm{p}}\ln\left(\frac{\mathrm{r_o}}{\mathrm{r_i}}\right) \quad \text{bzw.} \quad \sigma_\mathrm{OR} = \mathrm{M}\tau_\mathrm{OR}. \tag{2.15}$$

Erweiterung auf sphärische Ausscheidungen

In der Regel können die zuvor beschriebenen Gleichungen, welche für punktförmige Hindernisse hergeleitet wurden, ebenso auf kugelförmige Ausscheidungen übertragen werden. Hierbei wird ein effektiver Radius $\mathrm{r_s}$ verwendet, da Versetzungen nicht immer mittig auf sphärische Ausscheidungen treffen, Sonderegger in Holzer (2010). Dieser ergibt sich zu:

$$\mathrm{r_s} = \sqrt{\frac{2}{3}}\mathrm{r}. \tag{2.16}$$

Der effektive Teilchenabstand in quadratischer Anordnung λ_s ist definiert über:

$$\lambda_\mathrm{s} = \frac{1}{\sqrt{\mathrm{N_p}}} - 2\mathrm{r_s}. \tag{2.17}$$

Dabei setzt sich die Ausscheidungsdichte $\mathrm{N_p}$ über den volumetrischen Phasenanteil wie folgt zusammen: $\mathrm{N_p} = 6\mathrm{f}/\left(4\pi\mathrm{r}^2\right)$ und Gl. (2.17) verändert sich zu:

$$\lambda_\mathrm{s} = 2\mathrm{r}\left(\sqrt{\frac{\pi}{6\mathrm{f}}} - \sqrt{\frac{2}{3}}\right). \tag{2.18}$$

Für den interessierten Leser gibt Kelly (1972) einen Überblick über die Auswirkungen der Geometrie von stab- und plattenförmigen Ausscheidungen auf die Orowan-Spannung. Neuere Arbeiten zu diesem Thema sind beispielsweise von Sonderegger und Kozeschnik (2012) durchgeführt worden.

Umgehen und Schneiden von Ausscheidungen

In den vorangegangen Teilabschnitten wurden die Wechselwirkungen der Ausscheidungen mit Versetzungen und die daraus resultierende Grenzspannung τ_c in Abhängigkeit von der Festigkeit, stark oder schwach, beschrieben. Ein wesentlicher Aspekt, ob die Ausscheidung umgangen oder geschnitten werden kann, wurde dabei nur teilweise angedeutet.
Inkohärente Ausscheidungen können nicht geschnitten werden. Folglich umgehen auftreffende Versetzungen, in Abhängigkeit von der Temperatur, diese Hindernisse über beispielsweise Klettern oder durch den Orowan-Mechanismus. Für niedrige Temperaturen ist die Orowan-Spannung im Bereich der Ausscheidungsverfestigung die Grenzspannung, die überwunden werden muss, damit plastisches Fließen auftritt. Bei höheren Temperaturen kann die Versetzungsbewegung durch thermisch aktivierte Prozesse, wie beispielsweise Klettern und Quergleiten, erleichtert werden. Beim Quergleiten ist es möglich, dass Versetzungen die Gleitebene verlassen. Experimentell wurde dieser Mechanismus in der Nähe von Ausscheidungen auch nachgewiesen. Nichtsdestotrotz wird über das Quergleiten, unabhängig von der Temperatur, kein plastisches Fließen unterhalb der Orowan-Spannung hervorgerufen, Brown und Ham (1971). Das Versetzungsklettern wurde beispielsweise von Arzt und Ashby (1982) detailliert beschrieben. Es wird zwischen lokalem und globalem Klettern unterschieden, jedoch bedeutet dies in beiden Fällen, dass sich die Versetzungslinienenergie durch die notwendige Verlängerung der Versetzungslinie zum Überwinden des Hindernisses erhöht. Im Fall des lokalen Kletterns an sphärischen Ausscheidungen skaliert die Verlängerung der Versetzunglinie mit dem Teilchenradius r während bei globalem Klettern die Verlängerung der Versetzunglinie mit dem mittleren Teilchenabstand λ_p skaliert. Die Grenzwertspannung für Klettern ergibt sich dementsprechend in Abhängigkeit von der Orowan-Spannung zu 0,322 τ_{OR} und 0,04 τ_{OR} für lokales bzw. globales Klettern. Der Vergleich verschiedener Modelle zur Bestimmung der Grenzwertspannung wurde von Heilmaier und Reppich (1999) durchgeführt. Es konnte für lokales Klettern die Abhängigkeit von der Ausscheidungsgeometrie, jedoch nicht vom Ausscheidungsphasenanteil beobachtet werden. Diese Abhängigkeit wird nur bei globalem Klettern berücksichtigt.

Sind Ausscheidungen kohärent, beispielsweise γ', oder teilkohärent, so können diese geschnitten werden und anstatt des Orowan-Mechanismus können fünf mögliche Verfestigungsmechanismen wirken, Ardell (1985):

- Verfestigung durch Kohärenzeffekte
- Verfestigung über Schubmodulunterschiede zwischen Matrix und Ausscheidung
- Verfestigung durch Erhöhung der Oberflächenenergie durch neue Phasengrenzen
- Verfestigung durch Stapelfehler
- Verfestigung durch Bildung einer Anti-Phasengrenzen

In Alloy 800H werden diese Wechselwirkungen aufgrund überwiegend inkohärenter Karbidausscheidungen vernachlässigt. Folglich wird auf eine detaillierte Darstellung der Herleitungen verzichtet. Für den interessierten Leser ist eine Zusammenfassung dieser Mechanismen beispielsweise in Ardell (1985), Brown und Ham (1971) und Ahmadi et al. (2014a) beschrieben. Detaillierte Ausführungen zur Modulusverfestigung sind in Nembach (1983) aufgeführt. Weiterentwicklungen zur Kohärenzverfestigung sind in Ahmadi et al. (2014b) dargestellt.

Kopplung mehrerer Ausscheidungen/Ausscheidungstypen

Sind mehrere Ausscheidungstypen, unabhängig ob schwach, stark oder gemischt vorhanden, überlagern sich die Festigkeitsbeiträge der einzelnen Ausscheidungstypen i. Der Beitrag durch Ausscheidungsverfestigung setzt sich folgendermaßen zusammen:

$$\sigma_{\mathrm{P}} = \mathrm{M} \sqrt[\mathrm{q}]{\sum_i \tau_{\mathrm{c}i}^{\mathrm{q}}}. \tag{2.19}$$

Für den Koaleszenzfaktor q sind in der Literatur verschiedene Werte angegeben. In der Regel variiert dieser zwischen 1 und 2. Im letzteren Fall handelt es sich um die Pythagoras-Addition nach Koppenaal und Kuhlmann-Wilsdorf. Diese eignet sich besonders gut, wenn überwiegend schwache oder überwiegend starke Ausscheidungen in der Matrix vorliegen, Ardell (1985). Auf Basis der vorgestellten Computersimulationen von Foreman und Makin (1966) schlägt jedoch Ardell einen Faktor q = 1,8 vor. Liegt eine Mischung aus beiden Festigkeitstypen vor, so sollte q = 1,4 gewählt werden.

2.1.4 Versetzungsverfestigung

Der Spannungsbeitrag zur Fließgrenze durch Versetzungen wird über die Taylor-Gleichung beschrieben:

$$\sigma_{\mathrm{VN}} = \alpha_{\mathrm{VN}} \mathrm{MGb} \sqrt{\rho} \tag{2.20}$$

Folglich hängt dieser unter anderen von einer temperaturabhängigen Konstanten α_{VN} und der Dichte der Versetzungen ρ ab.
Einen Ansatz zur Berechnung der Entwicklung von Versetzungsdichten unter plastischer Verformung liefert das 3-Innere Variablen-Modell nach Roters et al. (2000). Es werden Entwicklungsgleichungen zur Bestimmung der mobilen und immobilen Versetzungsdichten sowie der Versetzungsdichten innerhalb von Versetzungsstrukturen vorgestellt. Im Folgenden wird lediglich auf die Beschreibung einer dieser Variablen, die Entwicklungsgleichungen der mobilen Versetzungsdichte, eingegangen. Eine weitere theoretische Anwendung des vollständigen Modells ist in Goerdeler und Gottstein (2001) zu finden, während beispielsweise in Barrett et al. (2014) eine praktische Verwendung beschrieben ist.
Die Änderungsrate der mobilen Versetzungsdichte setzt sich wie folgt zusammen:

$$\dot{\rho}_{\mathrm{m}} = \dot{\rho}_{\mathrm{m}}{}^{+} - \dot{\rho}_{\mathrm{m}}{}^{-}. \tag{2.21}$$

Die Zunahme mobiler Versetzungen durch Verformung ist wie folgt definiert:

$$\dot{\rho}_{\mathrm{m}}{}^{+} = \dot{\varepsilon}\frac{\mathrm{M}}{\mathrm{bL}_{\rho}}. \tag{2.22}$$

Versetzungsannihilation oder auch die Bildung von Versetzungsdipolen und -blockaden führt zu einer Reduktion der mobilen Versetzungsrate. Diese werden wie folgt definiert:

$$\rho_{\mathrm{m}}{}^{-}\left(\mathrm{annil}\right) = 2\,\mathrm{d}_{\mathrm{annil}}\,\dot{\varepsilon}\frac{\mathrm{M}}{\mathrm{bn}_{\mathrm{s}}}\,\rho_{\mathrm{m}}. \tag{2.23}$$

Dabei ist $\mathrm{d}_{\mathrm{annil}}$ die kritische Distanz, die zwischen zwei Versetzungen vorliegen muss, damit diese sich gegenseitig annihilieren können. n_{s} ist die Anzahl aktivierter Gleitsysteme. Die Bildung von Versetzungsdipolen ergibt sich in äquivalenter Form:

$$\rho_{\mathrm{m}}{}^{-}\left(\mathrm{dipol}\right) = 2\,\left(\mathrm{d}_{\mathrm{dipol}} - \mathrm{d}_{\mathrm{annil}}\right)\,\dot{\varepsilon}\frac{\mathrm{M}}{\mathrm{bn}_{\mathrm{s}}}\,\rho_{\mathrm{m}}. \tag{2.24}$$

Auch in diesem Fall entspricht $\mathrm{d}_{\mathrm{dipol}}$ dem kritischen Abstand für die Bildung von Versetzungsdipolen, der jedoch durch den notwendigen Abstand zur Versetzungsannihilation begrenzt wird. Für die Bildung von Versetzungsblockaden gilt folgender Zusammenhang:

$$\rho_{\mathrm{m}}{}^{-}\left(\mathrm{lock}\right) = 4\,\mathrm{d}_{\mathrm{lock}}\,\dot{\varepsilon}\frac{\mathrm{M}}{\mathrm{b}}\,\frac{\mathrm{n}_{\mathrm{s}} - 1}{\mathrm{n}_{\mathrm{s}}}\,\rho_{\mathrm{m}}. \tag{2.25}$$

Die Bedingung, dass andere Versetzungen auf allen anderen aktiven Gleitsystemen zur Bildung von Versetzungsblockaden beitragen können, führt zu dem Ausdruck $\left(\mathrm{n}_{\mathrm{s}} - 1\right)/\mathrm{n}_{\mathrm{s}}$. Letztendlich ergibt sich für die Änderungsrate der mobilen Versetzungen durch plastische Verformung nach Gl. (2.21):

$$\dot{\rho}_{\mathrm{m}} = \dot{\varepsilon}\frac{\mathrm{M}}{\mathrm{b}}\left(\frac{1}{\mathrm{L}_{\rho}} - \frac{\rho_{\mathrm{m}}}{\mathrm{n}_{\mathrm{s}}}\cdot\left[4\mathrm{d}_{\mathrm{lock}}\left(\mathrm{n}_{\mathrm{s}} - 1\right) + 4\mathrm{d}_{\mathrm{annil}} + 2\mathrm{d}_{\mathrm{dipol}}\right]\right). \tag{2.26}$$

2.1.5 Überlagerung von Verfestigungsmechanismen

Zur Modellierung der Fließspannung werden die in den vorangegangen Abschnitten vorgestellten Beiträge zur Erhöhung der Fließspannung über eine lineare Überlagerung der einzelnen Anteile j berücksichtigt:

$$\sigma_{\mathrm{Y}}{}^{\mathrm{q}} = \sum_{j} \sigma_{\mathrm{j}}^{\mathrm{q}}. \tag{2.27}$$

Der Exponent q liegt in diesem Fall ebenfalls in der Größenordnung von 1 bis 2. Nach Kocks et al. wird zwischen zwei Typen unterschieden, die einen Beitrag zur Fließspannung leisten, aus Holzer (2010). Zum einen der Beitrag durch Versetzungsverfestigung (σ_{VN}) und zum anderen der Beitrag durch Mischkristall- (σ_{MK}), Ausscheidungs- (σ_{P}) sowie Korngrenzverfestigung und Grundfestigkeit der Matrix (σ_{KG}). Somit ergibt sich die Berechnung der Fließgrenze zu:

$$\sigma_{\mathrm{Y}} = \sqrt[\mathrm{q}]{(\sigma_{\mathrm{MK}} + \sigma_{\mathrm{KG}} + \sigma_{\mathrm{P}})^{\mathrm{q}} + \sigma_{\mathrm{VN}}{}^{\mathrm{q}}}. \tag{2.28}$$

2.2 Ausscheidungsthermodynamik und -kinetik

2.2.1 Grundlagen der Ausscheidungsthermodynamik und -kinetik

Die Bildung von Ausscheidungen aus der übersättigten Matrix ist ein temperaturabhängiger Prozess, der in drei Teile untergliedert wird:

- Keimbildung/Nukleation
- Wachstumsphase
- Vergröberung der Ausscheidung

Diese Vorgänge werden entweder durch eine Wärmebehandlung vor dem Einsatz des Werkstoffs künstlich vorgezogen oder innerhalb des Betriebszyklus durchlaufen. Abb. 2.3 veranschaulicht schematisch die Entwicklung des mittleren Ausscheidungsradius r, des volumetrischen Phasenanteils f sowie des mittleren Teilchenabstandes λ_{p} als Funktion der Zeit t bei einer beliebigen Temperatur, die Ausscheidungsvorgänge zulässt.

In der Phase der Nukleation wird nach einer Inkubationszeit die kritische Keimgröße r^* überwunden, so dass das Keimwachstum einsetzt. Dieses folgt in der Regel einem $\sqrt{\mathrm{t}}$-Gesetz. Während der Wachstumsphase steigt der Ausscheidungsvolumenphasenanteil f stetig bis zu einem für die Temperatur charakteristischen Gleichgewichtswert an. Der Teilchenabstand λ_{p} nimmt in dieser Phase gemäß Gl. (2.8) ab. Wird der Gleichgewichtsvolumenanteil erreicht, setzt der Prozess der Vergröberung ein, welcher auch als Ostwald-Reifung bekannt ist. In diesem Fall wächst der Teilchendurchmesser in der

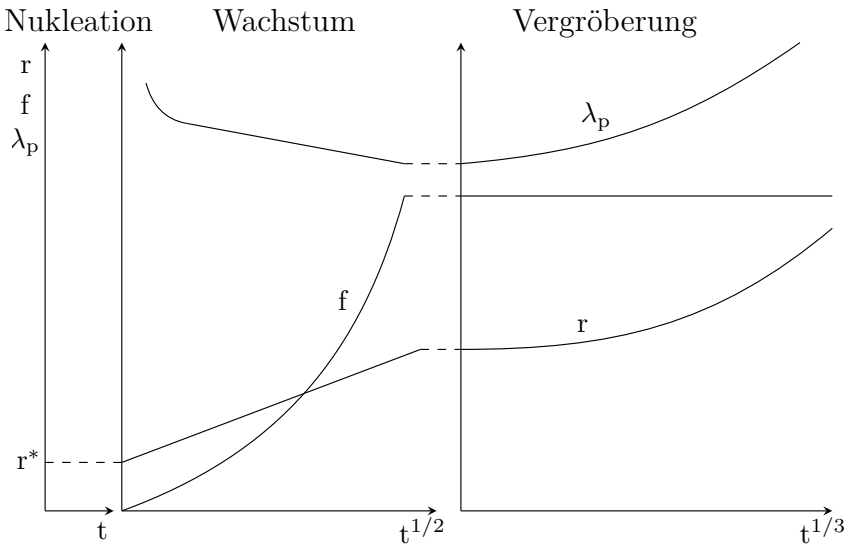

Abbildung 2.3: Schematische Darstellung der Entwicklung des Ausscheidungsradius r, des Phasenanteils f sowie des Teilchenabstandes λ_p als Funktion der Zeit t bei einer bestimmten Temperatur.

Regel nach einem $t^{1/3}$-Gesetz. Der Phasenanteil bleibt während dieser Wachstumsphase konstant, da sich kleinere, thermodynamisch instabilere Ausscheidungen zu Gunsten stabilerer größerer Ausscheidungen auflösen. Dementsprechend vergrößert sich der Teilchenabstand.

Beschreibung der Keimbildungsphase

Ausscheidungsvorgänge werden über die thermodynamische Triebkraft gesteuert, welche sich aus der negativen freien Enthalpie des Gesamtsystems, auch als Keimbildungsenthalpie bezeichnet, ergibt. Diese setzt sich aus folgenden Beiträgen zusammen:

$$\Delta G_{nuk} = \Delta G_{vol} + \Delta G_{\gamma_0}. \tag{2.29}$$

Die freie Volumenentalphie ΔG_{vol} muss negativ werden, damit es zur Ausscheidungsbildung kommt. Ist dies der Fall, baut sich eine Grenzfläche zwischen Matrix und Ausscheidung auf, was wiederum dem Keimwachstum zunächst entgegen wirkt. Wie hoch dieser Widerstand durch die Phasengrenzflächenenthalpie ΔG_{γ_0} ausfällt, ist abhängig von der chemischen Ähnlichkeit der Ausscheidungs-Matrix-Grenzfläche. Dabei wird, wie bereits oben angesprochen, zwischen kohärenten, teil-kohärenten und inkohärenten Ausscheidungen unterschieden. Ist die Gitterfehlpassung

$$\delta = \frac{a_p - a_M}{0{,}5\,(a_p + a_M)} \cdot 100\ \% \tag{2.30}$$

an der Ausscheidungs-Matrix-Grenze gleich Null, ist die Ausscheidung perfekt kohärent, bei $\delta < 5$ % kohärent. Inkohärente Ausscheidungen besitzen eine Fehlpassung, die größer als 25 % ist. Die übrigen Ausscheidungen mit 5 % $\leq \delta \leq$ 25 % werden als teilkohärent bezeichnet, Bürgel et al. (2011). Mit steigender Fehlpassung steigt somit der Widerstand, einen stabilen Keim zu bilden. Für eine homogene Keimbildung ergibt sich letztendlich:

$$\Delta G_{nuk} = \frac{4\pi r^3}{3}\Delta g_{vol} + 4\pi r^2 \gamma_0. \tag{2.31}$$

Einen wesentlicher Einflussfaktor auf die Keimbildung stellt die Grenzflächenenergie γ_0 der neugebildeten Ausscheidungs-Matrix-Grenzfläche dar. Abb. 2.4 zeigt, dass ein Keim erst thermodynamisch stabil wachsen kann, wenn die kritische Größe r^* überwunden wurde. Die hierfür notwendige Keimbildungsenergie G^* berechnet sich über den kritischen Radius, welcher sich aus dem Minimum der einfachen Ableitung von Gl. (2.31) ergibt. Daraus resultiert eine Abhängigkeit von γ_0 in der dritten Potenz:

$$G^* = \frac{16\pi}{3}\frac{{\gamma_0}^3}{{\Delta g_{vol}}^2}. \tag{2.32}$$

Letztendlich ergibt sich die Keimbildungsrate J nach der klassischen Nukleationstheorie wie folgt, Kozeschnik (2013):

$$J = N_K Z_v \beta^* \exp\left[\frac{-G^*}{k_B T}\right] \exp\left[-\frac{t_{inc}}{t}\right]. \tag{2.33}$$

Dabei spiegelt der erste Teil die stationäre Keimbildungsrate wider, die sich über die Anzahl an potentiellen Nukleationskeimen N_K, dem Zeldovich-Faktor Z_v, der atomaren

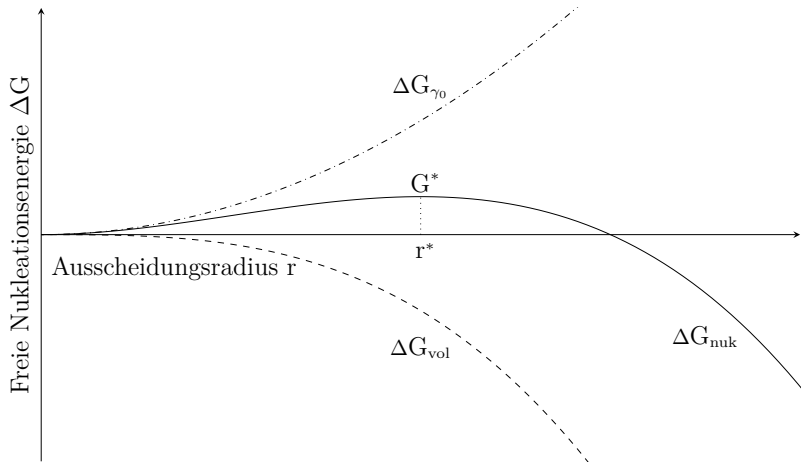

Abbildung 2.4: Schematische Darstellung der freien Nukleationsenthalpie als Funktion des Ausscheidungsradius r. r^* kennzeichnet den kritischen Radius für den Übergang zum stabilen Keimwachstum.

Absorptionsrate β^* sowie dem exponentiellen Term aus notwendiger Keimbildungsenergie G^*, der Boltzmann Konstante k_B und der Temperatur T in K zusammensetzt. Der zweite Exponentialterm beschreibt die zeitliche Verzögerung bzw. Inkubationszeit zur Wiederherstellung einer neuen Gleichgewichtsverteilung nach zum Beispiel einer Wärmebehandlung. t_{inc} stellt in diesem Fall die notwendige Inkubationszeit dar.

Ausscheidungswachstum

Zur Beschreibung des Wachstums von kritischen Keimen können klassische thermodynamische Gleichungen auf Basis der Gleichgewichtsbestrebung eines Systems und somit der Minimierung der freien Gibbs-Enthalpie herangezogen werden. Eine weitere Möglichkeit besteht im Lösen von Entwicklungsgleichungen für Ausscheidungsradius und Zusammensetzung nach dem thermodynamischen Extremalprinzip, Svoboda und Turek (1991). Daraus entstanden ist beispielsweise das Svoboda-Fischer-Fratzl-Kozeschnik-Modell (SFFK-Modell), welches ausführlich in Svoboda et al. (2004), Kozeschnik et al. (2004a) oder Kozeschnik et al. (2004b) beschrieben wird. Im Folgenden werden nur die grundlegenden Gleichungen der Freien Gibbs-Energie sowie der Energiedissipation aus den oben beschriebenen Quellen zusammengefasst und erläutert. Für Systeme mit mehreren Komponenten sei $\mu_{0,i}$ das chemische Potential der Komponente i in der Matrix und μ_{ik} das chemische Potential der Komponente i in der Ausscheidung k. Alle chemischen Potentiale können somit über die Konzentration c_{ik} ($i = 1, \ldots, x$ und $k = 1, \ldots, y$) beschrieben werden und für die Freie Gibbs-Energie gilt:

$$G_{FE} = \sum_{i=1}^{x} N_{0i}\mu_{0,i} + \sum_{k=1}^{y} \frac{4\pi r_k^3}{3}\left(g_m + \sum_{i=1}^{x} c_{ik}\mu_{ik}\right) + \sum_{k=1}^{y} 4\pi r_k^2 \gamma_{0,k}. \tag{2.34}$$

Hierbei beschreibt der erste Term die Gibbs-Energie der Matrix über die Summe aller Mole N_{0i} der Komponente i multipliziert mit dem zugehörigen chemischen Potential $\mu_{0,i}$. Der zweite Term kann der Gibbs-Energie der Ausscheidungen zugeordnet werden. Es wird die über das Volumen aller Ausscheidungen gemittelte Summe gebildet. Der erste Teil in Klammern repräsentiert die spezifische Gibbs-Energie des Teilchens g_m, die sich aus dem elastischen Spannungsfeld der Ausscheidung aufgrund der volumetrischen Verzerrung ergibt. Der zweite Teil spiegelt die spezifische chemische Energie wider. Der letzte Summenterm in der Gleichung beschreibt die totale Grenzflächenenergie aller Ausscheidungen in Relation zu deren zugehörigen Ausscheidungsfläche. Die Grenzflächenenergie γ_0 kann beispielsweise über das allgemeine (engl.) nearest-neighbor-broken-bond-Modell (NNBB-Modell) berechnet werden. Detaillierte Ausführungen hierzu sind in Sonderegger und Kozeschnik (2009a), Sonderegger und Kozeschnik (2009b) oder Sonderegger und Kozeschnik (2010) aufgeführt.

Die Entwicklung des geschlossenen Systems bei konstantem Druck und Temperatur ist an die Bedingung maximaler Energiedissipation der Freien GIBBS-Energie $\mathrm{Q}_{\mathrm{diss}}$ geknüpft, so dass die Bedingung:

$$\dot{\mathrm{G}}_{\mathrm{FE}} + \mathrm{Q}_{\mathrm{diss}} = 0 \tag{2.35}$$

erfüllt wird. Dabei erfolgt die Berechnung von $\dot{\mathrm{G}}_{\mathrm{FE}}$ über:

$$\dot{\mathrm{G}}_{\mathrm{FE}} = \sum_{k=1}^{y} \frac{\partial \mathrm{G}_{\mathrm{FE}}}{\partial \mathrm{r}_k} \dot{\mathrm{r}}_k + \sum_{k=1}^{y} \sum_{i=1}^{x} \frac{\partial \mathrm{G}_{\mathrm{FE}}}{\partial \mathrm{c}_{ki}} \dot{\mathrm{c}}_{ki}. \tag{2.36}$$

Insgesamt gibt es drei Prozesse, die aus dem System Energie dissipieren lassen:

- $\mathrm{Q}_{\mathrm{diss},1}$: Bewegung der Ausscheidungsgrenzfläche beim Wachstum von Ausscheidungen (Grenzflächenmigration)
- $\mathrm{Q}_{\mathrm{diss},2}$: Atomdiffusion innerhalb der Ausscheidung
- $\mathrm{Q}_{\mathrm{diss},3}$: Atomdiffusion innerhalb der Matrix

Diese setzen sich additiv zu $\mathrm{Q}_{\mathrm{diss}} = \mathrm{Q}_{\mathrm{diss},1} + \mathrm{Q}_{\mathrm{diss},2} + \mathrm{Q}_{\mathrm{diss},3}$ zusammen. Mit der vollständigen Definition von $\mathrm{Q}_{\mathrm{diss}}$ wird auf Gl. (2.35) das thermodynamische Extremalprinzip angewandt und es ergibt sich ein lineares System von Entwicklungsgleichungen, das für jeden Ausscheidungstyp gelöst werden kann. Die zeitliche Integration der Gleichungen und die Berechnungen des Ausscheidungsradius, des Phasenanteils und der Volumendichte kann beispielsweise über einen numerischen Ansatz nach LANGER und SCHWARTZ (1982) oder KAMPMANN und WAGNER (1984) erfolgen. Heutzutage werden bereits verschiedene Softwaretools angeboten, die derartige Berechnungsalgorithmen miteinander verknüpfen.

2.2.2 Computergestützte Berechnung von Ausscheidungsvorgängen

Die Anwendung von Gleichungen zur Beschreibung der Verfestigung durch Ausscheidungsvorgänge setzt voraus, dass Kenntnisse über Thermodynamik und Kinetik und somit der Entwicklung der Kerngrößen Ausscheidungsradius r und Phasenanteil f in Multiphasensystemen vorhanden sind. Für die computergestützte Berechnung der Thermodynamik und Kinetik wurden bereits Softwareprogramme wie beispielsweise *Thermo-Calc* mit den Zusatzmodulen *Dictra* und *TC-Prisma* oder auch *MatCalc* entwickelt. In der Regel wird die Nukleation über die klassische Nukleationstheorie für Multiphasen beschrieben. Die Thermodynamik wird meist über *CALPHAD*-basierte Datenbanken realisiert, die Kinetik über ein numerisches KAMPMANN-WAGNER- oder LANGER-SCHWARTZ-Modell. Unterschiede liegen beispielsweise in den Beschreibungen der Entwicklungsgleichung und der Vorgabe der Grenzflächenenergien.

In der vorliegenden Arbeit wurde das Softwaretool *MatCalc* zur Berechnung der Mikrostruktur(-veränderung) von Alloy 800H herangezogen. Die Berechnung der Entwicklungen des Ausscheidungsradius, des Phasenanteils und der Ausscheidungsdichte erfolgen nach dem numerischen Kampmann und Wagner (1984)-Modell mit Hilfe des thermodynamischen Extremalprinzips und dem vorher beschriebenen SFFK-Modell. Die Grenzflächenenergie wird im Vergleich zu *Thermo-Calc* nicht vorgegeben, sondern über das erwähnte NNBB-Modell berechnet. Eine zusammenfassende Ausführung der Basisgleichungen und einzelnen *MatCalc*-Modellbestandteile ist in Kozeschnik (2013) beschrieben.

2.3 Hochtemperaturverformung und -versagen

2.3.1 Belastungsarten

Im Bereich hoher Temperaturen werden Komponenten durch z.B. die Rotation von Turbinenschaufeln oder dem Innendruck in Rohrleitungen mit Dehnungen und/oder Spannungen beaufschlagt, die den Werkstoff schädigen und letztendlich zum Versagen führen. Es wird zwischen stationären, zeitlich unveränderlichen und instationären, das heißt zeitlich veränderlichen Belastungen unterschieden.

Kriechen

Unter isothermen und stationären Bedingungen erfährt der Werkstoff bei konstanten Spannungen eine zeitabhängige Kriechbelastung. Die aufgebrachte Last führt zu einer langsam auftretenden irreversiblen Verformung und dementsprechend einer Materialausdehnung bzw. Kriechdehnung ε_{cr} bis zum Versagen. Dabei werden vor allem Korngrenzen durch Porenbildung geschädigt und letztendlich entsteht ein charakteristisches interkristallines Schädigungsbild auf der Bruchfläche. Generell wird der Vorgang in primäres, sekundäres und tertiäres Kriechen unterteilt, wobei letzteres nur einen Bruchteil der Werkstofflebensdauer beschreibt. Im Primärkriechbereich erhöht sich ε_{cr}, während die anfänglich sehr hohe Kriechdehnrate $\dot{\varepsilon}_{cr}$ minimiert wird. Ist dieses Minimum erreicht, beginnt das sekundäre Kriechen mit $\dot{\varepsilon}_{cr} =$ konstant. Für gewöhnlich wird die Abhängigkeit der sekundären Kriechdehnrate von der Spannung durch das Norton-Potenzgesetz beschrieben:

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = \mathrm{B_N}\sigma^{\mathrm{m_N}}. \tag{2.37}$$

Die Werte für den Exponenten $\mathrm{m_N}$ variieren zwischen 3 und 17 und liegen im Durchschnitt bei $\mathrm{m_N} = 5$, Norton (1929). In dieser Größenordnung wird der Mechanis-

mus auch als Versetzungskriechen bezeichnet. Vor allem Stufenversetzungen können ihre Gleitebenen durch Klettern verlassen und somit viskoplastische Verformung hervorrufen. Bei sehr niedrig angelegten Spannungen und folglich geringen Kriechraten kann m_N im Bereich von 1 bis 2 liegen. In diesem Fall kriecht der Werkstoff durch die Diffusion von Atomen auf Korngrenzen oder anderen Grenzflächen. Der Mechanismus wird als Diffusionskriechen bezeichnet, RIEDEL (1987). Der Material-Parameter B_N kann über einen Arrhenius-Ansatz mit der Aktivierungsenergie für Kriechen Q_{cr} beschrieben werden:

$$B_N = \alpha' \exp\left[-\frac{Q_{cr}}{R_g T}\right]. \tag{2.38}$$

Spannungsrelaxation

Spannungsrelaxation ist der Abbau von Spannungen bei gleichbleibender Gesamtdehnung, BÜRGEL et al. (2011). Im isothermen Spannungsrelaxationsversuch, in dem die äußere Gesamtdehnung ε konstant gehalten wird, werden Kriechprozesse ausgelöst und folglich eine Kriechverformung hervorgerufen. Grund dafür ist, dass die Gesamtdehnung $\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{vp}$ konstant bleibt. Der elastische Anteil ε_{el} nimmt jedoch proportional mit der Spannung ab, während die viskoplastische Dehnung ε_{vp}, in diesem Fall Kriechdehnung, zunimmt, um das Gleichgewicht zu halten.

Ermüdung

Werkstoffermüdung ist definiert als das Versagen eines Werkstoffs unter Wechselbeanspruchung. In Abhängigkeit von der Lebensdauer N_A eines Werkstoffs, definiert als Anzahl von Lastwechseln bis zur Ausbildung eines technischen Anriss, wird zwischen niederzyklischer Ermüdung $N_A < 10^5$ und hochzyklischer Ermüdung $N_A > 10^5$ unterschieden. Während das Kriechen ein stationärer Vorgang ist, ist die Ermüdung dementsprechend instationär. Eine sich zeitlich ändernde Beanspruchung, Dehnung oder Spannung mit größeren Amplituden, bei konstanter Temperatur wird als isotherme niederzyklische Ermüdung (engl. low-cycle fatigue) (LCF) bezeichnet.
Im realen Betrieb von Hochtemperaturkomponenten tritt eine reine LCF-Wechselbeanspruchung in der Regel nur selten auf. Meist werden die aufgebrachten Belastungen im stationären Betrieb bei hohen Temperaturen gehalten. Dies führt, wie oben beschrieben, bei behinderten Dehnungen zur Spannungsrelaxation oder z.B. bei konstanter Innendruckbeanspruchung in Rohrleitungen zum Kriechen des Werkstoffs. Es kommt zu einer Überlagerung der reinen Ermüdungsbelastung und das Bauteil wird mit einer Kriech-Ermüdungs (KE)-Belastung beaufschlagt.

Weiterhin wird die zeitlich veränderliche mechanische Wechsellast in Bauteilen in bestimmter Phasenlage von einer veränderlichen Temperaturwechselbeanspruchung durch beispielsweise An- und Abfahrvorgänge überlagert ($\varepsilon_{th} \neq 0$). Die daraus resultierenden zusätzlichen thermischen Spannungen tragen zur Verformung des Werkstoffs bei und die Hochtemperaturkomponente wird einer thermomechanischen Ermüdungsbelastung (engl. thermo mechanical fatigue) (TMF) unterzogen. Je nach Phasenlage zwischen der mechanischen und thermischen Beanspruchung wird unter anderem in eine gegenphasige (engl. out-of-phase) (OP) oder gleichphasige (engl. in-phase) (IP) TMF-Belastung unterschieden. Im ersten Fall laufen die mechanische und die thermische Beanspruchung um 180 ° versetzt gegeneinander, das heißt bei maximaler Temperatur liegt die minimale Spannung vor. Bei einer IP-Beanspruchung laufen beide Belastungen parallel zueinander (Phasenwinkel von 0 °). Diese beiden TMF-Belastungsarten führen zu den höchsten Beanspruchungen und werden in den meisten Versuchsprogrammen untersucht. Nicht zu vernachlässigen ist jedoch auch die Tatsache, dass, ähnlich wie bei isothermen Versuchen, die Beanspruchung in Hochtemperaturbauteilen nicht einer reinen Wechselbeanspruchung unterliegen, sondern auch hier der stationäre Betrieb zu einer gekoppelten TMF-KE-Belastung führt.

2.3.2 Verformungsmodellierung

Mit Hilfe von meist dehnungsgeregelten isothermen LCF- oder KE-Versuchen wird heutzutage der Werkstoff bei unterschiedlichen Temperaturen charakterisiert, zeitabhängiges Material- und Schädigungsverhalten identifiziert und für Verformungs- sowie Lebensdauermodelle verwendet. Für die letztendliche Validierung dieser Modelle werden TMF-Versuche herangezogen. Seit mehreren Jahren ist die Nachfrage nach komplexeren und vor allem betriebsähnlichen Versuchen enorm gestiegen, um die Abbildung des realen Materialverhaltens zu verbessern. Im Folgenden wird ein Chaboche-Wechselplastizitätsmodell vorgestellt. Für die Definition der hierfür benötigten Verformungskennwerte ist schematisch in Abb. 2.5 eine σ-ε-Hysterese eines dehnungsgeregelten Ermüdungsversuchs mit Dehnungsverhältnis $R_\varepsilon = -1$ dargestellt.

Chaboche-Modell

Die wesentlichen Phänomene der Wechselplastizität und Hochtemperaturverformung von Metallen können in guter Genauigkeit mit einem zeit- und temperaturabhängigen Chaboche-Wechselplastizitätsmodell beschrieben werden. Zugversuche, Ermüdungsversuche mit zyklischer Ver- oder Entfestigung, Relaxations- und Kriechversuche und somit auch Kriech-Ermüdungsversuche sind einheitlich beschreibbar. Die verwendeten

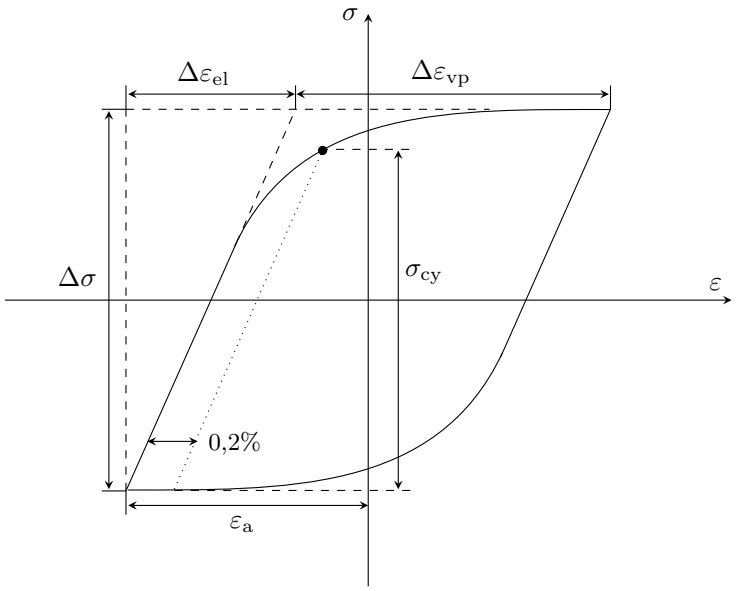

Abbildung 2.5: Schematische Darstellung einer Hysterese im dehnungsgeregelten Ermüdungsversuch mit $R_\varepsilon = -1$. Zusätzlich sind wichtige Kenngrößen definiert.

konstitutiven Gleichungen werden in eindimensionaler Formulierung angegeben. Für eine ausführliche Herleitung, Hintergrundwissen und mögliche Erweiterungen des Modells wird der interessierte Leser auf Chaboche (1989), Lemaitre und Chaboche (1990) sowie Chaboche (2008) verwiesen.
Die Gesamtdehnung eines Systems setzt sich aus der mechanischen Dehnung mit elastischen $\varepsilon_{\mathrm{el}}$ und viskoplastischen ε_{vp} Anteil sowie der thermischen Dehnung ε_{th} zusammen. In Ratenform ist dies wie folgt formuliert:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_{\mathrm{el}} + \dot{\varepsilon}_{vp} + \dot{\varepsilon}_{th}. \tag{2.39}$$

Mit dem Hookeschen-Gesetz ergibt sich für die Spannungsrate in Abhängigkeit von der elastischen Dehnrate aus Gl. (2.39):

$$\dot{\sigma} = \mathrm{E} \cdot (\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_{vp} - \dot{\varepsilon}_{th}) + \frac{1}{\mathrm{E}} \sigma \frac{\partial \mathrm{E}}{\partial \mathrm{T}} \dot{\mathrm{T}}. \tag{2.40}$$

Der zweite Term berücksichtigt die Temperaturabhängigkeit und die Rate der thermischen Ausdehnung $\dot{\varepsilon}_{th}$ ist definiert als:

$$\dot{\varepsilon}_{th} = \alpha_{th} \cdot \dot{\mathrm{T}}. \tag{2.41}$$

Die Formulierung der inelastischen Dehnrate $\dot{\varepsilon}_{vp}$ lautet wie folgt:

$$\dot{\varepsilon}_{vp} = \dot{\mathrm{p}} \, \mathrm{sgn} \left(\sigma - \mathrm{X} \right). \tag{2.42}$$

Der elastische Bereich ist begrenzt durch die Fließfunktion f_ϕ, die stets folgende Bedingung erfüllen muss, damit plastische Verformung auftritt:

$$\mathrm{f}_\phi = |\sigma - \mathrm{X}| - (\sigma_{\mathrm{Y}_0} + \sigma_{\mathrm{M}}) = 0. \tag{2.43}$$

Während in der Plastizitätstheorie Fließen für den Fall $\mathrm{f}_\phi = 0$ erfolgt, treten inelastische Verformung bei viskoplastischem Materialverhalten nur bei $\mathrm{f}_\phi > 0$ auf (Überspannungskonzept). Die viskoplastische Vergleichsdehnrate $\dot{\mathrm{p}}$ ergibt sich nach Chaboche zu:

$$\dot{\mathrm{p}} = \left\langle \frac{\mathrm{f}_\phi}{\mathrm{K}} \right\rangle^{\mathrm{n}} = \left\langle \frac{|\sigma - \mathrm{X}| - (\sigma_{\mathrm{Y}_0} + \sigma_{\mathrm{M}})}{\mathrm{K}} \right\rangle^{\mathrm{n}}. \tag{2.44}$$

Hierbei stellt K die Viskositätsreferenzspannung und n einen Dehnratenexponenten dar. Die Rückspannung der kinematischen Verfestigung X, basierend auf Armstrong und Frederick (1966), ist linear in zwei Anteile X_i zerlegt:

$$\mathrm{X} = \sum_{i=1}^{2} \mathrm{X}_i \text{ mit } \dot{\mathrm{X}}_i = \mathrm{C}_i \dot{\varepsilon}_{vp} - \gamma_i \Phi_i \dot{\mathrm{p}} \mathrm{X}_i - \mathrm{R}_{\mathrm{kin},i} \mathrm{X}_i + \frac{1}{\mathrm{C}_i} \mathrm{X}_i \frac{\partial \mathrm{C}}{\partial \mathrm{T}} \dot{\mathrm{T}}. \tag{2.45}$$

Die ersten beiden Terme repräsentieren den linearen kinematischen Verfestigungsterm und die dynamische Erholung. Der dritte Term beschreibt die statische Erholung der kinematischen Verfestigung und der vierte Term berücksichtigt erneut die Temperaturabhängigkeit. Die zyklische Ver-/Entfestigung für jeden Rückspannungsanteil ist dabei wie folgt definiert:

$$\Phi_i = \Phi_{\infty,i} + \left(1 - \Phi_{\infty,i}\right) \exp\left[-\omega_i \mathrm{p}\right]. \tag{2.46}$$

Die gleichmäßige Vergrößerung der Fließfläche wird durch einen isotropen Verfestigungsterm σ_{M} beschrieben:

$$\dot{\sigma}_{\mathrm{M}} = \mathrm{b}_{\mathrm{iso}} \left(\mathrm{Q}_\infty - \sigma_{\mathrm{M}}\right) \dot{\mathrm{p}} - \sigma_{\mathrm{M}} \mathrm{R}_{\mathrm{iso}}. \tag{2.47}$$

Die vollständige thermodynamische Konsistenz der hier beschriebenen Gleichungen wurde von Chaboche (1993) überprüft.

Kopplung von Mikrostruktur und Verformungsmodellierung

Das oben dargestellte Chaboche-Modell ist ein phänomenologisches Modell zur Beschreibung des viskoplastischen Wechselverformungsverhaltens von Werkstoffen. Hinter diesen Gleichungen steht im eigentlichen Sinne die mikrostrukturelle Veränderung des Materials unter Wechselbelastung. So kann die Gleichung der kinematischen Verfestigung (2.46) zum Beispiel die Bildung von Versetzungsnetzwerken und die damit verbundenen starken Festigkeitssteigerungen abbilden. Gl. (2.47) beschreibt das Phänomen,

dass die Fließfläche beispielsweise durch eine Ausscheidungsverfestigung vergrößert wird. Mit zunehmend komplexeren Werkstoffen und Legierungssystemen steigt der Bedarf an erweiterten Verformungsmodellen, die explizit den Einfluss von verformungsinduzierten, mikrostrukturellen Veränderungen durch physikalisch basierte Mechanismen beschreiben können.
Für die Kriechverformung werden meist Entwicklungsgleichungen für die Bildung und Interaktion von Versetzungen/Versetzungsnetzwerken durch Versetzungsklettern oder -gleiten hergeleitet. Für einen neuen 12 % Cr-Stahl haben Yadav et al. (2016) ein Modell entwickelt, während das Kriechen von Nickelbasis-Einkristallen von Zhu et al. (2012) beschrieben wurde. Sandström und Andersson (2008) und Sandström (2012) liefern Ansätze für das Kriechen von Kupfer.
Modelle zur Beschreibung der Wechselverformung unter Ermüdungsbeanspruchung, die einen physikalisch basierten Hintergrund aufweisen, sind vergleichsweise nur bedingt vorhanden. Maier (2013) beschreibt die Abhängigkeit der mikrostrukturellen Ausscheidungsentwicklung und die Bildung von Versetzungsnetzwerken der Nickellegierung *Alloy 617B* unter LCF- und TMF-Beanspruchung phänomenologisch. Als Basis für die Anpassung der Entwicklungsgleichungen dienten isotherme Ermüdungsversuche an Auslagerungszuständen des Werkstoffs. Ein Modell zur Beschreibung der Wechselplastizität des Stahls *P92* unter Ermüdungsbelastung wurde von Barrett (2016) bzw. Barrett et al. (2014) entwickelt. Die Entwicklungsgleichungen beruhen auf dem 3-Inneren Variablen-Modell von Roters, welches teilweise in Abschnitt 2.1.4 beschrieben wurde.

2.3.3 Ermüdungsrisswachstum und Lebensdauermodellierung

Für technische Anwendungen, die auf Ermüdung beansprucht werden, ist es ebenso notwendig, Lebensdauern und Risswachstumskennwerte zu ermitteln, um eine ausreichende Basis für die Lebensdauerabschätzung unter definierten Belastungen mit den daraus resultierenden Verformungen zu schaffen.

Ermüdungsrisswachstum

In der Regel wachsen Ermüdungsrisse unter schneller zyklischer Belastung von einer glatten Oberfläche halbkreisförmig in den Werkstoff. Der Risswachstumsmechanismus ist meist transkristallin, kann jedoch auch in Abhängigkeit von der Belastungsrate bzw. Art der Belastung (z.B. unter KE) zu interkristallinem Rissfortschritt wechseln.
Der Rissfortschritt da/dN unter Kleinbereichsfließen und folglich mit einer sehr gering ausgeprägten plastischen Zone wird häufig als Funktion des Spannungsintensitätsfaktors

ΔK in doppeltlogarithmischer Weise aufgetragen. Die daraus resultierende Risswachstumskurve wird in drei Bereiche unterteilt: Schwellwertbereich, Paris-Bereich und dem Übergang zum Bruch. Der von PARIS und ERDOGAN (1963) definierte Bereich spiegelt in der üblichen Darstellungsweise einen linearen Zusammenhang zwischen dem Rissfortschritt und ΔK_I unter Modus I Belastung wider:

$$da/dN = C_{PE}\Delta K_I{}^{m_{PE}}. \tag{2.48}$$

Die beiden Parameter C_{PE} und m_{PE} sind Materialparameter. Der zyklische Spannungsintensitätsfaktor wird für halbkreisförmige Risse nach RIEDEL (1987) ortsunabhängig abgeschätzt zu:

$$\Delta K_I = 1{,}12\frac{2}{\pi}\Delta\sigma\sqrt{a\pi}. \tag{2.49}$$

Die Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$ wird häufig ersetzt durch die effektive Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{eff}$, um ein Rissschließen zu berücksichtigen. Unter zyklischer Belastung ist ein Riss nicht dauerhaft geöffnet, sondern verbleibt für eine entsprechende Dauer geschlossen und trägt nicht zum Rissfortschritt bei. Basierend auf Simulationsergebnissen hat NEWMAN (1984) die Rissöffnungsspannung σ_{op} empirisch über ein Polynom dritter Ordnung, gekoppelt an das Spannungsverhältnis R_σ, beschrieben. Die effektive Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{eff}$ setzt sich bei geöffnetem Riss wie folgt zusammen:

$$\Delta\sigma_{eff} = \sigma_{max} - \sigma_{op}. \tag{2.50}$$

Auf die Herleitungen und Zusammenhänge für große plastische Deformationen über das zyklische ΔJ-Integral sowie für zeitabhängigen Rissfortschritt über C^* wird verzichtet. Einen geeigneten Überblick verschaffen RIEDEL (1987) oder auch SCHWEIZER (2013).

Lebensdauermodellierung

Die phänomenologische Beschreibung der Lebensdauer in Abhängigkeit von Kenngrößen wie der plastischen Dehnungsschwingbreite, COFFIN (1954) und MANSON (1965), oder zusätzlich über die Maximal- und die Mittelspannung, OSTERGREN (1976), sowie Ansätze abhängig von der mechanischen Dehnungsamplitude, dem Elastizitätsmodul und der Maximalspannung, SMITH et al. (1970), sind in der Lage die wesentlichen zeitunabhängigen Zusammenhänge zwischen Beanspruchung, Verformung und Lebensdauer wiederzugeben. Komplexe anisotherme und vor allem zeitabhängige Einflüsse können jedoch meist nicht in einem einheitlichen Streuband abgeschätzt werden. In der Regel haben sich mechanismen-basierte Ansätze auf Basis der zyklischen Rissspitzenöffnung (engl. crack-tip-opening-displacement) (ΔCTOD) zur Abschätzung von technischen Anrissen bewährt.

Basis dieser Modelle ist die Vorstellung, dass die neu gebildeten Rissflanken bei geöffneten Riss sofort mit Sauerstoffatomen belegt werden. Dadurch wird ein erneutes vollständiges Verschließen des Risses verhindert. Zwischen dem Rissfortschritt und ΔCTOD liegt eine proportionale Abhängigkeit, die folgendermaßen analytisch abgeschätzt wird:

$$\mathrm{da/dN} = \beta \Delta \mathrm{CTOD}^{\mathrm{B}} = \beta \left(\mathrm{d_n} \frac{\mathrm{Z_D}}{\sigma_{\mathrm{cy}}} \mathrm{a} \right)^{\mathrm{B}}. \tag{2.51}$$

Die Verfestigung des Werkstoff wird durch das von Ramberg und Osgood (1943) entwickelte Potenzgesetz der Form:

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{\mathrm{E}} + 0{,}002 \left(\frac{\Delta\sigma}{\sigma_{\mathrm{cy}}} \right)^{1/\mathrm{n_R}} \tag{2.52}$$

beschrieben und folglich ist $\mathrm{d_n}$ durch die singulären Rissspitzenfelder (HRR-Felder) nach Hutchinson (1968), Rice und Rosengren (1968) gegeben, Shih (1981). Die Funktion $\mathrm{d_n}$ wurde von Shih (1983) in Tabellen zusammengefasst. Schweizer (2013) hat diese Tabellenwerte für den ebenen Dehnungszustand mit einem Polynom dritten Grades, basierend auf dem Ramberg-Osgood Verfestigungsexponenten $\mathrm{n_R}$, beschrieben:

$$\mathrm{d_n} = 0{,}78627 - 3{,}41692\ \mathrm{n_R} + 6{,}11945\ {\mathrm{n_R}}^2 - 4{,}2227\ {\mathrm{n_R}}^3. \tag{2.53}$$

Der Schädigungsparameter $\mathrm{Z_D}$ nach Heitmann (1983) setzt sich aus der Summe eines elastischen und plastischen Anteils zusammen. Für den einachsigen Fall gilt:

$$\mathrm{Z_D} = 1{,}45 \frac{{\Delta\sigma_{\mathrm{eff}}}^2}{\mathrm{E}} + \frac{2{,}4\Delta\sigma}{\sqrt{1+3\mathrm{n_R}}} \Delta\varepsilon_{vp}. \tag{2.54}$$

Die analytische Beschreibung der zyklischen Rissspitzenöffnung aus Gl. (2.51) dient letztendlich der Beschreibung von zeitunabhängigem und vor allem temperaturunabhängigem Risswachstum. Aus diesem Grund wurde auf Basis eines Schädigungsparameters nach Riedel (1987) von Schmitt et al. (2002) der $\mathrm{D_{TMF}}$-Parameter entwickelt. Dieser berücksichtigt über die F-Funktion die oben beschriebenen Abhängigkeiten:

$$\mathrm{D_{TMF}} = \frac{\mathrm{Z_D}}{\sigma_{\mathrm{cy}}} \mathrm{F}\left(\mathrm{T}, \mathrm{t}\right). \tag{2.55}$$

Mit der Definition der F-Funktion:

$$\mathrm{F}\left(\mathrm{T}, \mathrm{t}\right) = \left(1 + \alpha\ \exp\left[\frac{\mathrm{Q_{cr}}}{\mathrm{R_g T_0}} \right] \int \Delta\sigma {\sigma_{\mathrm{cy}}}^{\mathrm{m_N}-2}\ \exp\left[\frac{\text{-}\mathrm{Q_{cr}}}{\mathrm{R_g T}} \right] dt \right)^{1/\mathrm{m_N}}. \tag{2.56}$$

Für ΔCTOD ergibt sich somit folgender Ausdruck:

$$\Delta\mathrm{CTOD} = \mathrm{d_n D_{TMF}\, a}. \tag{2.57}$$

Die Lebensdauer N_A für einen technischen Anriss in der Größenordnung von 1 mm kann letztendlich nach Integration von Gl. (2.51) mit ΔCTOD aus Gl. (2.57) abgeschätzt werden:

$$N_A = A\,(d_n D_{TMF})^{-B} \text{ mit } \begin{cases} A = \dfrac{\ln\left(a_f/a_0\right)}{\beta}, & \text{für } B = 1 \\ A = \dfrac{{a_f}^{1-B} - {a_0}^{1-B}}{(1-B)\,\beta}, & \text{für } B \neq 1. \end{cases} \tag{2.58}$$

Die für das Lebensdauermodell notwendigen Materialparameter σ_{cy} und n_R werden mit Hilfe der Anpassung des Ramberg-Osgood-Gesetzes Gl. (2.52) aus der Hysterese bei halber Lebensdauer bestimmt. Q_{cr} und m_N entsprechen der Aktivierungsenergie für das Kriechen bzw. dem Norton-Kriechexponenten und werden über das Norton-Kriechgesetzes Gl. (2.37) über Kennwerte aus Kriechkurven ermittelt. Letztendlich sind die anpassbaren Parameter für das Lebensdauermodell A, B und α.

2.4 Die Legierung Alloy 800H

Der Werkstoff Alloy 800 wurde Ende der 1950er Jahre entwickelt, um die Nachfrage nach korrosions- und hitzebeständigen Stählen zu decken, Cordovi (1974). Hauptlegierungselemente sind Chrom (20 %) und Nickel (30 %). Während letzteres den Austenit bis auf Raumtemperatur stabilisiert und die Festigkeit durch Mischkristallverfestigung steigert, Berns und Theisen (2008), bildet Cr bei hohen Temperaturen sehr schnell eine passivierende Oxidschicht aus, die eine weitere Oxidation verlangsamt. Bis ungefähr 1000 °C bleibt die Schicht beständig, bei höheren Temperaturen dampft diese ab, Heubner und Klöwer (2012). Zudem wird die Warmfestigkeit durch Chromkarbide und auch Mischkristallverfestigung erhöht. Auf weitere Legierungselemente wird im nächsten Unterabschnitt näher eingegangen.
Mit steigenden Anforderungen an die Kriechbeständigkeit entwickelte sich aus einer Spezifikation des ursprünglichen Werkstoffs Alloy 800 die Legierung Alloy 800H mit einem definierteren C-Gehalt und einer Mindestanforderung an die Korngröße. Heute finden in der Regel drei unterschiedliche Varianten der Alloy 800-Gruppe (Werkstoff-Nr. 1.4876 nach VdTÜV) praktische Anwendung:

- Alloy 800 (weichgeglüht) (VdTÜV Werkstoffblatt-412)
- Alloy 800H (lösungsgeglüht) (VdTÜV Werkstoffblatt-412)
- Alloy 800HP (lösungsgeglüht) (VdTÜV Werkstoffblatt-434)

Alloy 800 wird beispielsweise für nasskorrosive Anwendungen, wie Dampfgeneratorleitungen in der Kernkrafttechnik, bei niedrigeren Temperaturen eingesetzt, Cordovi (1978). Durch die definierte Korngröße ($\geq$ ASTM 5) sind vor allem die H- und HP-Varianten für den Hochtemperatureinsatz über 600 °C unter Kriechbeanspruchung geeignet, VDM Werkstoffdatenblatt Nr. 4129.
Der Fokus in der vorliegenden Arbeit liegt auf der Legierung Alloy 800H. Seit vielen Jahre findet dieser Werkstoff Anwendung in der petrochemischen Industrie und im industriellen Ofenbau. Zunehmend gewinnt der Werkstoff auch an Bedeutung für den Einsatz in Wärmetauschern , Roy und Virupaksha (2007) und superkritischen Dampfleitungen von Kernkraftwerken der neueren Generation, Tan et al. (2011) und Wright et al. (2012). Alloy 800H wird in der Regel im lösungsgeglühten Zustand verwendet. Zur Vermeidung von Spannungs-Relaxationsrissen nach dem Schweißen oder im kaltgewalzten Zustand empfiehlt sich für den Einsatz zwischen 550 °C und 750 °C, ähnlich wie bei Nickelbasislegierungen, eine zusätzliche Relaxationsglühung bei 980 °C für 3 h, van Wortel (2007). Diese führt zur Veränderung der Mikrostruktur und somit auch der mechanischen Eigenschaften.

2.4.1 Mikrostruktur

Die Mikrostruktur von Alloy 800H besteht aus einem rekristallisierten Korngefüge mit Zwillingen, welches sich durch den vorgeschalteten Umformprozess einstellt. Die nachgeschaltete Lösungsglühung zwischen 1050 °C und 1075 °C steuert letztendlich die notwendige Korngröße. Für detaillierte Ausführungen des Prozesses der dynamischen Rekristallisation speziell für den Werkstoff Alloy 800H wird der interessierte Leser auf die mikrostrukturellen Untersuchungen von Wang et al. (2000), Wang et al. (2002) und Cao et al. (2015) verwiesen.
Neben den oben beschriebenen Hauptlegierungselementen und Kohlenstoff sind geringe Mengen an Mn, Si, Mo, Ti und Al zulegiert. Einen ausführlichen Überblick über die Wirkung dieser Elemente ist in Orr (1978) beschrieben. Durch die hohen Ni- und Cr-Gehalte kann es im Temperaturbereich von 550 °C bis 800 °C zur Bildung der stark versprödenden σ-Phase kommen, siehe auch Marucco (1995). Diese bildet sich meist nach langzeitiger Auslagerung im oben genannten Temperaturbereich. Si und Mn dienen in der Regel zur Desoxidation bei der Stahlherstellung. Bleibt Si in der Matrix gelöst, kann es die σ-Phasen- und auch die γ'-Bildung fördern. γ' scheidet sich bei hohen Nickelgehalten in der Form Ni_3 (Al,Ti) aus. Ti ersetzt in diesem Fall eine große Menge an Al und trägt somit zur γ'-Ausscheidung bei. Anders als Nickelbasislegierungen zählt die Gruppe der Alloy 800-Werkstoffe nicht zu den ausscheidungshärtenden sondern zu

den karbidhärtenden Legierungen, die ihre Festigkeit über inkohärente, nicht schneidbare Karbide erhalten. Durch die versprödende Wirkung von γ' wird in Alloy 800H der Gesamtanteil Al + Ti auf 0,7 Gew-% begrenzt. Ti hat eine hohe Affinität zu Kohlenstoff und Stickstoff. Bereits im Herstellungsprozess bilden sich primäre, große Ti(C,N) oder auch TiC vom Typ MX. Diese sind temperaturstabil und bleiben bei allen nachfolgenden Wärmebehandlungen im Gefüge bestehen. Zudem können sich auch sekundäre Ti-reiche Karbide in der Matrix ausscheiden. Cr und C scheiden sich bevorzugt in hochchromhaltigen Stählen, dementsprechend auch in Alloy 800H, auf Korngrenzen und innerhalb der Körner als sekundäre $M_{23}C_6$-Karbide aus, Lewis und Hattersley (1965).
Ende der 1980er Jahre hat Orr (1978) ein Zeit-Temperatur-Ausscheidungs (ZTA)-Schaubild für die Legierung Alloy 800 entwickelt (siehe Abb. 2.6). Wenige Jahre später veröffentlichten Jones und Allen (1982) ein weiteres Schaubild, welches auf eigenen mikrostrukturellen Untersuchungen sowie Untersuchungen von beispielsweise Tavassoli und Colombe (1978), Nahm und Moteff (1976) und Plumtree und Persson (1976) basiert. Ferner können diese beiden Schaubilder um die Arbeiten von Degischer et al. (1985) und dem daraus entstandenen ZTA-Diagramm von Spiradek et al. (1989) ergänzt werden. Es zeigt sich, dass die von Orr bestimmten C-Kurven für γ' die Da-

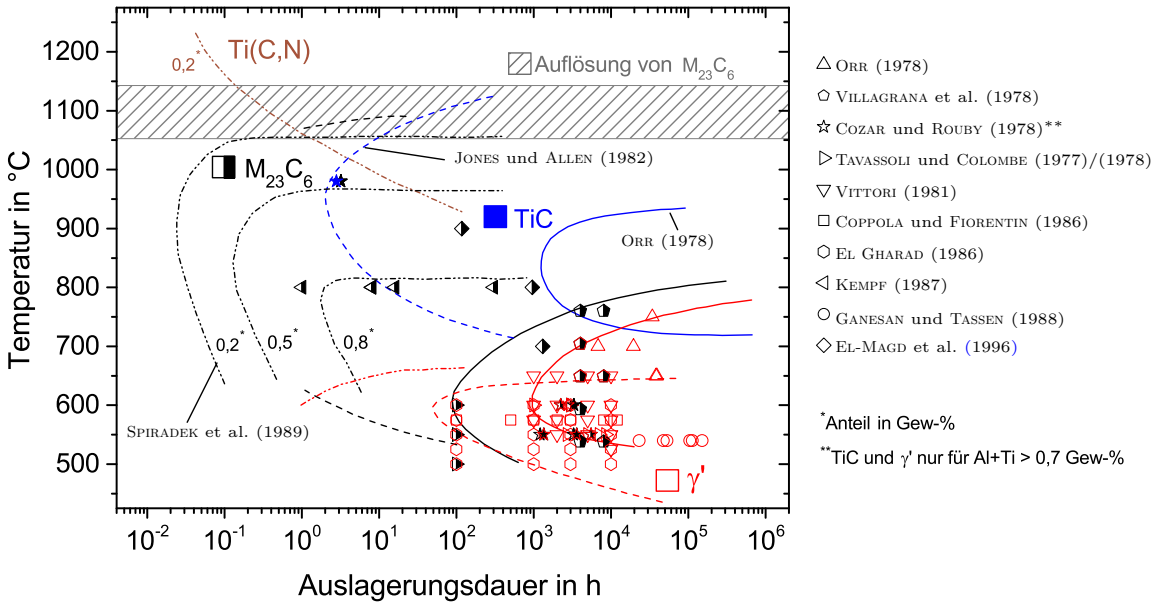

Abbildung 2.6: ZTA-Schaubild für die Gruppe der Alloy 800-Werkstoffe: durchgezogene Linien nach Orr (1978), gestrichelte Linien nach Jones und Allen (1982) und Strich-Punkt-Linien nach Spiradek et al. (1989). Darstellung der Ausscheidungstypen: $M_{23}C_6$ schwarze Linien und halbgefüllte Symbole, TiC blaue Linien und geschlossene Symbole, Ti(C,N) braune Linie, γ' rote Linien und offene Symbole. Der grau schraffierte Temperaturbereich gibt die Auflösung von $M_{23}C_6$ an.

ten von Tavassoli und Colombe (1977), Villagrana et al. (1978), Ganesan und Tassen (1988), Vittori (1981), Coppola und Fiorentin (1986) und Coppola und Fiorentin (1987) sehr gut beschreiben. Hierbei enthalten sind auch Mikrostrukturuntersuchungen von Kriechproben oder nach Betriebsbelastung. Jones und Allen verschieben das γ'-Gebiet zu geringeren Temperaturen und Auslagerungsdauern, wobei hier die Gültigkeit der Kurve für einen Al + Ti- Gehalt von ungefähr 0,8 % angegeben wird. Orr hingegen unterscheidet auf Basis der Untersuchungen von Plumtree und Persson (1976) bei der Ausscheidung von γ' zwischen dem Anteil an verfügbarem Kohlenstoff. Für eine Bildung von γ' sollte bei einem C-Gehalt $\leq$ 0,05 % mindestens ein Al + Ti-Level von 0,56 %, für 0,05 % < C < 0,08 % ein Al + Ti-Gehalt von 0,7 % vorliegen. Den ausschlaggebenden Beitrag zur γ'-Ausscheidung liefert hierbei der Gehalt an Ti, Bassford und Rahoi (1978). Größere Abweichungen zwischen den ZTA-Schaubildern sind bei den sekundären Chromkarbiden vom Typ $M_{23}C_6$ und den titanreichen Ausscheidungen zu erkennen. Während Orr die früheste Bildung von $M_{23}C_6$-Karbiden nach 100 h bei 600 °C abschätzt und diese nur bis ca. 820 °C stabil sind, sagen Jones und Allen im Temperaturbereich von ca. 625 °C bis 1050 °C eine sofortige Ausscheidung der $M_{23}C_6$-Karbide voraus. Ähnliche Unterschiede sind auch bei den sekundären titanreichen Karbiden zu erkennen. Ein maßgebender Grund ist sicherlich die verwendete Datenbasis von Jones und Allen. Arbeiten von beispielsweise Nahm und Moteff (1976) beruhen auf der verformungsinduzierten Karbidbildung unter Ermüdungsbeanspruchung, die vor allem die Nukleation durch eine erhöhte Versetzungsdichte beschleunigt. Die Auflösungstemperatur der $M_{23}C_6$-Karbide wird von Jones und Allen deutlich höher vorausgesagt als durch Orr. Die Kurven von Spiradek et al. (1989) sowie auch neuere Untersuchungen von El-Magd et al. (1996) und Kempf (1987) unterstützen die Aussage einer frühen Ausscheidung von $M_{23}C_6$-Karbiden. Die grau schraffierte Fläche gibt eine Abschätzung für den Temperaturbereich der $M_{23}C_6$-Auflösung an, wobei die untere Grenze nach Tavassoli und Colombe (1978) und die Obere nach Spiradek et al. (1989) festgelegt wurde.

2.4.2 Werkstoffeigenschaften unter mechanischen Belastungen

Bedingt durch die lange Historie und des breiten Anwendungsgebietes von Werkstoffen der Alloy 800-Gruppe wurden die mechanischen Eigenschaften ausgiebig untersucht. Booker et al. (1978) geben eine Übersicht über Kennwerte aus Zug- und Kriechversuchen. Neuere Arbeiten in Bezug auf statische Versuchsdaten sind in Wright et al. (2012) und Roy und Virupaksha (2007) zu finden. Zusammengefasst kann festgehalten werden, dass Alloy 800H mit zunehmender Prüftemperatur bis ca. 600 °C lediglich

einen leichten Abfall der Zugfestigkeit R_m und Dehngrenze $R_{p0,2}$ aufzeigt. Im Bereich von 600 °C bis 800 °C fällt die Festigkeit stark ab, so dass für Temperaturen über 800°C R_m und $R_{p0,2}$ dieselbe Größenordnung erreichen.
In zahlreichen EU-Projekten wie beispielsweise *COST 501* und *High Temperature Reactors* wurden Kriechkurven der Legierung Alloy 800H gemessen. Teilweise sind diese vom *Joint Research Center (JRC)* der Europäischen Kommission in Petten (Niederlande) in einer Datenbank zusammengefasst worden. Eine Auswertung dieser Daten bezüglich der minimalen Kriechrate aus Ennis und Offermann (2014), Lerch et al. (2014), Stannett (2014) und Nishijima (2014) zusammen mit Untersuchungen, die vom *European Creep Collaborative Committee (ECCC)* durchgeführt wurden, Spindler (2014), ist in Abb. 5.12b in Abschnitt 5.6 dargestellt. Alloy 800H zeigt in der Norton-Darstellung über einen weiten Temperaturbereich eine typische, lineare Abhängigkeit der sekundären Kriechdehnrate von der aufgebrachten Kriechspannung.
Ebenso wie das Kriechverhalten wurde der Werkstoff in Bezug auf die Eigenschaften unter niederzyklischer Ermüdungsbelastung über viele Jahre charakterisiert. Abb. 2.7a zeigt eine Wöhlerdarstellung mit Ergebnissen von isothermen, meist dehnungskontrollierten LCF-Versuchen im Temperaturbereich von 430 °C bis 1000 °C ermittelt von Conway et al. (1972), Jaske et al. (1972), Villagrana et al. (1981), El Gharad (1986) bzw. El Gharad et al. (2002), Bhanu Sankara Rao et al. (1996a) sowie Bhanu Sankara Rao et al. (1996b), Kaae (2009) und Kolluri et al. (2015). Des Weiteren wurden Daten des EU-Projektes *COST 501* von Bothe et al. (2014)/Kempf

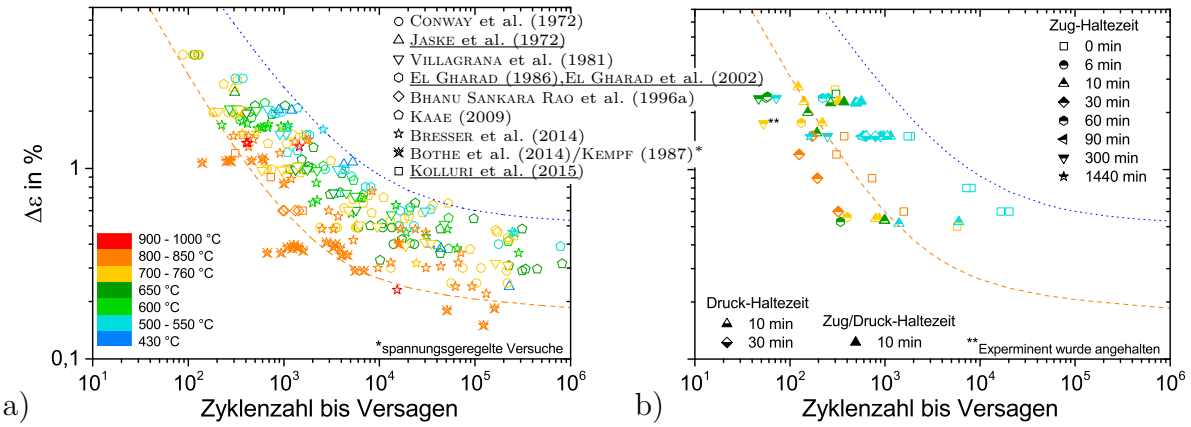

Abbildung 2.7: Wöhlerdarstellung von Ermüdungsversuchen aus Literaturdaten im Temperaturbereich von 430 °C bis 1000 °C: a) Ermüdungsversuche mit unterschiedlichen Dehnraten und Amplituden verschiedener Legierungen der Alloy 800-Gruppe b) LCF-Versuche mit Haltezeiten (Daten sind aus den unterstrichenen Quellen entnommen). Gestrichelte Linien zeigen das Streuband der LCF-Versuche ohne Haltezeit.

(1987) und Bresser et al. (2014), wiederum aus der Datenbank des JRC, ausgewertet. Für die zusammenfassende Darstellung der Daten sei angemerkt, dass die Zyklenzahlen bis Versagen je nach Quelle mit verschiedenen Kriterien bestimmt wurden. Die Wärmebehandlungsparameter für die Lösungsglühung sind nahezu identisch für alle Datensätze. Die Lösungsglühtemperaturen liegen zwischen 1125 °C und 1170 °C und die Behandlungsdauer zwischen 30 min und 1 h. Eine anschließende Nachbehandlung von 16 h bei 800 °C nach der Lösungsglühung ist nur von Bothe et al. (2014)/Kempf (1987) durchgeführt worden. Trotz der unterschiedlichen Legierungszusammensetzungen kann in dieser Darstellungsweise davon ausgegangen werden, dass Tendenzen ohne weitere Einschränkungen abgeleitet werden können, vgl. Untersuchungen von Teranishi und McEvily (1978). Es ist zu erkennen, dass die Gruppe der Alloy 800-Werkstoffe eine deutliche Lebensdauerreduzierung bei höheren Versuchstemperaturen aufweist. Einerseits ist diese Reduzierung durch die temperaturabhängige Festigkeit und somit Verformung zu erklären. Andererseits ist die Schädigung und das Risswachstum durch die zunehmende Oxidation ein wesentlicher Faktor, der die Lebensdauer beeinflusst, Schlesinger (2014). Die punktierten und gestrichelten Linien symbolisieren das Streuband aller dehnungskontrollierten Versuche für niedrige bzw. hohe Temperaturen. Das Streuband wurde über zwei verschiedene Anpassungen eines Potenzgesetzes der Form $\Delta\varepsilon \propto {N_A}^x$ bestimmt.

Wie bereits im vorangegangen Kapitel beschrieben, sind Kenntnisse über die Wechselwirkung von Kriechen und Ermüdung von enormer Bedeutung. Bereits Anfang der 1970er Jahre wurde der Einfluss von Betriebslastwechseln mit Hilfe von dehnungskontrollierten KE-Versuchen von Jaske et al. (1972), siehe auch Wareing (1977), analysiert. Ergänzende Arbeiten auf diesem Themengebiet sind von El Gharad (1986) bzw. El Gharad et al. (2002), Bhanu Sankara Rao et al. (1996a) und Kolluri et al. (2015) durchgeführt worden. In Abb. 2.7b sind zugehörige Lebensdauerpunkte ebenfalls in einer Wöhlerdarstellung gezeigt. Zum Vergleich ist das Streuband aus Abb. 2.7a eingezeichnet. Nimmt die Länge der Haltezeit in reiner Zug- oder Druckbelastung zu, so wird die Lebensdauer um einen erheblichen Faktor reduziert. Bleibt der Versuch symmetrisch, das heißt gleichbleibende Druck- und Zug-Haltezeit, so kann zunächst kein Einfluss auf die Lebensdauer detektiert werden. Einen wesentlichen Beitrag zum Verständnis des KE-Verhaltens, der daraus resultierenden Schädigung sowie dem Einfluss der Umgebungsbedingung hat Kempf (1987) geleistet. In der Arbeit hat der Autor überwiegend spannungskontrollierte KE-Versuche mit Haltezeiten in Zug bzw. Druck oder Zug und Druck in Luftatmosphäre oder unter Vakuum bei einer Temperatur von 800 °C durchgeführt. Es konnte gezeigt werden, dass sich die Lebensdauer unter symmetrischer

Haltezeitbeanspruchung im Vakuum im Vergleich zur Luftatmosphäre verfünffacht. Eine reine Zughaltezeit ist sowohl in Luft als auch im Vakuum bei gleichen Versuchsbedingungen deutlich schädigender. Die Prüfatmosphäre nimmt in diesem Fall keinen Einfluss auf die Lebensdauer. Des Weiteren wurden dehnungskontrollierte Ermüdungsversuche mit geringeren Dehnraten sowie Versuche mit langsamen Dehnraten im Zugast und schnelleren Dehnraten im Druckast gefahren. Bei gleichen Belastungen konnte auch hier eine deutliche Lebensdauerreduzierung durch eine langsamere Dehnrate während der Zugbelastung beobachtet werden. Dies war jedoch nur der Fall, sofern der Versuch unter Luftatmosphäre durchgeführt und das Risswachstum durch die Oxidation beschleunigt wurde. Im Wesentlichen ist die Reduzierung der Lebensdauer unter KE-Belastung auf die Bildung von Spaltrissen (engl. wedge cracks) meist an Korngrenztripelpunkten oder durch Bildung von Poren auf den Korngrenzen zurückzuführen, Baik und Raj (1982). Diese führen zur interkristallinen Schädigung des Werkstoffs, die durch längere Zughaltezeiten oder auch durch langsame Zugbelastungen verstärkt wird. Aufbauend auf den Versuchsergebnissen von Kempf hat Mu (1990) weitere KE-Versuche im Temperaturbereich von 700 °C bis 800 °C durchgeführt. Der Autor hat im Detail den Einfluss auf die Lebensdauer von Zug- sowie Druckhaltezeiten und vor allem der Schädigung näher identifiziert. So führen symmetrische Versuche mit schnellen Lastwechseln, dementsprechend geringen Haltezeiten, zu deutlich höheren Lebensdauern als Versuche mit langen Haltezeiten. Des Weiteren konnte beobachtet werden, dass mit steigender Unsymmetrie, durch Verringerung der Druckhaltezeit bei gleichbleibender Zugbelastung, die Lebensdauer, wie schon oben beschrieben, reduziert wird.
Das thermomechanische Ermüdungsverhalten der Legierung Alloy 800H wurde bisher nur sehr wenig untersucht. In Arbeiten von Baumgärtner et al. (1990) werden spannungsgeregelte asymmetrische TMF-KE-Versuche mit Bezug auf die Untersuchungen von Kempf (1987) durchgeführt. Im Detail wurde das Verständnis aufgebaut, wie die Porenbildung während der Aufheiz- bzw. Abkühlphase sich in Relation zu einer definierten Kriechbelastung bei hohen Temperaturen auf die Lebensdauer auswirkt. Hierzu wurden verschiedene Druck-, Zug-, oder neutrale Belastungen während der Temperaturwechsel aufgebracht. Es hat sich gezeigt, dass die Lebensdauer von einer reinen Druckbelastung bis hin zur reinen Zugbelastung stetig reduziert wird. Dies konnte mit einer steigenden Porendichte korreliert werden.

2.4.3 Einfluss der Mikrostruktur auf die Werkstoffeigenschaften

Die Mikrostruktur eines Werkstoffs nimmt einen wesentlichen Einfluss auf die Werkstoffeigenschaften und das Hochtemperaturverhalten unter mechanischer Belastung. So

bestimmt beispielsweise die Wahl der Wärmebehandlungsparameter den Mikrostrukturzustand und folglich die Festigkeit. Desvaux et al. (1978) konnten zeigen, dass mit zunehmender Lösungsglühtemperatur zwischen 980 °C und 1150 °C sowohl die Streckgrenze als auch die Zugfestigkeit herabgesetzt wird. Ferner werden vorhandene Karbide mit zunehmender Lösungsglühtemperatur aufgelöst und Kornvergröberung tritt ein.
Den Einfluss der Korngröße und einer Auslagerung bei 550 °C und 600 °C auf die Lebensdauer unter Ermüdungsbeanspruchung hat Nilsson (1985) analysiert. Zunächst konnte gezeigt werden, dass durch eine Erhöhung der Lösungsglühtemperatur von 1050 °C auf 1170 °C bei 10 min Glühdauer die durchschnittliche Korngröße von 40 µm auf 130 µm wächst. In Bezug auf die Lebensdauer unter LCF-Belastung gehen die Unterschiede der beiden Korngrößen jedoch im Streuband unter. Erst durch die Auslagerung zeigt sich, dass vor allem die bei 550 °C ausgelagerte Probe mit der kleinen Korngröße eine erhöhte Ermüdungsfestigkeit durch fein verteilte γ'-Ausscheidungen und dem aus der Korngröße resultierenden geringen Rissfortschritt aufweist. Zudem wurde beobachtet, dass die lösungsgeglühten Ausgangszustände ein sehr hohes Verfestigungspotential zeigen, welches aus der verformungsinduzierten Bildung von $M_{23}C_6$-Karbiden resultiert. Wird der Werkstoff vorher ausgelagert, bilden sich bereits bei 600 °C Chromkarbide vom Typ $M_{23}C_6$ und bei 550 °C Ausscheidungen der γ'-Phase. Dies erhöht die anfängliche Festigkeit des Werkstoffs und erniedrigt die zyklische Verfestigung und die Zyklenzahl bis zur Sättigung.
Ähnliche Ergebnisse auch für hohe Temperaturen wurden bereits von Villagrana et al. (1981) beobachtet. Die Autoren konnten quantifizieren, dass sich im Ermüdungsversuch im Vergleich zu einer rein thermischen Auslagerung deutlich mehr Chromkarbide ausscheiden. Bei höheren Temperaturen (> 649 °C) verringert sich dieser Unterschied. Wiederum ist auffällig gewesen, dass bei Versuchstemperaturen von 538 °C und 593 °C ein deutlicher Anteil titanreicher Karbide ausgeschieden wurde. Massive $M_{23}C_6$-Ausscheidungen auf den Korngrenzen und innerhalb der Körner, gepinnt an Versetzungen, wurden bei 850 °C ermüdeten Proben von Bhanu Sankara Rao et al. (1994), Bhanu Sankara Rao et al. (1996a) sowie Bhanu Sankara Rao et al. (1996b) identifiziert. Ferner konnten auch TiC- und sogar G-Phasen-Ausscheidungen bei Versuchen mit geringeren Dehnraten detektiert werden. Generell war der Gesamtausscheidungsanteil in schnellen Versuchen geringer als bei langsamen. Nahm und Moteff (1976) beobachteten verformungsinduzierte Ausscheidungen von γ' und $M_{23}C_6$ in durchgeführten Ermüdungsversuchen bei 538 °C, bei Versuchstemperaturen von 649 °C konnte $M_{23}C_6$ sowie TiC gefunden werden.

Um die unkontrollierte Verfestigung durch Ausscheidungen aus dem lösungsgeglühten Zustand zu vermeiden und eine langzeitige Auslagerung bei tiefen Temperaturen zu umgehen, siehe Nilsson (1985), Villagrana et al. (1981) und El Gharad (1986), kann auch eine kurzzeitige Wärmebehandlung bei hohen Temperaturen die Mikrostruktur stabilisieren. Kempf (1987) hat beobachtet, dass sich nach einer Auslagerung von 16 h bei 800 °C weder bei weiterer rein thermischer Auslagerung noch im Versuch eine merkliche Änderung der Ausscheidungsmikrostruktur ergeben hat. Die $M_{23}C_6$-Chromkarbide haben sich lediglich vergröbert. Somit ergab sich nicht nur eine sehr geringe zyklische Verfestigung im Versuch sondern auch eine geringere Zyklenzahl bis zum Sättigungszustand. Eine Reduzierung der Lebensdauer tritt durch eine vorzeitige Phasenausscheidung nicht ein. Es hat sich sogar gezeigt, dass die Lebensdauer erhöht werden kann, Villagrana et al. (1981) und El Gharad (1986).

Neben der Verfestigung durch verformungsinduzierte Karbide, kann in Werkstoffen wie Alloy 800H dynamische Reckalterung (DRA) auftreten. In der Regel tritt dieser Effekt durch die Wechselwirkung von Versetzungen und punktförmigen Defekten auf, Christ (1991). DRA im Werkstoff Alloy 800H wurde beispielsweise unter monotoner Belastung im Temperaturbereich von 300 °C und 700 °C detektiert, Roy und Virupaksha (2007) und Wright et al. (2012). Neben der Temperaturabhängigkeit ist dieser Effekt dehnratenabhängig, Moss und Was (2012). Auch in Ermüdungsversuchen tritt in einem ähnlichen Temperaturbereich DRA auf, siehe z.B. Bhanu Sankara Rao et al. (1996a) und Bhanu Sankara Rao et al. (1996b).

Kapitel 3

Material und Methoden

Im folgenden Kapitel werden die in dieser Arbeit verwendeten und erzeugten Materialzustände sowie die experimentellen Versuchsaufbauten dargestellt.

3.1 Werkstoff

Zunächst wurde der Ausgangswerkstoff Alloy 800H als Rohmaterial in Form von 16 mm dicken Blechen von der Fa. VDM Metals GmbH (Charge: 165621) in den Wärmebehandlungszuständen lösungs- und relaxationsgeglüht zur Verfügung gestellt. Die chemische Schmelzanalyse der untersuchten Charge ist in Tabelle 3.1 aufgeführt.

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der Alloy 800H Schmelze in Gew-%.

Fe	Ni	Cr	C	Mn	Si	Al	Ti	Mo	Nb	N
Rest	30,32	20,62	0,074	0,55	0,52	0,29	0,32	0,21	0,04	0,01

Zur weiteren Charakterisierung der mikrostrukturellen Entwicklung des Werkstoffs wurden unterschiedliche Auslagerungen der oben genannten Materialzustände im Ofen unter Luftatmosphäre mit anschließender Luftabkühlung durchgeführt. Letztendlich wird der Fokus auf drei Hauptmaterialzustände gelegt. Diese besitzen folgende thermische Vorgeschichte und werden im weiteren Verlauf mit den nachstehenden Abkürzungen bezeichnet:

- Zustand lösungsgelüht: 1170 °C/ 32 min/ Luft (HLG)
- Zustand relaxationsgeglüht: HLG + 980 °C/ 3 h/ Luft (HRLX)
- Zustand ausgelagert: HLG + 650 °C/ 1 Jahr/ Luft (HAG)

Weiterhin erfolgten mit den Werkstoffzustände HLG und HRLX kurzzeitige thermische Auslagerungen bei 650 °C. Die Auslagerungsdauern betrugen 3 h, 15 h, 75 h, 150 h,

500 h und 1000 h. Zusätzlich wurde das HLG-Material für ein halbes und wie oben beschrieben, ein Jahr thermisch vorbelastet (HAG) und auch bei 600 °C und 850 °C einer Auslagerung unterzogen. Im letzteren Fall betrugen die Auslagerungsdauern 3 h, 15 h, 75 h, 150 h sowie 500 h und bei 600 °C: 75 h, 500 h, 1000 h und 3000 h. Falls nicht anders angegeben, gelten für die oben aufgeführten Nebenzustände im weiteren Verlauf der Arbeit folgende Bezeichnungen: *xx*HAG*yy*h bzw. *xx*HRLXAG*yy*h. Hierbei repräsentiert *xx* die Auslagerungstemperatur (600 °C: 6, 650 °C: 65 und 850 °C: 85) während *yy* für die Auslagerungsdauer in Stunden steht.

3.2 Metallo- und Fraktographie

Zur Analyse der einzelnen Mikrostrukturzustände wurden Probenschliffe präpariert, die zunächst aus der Blechmitte und quer zur Walzrichtung entnommen und anschließend in ein Epoxidharz warmeingebettet wurden. Ein Einfluss der Prozesstemperatur auf die Mikrostruktur kann für die Belastungsdauer von 7 min bei 180 °C ausgeschlossen werden. Die Präparation der Probentaler wurde nach üblicher Vorgehensweise durchgeführt: Schleifen, Feinschleifen, Polieren sowie bis auf 1/4 µm Feinpolieren. Zum Abschluss wurden die Probenoberflächen mit einer *OP-S*-Suspension poliert. Um Korngrenzen sowie feinste Karbidausscheidungen hervorzuheben, erfolgte eine Tiefenätzung mit verdünntem Königswasser, bestehend aus zwei Teilen Wasser, drei Teilen 37 %-iger Salzsäure sowie einem Teil 65 %-iger Salpetersäure. Das Tauchätzen wurde in drei Stufen mit unterschiedlichen Einwirkzeiten (105 s/ 90 s/ 75 s) bei Raumtemperatur (RT) durchgeführt. Zwischen der ersten und der zweiten Ätzung wurden die Oberflächen kurzzeitig mit *OP-S*-Suspension behandelt. Bei gelaufenen Ermüdungsproben wurde zunächst eine Hälfte der gebrochenen Probe von der Bruchfläche bis zum Schaft längs eingebettet, bis zur Probenmitte abgeschliffen und anschließend wie oben beschrieben präpariert sowie geätzt.

Die metallographischen Analysen erfolgten mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) vom Typ *Supra 40VP* der Fa. Zeiss mit zugehöriger energiedispersiven Röntgenspektroskopie (engl. energy dispersive x-ray spectroscopy) (EDX)- und Elektronenrückstreubeugungs (engl. electron backscatter diffraction) (EBSD)-Detektoreinheit der Fa. Edax Inc. sowie dem Softwaretool *Genesis Spectrum* (Version 5.21). Zur detaillierten Charakterisierung der Ausscheidungen oder auch Versetzungsstrukturen ermüdeter Proben wurde ein Transmissionselektronenmikroskop (TEM) vom Typ *TECNAI F20G* der Fa. Fei verwendet. Hierzu erfolgte zunächst die Entnahme einer dünnen Scheibe quer zur Walzrichtung, welche auf eine Scheibendicke von 120 µm geschliffen, mechanisch zu einem

Plättchen mit 3 mm Durchmesser ausgestanzt und anschließend elektrolytisch poliert wurde. Die Identifikation der Ausscheidungen erfolgte mit Hilfe von Beugungsaufnahmen und der chemischen Analyse durch Raster-Transmissionselektronenmikroskopie (RTEM). Für fraktographische Untersuchungen wurde ein REM der Fa. Hitachi vom Typ *S-3400N* und eine EDX-Detektoreinheit *INCAx-sight* der Fa. Oxford Instruments mit zugehörigem Softwaretool verwendet.

3.3 Korngrößenbestimmung

Die Korngröße wurde mit dem Linienschnittverfahren nach DIN EN ISO 643 durch die Fa. VDM Metals GmbH bestimmt.

3.4 Mechanische Prüfung

Zur breitbandigen Charakterisierung der mechanischen Werkstoffeigenschaften von Alloy 800H wurden alle Materialzustände mechanischen Prüfungen bei folgenden Temperaturstützstellen unterzogen: RT, 300 °C, 500 °C, 600 °C, 650 °C, 700 °C, 850 °C und 1000 °C. Im Folgenden werden die verwendeten Prüfmethoden vorgestellt.

3.4.1 Warmzugversuche

Die Zugprüfung wurde mit einem am Fraunhofer IWM entwickelten Eigenbau einer elektromechanischen Prüfmaschine gekoppelt mit einer *8500* Steuerung der Fa. Instron LTD. durchgeführt. Das Heizen der Probe erfolgte über einen 2-Zonen Strahlungsofen der Fa. Nabertherm mit einer Leistung von 1300 W und maximalen Temperatur von 1100 °C. Für die Versuche an den beiden höchsten Temperaturstützstellen wurde zur besseren Temperaturregelung ein 3-Zonen Strahlungsofen ebenfalls von der Fa. Nabertherm verwendet. Die Temperatur wurde in beiden Fällen an den Enden des Messbereichs sowie in der Mitte mit Thermoelementen vom Typ K gemessen bzw. geregelt. An allen oben aufgeführten Temperaturstützstellen wurden dehnungsgeregelte Versuche mit einer Dehnrate von 10^{-3} s^{-1} gefahren. Langsame Zugversuche (engl. slow strain rate test) (SSRT) zur Ermittlung der Zeitabhängigkeit wurden mit einer Dehnrate von 10^{-6} s^{-1} im Temperaturbereich zwischen 300 °C und 850 °C durchgeführt. Die Durchführung der Versuche erfolgte angelehnt an DIN EN ISO 6892-1 und DIN EN ISO 6892-2 mit einer verwendeten Probengeometrie wie in Abb. 3.1a dargestellt. Die anfängliche Messlänge des Seitenextensometers der Fa. Maytec betrug 25 mm. Wurde der

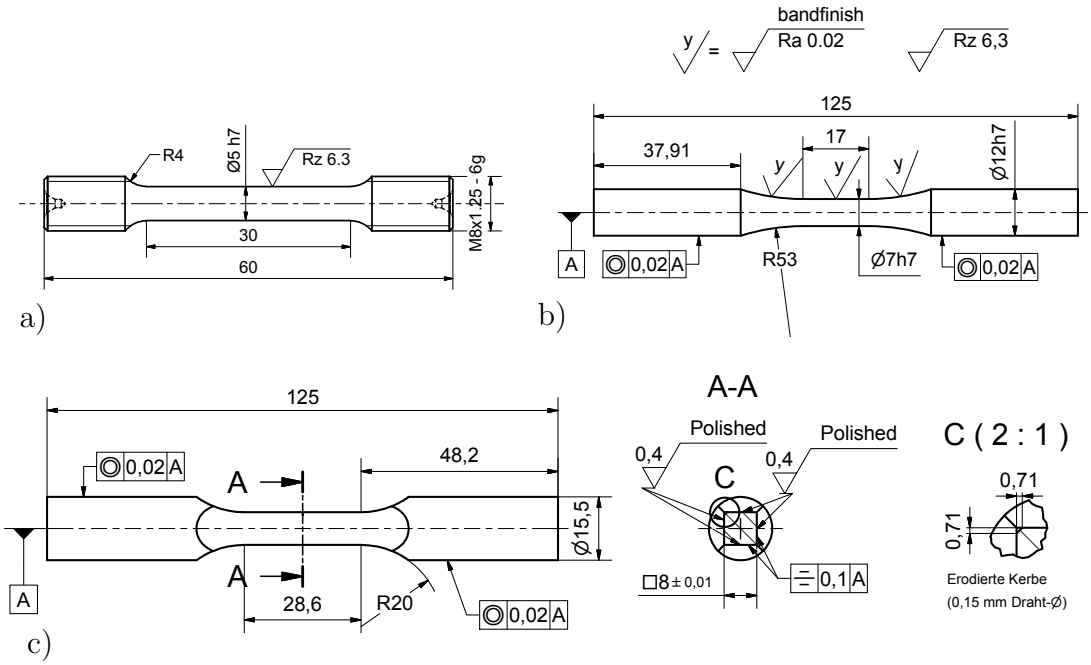

Abbildung 3.1: Geometrie der a) Zugproben, b) Ermüdungsproben und c) CornerCrack-Proben.

Extensometermessbereich bei sehr hohen Bruchdehnungen verlassen, erfolgte die Umschaltung auf Maschinenwegreglungen mit entsprechender Rate. Die Auswertung der Brucheinschnürung Z erfolgte mit einem Auflichtmessmikroskop der Fa. Leitz. Aus zwei Messungen der zusammengesetzten Bruchflächen in 0 ° und 90 ° Position wurde der arithmetische Mittelwert gebildet. Die Berechnung der Kennwerte E, R_m, $R_{p0,2}$, A_5 und Z erfolgte ebenfalls angelehnt an die zugehörigen Normen.

3.4.2 Ermüdungsversuche

Die Ermüdungsversuche wurden mit einer elektromechanischen Prüfmaschine vom Typ *8862* der Fa. Instron LTD. durchgeführt. Die Dehnungsmessung erfolgte in einer Messlänge von 10 mm mit einem Seitenextensometer der Fa. Maytec. Mit einer wassergekühlten Spule und einem Hochfrequenzgenerator der Fa. Ambrell wurden die Proben induktiv aufgeheizt. Für die Temperaturregelung wurde ein Typ *K* Thermoelement in der Mitte der Messlänge um die Probe gelegt. Zwei weitere Thermoelemente befanden sich auf Höhe der Extensometerstäbe, so dass ein optimales Temperaturfeld mit einer Abweichung von ± 2 K eingestellt werden konnte. Ein Ausschnitt des Versuchsaufbaus ist in Abb. 3.2a veranschaulicht. Abb. 3.2b zeigt den vollständigen Versuchsaufbau mit einer Abschirmung gegen äußere Luftströme sowie zur Stabilisierung der Temperaturregelung und somit des Temperaturfeldes.

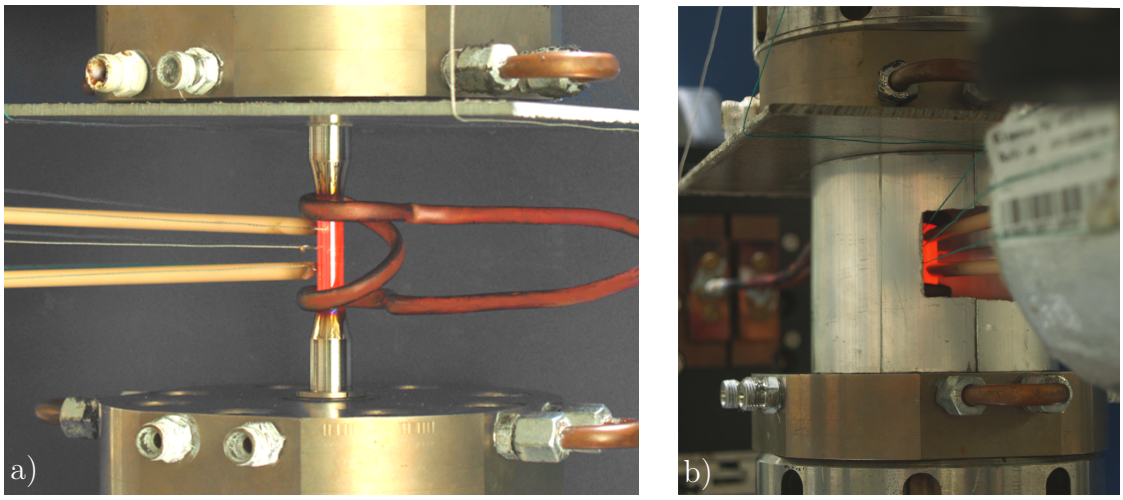

Abbildung 3.2: a) Versuchsaufbau für Ermüdungsversuche, b) mit Abschirmung gegen Luftströme.

Die LCF-Proben wurden in Walzrichtung aus dem Blech entnommen und hatten im Messbereich einen verjüngten Durchmesser von 7 mm (siehe Abb. 3.1b). Wenige Proben wurden entgegen der Walzrichtung entnommen. Dies wird mit einem zusätzlichen q in der Probenbezeichnung vermerkt. Entstandene Drehriefen aus dem Fertigungsprozess wurden im Messbereich mit Hilfe eines *bandfinishing* weitestgehend entfernt. Zur Prüfung des zyklischen Verformungsverhaltens unter isothermen Bedingungen wurden verschiedene Versuchstypen verwendet:

- Ermüdungsversuch mit komplexem Vorprogramm (CLCF)
- Ermüdungsversuch mit geringen Dehnraten (slowLCF)
- Ermüdungsversuch mit Haltezeiten (LCF-HT)

Im CLCF-Versuch werden die Proben vor der eigentlichen zyklischen Beanspruchung mit einem komplexen Vorprogramm belastet (vgl. Abb. 3.3a). Dies dient der effizienten Parameteridentifikation für eine spätere Modellierung des viskoplastischen Verformungsverhaltens mit Hilfe eines Wechselplastizitätsmodells. Durch verschiedene Dehnraten im Bereich von 10^{-3} s^{-1}, 10^{-4} s^{-1} und 10^{-5} s^{-1} sowie einer Zug- und Druckhaltezeit von jeweils 1800 s können zeitabhängige Materialeigenschaften charakterisiert werden. Es werden zwei unterschiedliche Dehnungsamplituden abgefahren, wobei die Zweite im weiteren Verlauf der anschließenden klassischen LCF-Belastung verwendet wird. Der Einfluss des Vorprogramms auf die Lebensdauer ist erfahrungsgemäß vernachlässigbar, bei sehr hohen Temperaturen kann jedoch eine mikrostrukturelle Veränderung eintreten. Abhängig von der Prüftemperatur wurden jeweils drei verschiedene Totaldehnungsamplituden ε_a im Intervall von 0,1 % $\leq \varepsilon_a \leq$ 1,6 % getestet.

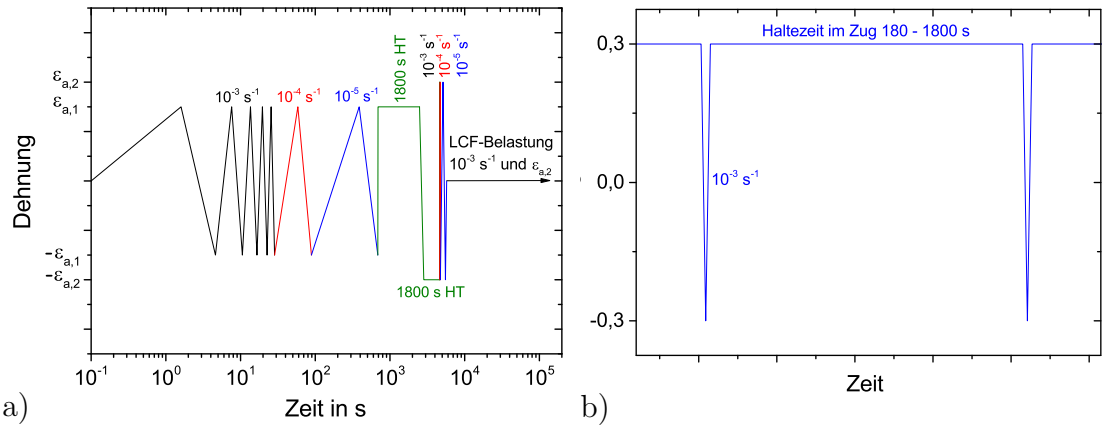

Abbildung 3.3: Schematische Darstellung verschiedener Versuchsprogramme: a) komplexes Vorprogramm der CLCF-Versuche, b) Zyklus der LCF-HT-Versuche.

Zur Beurteilung einer überlagerten Kriech- und Ermüdungsbelastung wurden zwei weitere Versuchstypen betrachtet: slowLCF und LCF-HT. Beim ersten Versuchstyp wird eine symmetrische und dehnungsgeregelte Dreiecksbeanspruchung mit jeweils unterschiedlichen Dehnraten von 10^{-4} s^{-1}, 10^{-5} s^{-1} oder $5 \cdot 10^{-6}$ s^{-1} auf die Probe aufgebracht.
Im Gegensatz dazu variiert im LCF-HT-Versuch die Zughaltezeit t_z zwischen 180 s, 360 s oder 1800 s während die Dehnrate der Wechselbelastung 10^{-3} s^{-1} beträgt (siehe Abb. 3.3b). Folglich ergibt sich eine unsymmetrische Spannungsantwort. Weiterhin wurde ein unsymmetrischer slowLCF-Versuch mit einer Dehnrate von 10^{-5} s^{-1} im Zug- und 10^{-4} s^{-1} im Druckast sowie ein symmetrischer LCF-HT-Versuch mit einer Haltezeit von 180 s in Zug- und Druck durchgeführt. Alle Kriech-Ermüdungsversuche wurden bei einer Temperatur von 650 °C überwiegend mit einer mechanischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_a = 0{,}3$ %, teilweise auch mit $\varepsilon_a = 0{,}4$ % gefahren.
Eine Überlagerung von thermischer und mechanischer Beanspruchung wird mit Hilfe von TMF-Versuchen realisiert, welche angelehnt an den *Code-of-Practice*, Hähner et al. (2006), durchgeführt wurden. Dementsprechend wurde eine dreiecksförmige Belastungsrampe gewählt. Die gefahrenen Temperaturverläufe sind in Abb. 3.4a dargestellt. In dieser Arbeit wurde der Fokus vor allem auf Versuche im Temperaturbereich zwischen 300 °C und 650 °C mit einer mechanischen Dehnungsamplitude von $\varepsilon_{mech} = 0{,}335$ % $= \varepsilon_{th}$ gelegt. Dies entspricht bei gegebener Zykluszeit einer mechanischen Dehnrate $\dot{\varepsilon} \approx 10^{-4}$ s^{-1}. Weiterhin wurden, überwiegend an dem HLG-Material, Einflüsse der Minimal- und Maximaltemperatur sowie das Verhalten unter TMF-KE untersucht. Für alle Versuche, ausgenommen Versuche mit $T_{min} = 80$ °C, betrug die Heiz- sowie die Abkühlrate 5 K/s. Die Versuche mit einer sehr niedrigen Minimaltemperatur wurden ab 300 °C langsamer abgekühlt. Die Kühlung der Probe erfolgte zum Großteil indirekt, das

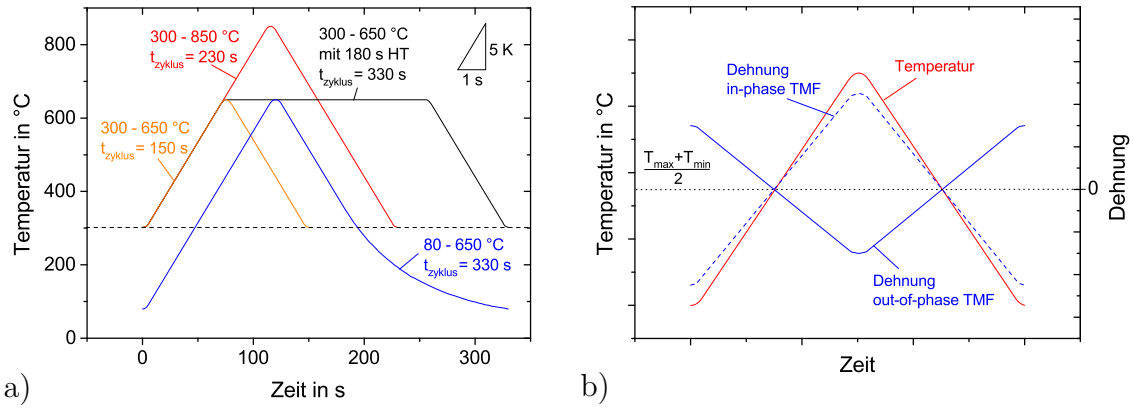

Abbildung 3.4: Darstellung der TMF-Versuchsbedingungen: a) Temperaturverläufe der TMF-Versuche, b) Phasenbeziehung von mechanischer und thermischer Belastung.

heißt die Wärme wurde lediglich über das wassergekühlte Probenspannzeug entzogen. Ferner wurden die Proben in der Abkühlphase durch ein zusätzliches Anblasen des Einspannschaftes direkt gekühlt. Der Messbereich sowie der Bereich im Übergangsradius wurden von diesem Luftstrom abgeschirmt. Zur besseren Vergleichbarkeit mit den isothermen Versuchen betrug das Dehnungsverhältnis für alle TMF-Versuche $R_\varepsilon = -1$. Dies wurde realisiert, indem die Versuche, wie in Abb. 3.4b dargestellt, bei mittlerer Temperatur $(T_{max} + T_{min})/2$ gestartet wurden. Die mechanische Belastung erfolgte ebenfalls totaldehnungsgeregelt. Zur Bestimmung der thermischen Ausdehnung jeder einzelnen Probe wurden mindestens fünf kraftfreie Temperaturzyklen abgefahren und eine Mittelwertkurve aus den letzten drei Verläufen bestimmt. Des Weiteren wurde vor jedem Versuch der statische Elastizitätsmodul E in 50 °C bis 100 °C-Schritten ermittelt.

3.4.3 Risswachstumsversuche

Zur Bestimmung von Risswachstumskurven und -geschwindigkeiten kurzer sowie langer Risse wurden isotherme als auch anisotherme Risswachstumsversuche durchgeführt. Das Wachstum kurzer Ermüdungsrisse wurde mit Hilfe der Replika-Technik identifiziert. Vor Versuchsstart und in definierten Abständen von 200 Zyklen wird ein Abdruck der Probenoberfläche entnommen. Dazu wird eine Acetatfolie in Aceton getaucht und um den Messbereich der polierten Probe gelegt. Beim Trocknen/Aushärten der Folie entsteht ein Negativabdruck der Oberfläche und vorhandene Risse können in einer Nachuntersuchung vom Versuchsende bis zum Versuchsanfang zurückverfolgt werden. Zur Auswertung der Risslänge wurde ein Lichtmikroskop der Fa. Nikon (Modell *Eclipse ME600*) mit einer Kamera vom Typ Nikon *Digital Sight DS-Fi1* und dem Softwaretool Nikon *NIS Elements* (Version 3.22.13) verwendet. Es wurden Risswachstumsuntersuchungen bei RT

und 650 °C am lösungsgeglühten Ausgangszustand durchgeführt. Weiterhin wurde auch das KE-Risswachstum mit einem LCF-HT-Versuch bei 650 °C ermittelt.
Zur Bestimmung von Risswachstumsraten langer Risse wurde die CornerCrack-Probe (vgl. Abb. 3.1c) und die Messmethode mit Hilfe der Potentialsonde verwendet. Wächst der Riss ausgehend von einer zuvor eingebrachten Kerbe, ändert sich der Stromwiderstand und somit das Strompotential innerhalb der Probe. Die Kalibrierung des Potentialsignals erfolgt mittels Beachmarks, das heißt hochfrequenter Zyklen. Diese hinterlassen auf der Bruchfläche deutliche Linien, die im Nachgang mit einer optischen Analyse einer Risslänge zugeordnet werden können. Ebenso wie die anderen Versuche wurden die Proben induktiv geheizt, jedoch kraftkontrolliert mit einer servohydraulischen Prüfmaschine vom Typ *8502* der Fa. Instron LTD. durchgeführt. Die Vermessung der Beachmarks erfolgte mit einem Stereomikroskop der Fa. Leica Modell *M80*, einer Kamera der Fa. Jenoptik vom Typ *ProgRes CT5* und dem Softwaretool *Image Access Easy Lab* (Version 11.4) der Fa. Imagic. Auch in diesem Fall wurden Versuche bei RT und 650 °C am lösungsgeglühten Material durchgeführt. Die Belastung entspricht einer in der Luftfahrt oft verwendeten 1-1-1-1-Zyklusform, dass heißt die Belastungswechsel erfolgen innerhalb von 1 s ebenso beträgt die Haltezeit bei der jeweiligen Zug- oder Druckbelastung 1 s. Die hierbei angelegte Spannung sollte gerade noch elastisch sein. Neben diesen Standardversuchen wurde ein TMF-Versuch mit einem konstanten $R_\sigma = -0{,}65$ und einer Heiz- sowie Abkühlrate von 5 K/s gefahren. Ferner erfolgte auch die Durchführung des KE-Versuchs bei 650 °C mit einem Belastungszyklus von 1-180-1-1, dementsprechend einer Zughaltezeit $t_z = 180$ s.

Kapitel 4

Experimentelle Ergebnisse

4.1 Metallographie

An dem lösungs- und relaxationsgeglühten Materialzustand der Legierung Alloy 800H erfolgte eine ausführliche metallographische Charakterisierung mit dem Fokus auf die Mikrostrukturentwicklung bei 650 °C, vgl. Hübsch et al. (2014) und Hübsch (2016).

4.1.1 Lösungsgeglühter Ausgangszustand

Der lösungsgeglühte Ausgangszustand ist nahezu ausscheidungsfrei. Während des Herstellungsprozesses entstehen Titancarbonitride Ti(C,N) mit einer Größe zwischen 5 µm und 10 µm (vgl. Abb. 4.1). Des Weiteren können kleinere, sphärische Titankarbide mit einer Größe von 200 nm identifiziert werden, die sich entweder ebenfalls beim Herstellungsprozess oder aber beim Abkühlen von der Lösungsglühtemperatur ausscheiden. Sowohl die Ti(C,N) als auch die kleineren TiC können Nb oder auch Mo enthalten. Vor allem in den größeren titanreichen Ausscheidungen, welche in den REM-Aufnahmen

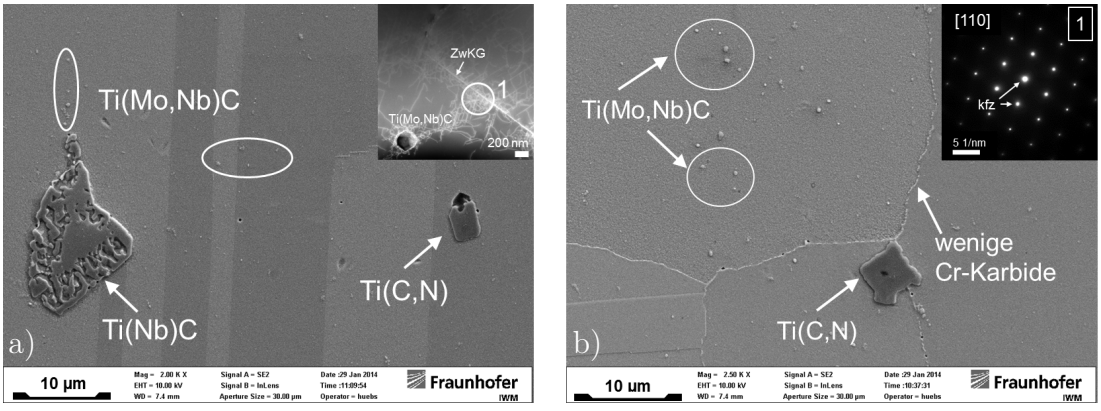

Abbildung 4.1: REM- und RTEM-Aufnahmen des lösungsgeglühten Ausgangszustandes. Primäre Karbidtypen sind gekennzeichnet. Korngrenzen sind leicht mit Cr-Karbiden belegt, Zwillingskorngrenzen ausscheidungsfrei. RTEM-Aufnahme in a) zeigt Versetzungen und eine Zwillingskorngrenze (ZwKG). Die zugehörige Beugungsaufnahme ist in b) dargestellt.

stets grau erscheinen, führt Nb teilweise zu einer entarteten Struktur (vgl. Abb. 4.1a). Reine Ti(C,N) sind deutlich kleiner und besitzen wie gewöhnlich eine nahezu quadratische Geometrie. Dies wird beispielsweise durch den Vergleich zwischen den Ti(C,N) in Abb. 4.1 deutlich. Die Großwinkelkorngrenzen sind sehr leicht mit Chromkarbiden vom Typ $M_{23}C_6$ belegt, Zwillingskorngrenzen sind ausscheidungsfrei. Die Mehrheit der Körner (ca. 85 %) weist eine Größe von 167,5 µm auf. Aufgrund von nicht vollständig rekristallisierten Anteilen beträgt jedoch die Korngröße im Gesamtmittel 210 µm. Anhand der RTEM-Aufnahme im Inneren von Abb. 4.1a und der zugehörigen Beugungsaufnahme in Abb. 4.1b wird nochmals ersichtlich, dass sowohl die Matrix als auch die Zwillingskorngrenzen frei von sekundären Ausscheidungen sind. Lediglich Versetzungen sind vorhanden. Der Gitterabstand der Matrix beträgt ca. 3,8 Å, der des Mo- und Nb-reichen Titankarbides ca. 4,3 Å.

4.1.2 Relaxationsgeglühter Ausgangszustand

Im Vergleich zum nahezu ausscheidungsfreien Hauptzustand HLG führt die zusätzliche Wärmebehandlung bei 980 °C für 3 h zur Ausscheidung sekundärer Karbide auf den Korn- und Zwillingskorngrenzen, um primäre Ti(C,N) und innerhalb der Körner (Abb. 4.2). Die Cr-Karbide auf den Korngrenzen sind deutlich gewachsen und bei höherer Vergrößerung sind bereits mit dem REM deutliche Ausscheidungsanteile in der Matrix zu erkennen. Aus der RTEM-Aufnahme in Abb. 4.3 wird deutlich, dass sich zwei unterschiedliche Ausscheidungstypen gebildet haben. Die zugehörigen EDX-Messungen deuten darauf hin, dass der Ti-Gehalt der kleineren Ausscheidungen (Position 1) und der Chromgehalt der größeren Karbide (Position 2) im Gegensatz zur Matrix (Position 3) leicht erhöht sind. Mittels Beugungsaufnahmen konnten die chromreichen Ausscheidungen wiederum als Karbide vom Typ $M_{23}C_6$ identifiziert werden. Die Ausscheidungsgröße beträgt ca. 75 nm. Die Stöchiometrie der titanreichen Karbide mit einer Größe von lediglich 20 nm konnte nicht hinreichend ermittelt werden.

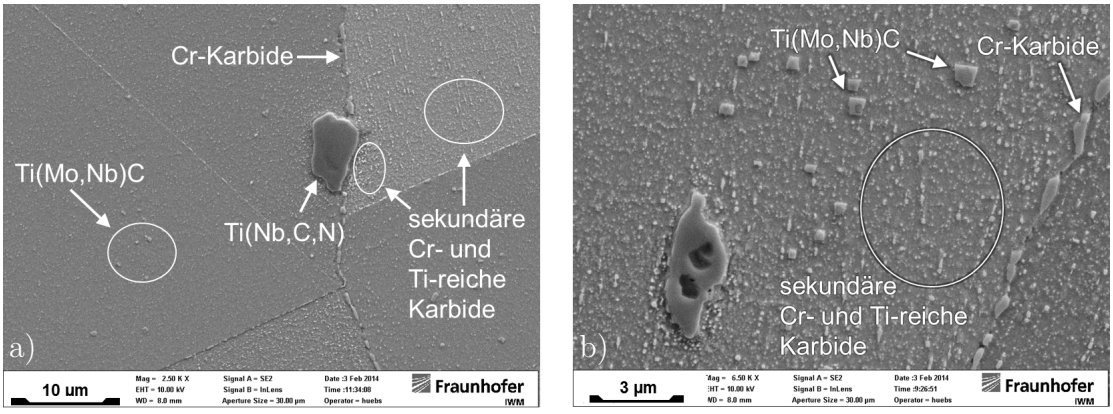

Abbildung 4.2: REM-Aufnahmen des relaxationsgeglühten Zustandes an verschiedenen Positionen: a) Übersichtsaufnahme mit Ausscheidungstypen, b) Aufnahme bei höherer Vergrößerung.

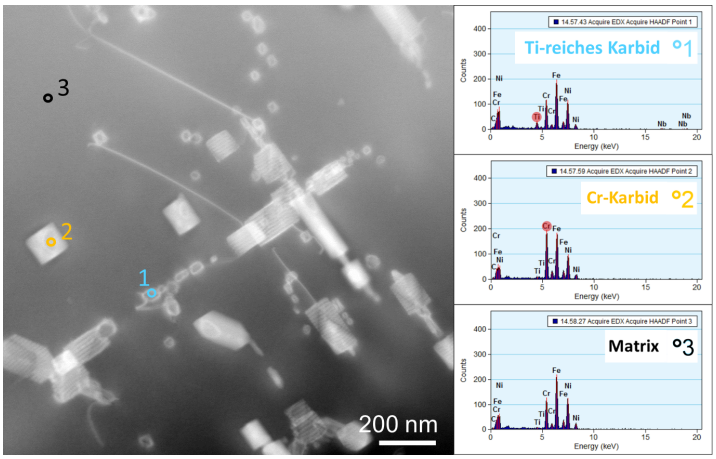

Abbildung 4.3: RTEM-Aufnahme des relaxationsgeglühten Zustandes mit EDX-Analyse. Position 1: Ti-reiches Karbid, Position 2: Cr-Karbid, Position 3: Matrix.

4.1.3 Auslagerungszustände des lösungsgeglühten Ausgangszustandes

Für das vollständige Auslagerungsintervall wurden metallographische Schliffe angefertigt und die Mikrostrukturentwicklung charakterisiert. Es konnte nachgewiesen werden, dass sich im HLG-Ausgangszustand erste sekundäre Karbide zwischen 15 h und 75 h rein thermischer Auslagerung bei 650 °C ausscheiden. Aus den REM-Aufnahmen des Zustandes nach 75 h in Abb. 4.4 wird ersichtlich, dass die Karbidbildung an Großwinkelkorngrenzen sowie um primäre Ti(C,N) und TiC beginnt. Im TEM (eingefügt in Abb. 4.4a) wurde eine zeilenförmige Ausscheidungsanordnung auf den vorhandenen Versetzungen beobachtet. Diese Bahnen erstrecken sich zunehmend in das Korn. Die Dunkelfeldaufnahme mit zugehöriger Beugungsaufnahme in Abb. 4.4b zeigt, dass es sich um Karbide vom Typ $M_{23}C_6$ mit einer Größe von ca. 50 nm handelt.

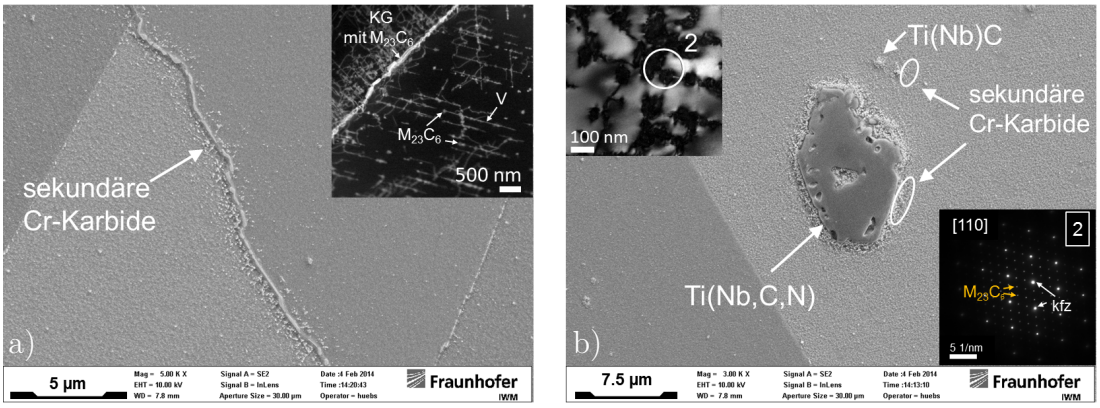

Abbildung 4.4: REM- und TEM-Aufnahmen des HLG-Zustandes nach 75 h Auslagerung bei 650 °C. Primäre und sekundäre Karbidtypen sind gekennzeichnet. Sekundäre Cr-Karbide scheiden sich bevorzugt an Korngrenzen und um primäre Ausscheidungen aus. RTEM-Aufnahme in a) zeigt Cr-Karbide, die sich an Versetzungen (V) in der Nähe von Korngrenzen (KG) ausscheiden. TEM-Dunkelfeldaufnahme mit zugehörigem Beugungsbild ist in b) gezeigt.

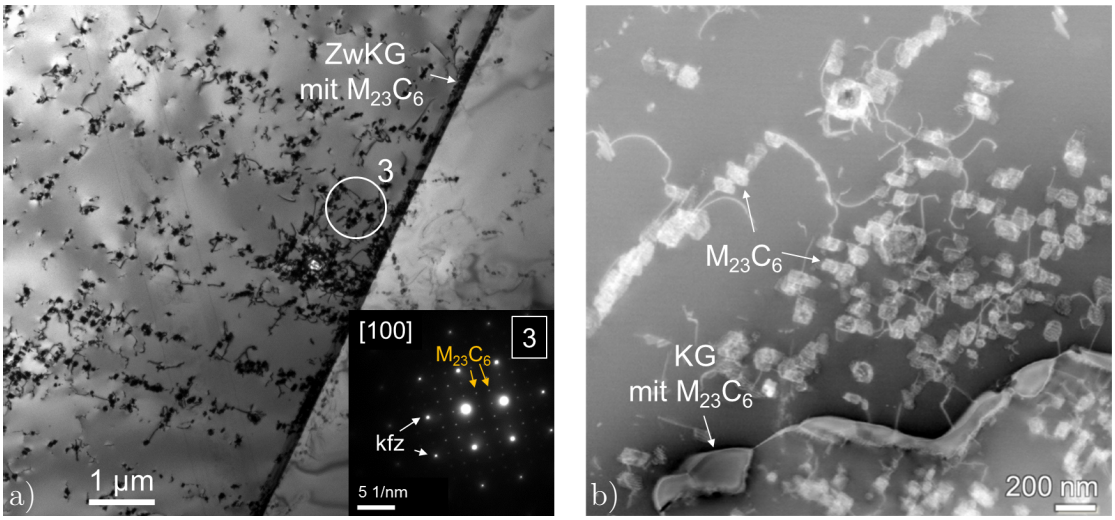

Abbildung 4.5: TEM-Aufnahmen des HLG-Zustandes nach 1000 h Auslagerung bei 650 °C: a) Dunkelfeldaufnahme mit zugehörigem Beugungsbild in der Nähe einer Zwillingskorngrenze (ZwKG), b) RTEM-Aufnahme mit hoher Vergrößerung nahe an einer Korngrenze (KG).

Mit zunehmender Auslagerungsdauer scheiden sich weitere Chromkarbide ausgehend von der Korngrenze in das Korninnere des Werkstoffs aus, welches anhand der TEM-Dunkelfeldaufnahme in Abb. 4.5a ersichtlich wird. Es sind geordnete Strukturen erkennbar, die weiterhin nur aus Chromkarbiden vom Typ $M_{23}C_6$ bestehen. Karbide im Bereich der Korngrenze sind bereits auf eine Größe von 75 nm angewachsen (Abb. 4.5b). Die Korngrenzkarbide sind nun deutlich vergröbert.
Nach einjähriger Auslagerung bei 650 °C hat sich eine homogene Ausscheidungsmikrostruktur entwickelt. Zahlreiche Chromkarbide sind fein verteilt in der Matrix und auch auf Zwillingskorngrenzen ausgeschieden (Abb. 4.6). Die Karbide auf den Großwinkelkorngrenzen sind vergleichbar mit denen des HRLX-Zustandes.

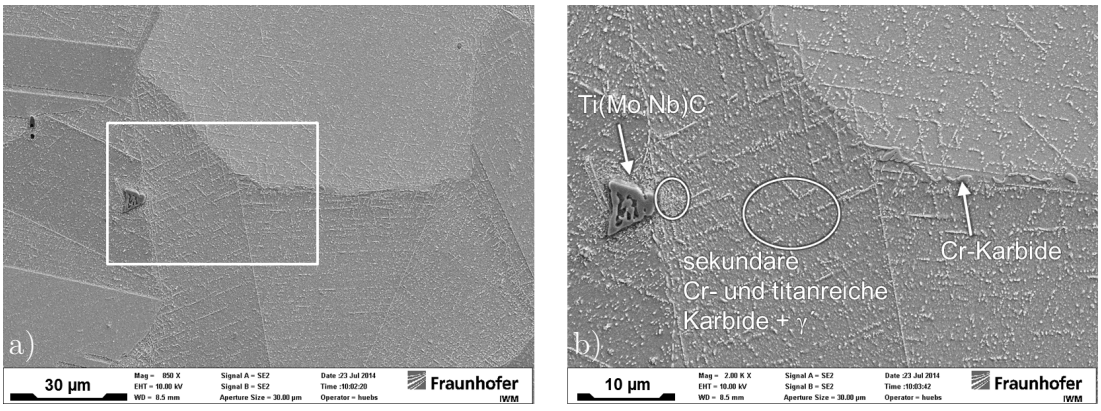

Abbildung 4.6: REM-Aufnahmen des für ein Jahr bei 650 °C ausgelagerten HLG-Zustandes: a) Übersichtsaufnahme, b) Ausschnitt aus a) mit zahlreichen sekundären Ausscheidungen.

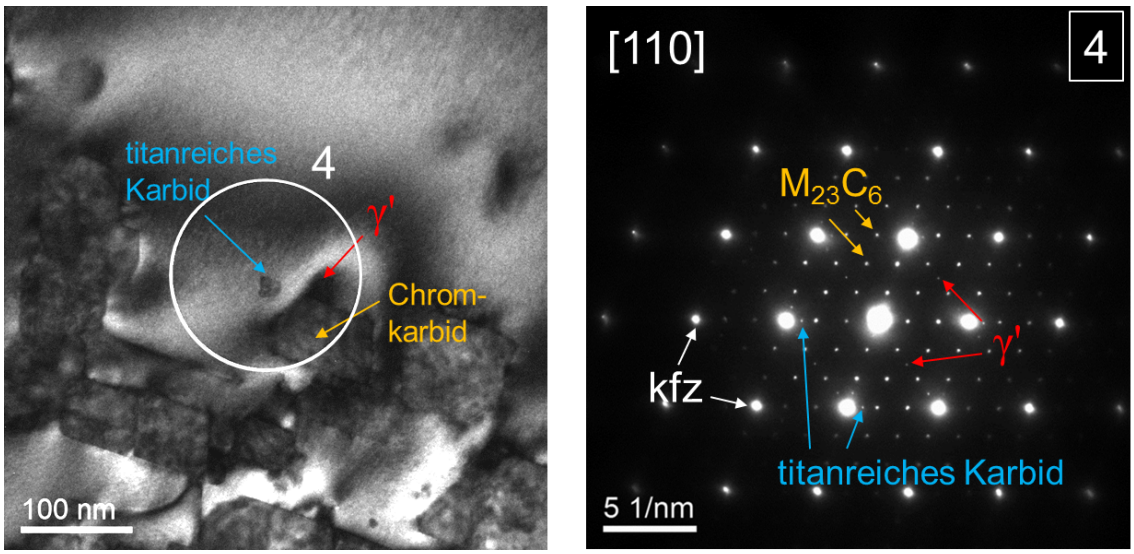

Abbildung 4.7: RTEM-Aufnahme des HAG-Zustandes mit Beugungsbild. Zugehörige Reflexe im Beugungsbild sind für die Ausscheidungen gekennzeichnet.

In Abb. 4.7 ist eine TEM-Aufnahme in hoher Vergrößerung mit zugehörigem Beugungsbild des HAG-Materialzustandes dargestellt. Neben den Chromkarbiden mit einer Teilchengröße von 75 nm bis 100 nm können auch in dieser Ausscheidungsmikrostruktur wenige kleinere titanreiche Ausscheidungen (ebenfalls vergleichbar mit denen des relaxationsgeglühten Zustandes) sowie γ'-Ausscheidungen an den Chromkarbiden identifiziert werden. Die Reflexe der titanreichen Ausscheidungen in der Beugungsaufnahme sind satellitenförmig um die Gitterreflexe der kubisch-flächenzentrierten (kfz)-Reflexe angeordnet. Zugehörige γ'-Reflexe sind in den Schnittpunkten der Diagonalen der kfz-Reflexe zu identifizieren. EDX-Messungen haben ergeben, dass die γ'-Ausscheidungen erhöhte Ni-, Ti- und Al-Gehalte aufzeigen. Dies lässt vermuten, dass die stöchiometrische Zusammensetzung Ni_3 (Al,Ti) lautet.

4.1.4 Auslagerungszustände des relaxationsgeglühten Ausgangszustandes

Die Auslagerung des bereits relaxationsgeglühten Alloy 800H bei 650 °C führt zu einem deutlichen Wachstum der bereits sekundär ausgeschiedenen $M_{23}C_6$-Chromkarbide (vgl. Abb. 4.8). Aus der RTEM-Aufnahmen in Abb. 4.8b kann die Teilchenbreite mit ca. 150 nm bis 200 nm abgeschätzt werden. Dies entspricht dem 1,5 bis 2-fachen des Ausgangszustandes. Zudem sind die titanreichen Karbide ebenfalls langzeitstabil bzw. lösen sich nicht bei 650 °C auf. Das zugehörige Beugungsbild zeigt, dass es sich hierbei um denselben Ausscheidungstyp wie im HRLX-Ausgangszustand und auch im HAG-Material handelt.

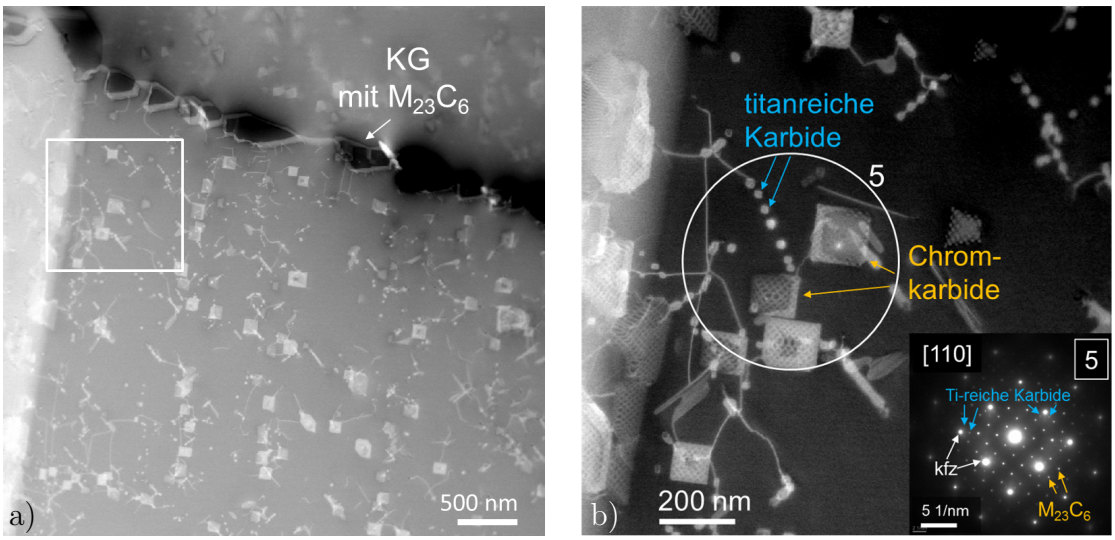

Abbildung 4.8: RTEM-Aufnahmen des 1000 h-HRLX-Auslagerungszustandes mit Beugungsbild: a) Mikrostruktur in der Nähe einer Korngrenze (KG), b) Ausschnitt aus a) mit Beugungsbild. Zugehörige Reflexe sind für den jeweiligen Ausscheidungstyp gekennzeichnet.

4.2 Warmzugversuche

Die mechanischen Kennwerte der durchgeführten Warmzugversuche mit einer Dehnrate von 10^{-3} s^{-1} sowie der SSRT-Versuche sind zusammenfassend in Abb. 4.9 dargestellt. Für alle drei Hauptzustände ergeben sich ähnliche Temperaturabhängigkeiten im schnellen Zugversuch: Mit steigender Versuchstemperatur nehmen die Zugfestigkeit R_m sowie die Dehngrenze $R_{p0,2}$ unabhängig von der Dehnrate ab (vgl. Abb. 4.9a). Der HAG-Zustand zeigt zunächst höhere Festigkeiten und Dehngrenzen als die anderen beiden Mikrostrukturzustände. Während diese Überlegenheit der R_m-Kennwerte für beide Dehnraten bei Temperaturen > 300 °C verschwindet, bleiben die größeren Dehngrenzenwerte bis zu sehr hohen Temperaturen (≈ 850 °C) bestehen.
Die Verläufe der Bruchdehnung der schnellen Zugversuche als Funktion der Temperatur in Abb. 4.9b zeigen, dass der lösungsgeglühte Materialzustand im Vergleich zu den anderen beiden Zuständen höhere A_5-Bruchdehnungen bei Temperaturen ≤ 600 °C und der HAG-Zustand in diesem Bereich die niedrigsten Bruchdehnungen aufweist. Das relaxationsgeglühte Material liegt dazwischen. Bei höheren Temperaturen > 600 °C erhöht sich für alle Materialien A_5 nahezu im gleichem Maße. Die Proben bei den beiden höchsten Testtemperaturen 850 °C und 1000 °C zeigen für alle Materialzustände die größten Bruchdehnungen. Im Gegensatz zum schnellen Zugversuch zeigt sowohl der HRLX- als auch der HAG-Ausgangszustand im SSRT ein globales Maximum der Bruchdehnung bei 650 °C. Das lösungsgeglühte Material hat mit zunehmender Prüftemperatur eine eher monoton fallende Tendenz.

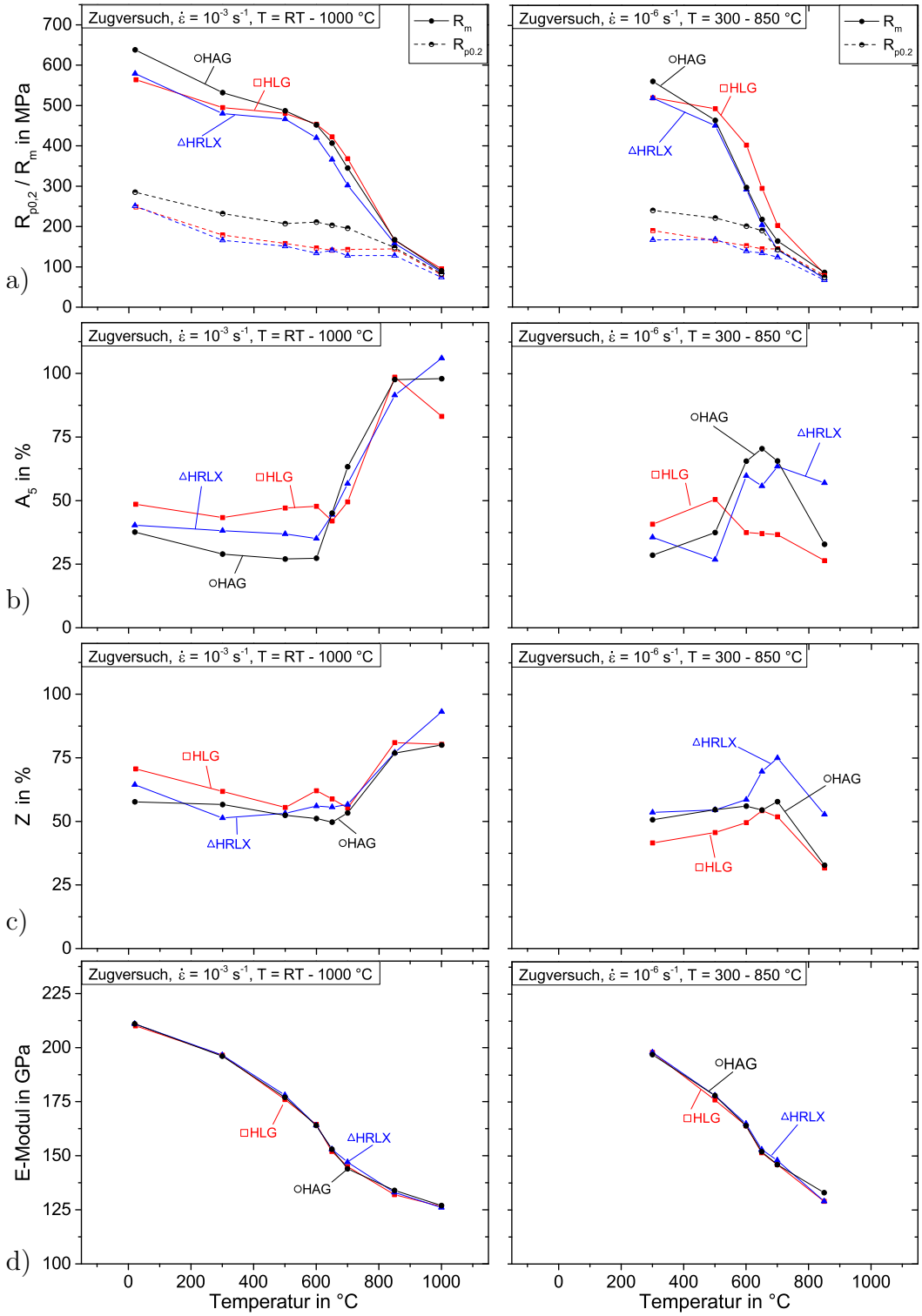

Abbildung 4.9: Mechanische Kennwerte der Zugversuche mit einer Dehnrate 10^{-3} s^{-1}(links) und 10^{-6} s^{-1}(rechts). Materialzustände sind wie folgt gekennzeichnet: HLG: rote Quadrate, HRLX: blaue Dreiecke und HAG: schwarze Kreise, Hübsch (2016).

Die Auswertung der Brucheinschnürung Z in Abb. 4.9c der Versuche mit einer Dehnrate von 10^{-3} s^{-1} ergibt, dass sich ähnlich zu den Bruchdehnungen eine Zunahme im hohen Temperaturbereich abzeichnet. Nennenswerte Differenzen innerhalb der einzelnen Zustände sind weder bei geringeren Temperaturen noch bei hohen Temperaturen erkennbar. Im SSRT-Versuch können für alle Materialzustände globale Maxima der Brucheinschnürung bei 600 °C bis 650 °C ermittelt werden. Hierbei setzt sich der HRLX-Zustand deutlich von den anderen Materialien ab.
Der statische Elastizitätsmodul E (Abb. 4.9d) ist weder dehnraten- noch mikrostrukturabhängig. Im Temperaturbereich von RT bis 1000 °C fällt dieser Kennwert monoton von 210 GPa auf 125 GPa ab.

4.3 Ermüdungsversuche

4.3.1 Niederzyklische Ermüdung

Um ein allgemeines Verständnis für die Vorgänge unter isothermer Ermüdungsbeanspruchung zu erhalten, werden zunächst ausgewählte CLCF-Versuche am lösungsgeglühten Materialzustand analysiert, vgl. Hübsch (2016). In Abb. 4.10a sind Versuche im Temperaturbereich von RT bis 500 °C mit gleicher Dehnungsamplitude dargestellt. Das Vorprogramm ist vollständig abgebildet, im zyklischen Teil sind lediglich die Spannungsumkehrpunkte der Hysteresen bis zum Erreichen der Lebensdauer N_A veranschaulicht. Der Raumtemperaturversuch zeigt zunächst eine nahezu konstante Spannungsantwort in den ersten Zyklen des Vorprogramms. Erwartungsgemäß ist keine Zeitabhängigkeit vorhanden, was ebenfalls zu einem horizontalen Spannungs-Zeit-Verlauf während der Haltezeiten führt. In den ersten Zyklen der klassischen LCF-Belastung verfestigt das Material sehr schnell und erreicht nach wenigen Zyklen einen nahezu gesättigten Zustand. Bei höheren Temperaturen sinkt das Spannungsniveau im komplexen Vorprogramm. Zudem treten dynamische Reckalterungseffekte auf, die durch schnelle Spannungsabfälle gekennzeichnet sind. In der Haltezeit tritt weder bei 300 °C noch bei 500 °C Spannungsrelaxation auf. Während beide Versuche im Vorprogramm zunächst ähnliches Verformungsverhalten zeigen, wird der Temperatureinfluss im reinen Ermüdungsteil deutlich. Das Spannungsniveau im 300 °C-Versuch liegt nach anfänglicher Verfestigung unterhalb des Raumtemperaturniveaus. Im Gegensatz dazu verfestigt der Ermüdungsversuch bei 500 °C auf ein sehr viel höheres Niveau im Vergleich zur RT-Probe. Dementsprechend weisen die zugehörigen Hysteresen bei halber Lebensdauer unterschiedlich hohe plastische Anteile auf.

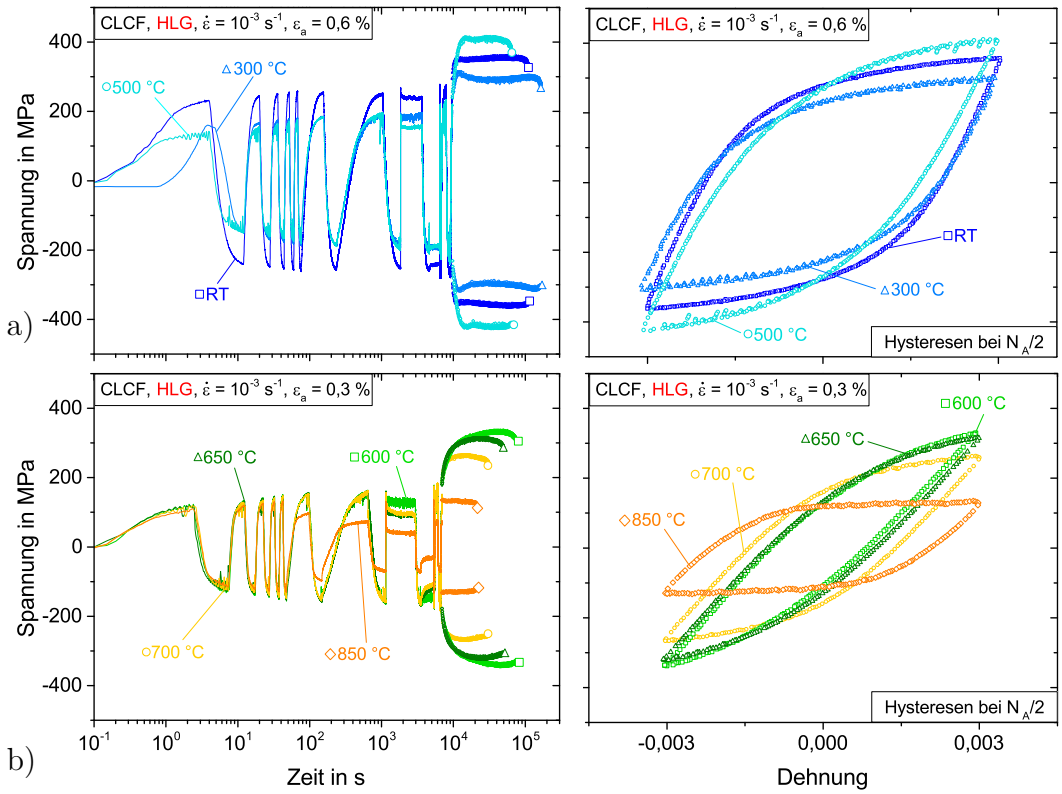

Abbildung 4.10: Vergleich von CLCF-Versuchen am lösungsgeglühten Zustand. Vorprogramm und Umkehrpunkte des zyklischen Teils bis N_A (links), Hysteresen bei $N_A/2$ (rechts). Versuche bei: a) RT, 300 °C und 500 °C mit $\varepsilon_a = 0{,}6$ %, b) 600 °C, 650 °C, 700 °C und 850 °C mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ %.

Abb. 4.10b zeigt Versuche am HLG-Ausgangszustand im mittleren bis anfänglichen Hochtemperaturbereich von 600 °C bis 850 °C. Erste ausgeprägte Relaxationen während der Haltezeiten sind bei 650 °C erkennbar. Bei nahezu allen Proben wird eine sehr starke zyklische Verfestigung innerhalb der ersten Zyklen des Vorprogramms identifiziert. Die Verfestigung ist für 600 °C maximal und nimmt mit zunehmender Temperatur ab. Ausgenommen davon ist der Versuch bei 850 °C, der ein beinahe ideal plastisches Werkstoffverhalten zeigt. Des Weiteren treten bei dieser hohen Temperatur im Versuch zum ersten Mal sichtbare Dehnratenabhängigkeiten im Vorprogramm auf. Derartige Dehnrateneffekte sind auch bei geringeren Temperaturen vorhanden, was anhand der slowLCF-Versuche (Abschnitt 4.3.3) nachweisbar ist. Durch die starke zyklische Verfestigung des Werkstoffs sind derartige Effekte im komplexen Vorprogramm nicht identifizierbar.

Im Folgenden wird der Vergleich zwischen den drei Hauptzuständen unter isothermer Ermüdungsbelastung gezogen, vgl. HÜBSCH (2016). Die Vorprogramme sowie Spannungsumkehrpunkte der Hysteresen im zyklischen Teil von repräsentativen CLCF-Versuchen mit den zugehörigen Hysteresen bei $N_A/2$ sind in Abb. 4.11, Abb. 4.12 und Abb. 4.13 dargestellt.

Auch im Ermüdungsversuch spiegelt sich der Einfluss der Mikrostruktur auf die Festigkeit wider. Der HAG-Materialzustand weist innerhalb der ersten Zyklen sowohl im niedrigen (RT bis 300 °C) als auch im mittleren Temperaturbereich (500 °C bis 700 °C)

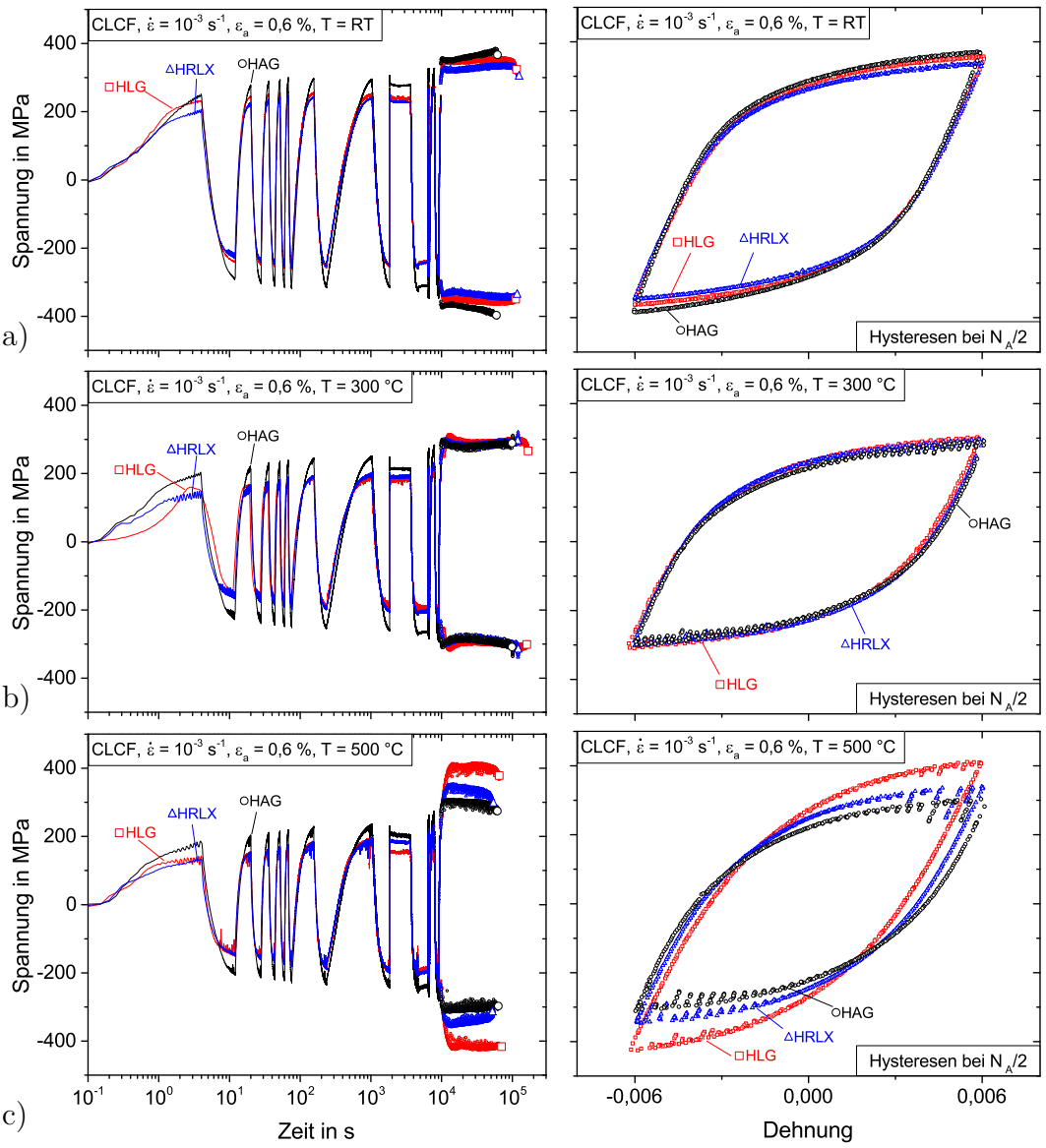

Abbildung 4.11: Vergleich von CLCF-Versuchen an den drei Hauptzuständen (I). Vorprogramm und Umkehrpunkte des zyklischen Teils bis N_A (links), Hysteresen bei $N_A/2$ (rechts). Materialzustände sind wie folgt gekennzeichnet: HLG: rote Quadrate, HRLX: blaue Dreiecke und HAG: schwarze Kreise. Versuche mit $\varepsilon_a = 0{,}6$ % bei einer Temperatur von: a) RT, b) 300 °C und c) 500 °C.

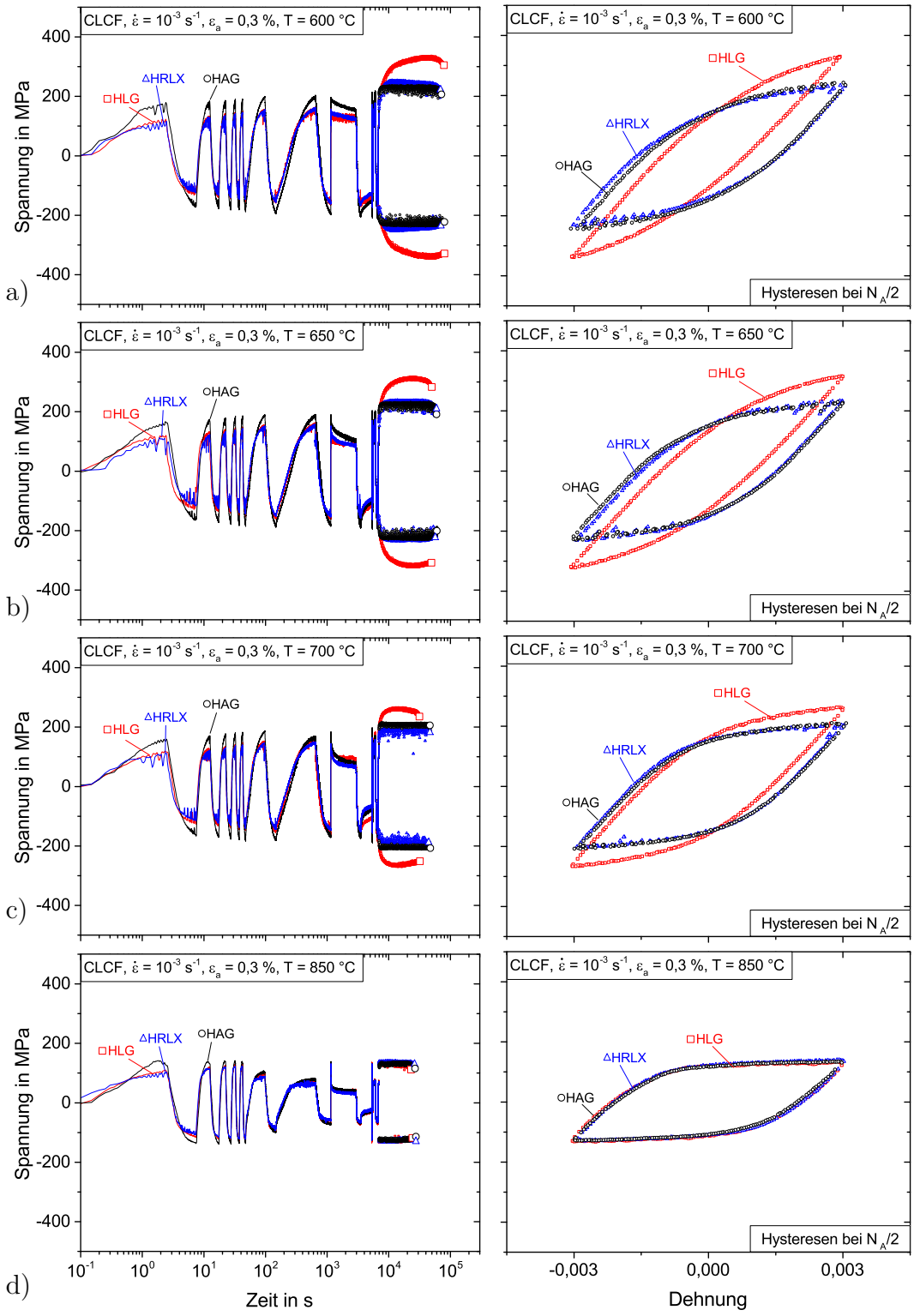

Abbildung 4.12: Vergleich von CLCF-Versuchen an den drei Hauptzuständen (II). Vorprogramm und Umkehrpunkte des zyklischen Teils bis N_A (links), Hysteresen bei $N_A/2$ (rechts). Materialzustände sind wie folgt gekennzeichnet: HLG: rote Quadrate, HRLX: blaue Dreiecke und HAG: schwarze Kreise. Versuche mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ % bei einer Temperatur von: a) 600 °C, b) 650 °C, c) 700 °C und d) 850 °C.

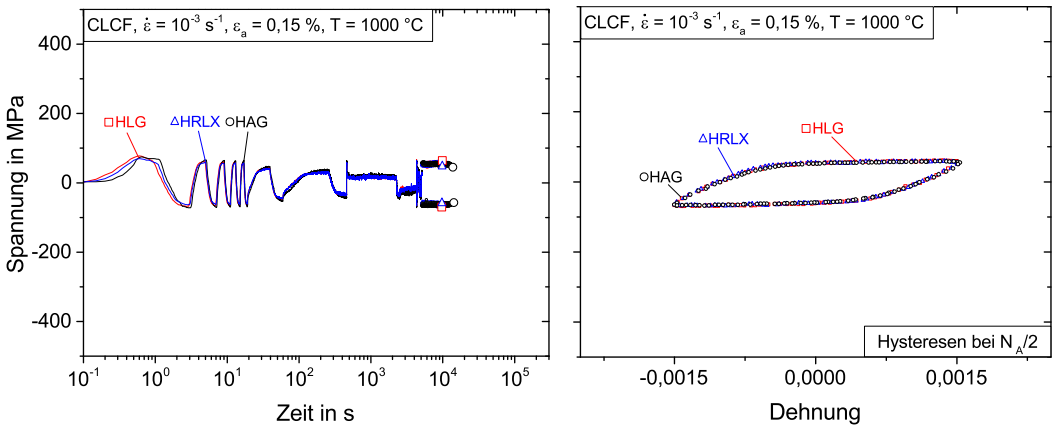

Abbildung 4.13: Vergleich von CLCF-Versuchen an den drei Hauptzuständen (III). Vorprogramm und Umkehrpunkte des zyklischen Teils bis N_A (links), Hysteresen bei $N_A/2$ (rechts). Materialzustände sind wie folgt gekennzeichnet: HLG: rote Quadrate, HRLX: blaue Dreiecke und HAG: schwarze Kreise. Versuche mit $\varepsilon_a = 0{,}15$ % bei einer Temperatur von 1000 °C.

eine deutlich höhere Spannung auf. Im Gegensatz dazu zeigen, wie auch bei den Zugversuchen, das HLG- und das HRLX-Material ähnliche Spannungsantworten in den ersten Verformungszyklen. Ein Vergleich der Spannungsniveaus des HAG-Zustandes im eigentlichen LCF-Ermüdungsversuch für verschiedene Temperaturen zeigt, dass mit zunehmender Versuchstemperatur das Spannungsniveau stetig abnimmt. Für den relaxationsgeglühten Zustand gilt dies in gleicher Weise mit Ausnahme der 500 °C-Probe. Im Gegensatz zu den anderen beiden Materialien zeigt der HLG-Zustand geradezu für alle Versuche im mittleren Temperaturbereich eine sehr starke zyklische Verfestigung. Folglich zeigen auch die Hysteresen bei halber Lebensdauer eine geringere plastische Verformung. Erst bei sehr hohen Versuchstemperaturen $\geq$ 850 °C zeigen alle drei Werkstoffvarianten das gleiche Verformungsverhalten. Auch die anfänglich höhere Festigkeit des HAG-Materials wird innerhalb der ersten Zyklen im Vorprogramm abgebaut (vgl. Abb. 4.12d).

Durch die mikrostrukturellen Veränderungen hat sich nicht nur das zyklische Verfestigungsverhalten sondern auch die Spannungsrelaxation bei konstanter Dehnung verändert. Ebenso wie der HRLX-Materialzustand zeigt auch der für ein Jahr ausgelagerte Alloy 800H im Vorprogramm ein erhöhtes Relaxationspotential im Vergleich zum HLG-Ausgangszustand (siehe Abb. 4.12b,c). Weiterhin ist auffällig, dass die beiden Mikrostrukturen, welche bereits sekundäre Karbidausscheidungen enthalten, durchweg dynamische Reckalterungseffekte im mittleren Temperaturbereich aufweisen. Diese haben zur Folge, dass die Hysteresenumkehrpunkte regelungsbedingt streuen. Die anfängliche dynamische Reckalterung im lösungsgeglühten Material tritt nach wenigen Zyklen nicht mehr auf. Eine Ausnahme bilden alle Versuche bei 500 °C. Dort zeigen alle drei Hauptzustände über die gesamte Probenlebensdauer DRA-Effekte.

Der Einfluss der Mikrostruktur auf die Lebensdauer wird detailliert in Abschnitt 4.6 analysiert. Für das verwendete Lebensdauermodell ist es notwendig, Kennwerte zu bestimmen. Hierzu wurden, sofern möglich, alle Hysteresen der durchgeführten CLCF/LCF bei halber Lebensdauer für jeden Ausgangszustand mit Hilfe von Gl. (2.52) ausgewertet und der arithmetische Mittelwert pro Temperaturstützstelle bestimmt. Abb. 4.14 zeigt die daraus ermittelten Verläufe der zyklischen Fließgrenze σ_{cy} bzw. des RAMBERG-OSGOOD-Verfestigungsexponenten n_R über der Temperatur. Die gemittelten Werte sind als durchgezogene Linien und die Datenbasis der Mittelwertkurven als offene Symbole dargestellt. Wie zuvor beobachtet wird deutlich, dass das lösungsgeglühte Material durch die starke zyklische Verfestigung im Temperaturbereich von 500 °C bis 700 °C eine vergleichsweise hohe zyklische Fließgrenze bei halber Lebensdauer aufweist. Das HRLX-Ausgangsmaterial zeigt in diesem Bereich im Vergleich zum ausgelagerten Werkstoff HAG ebenso leicht erhöhte Werte für σ_{cy}. Bei der Analyse der Verfestigungsexponenten n_R ist eine solche deutliche Aussage aufgrund der Streuung nicht möglich. Nichtsdestotrotz können im genannten Temperaturbereich Tendenzen zu höheren Verfestigungsexponenten des HLG-Materials identifiziert werden.
Die mechanischen Kennwerte bei halber Lebensdauer aller durchgeführten isothermen Ermüdungsversuche (CLCF, LCF-HT und slowLCF) sind für die drei Hauptzustände in Tabelle A.1 und Tabelle A.2 im Anhang aufgeführt.

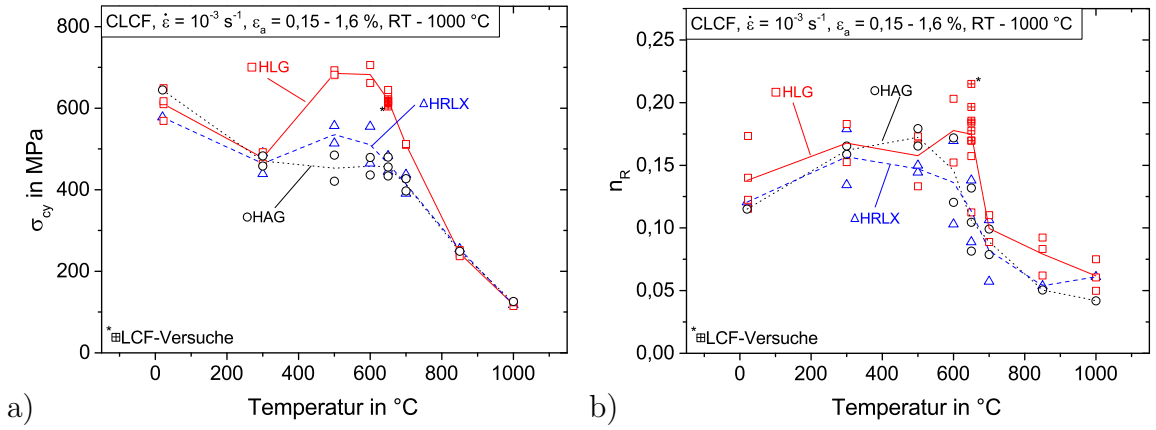

Abbildung 4.14: Hysteresenkennwerte bei $N_A/2$ von Ermüdungsversuchen an den Hauptzuständen. Materialzustände sind wie folgt gekennzeichnet: HLG: rote Quadrate, HRLX: blaue Dreiecke und HAG: schwarze Kreise. Offene Symbole zeigen einzelne Versuchsdaten, Linien entsprechen den Mittelwerten: a) zyklische Fließgrenze, b) RAMBERG-OSGOOD Verfestigungsexponent, HÜBSCH (2016).

4.3.2 Niederzyklische Ermüdung an Auslagerungszuständen

Zur Charakterisierung des Einflusses der Mikrostrukturentwicklung auf das Verformungsverhalten wurden mit den verschiedenen Auslagerungsstufen CLCF-Versuche bei entsprechender Auslagerungstemperatur durchgeführt, vgl. HÜBSCH et al. (2014).
Abb. 4.15 vergleicht die Verläufe der Hysteresenumkehrpunkte im Zug bei 650 °C der Ausgangszustände HLG und HRLX sowie deren zugehörige 650 °C-Auslagerungszustände. Die Werte des Vorprogramms sind nicht gezeigt. Es ist deutlich zu erkennen, dass sich das anfängliche Verfestigungspotential des ausscheidungsfreien Materials mit zunehmender Auslagerungsdauer kontinuierlich verringert (Abb. 4.15a). Eine erste deutliche Abnahme im Vergleich zum Ausgangsmaterial ist nach 75 h Vorauslagerung zu identifizieren. Bei weiterer Verdopplung der thermischen Vorbehandlungsdauer kommt es erneut zu einem Abfall des Verfestigungspotentials. Nach 500 h scheint sich die Mikrostruktur weitestgehend stabilisiert zu haben. Die einjährige Auslagerung zeigt lediglich eine geringfügig niedrigere Sättigungs-/Maximalspannung. Wird Alloy 800H vor der Ermüdungsbelastung relaxationsgeglüht, so bleibt das Verformungsverhalten durch eine Auslagerung bei 650 °C unbeeinflusst (Abb. 4.15b). Das Sättigungsniveau entspricht dem, welches nach 500 h-Auslagerung am HLG-Material auftritt.
Für eine Auslagerung des lösungsgeglühten Ausgangsmaterials bei 600 °C ergeben sich ähnliche Zusammenhänge wie für die 650 °C-Auslagerung. Die geringere Temperatur, welche den Ausscheidungsprozess verzögert, führt dazu, dass sich merkliche Unterschiede im Verformungsverhalten und in der Festigkeit im Versuch erst nach einer Auslagerung von 500 h zeigen. Auch nach 1000 h ist noch ein deutliches Potential zur zyklischen Verfestigung vorhanden. Durch eine weitere thermische Vorauslagerung bis zu 3000 h wird

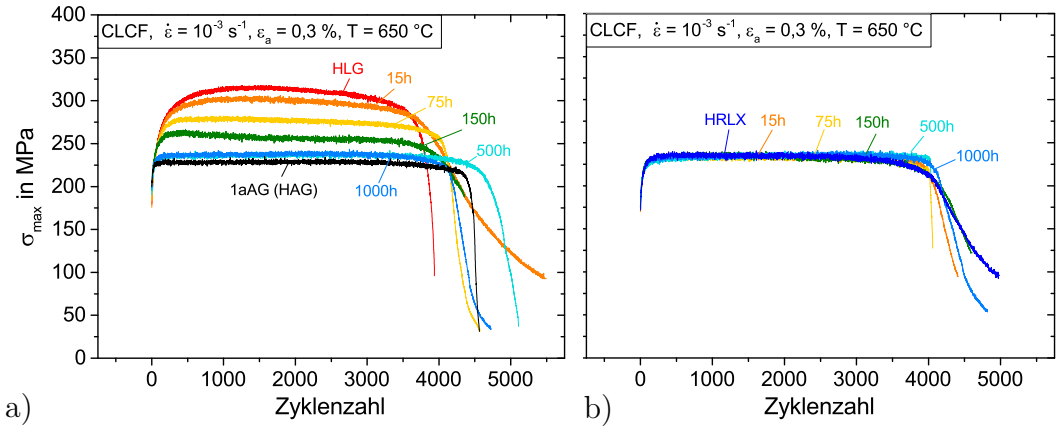

Abbildung 4.15: Maximalspannungsverläufe über der Zyklenzahl der CLCF-Versuche bei 650 °C an den 650 °C-Auslagerungszuständen: a) HLG und b) HRLX.

die Festigkeit abermals erhöht, jedoch scheint die Mikrostruktur einen gesättigten Zustand erreicht zu haben. Das Verfestigungspotential dieses Zustandes ist deutlich geringer und nach einer kurzen Zeit wird das Maximalspannungsniveau erreicht. Der Kurvenverlauf der Hysteresenumkehrpunkte im Zug ähnelt den Versuchen am HLG-Material mit einer Auslagerungsdauer > 500 h. Im Gegensatz zu den niedrigen Auslagerungstemperaturen nimmt eine thermische Vorbehandlung des HLG-Materials bei 850 °C weder nach 3 h noch nach 500 h Einfluss auf das Verfestigungsverhalten bei einer Versuchstemperatur von 850 °C. Es bleibt nahezu identisch zum Versuch mit dem Ausgangszustand.
Dass die Ausscheidungsmikrostruktur sich unterschiedlich entwickeln muss, wird aus Abb. 4.16 deutlich. Es sind die zyklischen Fließgrenzen σ_{cy} bei halber Lebensdauer von RT-CLCF-Versuchen an den unterschiedlichen Auslagerungsstufen über deren Auslagerungsdauer aufgetragen. Die Linien zwischen den Punkten sind als Hilfslinien zu verstehen, der tatsächliche Verlauf kann abweichen. Es zeigt sich, dass Versuche am 600 °C-ausgelagerten HLG-Material eine deutlich höhere Fließgrenze bei gleicher oder ähnlicher Auslagerungsdauer im Vergleich zum 650 °C ausgelagerten Material aufzeigen. Im Vergleich dazu führt eine Erhöhung der Auslagerungstemperatur zu einer Abnahme der zyklischen Fließgrenze. Dies ist zum einem an dem für 500 h bei 850 °C behandelte lösungsgeglühten Material, aber auch an dem HRLX-Ausgangsmaterialzustand erkennbar. Tabelle A.3 im Anhang enthält die mechanischen Kennwerte bei halber Lebensdauer von allen Versuchen, die mit den verschiedenen Materialzuständen durchgeführt wurden.

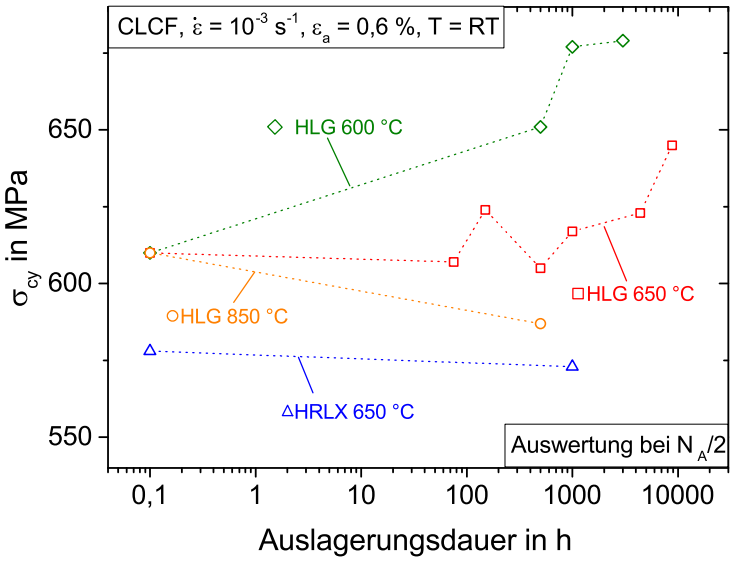

Abbildung 4.16: Verläufe der zyklischen Fließgrenze bei $N_A/2$ über der Auslagerungsdauer für RT-Versuche. Alle CLCF-Versuche wurden mit $\varepsilon_a = 0{,}6$ % durchgeführt. Die verschiedenen Auslagerungsstufen sind wie folgt gekennzeichnet: HLG bei 600 °C: grüne Rauten, HLG bei 650 °C: rote Quadrate, HLG bei 850 °C: orange Kreise und HRLX bei 650 °C: blaue Dreiecke.

4.3.3 Kriech-Ermüdung

Abb. 4.17a und Abb. 4.17b zeigen zunächst Ergebnisse der slowLCF-Dehnratenversuche am lösungsgeglühten Ausgangszustand mit zwei Belastungsamplituden $\varepsilon_a = 0{,}4$ % und $\varepsilon_a = 0{,}3$ %, vgl. Hübsch et al. (2015) und Hübsch (2016). Es sind die Umkehrpunkte der Hysteresen bis zum Bruch der Probe bzw. Abbruch der Prüfung nach eindeutigem Lastabfall sowie die zugehörige Hysterese bei halber Lebensdauer dargestellt.

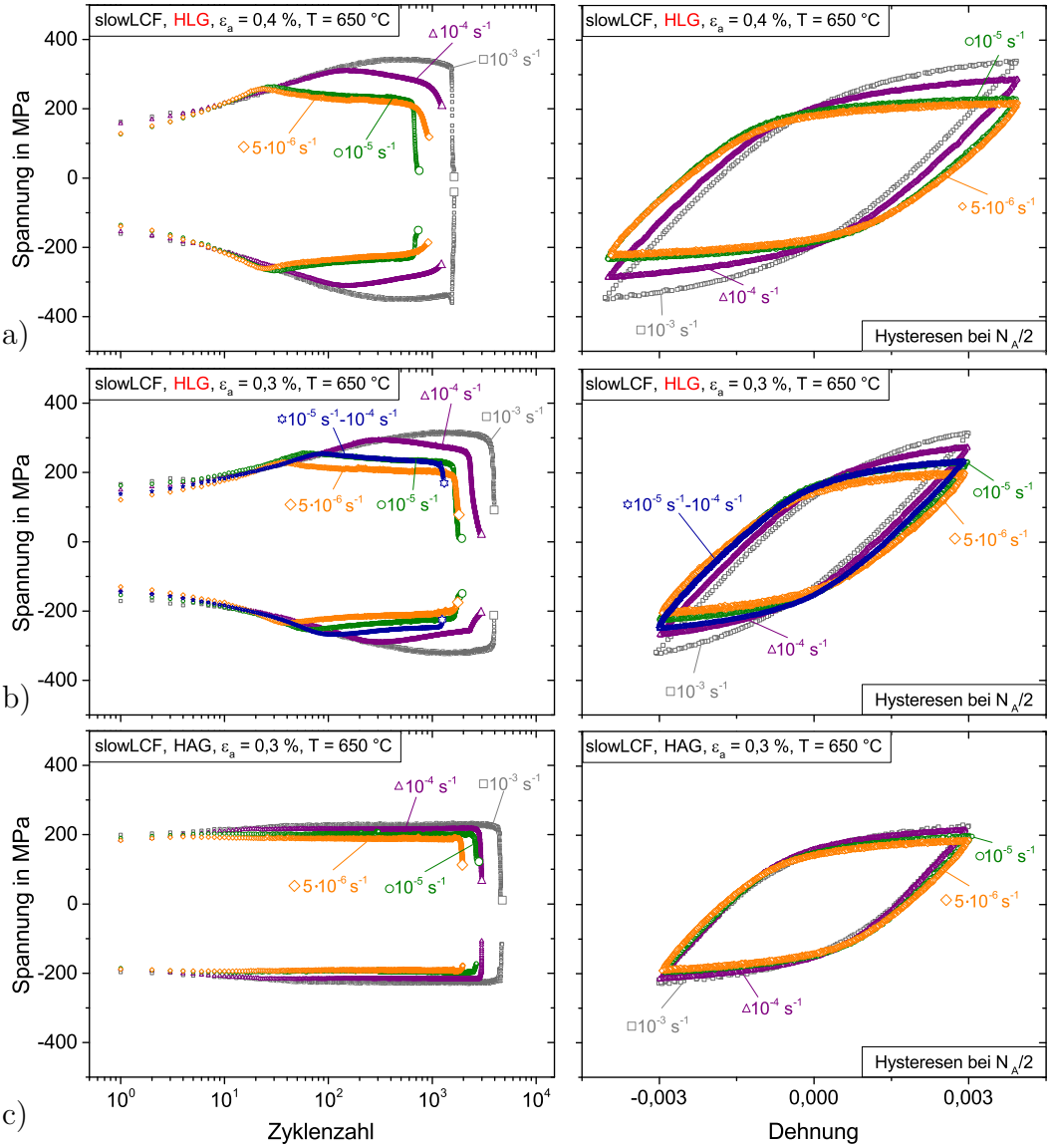

Abbildung 4.17: Vergleich von slowLCF-Versuchen am HLG- und HAG-Zustand bei 650 °C: Verläufe der Spannungsumkehrpunkte über der Zyklenzahl (links), Hysteresen bei halber Lebensdauer (rechts). Dehnraten sind unterschiedlich gekennzeichnet: 10^{-3} s^{-1}: graue Quadrate, 10^{-4} s^{-1}: violette Dreiecke, 10^{-5} s^{-1}: grüne Kreise und $5 \cdot 10^{-6}$ s^{-1}: orange Rauten. Versuch mit 10^{-5} s^{-1} im Zug- und 10^{-4} s^{-1} im Druckast ist mit blauen Sternen gekennzeichnet. a) HLG mit $\varepsilon_a = 0{,}4$ %, b) HLG mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ % und c) HAG mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ %.

Unabhängig von der Belastungsamplitude zeigen die Verläufe der slowLCF-Versuche im Vergleich zur Probe mit einer schnellen Ermüdungsbelastung von 10^{-3} s^{-1} ähnliche Tendenzen. Mit abnehmender Dehnrate verringert und verschiebt sich die maximale Peak-Spannung zu geringeren Zyklenzahlen. Nachdem das Maximum erreicht wurde, entfestigt das Material über den Großteil der Lebensdauer. Für hohe Belastungsamplituden scheint es keine zeitliche Abhängigkeit der Spannungsantwort für $\dot{\varepsilon} \leq 10^{-5}$ s^{-1} zu geben, für $\varepsilon_a = 0{,}3$ % ist diese noch vorhanden. Ein unsymmetrischer slowLCF-Versuch mit einer geringen Dehnrate (10^{-5} s^{-1}) im Zugast und einer schnelleren (10^{-4} s^{-1}) im Druckast ist mit blauen offenen Sternen dargestellt. Der Verlauf der Umkehrpunkte im Zug entspricht dem des symmetrischen Versuchs mit $\dot{\varepsilon} = 10^{-5}$ s^{-1}. Im Gegensatz dazu ordnet sich der Verlauf der maximalen Druckspannungen zwischen den symmetrischen Versuchen mit einer Dehnrate von $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}$ s^{-1} und $\dot{\varepsilon} = 10^{-5}$ s^{-1} ein.
Der HAG-Zustand weist unabhängig von der Dehnrate ein beinahe identisches Verformungsverhalten auf (Abb. 4.17c), vgl. Hübsch (2016). Nach ein paar wenigen Zyklen ist ein Sättigungszustand erreicht, der bis zum Probenversagen anhält. Mit abnehmender Dehnrate nimmt die Spannungsantwort nur geringfügig ab. Das Verformungsverhalten bei halber Lebensdauer ist nahezu identisch.
Ein Vergleich aller drei Hauptzustände unter slowLCF-Belastung mit einer Dehnrate von 10^{-4} s^{-1} ist in Abb. 4.18 gegeben. Auch hier zeigt sich, dass das Verfestigungspotential des lösungsgeglühten Materials unter langsamer mechanischer Belastung deutlich höher ist als für die anderen Mikrostrukturzustände. Ähnlich wie im klassischen Ermüdungsversuch weist das HRLX-Material eine zum HLG-Zustand nahezu identische anfängliche

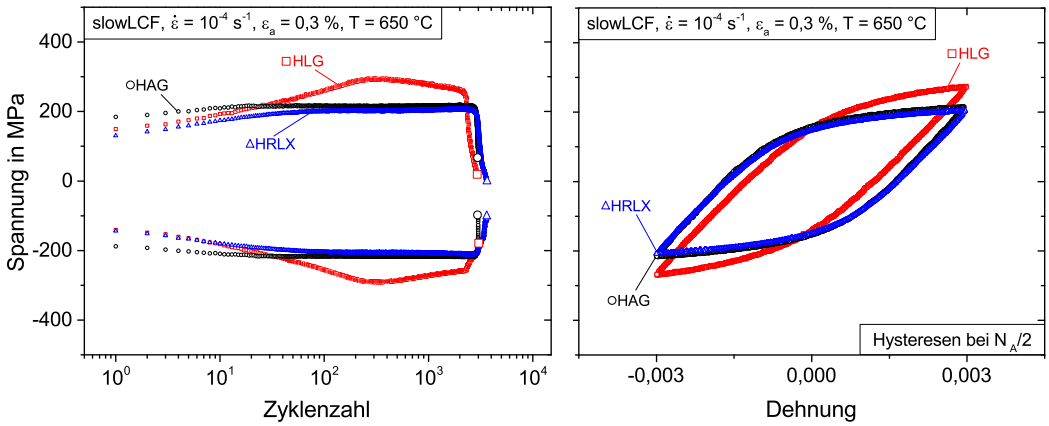

Abbildung 4.18: Vergleich von slowLCF-Versuchen bei 650 °C mit einer Dehnrate von 10^{-4} s^{-1} an den drei Hauptzuständen. Verläufe der Spannungsumkehrpunkte über der Zyklenzahl (links), Hysteresen bei halber Lebensdauer (rechts). Materialzustände sind wie folgt gekennzeichnet: HLG: rote Quadrate, HRLX: blaue Dreiecke und HAG: schwarze Kreise, Hübsch et al. (2015).

Spannungsantwort auf. Letztendlich verfestigt dieser Zustand jedoch nicht so stark und erreicht ein ähnliches Sättigungsniveau wie das für ein Jahr ausgelagerte Material. Die Hysteresen bei halber Lebensdauer liegen folglich übereinander.

Die Auswirkungen einer reinen Zughaltezeit auf das Verformungsverhalten des HLG-Materials sind vergleichbar mit denen aus slowLCF-Versuchen (Abb. 4.19a), Hübsch et al. (2015). Mit zunehmender Zughaltezeit verringert sich das Peak-Spannungsmaximum im Versuch. Gleichzeitig wird dieses zu geringeren Zyklenzahlen verschoben. Während ein Versuch ohne Haltezeit kontinuierlich verfestigt, entfestigen alle Haltezeitversuche den Großteil der Probenlebensdauer. Bei kurzen Haltezeiten von 180 s und 360 s weist der Werkstoff ein nahezu identisches Verformungsverhalten auf. Aus den jeweiligen Hysteresen bei halber Lebensdauer wird deutlich, dass die Maximalspannung zu Beginn der Haltezeit für alle LCF-HT-Versuche annähernd übereinstimmt. Lediglich

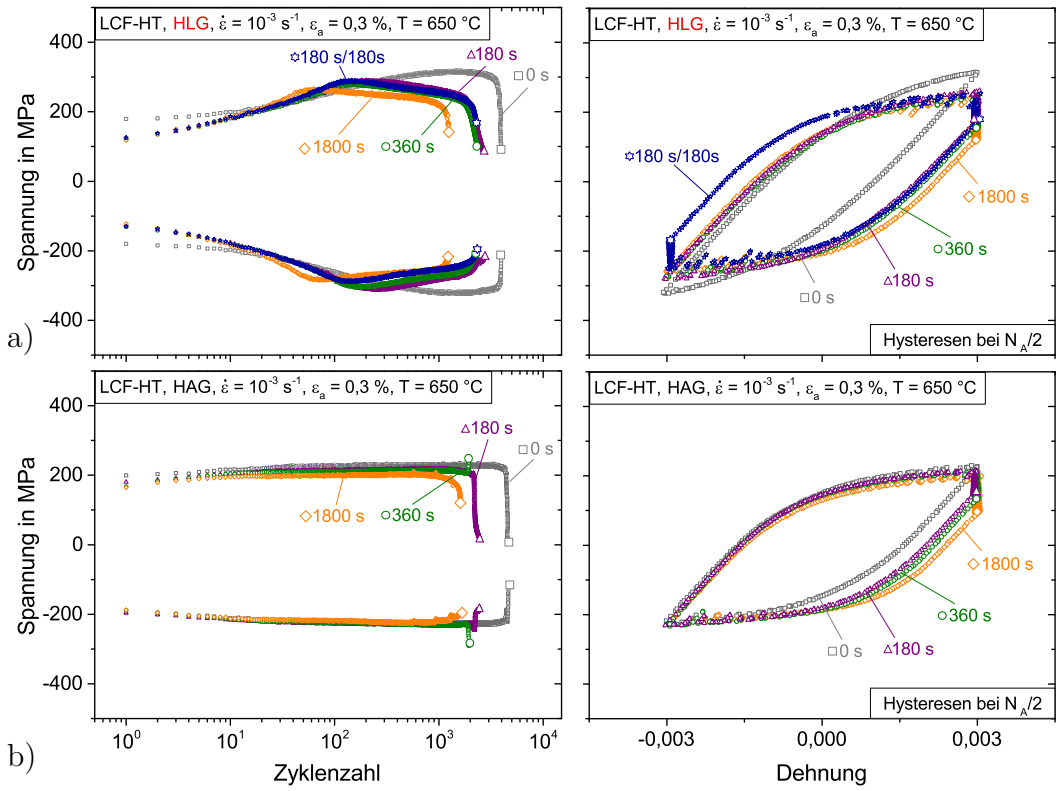

Abbildung 4.19: Vergleich von LCF-HT-Versuchen am HLG- und HAG-Zustand bei 650 °C. Verläufe der Spannungsumkehrpunkte (ohne Relaxation) über der Zyklenzahl (links), Hysteresen bei halber Lebensdauer (rechts). Zughaltezeiten sind unterschiedlich gekennzeichnet: 0 s: graue Quadrate, 180 s: violette Dreiecke, 360 s: grüne Kreise und 1800 s: orange Rauten. Versuch mit 180 s Haltezeit im Zug und Druck ist mit blauen Sternen gekennzeichnet: a) HLG mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ % und b) HAG mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ %.

nehmen mit steigender Haltezeit die Spannungsrelaxation und somit auch die plastische Verformung zu. Der symmetrische Versuch mit 180 s Haltezeit sowohl unter Zug- als auch unter Druckbelastung ist mit blauen offenen Sternen gezeigt. Die Spannungsumkehrpunkte im Zugast sind geradezu identisch mit dem unsymmetrischen Versuch. Im Druckbereich erreicht die Spannungsantwort weder das Niveau des Versuchs mit $t_z = 180$ s noch des Versuchs mit 360 s Haltezeit. Während jedoch alle unsymmetrischen Versuche am lösungsgeglühten Ausgangszustand auch ein ungleiches Verhältnis von $\sigma_{min}/\sigma_{max}$ bei $N_A/2$ aufweisen, zeigt der symmetrische Haltezeitversuch auch die betragsmäßig gleichen Spannungen an den Umkehrpunkte (vgl. auch Tabelle A.1).
Bei den Versuchen am ausgelagerten HAG-Materialzustand ergibt sich ein vergleichbares Werkstoffverhalten wie bei den Dehnratenversuchen (Abb. 4.19b), vgl. Hübsch (2016). Nach wenigen Zyklen wird der Sättigungszustand erreicht, welcher bis zum Ende der Probenlebensdauer anhält. Ferner unterscheidet sich das Werkstoffverhalten zwischen den Versuchen mit den geringen Haltezeiten nicht. Der Vergleich der Hysteresen bei halber Lebensdauer zeigt, wie mit zunehmender Haltezeit die Spannungsrelaxation ansteigt, jedoch die Umkehrpunkte im Zug und Druck gleichbleiben.
Auch das relaxationsgeglühte Material verhält sich in ähnlicher Weise wie im Dehnratenversuch (Abb. 4.20). Die anfänglich geringere Festigkeit erhöht sich innerhalb der ersten Zyklen und erreicht das Sättigungsniveau des HAG-Materials. Ebenso ist das Potential zur Spannungsrelaxation dieser beiden Materialzustände bei $N_A/2$ identisch.

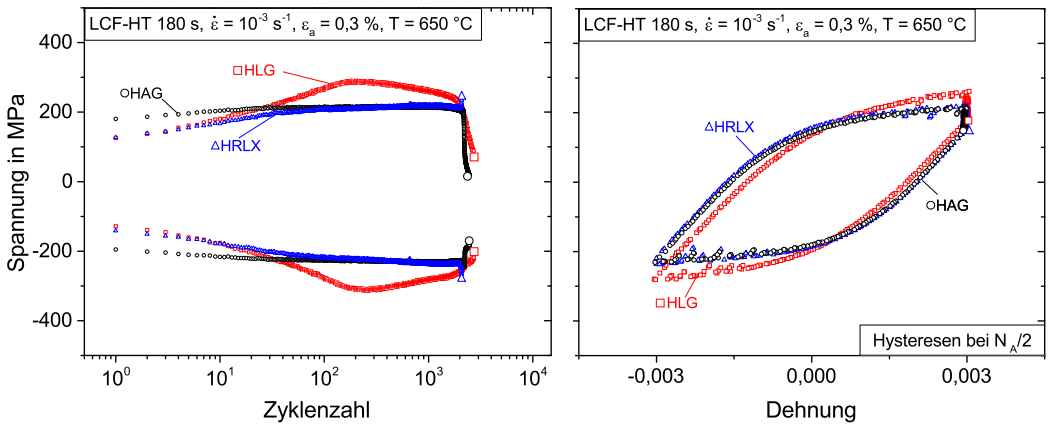

Abbildung 4.20: Vergleich von LCF-HT-Versuchen bei 650 °C mit einer Zughaltezeit von 180 s an den drei Hauptzuständen. Verläufe der Spannungsumkehrpunkte (ohne Relaxation) über der Zyklenzahl (links), Hysteresen bei halber Lebensdauer (rechts). Materialzustände sind wie folgt gekennzeichnet: HLG: rote Quadrate, HRLX: blaue Dreiecke und HAG: schwarze Kreise, Hübsch et al. (2015).

4.3.4 Thermomechanische Ermüdung

Unter thermomechanischer Ermüdungsbelastung zeigen sich ähnliche Zusammenhänge zwischen der Mikrostruktur und der Verformung wie unter isothermer Belastung, vgl. Hübsch (2016). Unterschiede bestehen vor allem darin, dass alle Materialzustände HLG, HRLX und HAG kontinuierlich bis zum Probenversagen verfestigen. Abb. 4.21a stellt die gegenphasigen TMF-OP-Versuche im Temperaturbereich von 300 °C bis 650 °C mit einer mechanischen Belastungsamplitude von $\varepsilon_{\mathrm{mech}} = 0{,}335$ % an den unterschiedlichen Ausgangszuständen gegenüber. Es wird deutlich, dass der lösungsgeglühte Zustand erneut eine starke Verfestigung sowohl bei niedrigen als auch bei hohen Temperaturen aufweist. Der relaxationsgeglühte Materialzustand verfestigt, gegenüber den isothermen Versuchen, über das Spannungsniveau des HAG-Zustandes hinaus. Die Hysteresen bei halber Lebensdauer aller Proben weisen eine eher unsymmetrische Form auf. Es scheint, dass plastisches Fließen im Zugast, das heißt bei Abkühlung von 650 °C auf 300 °C, sehr viel später eintritt, als beim Aufheizen und somit im Druckast. Wesentlich deutli-

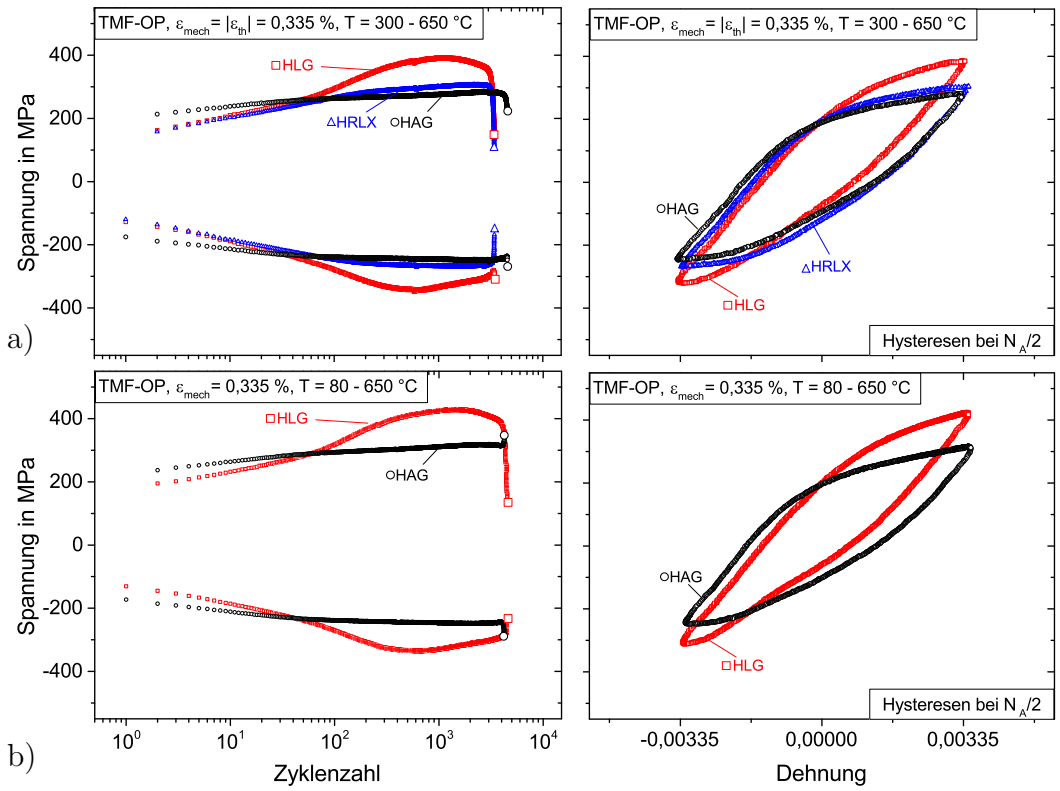

Abbildung 4.21: Vergleich von TMF-OP-Versuche mit $\varepsilon_{\mathrm{mech}} = 0{,}335$ % an den drei Hauptzuständen. Verläufe der Spannungsumkehrpunkte über der Zyklenzahl (links), Hysteresen bei halber Lebensdauer (rechts). Materialzustände sind wie folgt gekennzeichnet: HLG: rote Quadrate, HRLX: blaue Dreiecke und HAG: schwarze Kreise. Temperaturbereich a) 300 °C bis 650 °C und b) 80 °C bis 650 °C.

cher wird dieser Effekt, wenn die minimale Temperatur T_{min} auf 80 °C abgesenkt wird (Abb. 4.21b). Die Verläufe der Druckspannungsumkehrpunkte bei 650 °C bleiben unbeeinflusst, die Zugspannungen bei niedrigeren Temperaturen nehmen zu.

Der Einfluss der Phasenlage sowie einer zusätzlichen Haltezeit bei Maximaltemperatur T_{max} wurde am lösungsgeglühten Ausgangszustand untersucht und ist in Abb. 4.22 veranschaulicht. Das Verformungsverhalten bleibt durch eine unterschiedliche Phasenbeziehungen nahezu unbeeinflusst. Jedoch verhält sich das Mittelspannungsverhältnis konsequenterweise entsprechend entgegengesetzt. Ähnlich wie bei dem isothermen Versuch verschiebt eine Haltezeit das Verfestigungsmaximum zu geringeren Zyklenzahlen und führt anschließend zu einer kontinuierlichen Entfestigung des Werkstoffs über den Großteil der Probenlebensdauer. Hierbei sei darauf hingewiesen, dass die Werkstoffentfestigung sowohl bei hohen Temperaturen als auch bei entsprechend tiefen Temperaturen eintritt.
Tabelle A.4 im Anhang fasst Eigenschaften sowie Kennwerte bei halber Lebensdauer aller durchgeführten TMF-Versuche zusammen.

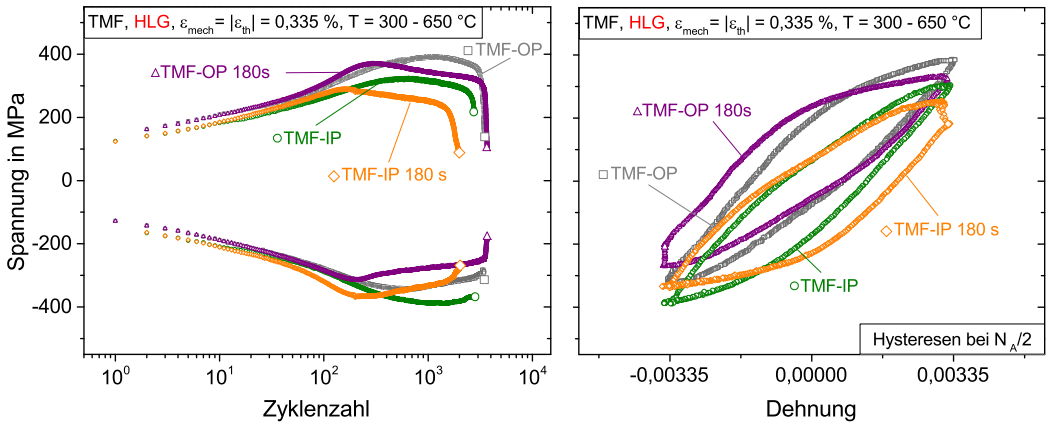

Abbildung 4.22: Vergleich von TMF-Versuchen am HLG-Zustand mit ε_{mech} = 0,335 % im Temperaturbereich 300 °C bis 650 °C. Verläufe der Spannungsumkehrpunkte über der Zyklenzahl (links), Hysteresen bei halber Lebensdauer (rechts). Versuchstypen sind wie folgt gekennzeichnet: TMF-OP: graue Quadrate, TMF-OP-KE (t_d = 180 s): violette Dreiecke, TMF-IP: grüne Kreise und TMF-IP-KE (t_z = 180 s): orange Rauten.

4.4 Mikrostrukturentwicklung unter Ermüdungsbeanspruchung

Im ersten Abschnitt dieses Kapitels wurden die Mikrostrukturen der drei Hauptzustände vorgestellt und detailliert beschrieben. Im Folgenden werden vor allem die Ergebnisse der mikrostrukturellen Entwicklungen des lösungsgeglühten Ausgangszustandes im Ermüdungsversuch mit Hilfe von TEM-Aufnahmen dargestellt, vgl. Hübsch (2016). Die Probenentnahme erfolgte senkrecht zur Belastungsachse ca. 2 mm bis 3 mm unterhalb der Bruchfläche und folglich immer im Messbereich der Ermüdungsprobe.
Anhand von RTEM-Untersuchungen vergleicht Abb. 4.23 die Mikrostruktur des lösungsgeglühten Zustandes nach 75 h rein thermischer Auslagerung bei 650 °C mit einem bei derselben Temperatur durchgeführten und ebenfalls 75 h andauernden Ermüdungsver-

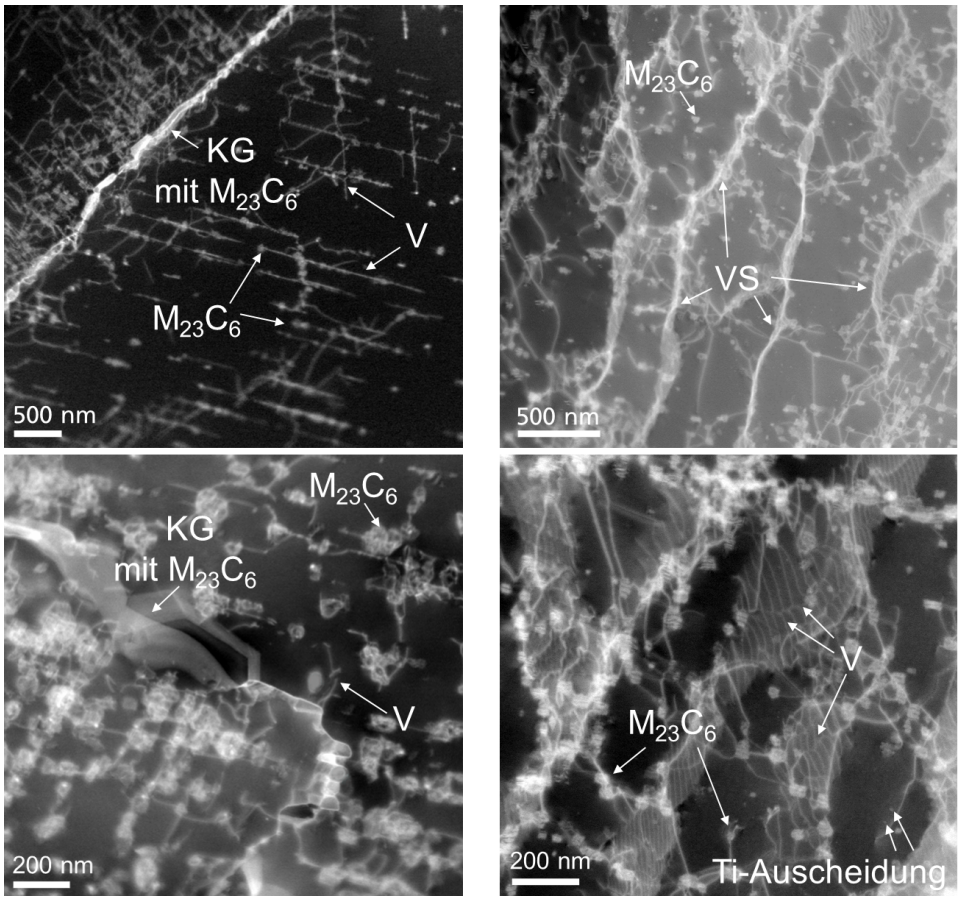

Abbildung 4.23: Vergleich der Ausscheidungsmikrostruktur nach rein thermischer sowie thermischer und mechanischer Belastung des HLG-Zustandes nach 75 h mit Hilfe von RTEM-Aufnahmen. KG: Korngrenze, V: Versetzung, VS: Versetzungsstruktur. Links: rein thermisch, rechts: slowLCF mit $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\ \mathrm{s}^{-1}$.

such vom Typ slowLCF mit $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}$ s^{-1}. Deutlich zu erkennen sind die durch die plastische Verformung hervorgerufenen Versetzungen. Durch die überwiegende Ausscheidung von Chromkarbiden an den Versetzungen und dem daraus resultierenden Pinnen haben sich feine Versetzungsnetzwerke und Substrukturen gebildet. Die im Ermüdungsversuch ausgeschiedenen Karbide sind im Mittel kleiner, jedoch nahezu homogen im gesamten Korn ausgeschieden. Im Vergleich dazu wurden bekanntlich erste Ausscheidungen nach 75 h rein thermischer Auslagerung lediglich in Bereichen von Großwinkelkorngrenzen identifiziert. Des Weiteren konnten neben den zahlreichen $M_{23}C_6$-Chromkarbiden auch die kubischen Ti-reichen Ausscheidungen gefunden werden.
Die Gegenüberstellung der Mikrostruktur nach 1000 h-Auslagerung mit der Mikrostruktur des slowLCF-Ermüdungsversuchs ($\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^{-6}$ s^{-1}) mit einer Gesamtlaufzeit von ca. 1200 h bei 650 °C ist in Abb. 4.24 dargestellt. Sowohl bei reiner Auslagerung als auch im Ermüdungsversuch zeichnet sich bei gleicher Vergrößerung zunächst eine ähnlich entwickelte Mikrostruktur ab. In beiden Fällen handelt es sich um eine sehr fein verteilte Karbidstruktur, welche sich über das gesamte Korn erstreckt. Deutlich sichtbare Versetzungsnetzwerke sowie Substrukturen haben sich im Gegensatz zum 75 h-Ermüdungsversuch nicht gebildet. Es ist zu vermuten, dass sich durch die sehr langen Zykluszeiten, Versetzungen durch Erholungsvorgänge ausgelöscht haben und nur die Versetzungen übrig geblieben sind, die von Karbiden gepinnt wurden. Es kann jedoch nicht ausgeschlossen werden, dass ungepinnte Versetzungen während der TEM-Lamellen-Präparation aus der Oberfläche herausgetreten sind.

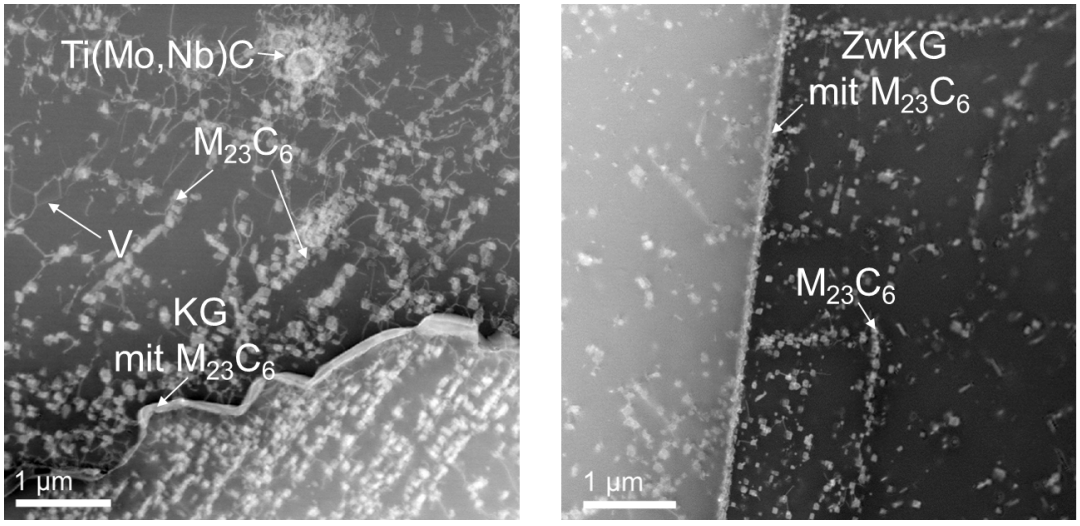

Abbildung 4.24: Vergleich der Ausscheidungsmikrostruktur nach rein thermisch sowie thermischer und mechanischer Belastung des HLG-Zustandes nach 1000 h mit Hilfe von RTEM-Aufnahmen. KG: Korngrenze, ZwKG: Zwillingskorngrenze, V: Versetzung. Links: rein thermisch 1000 h bei 650 °C, rechts: slowLCF mit $\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^{-6}$ s^{-1} ca. 1200 h bei 650 °C.

Bei hoher Vergrößerung der Ausscheidungstypen des slowLCF-Versuchs hat sich gezeigt, dass sich größtenteils Chromkarbide vom Typ $M_{23}C_6$ gebildet haben. Weiterhin wurden wiederum Ti-reiche Ausscheidungen in der Matrix sowie γ' an den Chromkarbiden detektiert (Abb. 4.25). Folglich bewirkt die mechanische Belastung nicht nur die homogene Ausscheidungsverteilung im gesamten Korn, sondern beschleunigt auch die Bildung von Ausscheidungstypen, die unter rein thermischer Belastung deutlich später auftreten. Die zugehörigen EDX-Messungen zeigen, wie auch im HAG-Zustand, einen erhöhten Ni-, Ti- und Al-Gehalt, was ebenfalls auf eine Ni_3 (Al,Ti) Stöchiometrie von γ' deuten könnte.
Die Mikrostruktur der HLG-Probe nach dem 650 °C-Versuch mit einer Zughaltezeit von 1800 s und einer Gesamtlaufzeit von ca. 630 h ist in Abb. 4.26 gezeigt. Auch hier sind massive Karbidausscheidungen in der Matrix vorhanden. Feinere Substrukturen, wie in Abb. 4.23 sind in diesem Fall ebenfalls nicht erkennbar, dennoch wurden zahlreiche Versetzungen durch die daran ausgeschiedenen Chromkarbide gepinnt. Neben diesen $M_{23}C_6$-Karbiden sind erneut kubische Ti-reiche Ausscheidungen vorhanden, γ' wurde nicht gefunden.

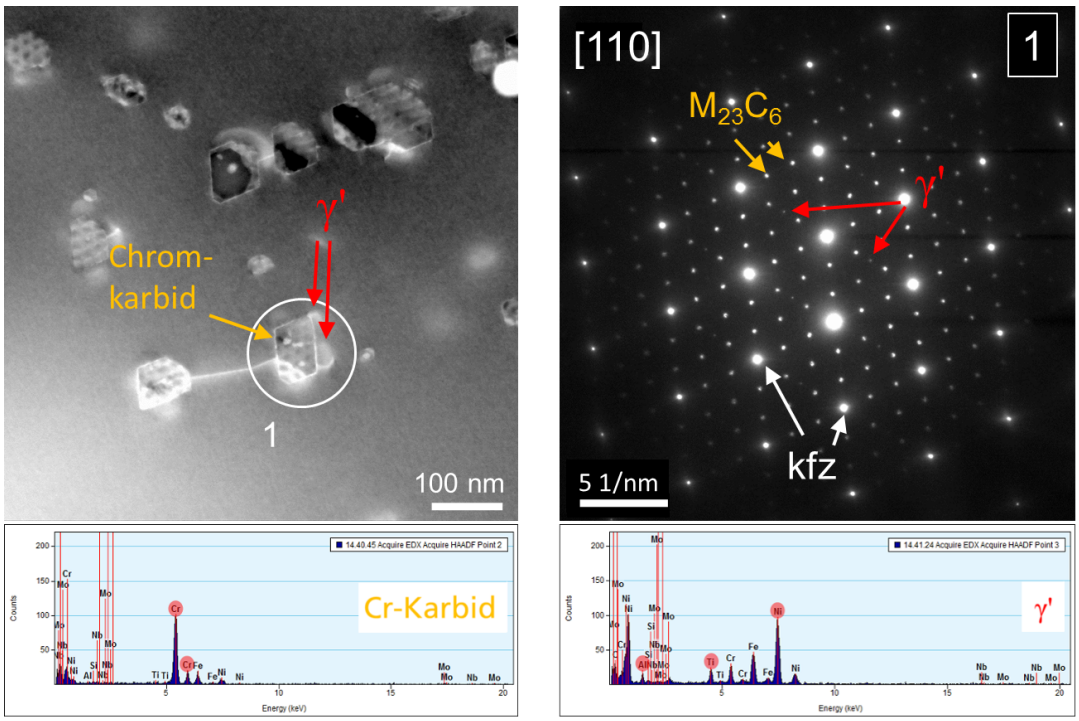

Abbildung 4.25: RTEM-Aufnahme der Ausscheidungsmikrostruktur nach slowLCF-Versuch am HLG-Zustand mit $\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^{-6} s^{-1}$ (ca. 1200 h bei 650 °C) mit Beugungsbild und EDX-Messungen.

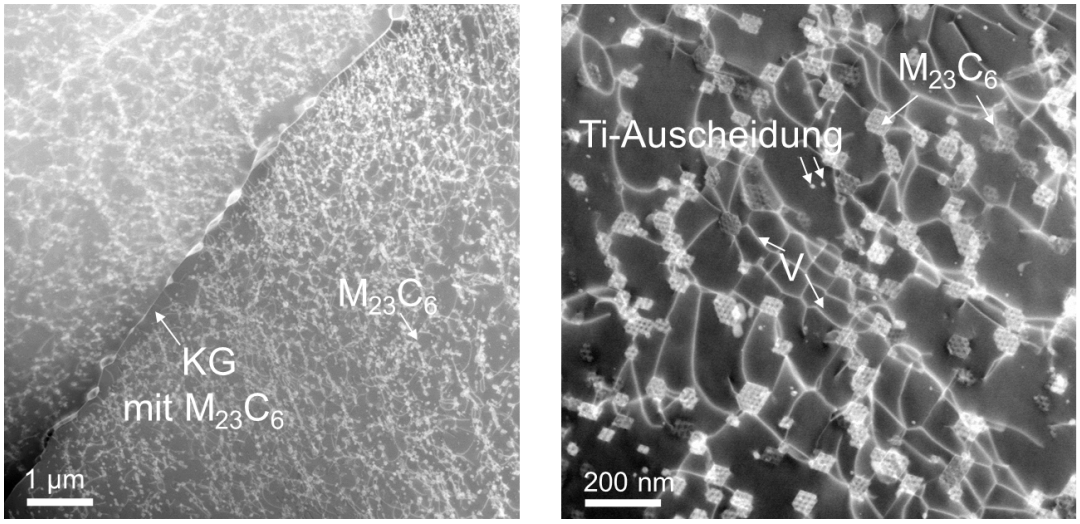

Abbildung 4.26: RTEM-Aufnahmen der Ausscheidungsmikrostruktur nach LCF-HT-Versuch mit einer Haltezeit von 1800 s (ca. 630 h bei 650 °C) am HLG-Zustand. KG: Korngrenze, V: Versetzung.

Abb. 4.27 zeigt die Gegenüberstellung der HAG-Ausgangsmikrostruktur mit der Mikrostruktur nach zusätzlicher thermischer und mechanischer Belastung im slowLCF-Versuch ($\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^{-6}$ s^{-1}) am HAG-Material. Die feine Karbidverteilung hat sich durch den Versuch weitestgehend aufgelöst. Wenige gröbere Karbide sind auf Kosten von kleineren gewachsen. Die durch die plastische Verformung hervorgerufenen Versetzungen liegen unregelmäßig im Korn vor. Teilweise haben sich diese auch in ähnlicher Weise zum Orowan-Mechanismus um die Ausscheidungen geschwungen.

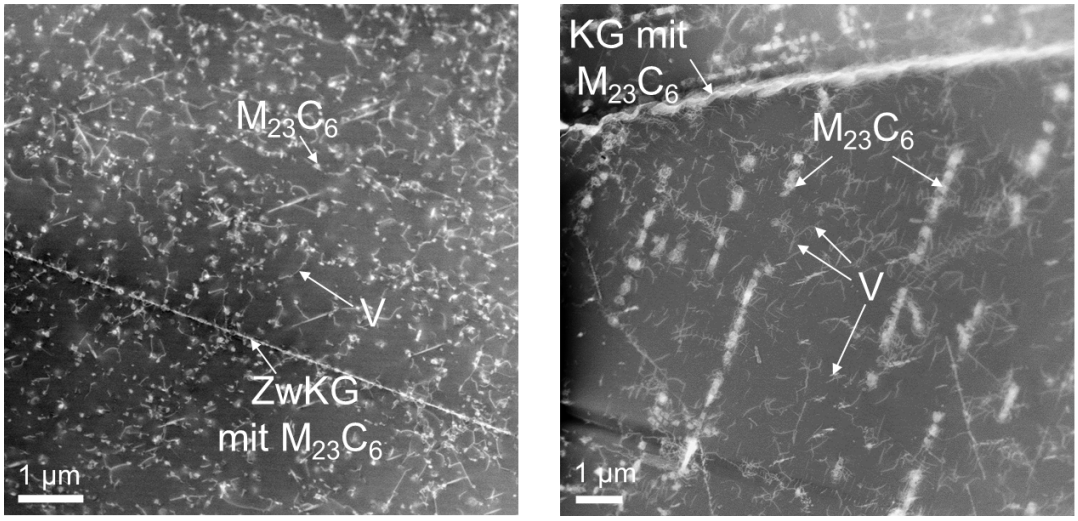

Abbildung 4.27: Vergleich der Ausscheidungsmikrostruktur nach rein thermischer sowie thermischer und mechanischer Belastung des HAG-Zustandes mit Hilfe von RTEM-Aufnahmen. KG: Korngrenze, ZwKG: Zwillingskorngrenze, V: Versetzung. Links: rein thermisch (8800 h bei 650 °C), rechts: slowLCF mit $\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^{-6}$s^{-1} (8800 h + ca. 1300 h bei 650 °C).

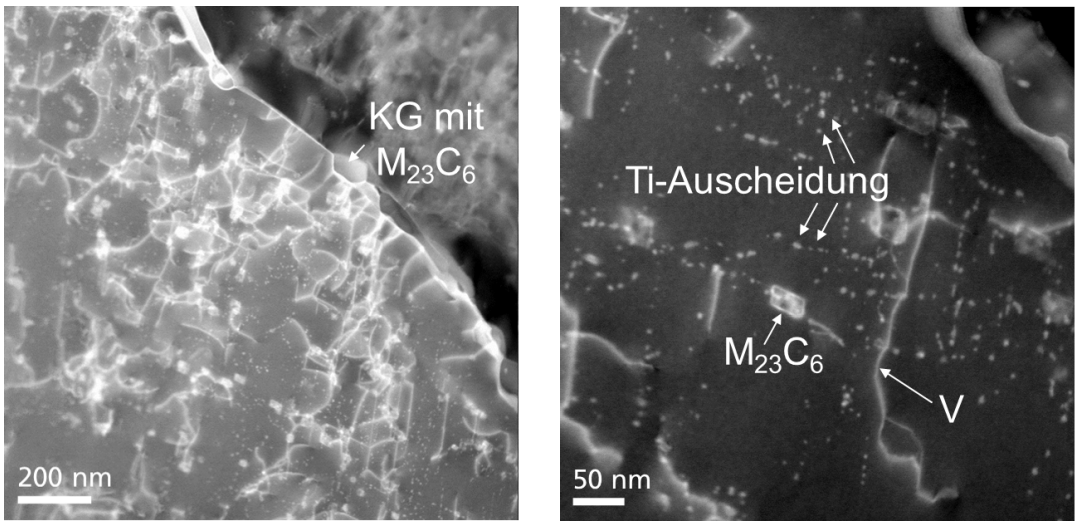

Abbildung 4.28: RTEM-Aufnahmen der Ausscheidungsmikrostruktur nach TMF-OP-Versuch (80 °C bis 650 °C) am HLG-Zustand. Davon ca. 75 h bei Temperaturen > 500 °C. KG: Korngrenze, V: Versetzung.

Die Mikrostruktur nach dem TMF-OP-Versuch im Temperaturbereich von 80 °C bis 650 °C am lösungsgeglühten Ausgangszustand zeigt Abb. 4.28. Die Probe hat ca. 75 h den Temperaturbereich von 500 °C - 650 °C - 500 °C durchlaufen und somit kann die mikrostrukturelle Entwicklung mit der des isothermen 75 h-slowLCF-Versuchs (Abb. 4.23) verglichen werden. Während des TMF-Versuchs haben sich Chromkarbide vom Typ $M_{23}C_6$ ausgeschieden. Deutliche Versetzungssubstrukturen haben sich nicht gebildet, jedoch können vergleichsweise zahlreiche kubische Ti-reiche Karbide identifiziert werden. Diese scheinen sich im Gegensatz zu den Chromkarbiden nicht verformungsinduziert gebildet zu haben, da nur sehr wenige Versetzungen von diesen Karbiden gepinnt wurden.

4.5 Schädigungsverhalten

Zur Beurteilung der Werkstofflebensdauer wurden zunächst die Schädigungsmechanismen ausgewählter Proben mit Hilfe von fraktographischen Untersuchungen im REM identifiziert, vgl. Hübsch et al. (2015) und Hübsch (2016). Repräsentative Bruchflächen von Ermüdungsversuchen mit einer Dehnrate von $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}$ s^{-1} bei niedriger (RT), mittlerer (650 °C) und hoher (850 °C) Temperatur am Beispiel des lösungsgeglühten Zustandes sind in Abb. 4.29 gezeigt. Generell ist festzustellen, dass der Hauptrisswachstumsmechanismus bei schnellen Dehnraten durchweg transkristallin ist. Auf den Bruchflächen sind deutliche Ermüdungsschwingstreifen sichtbar (Abb. 4.29b und d). Mit zunehmender Temperatur sind diese durch Oxidationseffekte schwerer zu identifizieren. Zudem zerklüftet die Bruchfläche stärker und wird unregelmäßiger, während beispiels-

weise bei RT ein durchweg ebenes Risswachstum dominiert. Ferner können bei Versuchen im hohen Temperaturbereich auch interkristalline Schädigungsanteile detektiert werden (Abb. 4.29f).

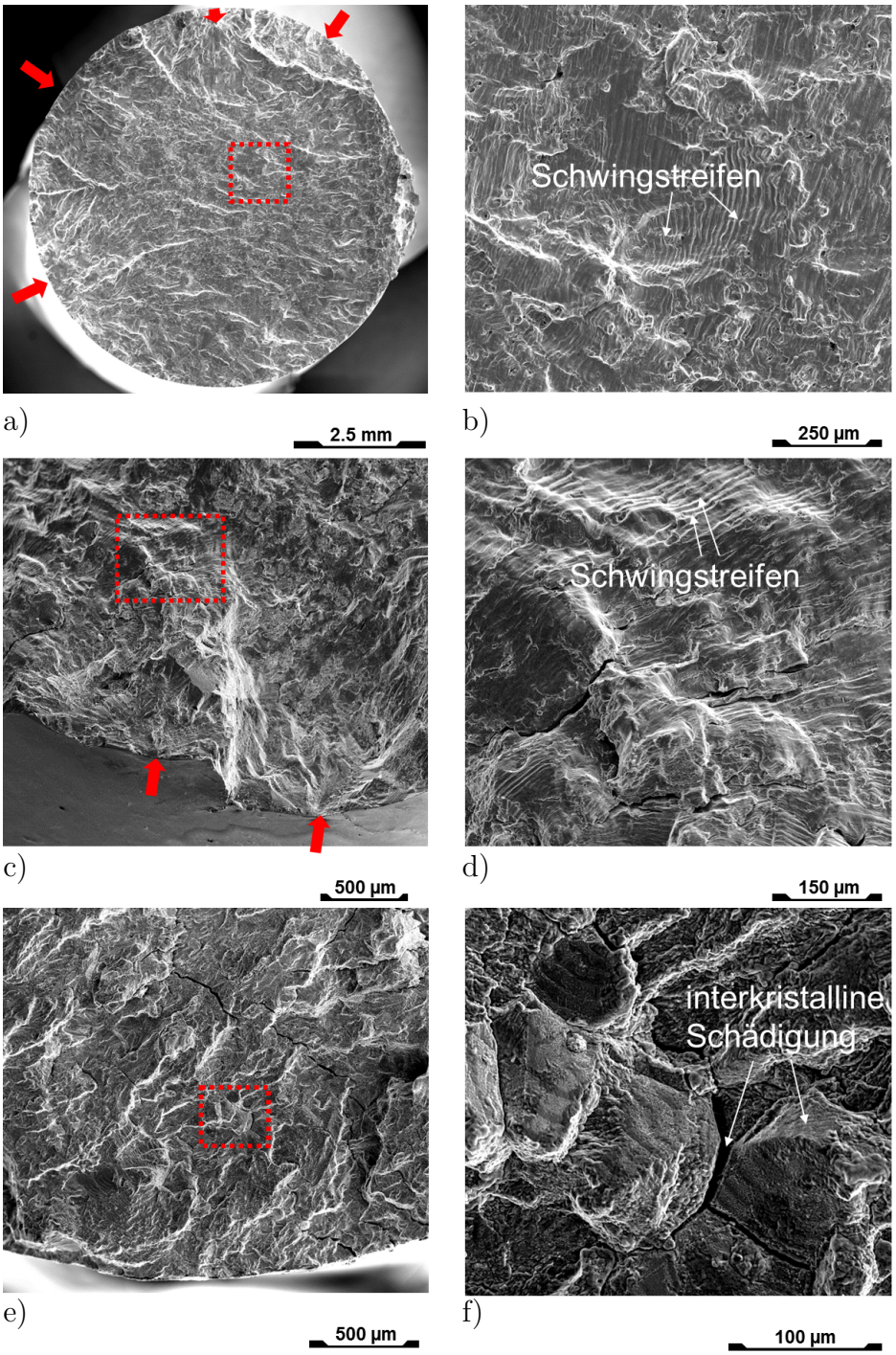

Abbildung 4.29: REM-Aufnahmen der Bruchfläche von CLCF-Proben am HLG-Zustand. Anrisse sind mit roten Pfeilen markiert: a) RT-Versuch mit $\varepsilon_a = 0{,}6$ %, b) Detail aus a) mit sichtbaren Schwingstreifen, c) 650 °C-Versuch mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ %, d) Detail aus c) mit sichtbaren Schwingstreifen, e) 850 °C-Versuch mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ % und f) Detail aus e) mit interkristallinen Schädigungsanteilen.

Abb. 4.30a, b und c zeigen Übersichtsaufnahmen von den Bruchflächen der slowLCF-Versuche am Materialzustand HLG mit einer Dehnamplitude von $\varepsilon_a = 0{,}3$ %.

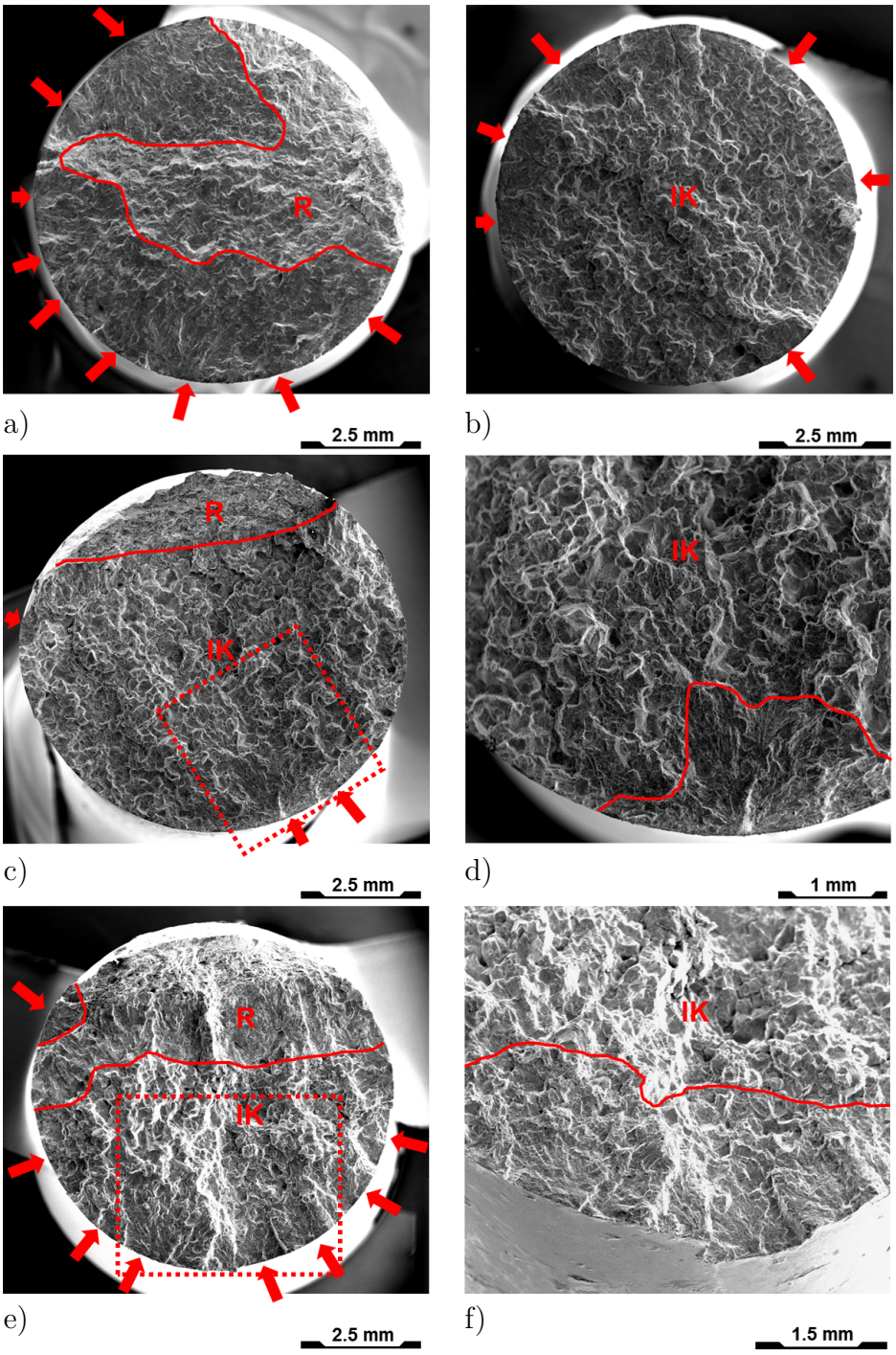

Abbildung 4.30: REM-Aufnahmen der Bruchfläche von slowLCF-Proben am HLG-Zustand bei 650 °C mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ %. Anrisse sind durch rote Pfeile markiert. R: Restbruch, IK: interkristalline Schädigung: a) 10^{-4} s^{-1}, b) 10^{-5} s^{-1}, c) $5 \cdot 10^{-6}$ s^{-1}, d) Detail aus c) mit überwiegenden IK-Anteilen, e) Zug: 10^{-5} s^{-1} / Druck: 10^{-4} s^{-1} und f) Detail aus e) mit IK-Anteilen in der Probenmitte.

Mit abnehmender Dehnrate sinkt die Anzahl der mit roten Pfeilen markierten Anrisse auf der Probenmantelfläche. Des Weiteren kann ein deutlicher Wechsel des Risswachstumsmechanismus von rein trans- zu überwiegend interkristallin durch Verringern der Dehnrate von 10^{-4} s^{-1} auf 10^{-5} s^{-1} identifiziert werden. Während die transkristallinen Anrisse bei einer Dehnrate von 10^{-4} s^{-1} noch weit in das Innere der Probe fortschreiten, wachsen diese bei kleineren Dehnraten nur über einige wenige Körner hinaus (Abb. 4.30d). Ferner ist keine oder nur eine sehr geringe Restbruchfläche bei diesen Proben vorhanden. Die Probe, welche unter Zugbelastung mit einer Dehnrate von 10^{-5} s^{-1} und im Druckast mit 10^{-4} s^{-1} belastet wurde, zeigt deutliche Anteile an transkristallinem Ermüdungsrisswachstum (Abb. 4.30e). Erst im Probeninneren treten interkristalline Schädigungsanteile auf.
Im Vergleich zum lösungsgeglühten Ausgangsmaterial zeigt der langzeitausgelagerte HAG-Werkstoffzustand unter slowLCF-Belastungen teilweise deutliche Unterschiede bei gleicher Dehnrate (Abb. 4.31). Transkristallines Ermüdungsrisswachstum ist für alle Versuche der dominierende Schädigungsmechanismus. Ein überwiegend transkristallines

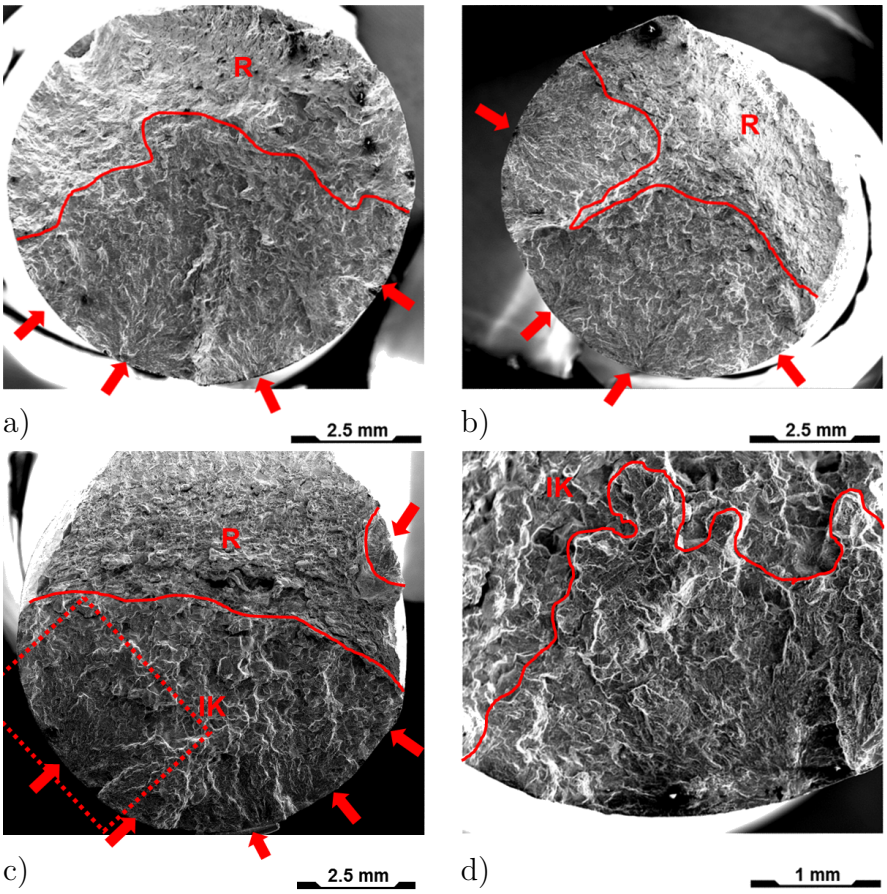

Abbildung 4.31: REM-Aufnahmen der Bruchfläche von slowLCF-Proben am HAG-Zustand bei 650 °C mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ %. Anrisse sind durch rote Pfeile markiert. R: Restbruch, IK: interkristalline Schädigung: a) 10^{-4} s^{-1}, b) 10^{-5} s^{-1}, c) $5 \cdot 10^{-6}$ s^{-1} und d) Detail aus c) mit wenigen IK-Anteilen in der Probenmitte.

Risswachstum zeigt auch noch der Versuch mit einer Dehnrate von 10^{-5} s^{-1} (Abb. 4.31b). Erste größere interkristalline Schädigungsanteile, vergleichbar mit der Bruchfläche des Versuchs mit unsymmetrischer Belastungsrate am HLG-Zustand, werden bei einer Dehnrate von $5 \cdot 10^{-6}$ s^{-1} gefunden (Abb. 4.31c, d).
Das Wachstum von Rissen der oben beschriebenen Zustände unterhalb der Bruchfläche für eine Belastungsrate von 10^{-5} s^{-1} ist mit repräsentativen REM-Aufnahmen in Abb. 4.32 verdeutlicht. Wie schon aus der Bruchfläche ersichtlich, wachsen die Risse im lösungsgeglühten Material durchweg interkristallin (Abb. 4.32a). Korngrenzen unterhalb der Bruchfläche werden durch interkristalline Nebenrisse, die von der Bruchfläche ausgehen, geschädigt. Dies führt letztendlich zu einer terrassenförmigen interkristallinen Schädigung. Im Falle des HAG-Zustandes ist erkennbar, dass die Nebenrisse transkristallin von der Bruchfläche in die Probe verlaufen. Dennoch können auch hier Nebenrisse interkristallin weiterlaufen, sobald ein transkristalliner Riss auf eine Korngrenze trifft (Abb. 4.32b).

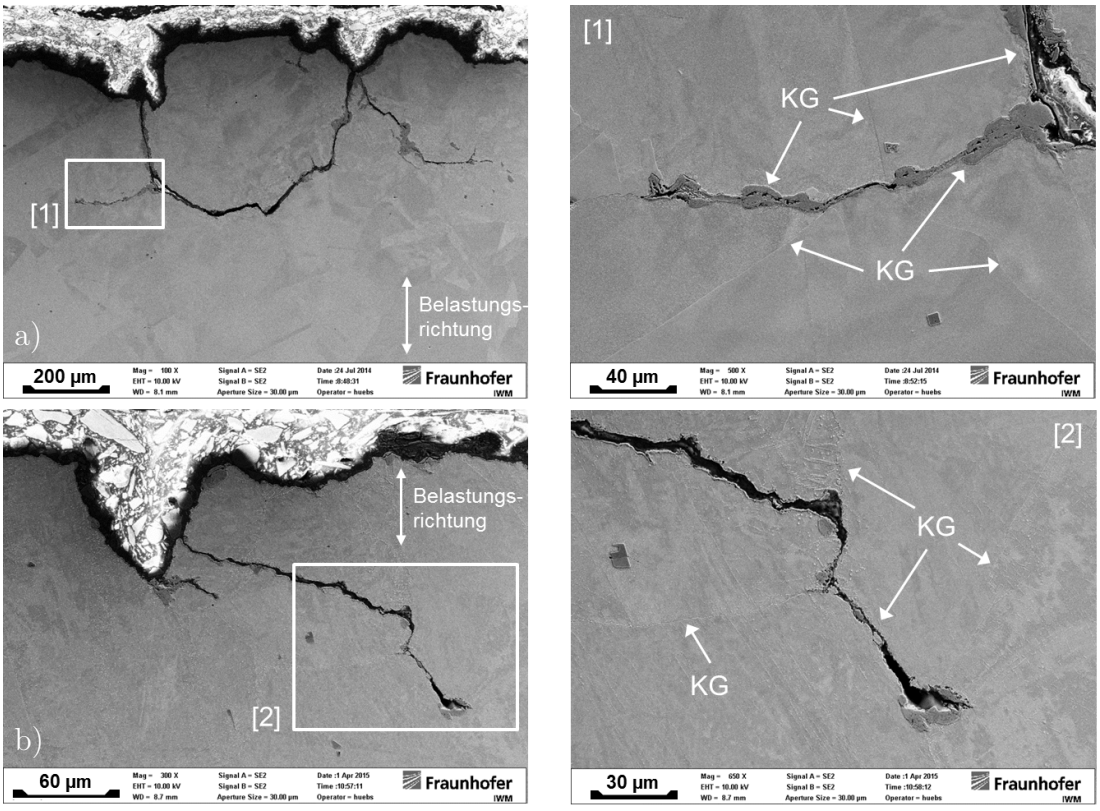

Abbildung 4.32: REM-Aufnahmen unterhalb der Bruchfläche von slowLCF-Proben bei 650 °C mit einer Dehnrate von 10^{-5} s^{-1}. Aufnahmen rechts zeigen jeweils die in den linken Bildern markierten Bereiche. Korngrenzen (KG) sind mit Pfeilen markiert. Belastungsachse ist senkrecht: a) Zustand HLG mit durchgehend interkristallinen Rissen, b) Zustand HAG mit anfänglichem transkristallinen Riss, Hübsch et al. (2015).

Abb. 4.33 gibt einen Überblick über die Bruchflächen der LCF-HT-Versuche am HLG-Materialzustand.

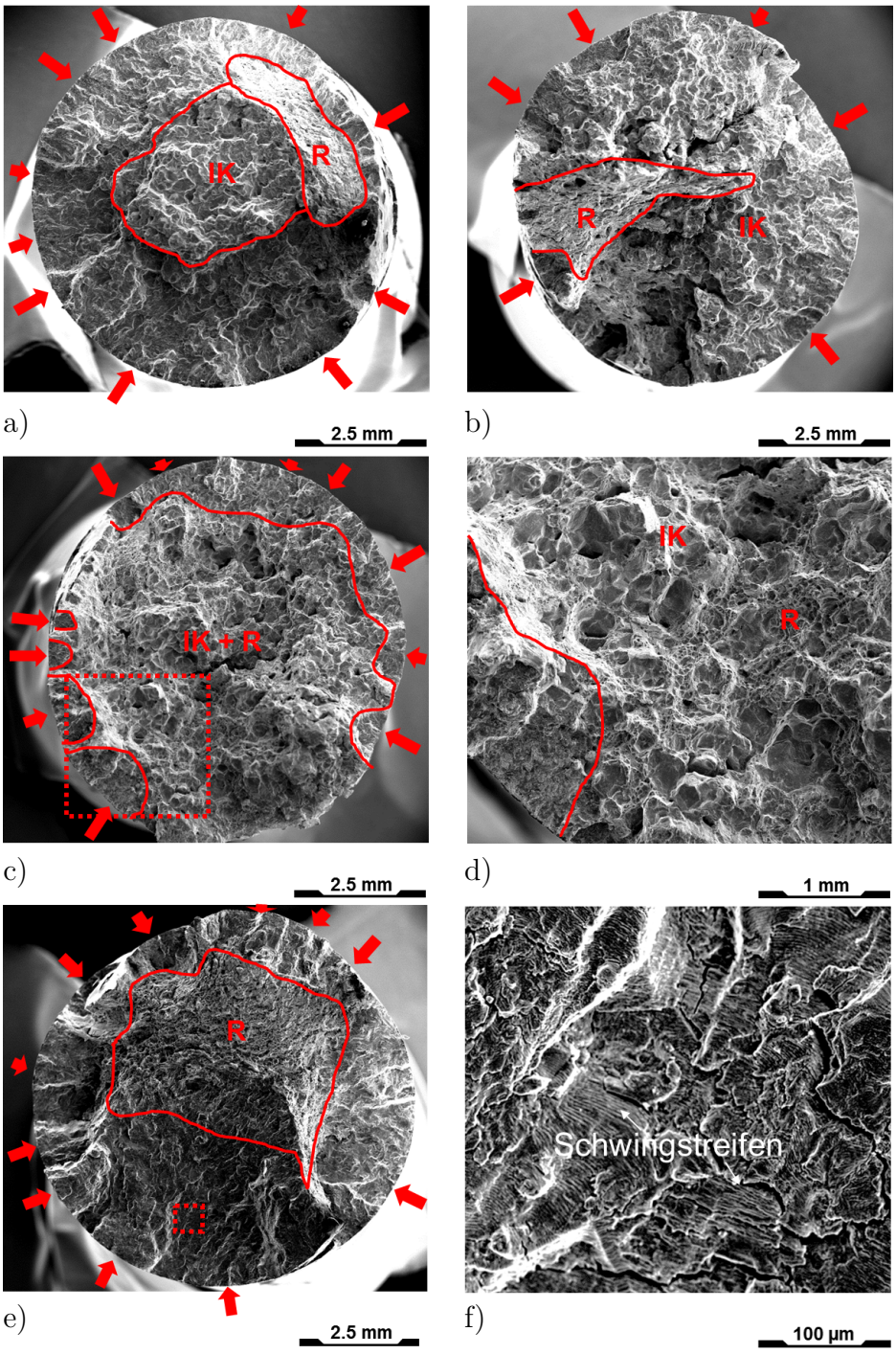

Abbildung 4.33: REM-Aufnahmen der Bruchfläche von LCF-HT-Proben am HLG-Zustand bei 650 °C mit ε_a = 0,3 %. Anrisse sind durch rote Pfeile markiert. R: Restbruch, IK: interkristalline Schädigung: a) 180/0 s, b) 360/0 s, c) 1800/0 s, d) Detail aus c) mit IK-Anteilen und wabenförmigem RT-R, e) 180/180 s und f) Detail aus e) mit deutlichen Schwingstreifen und transkristallinem Rissfortschritt.

Auffällig bei allen Proben sind zahlreiche Oberflächenanrisse, die mit längerer Haltezeit noch weiter zunehmen. Der Versuch mit einer Zughaltezeit von 180 s weist zusätzlich zu transkristallinen Ermüdungsrissen, ausgehend von der Probenoberfläche, einen deutlichen interkristallin geschädigten Bereich in der Probenmitte auf (Abb. 4.33a). Mit Verdopplung der Haltezeit zerklüftet die Bruchfläche zunehmend und der interkristalline Schädigungsanteil dominiert nun die Probenlebensdauer deutlich. Wird die Haltezeit im Versuch verzehnfacht, besteht die Bruchfläche nahezu vollständig aus aufgerissenen Korngrenzen und einem bei Raumtemperatur durch Ermüdung freigelegten wabenförmigen Restbruch (Abb. 4.33d). Eine Wechselwirkung zwischen den transkristallinen Ermüdungsrissen und den interkristallin geschädigten Bereichen im Probeninneren scheint nicht stattgefunden zu haben, da keine Oxidschicht auf den Körnern gefunden werden konnte. Unter einer symmetrischen Zug-Druck-Belastung, mit jeweils einer Haltezeit von 180 s, dominiert das transkristalline Ermüdungsrisswachstum, interkristalline Anteile sind nur teilweise detektiert worden (Abb. 4.33e und f).
Im langzeitausgelagerten HAG-Zustand sind nur wenige Hinweise auf Kriechschädigung nach einer Haltezeit von 180 s und 360 s zu erkennen (Abb. 4.34a und b). Auch im Ver-

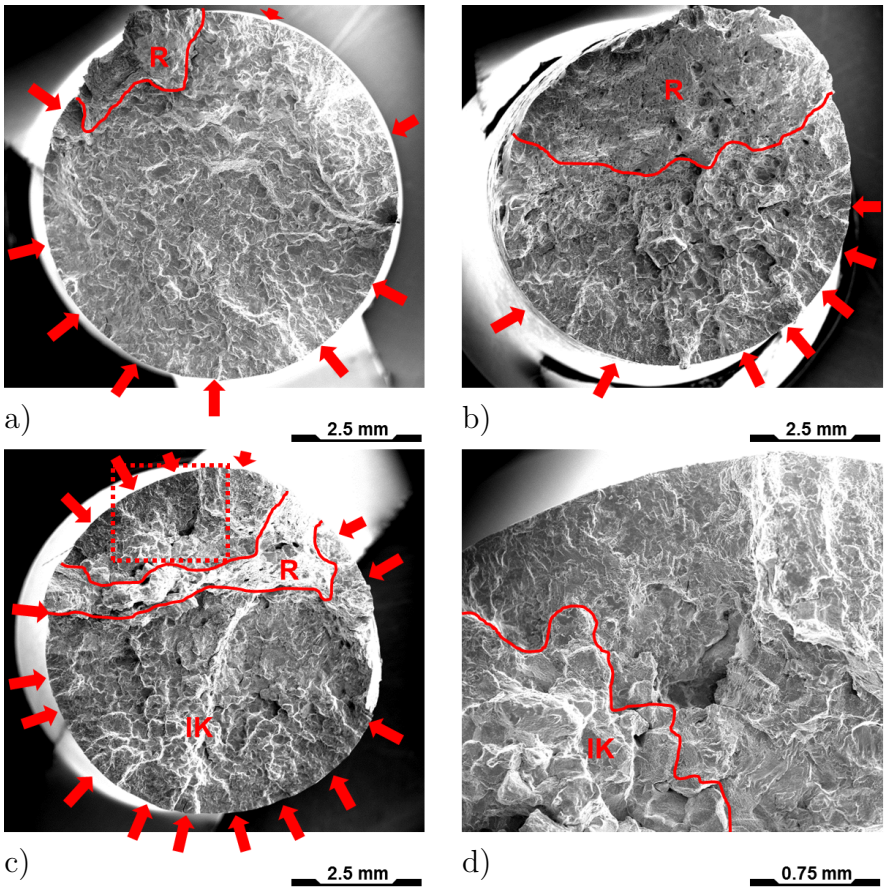

Abbildung 4.34: REM-Aufnahmen der Bruchfläche von LCF-HT-Proben am HAG-Zustand bei 650 °C mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ %. Anrisse sind durch rote Pfeile markiert. R: Restbruch, IK: interkristalline Schädigung: a) 180/0 s, b) 360/0 s, c) 1800/0 s, d) Detail aus c) mit IK-Anteilen.

such mit einer sehr langen Haltezeit von 1800 s sind noch größere transkristalline Ermüdungsrissanteile vorhanden. Erst zur Probenmitte hin können beginnende interkristalline Schädigungen detektiert werden. Die aufgerissenen Korngrenzen wachsen, im Vergleich zum Versuch am lösungsgeglühten Ausgangszustand, noch während des Versuchs mit den Ermüdungsrissen zusammen und führen letztendlich zum späteren Versagen der Probe durch einen Mischbruch. Auch in diesem Fall können deutlich mehr Anrisse gefunden werden als bei den slowLCF-Versuchen.
Abb. 4.35 zeigt repräsentative REM-Aufnahmen unterhalb der Bruchfläche der Versuche mit einer Haltezeit von 1800 s am lösungsgeglühten und langzeitausgelagerten Zustand. Unterhalb der Bruchfläche der HLG-Probe sind deutliche Schädigungen an Korngrenztriplepunkten zu erkennen. Auch im HAG-Material treten diese Spaltrisse auf, jedoch in deutlich geringerem Maße im Vergleich zum HLG-Zustand.

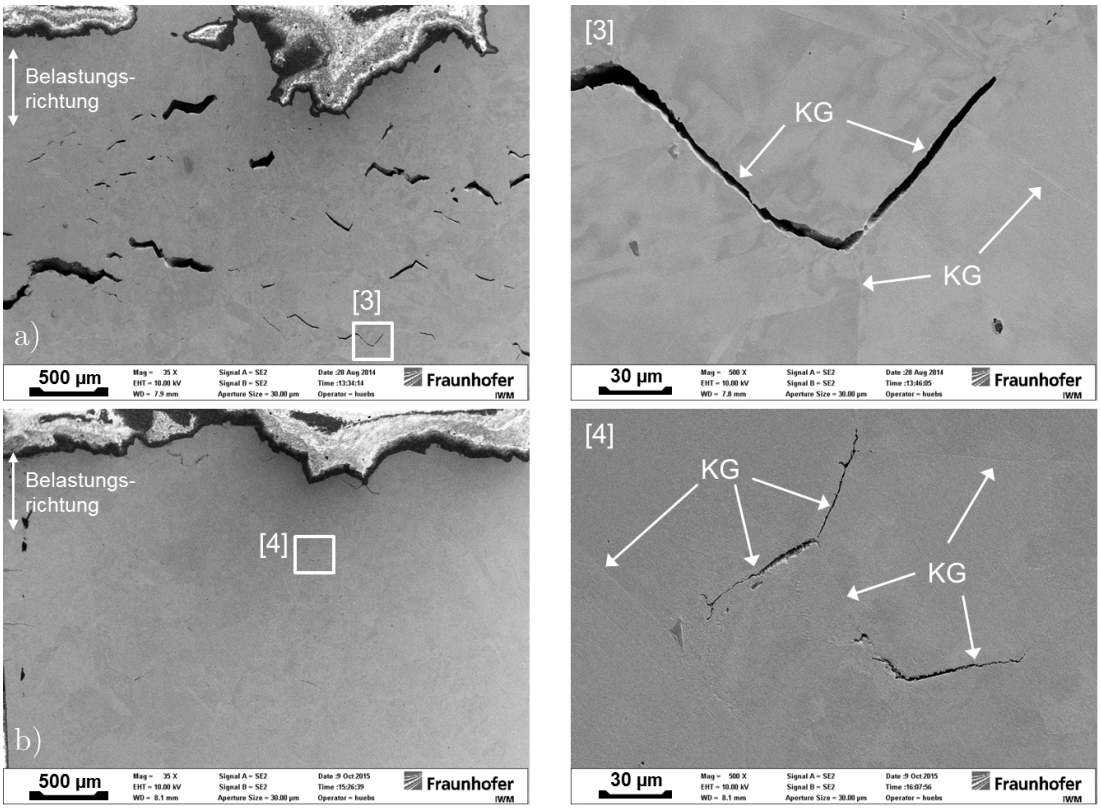

Abbildung 4.35: REM-Aufnahmen unterhalb der Bruchfläche von LCF-HT-Proben bei 650 °C mit einer Haltezeit von 1800 s. Aufnahmen rechts zeigen jeweils die in den linken Bildern markierten Bereiche. Korngrenzen (KG) sind mit Pfeilen markiert. Belastungsachse ist senkrecht: a) Zustand HLG mit zahlreichen Spaltrissen an Korngrenztriplepunkten, b) Zustand HAG mit geringerem Anteil an Spaltrissen, Hübsch et al. (2015).

In Abb. 4.36a und Abb. 4.36c sind Bruchflächen der TMF-OP-Versuche am lösungsgeglühten Material ohne und mit Haltezeit bei T_{max}, folglich bei maximaler Druckbelastung, mit ε_{mech} = 0,335 % dargestellt. Durch die Haltezeit findet kein Wechsel des Risswachstumsmechanismus statt. Beide Versuche weisen ein rein transkristallines Risswachstum mit deutlich erkennbaren Ermüdungsschwingstreifen auf (Abb. 4.36b und d). Mit dem Wechsel der Phasenbeziehung zwischen Belastung und Temperatur von OP zu IP wechselt auch der Risswachstumsmechanismus von trans- zu interkristallin (Abb. 4.37). Transkristalline Oberflächenanrisse wachsen nur, ähnlich wie bei slowLCF-Versuchen am HLG-Material mit sehr kleinen Dehnraten, über wenige Körner hinaus.
Abb. 4.38 zeigt REM-Untersuchungen unterhalb der Bruchfläche des TMF-IP-Versuchs mit einer Zughaltezeit von 180 s bei T_{max}. Das Schädigungsbild ist vergleichbar mit den isothermen LCF-HT-Versuchen. Die Korngrenzen versagen weitestgehend an den Tripelpunkten und es kommt zu einer in Abb. 4.37c dargestellten überwiegend interkristallin geschädigten Bruchfläche.

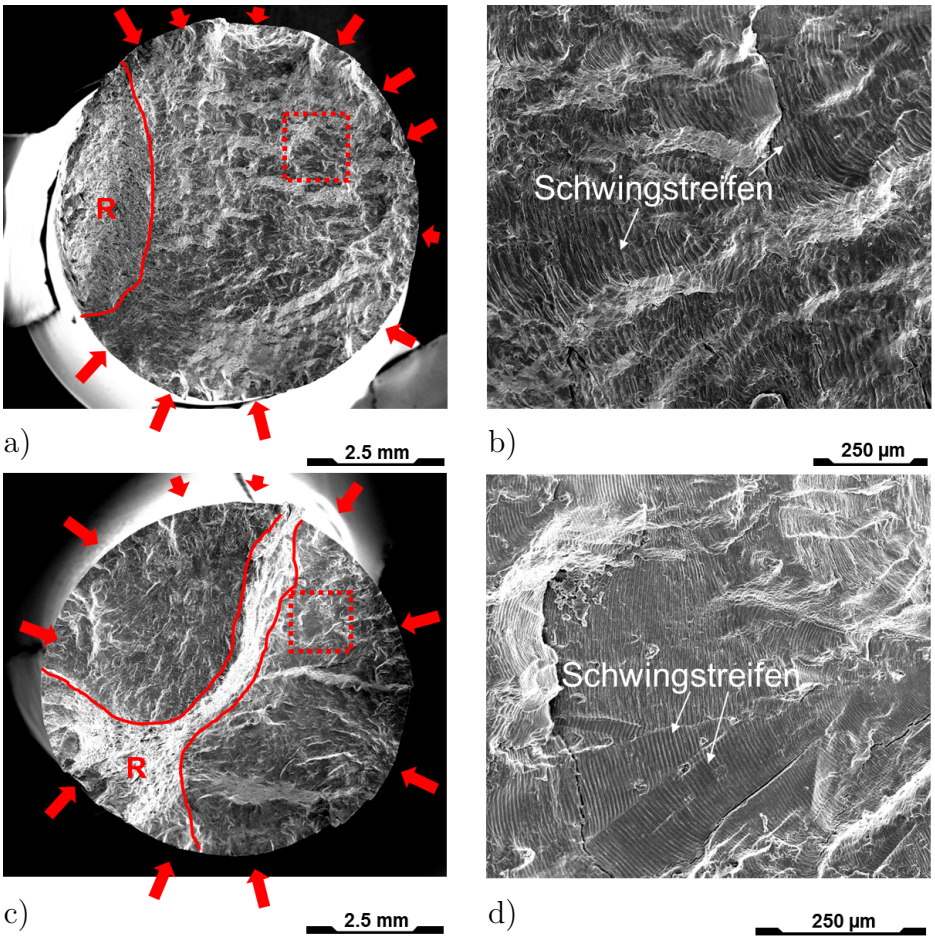

Abbildung 4.36: REM-Aufnahmen der Bruchfläche von TMF-OP-Proben am HLG-Zustand zwischen 300 °C und 650 °C mit ε_{mech} = 0,335 %. Anrisse sind durch rote Pfeile markiert. R: Restbruch: a) OP, b) Detail aus a) mit Schwingstreifen, c) OP-KE (0/180 s) und d) Detail aus c) mit Schwingstreifen.

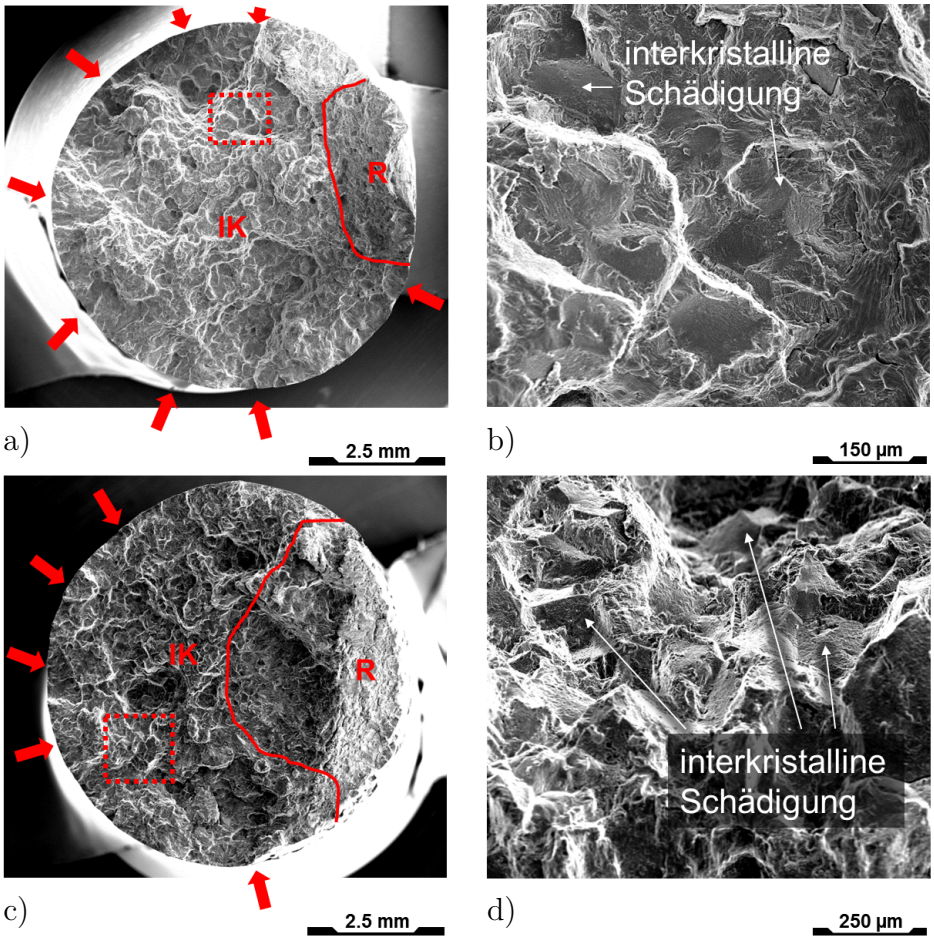

Abbildung 4.37: REM-Aufnahmen der Bruchfläche von TMF-IP-Proben am HLG-Zustand zwischen 300 °C und 650 °C mit $\varepsilon_{\mathrm{mech}} = 0{,}335\,\%$. Anrisse sind durch rote Pfeile markiert. R: Restbruch, IK: interkristalline Schädigung: a) IP, b) Detail aus a) mit IK-Anteilen, c) IP-KE (180/0 s), d) Detail aus c) mit IK-Anteilen.

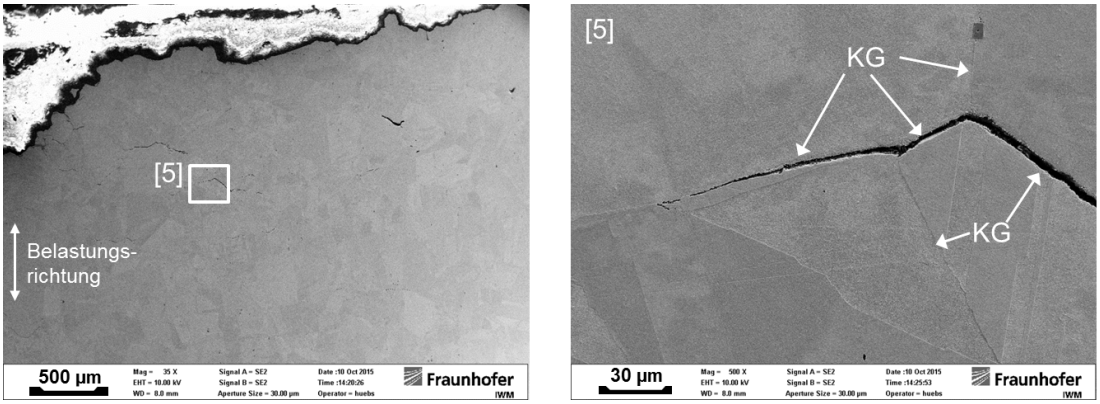

Abbildung 4.38: REM-Aufnahmen der TMF-IP-KE-Probe unterhalb der Bruchfläche mit einer Haltezeit von 180 s. Aufnahme rechts zeigt den im linken Bild markierten Bereich. Korngrenzen (KG) sind mit Pfeilen markiert. Belastungsachse ist senkrecht. Schädigung durch Spaltrissen an den Korngrenztriplepunkten.

4.6 Lebensdauer

Aus den zahlreich durchgeführten Ermüdungsversuchen an den verschiedenen Ausgangszuständen wurde nicht nur das Verformungsverhalten charakterisiert (siehe Abschnitt 4.3), sondern auch deren Lebensdauern im Detail analysiert, vgl. HÜBSCH (2016). Die Zyklenzahl bis zum Versagen der Probe ist in dieser Arbeit definiert durch einen Abfall der Maximalspannung um 5 %.

In Abb. 4.39a ist die klassische Wöhlerdarstellung aller isothermen CLCF-Ermüdungsversuche an den drei Hauptzuständen dargestellt. Die durchgezogenen Linien stellen Anpassungen von Potenzgesetzen der Form $\Delta\varepsilon \propto N_A{}^x$ an die Daten dar. Die folgenden Versuchstemperaturen werden zusammengefasst: RT und 300 °C (blaue Linie), 500 °C bis 700 °C (grüne Linie), 850 °C (orange Linie) sowie 1000 °C (rote Linie). Im Gegensatz zur Verformung ist die Lebensdauer nahezu unabhängig vom mikrostrukturellen Ausgangszustand. Bei etwas detaillierterer Betrachtung ist eine leichte Tendenz vorhanden, dass der lösungsgeglühte Ausgangszustand im Temperaturbereich von RT bis 600 °C etwas höhere Lebensdauern aufweist als die anderen beiden Materialzustände. Für Prüftemperaturen > 600 °C dreht sich diese Tendenz um. Nahezu alle Versuche fallen in das gestrichelte Streuband, welches die Literaturdaten aus Kapitel 2 widerspiegelt. Lediglich die 1000 °C-Proben fallen unter das Streuband, wobei hier angemerkt werden muss, dass nur vereinzelt Versuche aus der Literatur bei diesen Temperaturen berücksichtigt wurden.

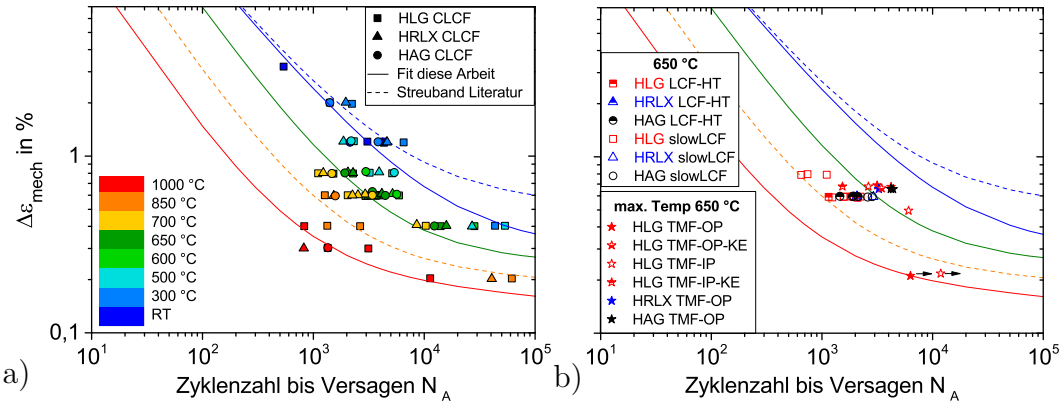

Abbildung 4.39: Wöhlerdarstellung der Ermüdungsversuche an den Hauptzuständen. Die durchgezogenen Linien repräsentieren an die CLCF-Versuche angepasste Potenzgesetze für verschiedene Temperaturbereiche. Die gestrichelten Linien entsprechen dem Streuband aus Literaturdaten: a) isotherme CLCF-Versuche und b) TMF- (T_{max} = 650 °C), slowLCF- sowie LCF-HT-Versuche bei 650 °C.

Bei slowLCF-Ermüdungsversuchen am HLG-Materialzustand zeigen sich deutliche Einflüsse der Belastungsrate auf die Lebensdauer. Die Abnahme der Dehnrate ist direkt mit einer Abnahme der Lebensdauer verbunden. Jedoch konnten für die Versuche mit $\dot{\varepsilon} \leq 10^{-5}\ \mathrm{s}^{-1}$ nahezu identische Lebensdauern identifiziert werden. Der unsymmetrische Versuch mit langsamer Zug- und schnellerer Druckbelastung weist die niedrigste Lebensdauer von allen Versuchen mit einer Belastung von $\varepsilon_\mathrm{a} = 0{,}3\ \%$ auf. Die Versuche am HAG-Material zeigen ähnliche Abhängigkeiten von der Dehnrate, im Vergleich zum lösungsgeglühten Material jedoch immer höhere Zyklenzahlen bis zum Versagen. Der relaxationsgeglühte Hauptzustand zeigt mit dem HAG-Material vergleichbare Tendenzen. Unter KE-Belastungen mit Haltezeit können keine markanten Lebensdauerunterschiede zwischen den einzelnen Ausgangsmikrostrukturen ausgemacht werden. Sowohl für das HLG- als auch für das HAG-Material nimmt mit zunehmender Zughaltezeit die Lebensdauer ab. Hierbei zeigen in beiden Fällen die Versuche mit einer Haltezeit von 360 s eine ähnliche Lebensdauer wie der Versuch mit lediglich einer Haltezeit von 180 s unter Zugbelastung. Der symmetrische Versuch mit $\mathrm{t_z} = \mathrm{t_d} = 180$ s am lösungsgeglühten Material zeigt eine Lebensdauer in derselben Größenordnung wie der Versuch mit reiner Zughaltezeit von 180 s.
Die TMF-Versuche im Temperaturbereich von 300 °C bis 650 °C am lösungsgeglühten Zustand weisen eine deutliche Abhängigkeit der Lebensdauer von der Phasenlage auf. Der Wechsel von OP- zu IP-Belastung führt zu einer Reduktion der Lebensdauer. Diese wird durch eine zusätzliche Haltezeit von 180 s im IP-Versuch nochmals verstärkt während unter gegenphasiger Belastung keine Auswirkungen deutlich werden. Ein mikrostruktureller Einfluss auf die Lebensdauer ist nicht zu erkennen.
Die Lage der slowLCF, LCF-HT bei 650 °C sowie der TMF-Versuche mit $\mathrm{T_{max}} = 650$ °C in der Wöhlerdarstellung ist in Abb. 4.39b gezeigt. Als Orientierung sind wiederum die angepassten Potenzgesetze der isothermen Ermüdungsversuche eingetragen. Nahezu alle Kriech-Ermüdungsversuche liegen unterhalb der grünen Linie, während alle 650 °C-CLCF-Versuche oberhalb liegen. Im Gegensatz dazu fallen die TMF-Versuche in das Streuband der isothermen 650 °C-Experimente. Lediglich der Versuch mit einer Zughaltezeit fällt aus dem Streuband heraus.

4.7 Risswachstum

Zur Bestimmung von Risswachstumskurven wurden zum einen Kurzrisswachstumsversuche mit Hilfe der Replika-Methode für einen RT-LCF-Versuch mit $\varepsilon_\mathrm{a} = 0{,}6\ \%$ sowie jeweils einen LCF-Versuch mit $\varepsilon_\mathrm{a} = 0{,}3\ \%$ bei 650 °C mit und ohne Zughaltezeit von

180 s durchgeführt. Der Fokus wurde auf den lösungsgeglühten Ausgangszustand gelegt. Anhand von Abb. 4.40 wird exemplarisch das Risswachstum für den bei RT durchgeführten Versuch bei unterschiedlichen Zyklenzahlen dargestellt, vgl. HÜBSCH (2016). Das Wachstum des Hauptrisses (Nr. 1) ist vor allem durch das Zusammenwachsen von vielen Nebenrissen (Nr. −3, −2, −1, 0, 2, 3, 4, 5) zum Ende der Probenlebensdauer hin dominiert. Ausgehend von einer Risslänge des Hauptriss von circa 270 µm bei N = 1200 Zyklen wächst der Riss lediglich auf eine Länge von nahezu 390 µm bei N = 2200 Zyklen ≈ $N_A/2$. Durch das Zusammenwachsen mit dem Nebenriss Nr. 2 erfolgt eine Verdopplung der Risslänge nach N = 2400 Zyklen, die ebenfalls bis zu N = 3000 Zyklen nahezu konstant bleibt. Anschließend erfolgt innerhalb weniger Zyklen ein deutliches Risswachstum aufgrund des jetzt sehr schnellen Zusammenwachsens vieler Nebenrisse. Mit zunehmendem Erreichen der technischen Lebensdauer N_A sind nahezu alle Nebenrisse Nr. −3 bis 4 zu einem Hauptriss zusammengewachsen. Somit liegt nach N = 4000 Zyklen ein Oberflächenanriss mit einer Länge von 3 mm, nach N = 4200 Zyklen von 5 mm vor. Dieser führt zu einem Spannungsabfall und somit zum Probenversagen. Mit der Annahme, dass Oberflächenrisse unter Ermüdungsbelastung sich zunächst halbkreisförmig in die Tiefe ausbreiten, kann die Risstiefe als halbe Oberflächenrisslänge angegeben werden. Abb. 4.41a zeigt die Risstiefenverläufe aller durchgeführten Versuche als Funktion der Zyklenzahl. Im Vergleich zum Raumtemperaturversuch, wächst ein einzel-

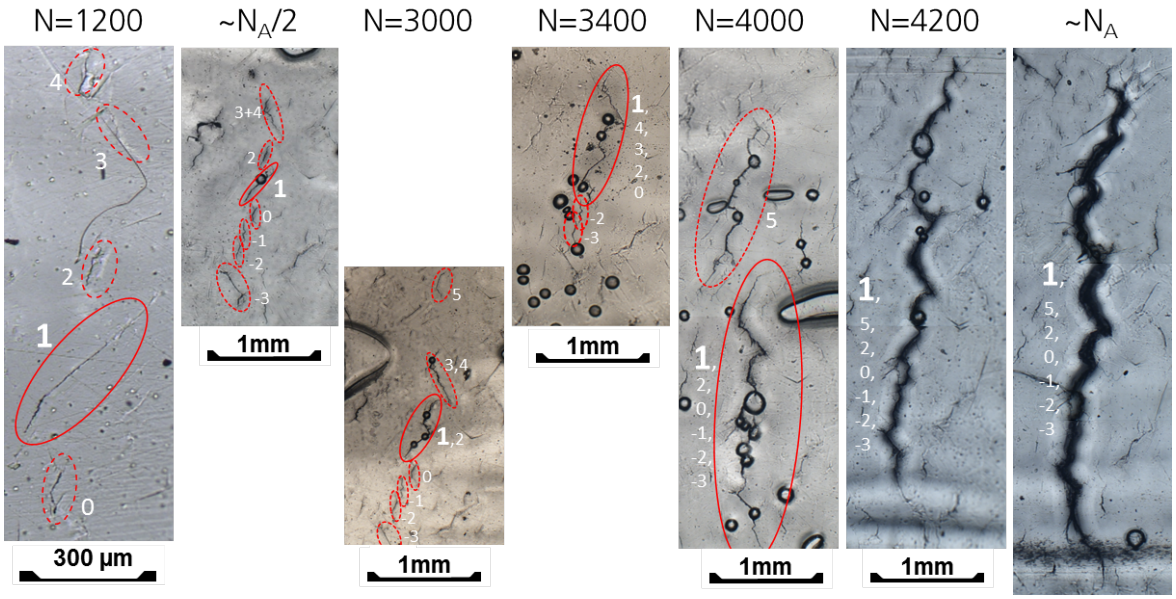

Abbildung 4.40: Kurzrisswachstum des HLG-Zustandes bei RT: LCF-Versuch mit ε_a = 0,6 %, N_A = 4325. Hauptriss ist mit durchgezogener Ellipse eingekreist und als Nr. 1 gekennzeichnet, Nebenrisse mit gestrichelt Ellipsen umrandet, HÜBSCH (2016).

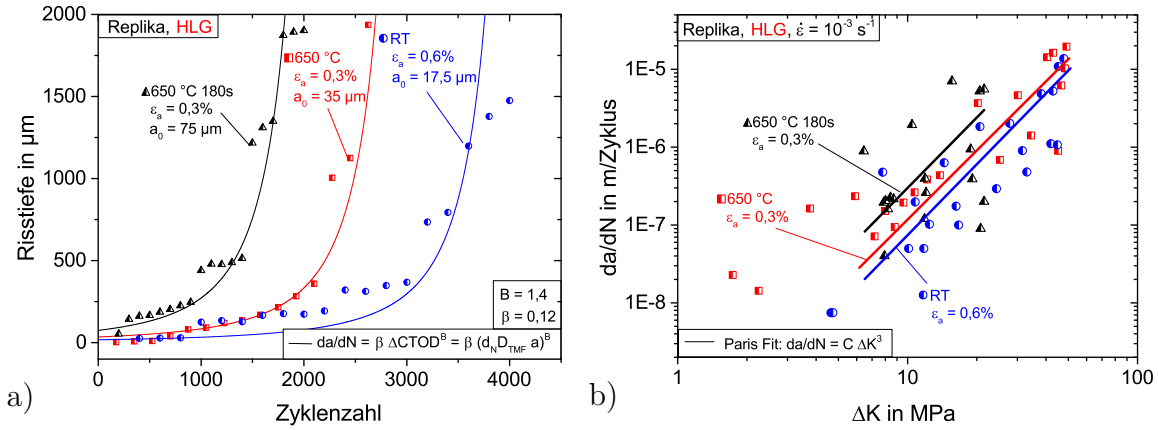

Abbildung 4.41: Ergebnisse der Kurzrisswachstumsversuche am Zustand HLG: a) Verlauf der Risstiefe über der Zyklenzahl (Modelle sind mit durchgezogenen Linien dargestellt, Versuchsdaten durch Symbole), b) da/dN über ΔK und Paris-Geraden mit Steigung $m_{PE} = 3$, Hübsch (2016).

ner Hauptriss bei 650 °C zunächst kontinuierlich bis es bei weiterer Ermüdungsbelastung ebenfalls zu einem Zusammenwachsen von Nebenrissen kommt. Durch die Einführung einer zusätzlichen Zughaltezeit entstehen auf der Mantelfläche sehr schnell zahlreiche Nebenrisse. Dies hat dazu geführt, dass sich an zwei verschiedenen Stellen dominierende Risse auf der Probenoberfläche gebildet haben, die die Lebensdauer bestimmen. Dennoch wachsen beide Anrisse nahezu identisch, so dass nur der Verlauf eines Risses dargestellt wird. Im Vergleich zum reinen LCF-Versuch bei gleicher Temperatur kommt es zu einem sehr viel schnelleren Risswachstum als Folge der Haltezeit. Das schnelle Zusammenwachsen mit weiteren Nebenrissen ab ca. N = 1000 Zyklen führt zu einem schnellen Versagen der Probe. Die Auswertung der Risswachstumsgeschwindigkeiten da/dN als Funktion der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK (Rissschließen wurde nicht berücksichtigt) ist in Abb. 4.41b gezeigt. Mit Hilfe des Paris-Gesetzes Gl. (2.48) und einer Steigung $m_{PE} = 3$ wurden die Datenpunkte für jeden Versuch gefittet. Es wird deutlich, dass sich die Risswachstumsgeschwindigkeit durch die Temperaturerhöhung von RT auf 650 °C um den Faktor 1,3 erhöht. Die zusätzliche Haltezeit bewirkt eine Verdreifachung der Geschwindigkeit bezogen auf den 650 °C-Versuch ohne Haltezeit.

Abb. 4.42a zeigt die Verläufe der Risstiefe langer Risse als Funktion der Zyklenzahl in logarithmischer Darstellung, welche mit der CornerCrack-Probe ermittelt wurden. Die jeweiligen Versuchsbedingungen sind ausführlich in Unterabschnitt 3.4.3 und auch teilweise in der Abbildung gegeben. Alle Risse sind kontinuierlich von der Startkerbe in das Probeninnere gewachsen, ohne dass sich Nebenrisse gebildet haben. Ähnlich wie beim Kurzrisswachstum gibt es deutliche Unterschiede in der Risswachstumsgeschwindigkeit

bei RT und bei 650 °C sowie durch eine zusätzliche Haltezeit (Abb. 4.42b). Der gegenphasige TMF-Versuch nähert sich der Rissausbreitungsgeschwindigkeit des RT-Versuchs an. Die Steigung der Paris-Geraden hat sich im Vergleich zum Kurzrisswachstum verdoppelt ($m_{PE} = 6$). Im Bereich gleicher Spannungsintensitäten wachsen somit kurze Risse deutlich schneller als lange Risse mit einer anfänglichen Risslänge, die größer als 2 mm ist. Bei dieser Betrachtung wird die größere plastischen Zone vor der Rissspitze im Vergleich zur Risslänge bei kurzen Rissen vernachlässigt.

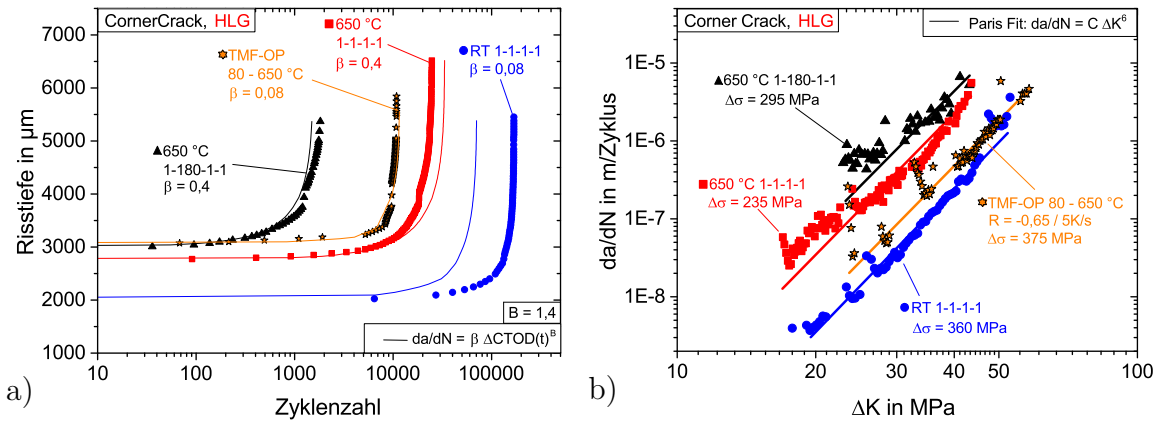

Abbildung 4.42: Ergebnisse der Langrisswachstumsversuche am Zustand HLG: a) Verlauf der Risstiefe über der Zyklenzahl (Modelle sind mit durchgezogenen Linien dargestellt, Versuchsdaten durch Symbole), b) da/dN über ΔK und Paris-Geraden mit Steigung $m_{PE} = 6$, HÜBSCH (2016).

Kapitel 5

Mikrostruktur-,Verformungs- und Lebensdauermodellierung

Im folgenden Kapitel wird das Gesamtkonzept vorgestellt, das die Berechnung der mikrostrukturellen Entwicklung infolge rein thermischer als auch thermomechanischer Beanspruchung, die sich aus der Mikrostruktur ergebenen Abhängigkeiten der Werkstofffestigkeit sowie die Kopplung mit einem Wechselplastizitätsmodell beinhaltet. Ferner werden die Ergebnisse der Lebensdauermodellierung der Legierung Alloy 800H gezeigt.

5.1 Simulation und Modellierung der Mikrostruktur

Die Modellierung der Ausscheidungsmikrostrukturentwicklung des lösungsgeglühten Werkstoffs Alloy 800H durch eine thermische Auslagerung bei unterschiedlichen Temperaturen oder infolge einer Wärmebehandlung wie der Relaxationsglühung, wurde mit der Thermodynamik und Kinetik Software *MatCalc* durchgeführt. Hierbei wurden die Thermodynamik- und Diffusions-Datenbanken für Stahl verwendet. Details über die verwendeten Versionsnummern, Hauptphasenbestandteile sowie Modelle und zugehörige Parameter sind in Tabelle 5.1 aufgeführt.

Tabelle 5.1: Details der *MatCalc*-Simulationen.

MatCalc Version	5.62 (rel 0.1001)
Thermodynamik Datenbank	mc_fe_v2.057.tbd
Diffusionsdatenbank	mc_fe_v2.008.dbb
Primärphase Ti(C,N) normalverteilt	:Ti,Nb:C,N:
Primärphase Ti(Nb,Mo)C normalverteilt	:Ti,Nb,Mo:C:
Sekundärphase TiC	:Ti:C:
Sekundärphase $M_{23}C_6$	:Cr::C:
Nukleationskeime $M_{23}C_6$/TiC	3e20 m^3
Nukleation	Becker-Döring (zeitabhängig)
Wachstum	SFFK-Modell
Anzahl Größenklassen	25

Die Primärphasen Ti(C,N) und TiC, welche Nb oder auch Mo enthalten, wurden über zwei *composition-sets* aus der Matrixphase erstellt. Mit Hilfe einer Scheil-Gulliver-Rechnung wurden bei einem Prozent Restschmelze der entsprechende Phasenanteil sowie die normalverteilte Teilchengröße bestimmt, vor der eigentlichen Berechnung eingelesen und für alle Temperaturen als unveränderlich angenommen. Die Lösungsglühparameter wurden wie in Abschnitt 3.1 beschrieben vorgegeben. Nach der Abkühlung auf Raumtemperatur wurde entsprechend die anschließende Auslagerung bei der jeweiligen Temperaturstützstelle bis 500 000 h simuliert. Die resultierenden Verläufe des mittleren Ausscheidungsradius r sowie des volumetrischen Phasenanteils f der zwei sekundären Ausscheidungstypen $M_{23}C_6$ und TiC sind als Funktion der Auslagerungsdauer in Abb. 5.1 dargestellt. Bei einer Auslagerungstemperatur von 300 °C wird keine wahrnehmbare Ausscheidungsbildung vorausgesagt. Erst bei 500 °C scheidet sich $M_{23}C_6$ nach ca. 2000 h aus, TiC kurze Zeit danach. Eine Vergröberung der Karbide findet nicht statt. Im Temperaturbereich von 600 °C bis 700 °C wächst der $M_{23}C_6$-Phasenanteil auf 1,05 % an, der TiC-Phasenanteil liegt in diesem Fall bei ca. 0,01 %. Nachdem die Keimbildungs-

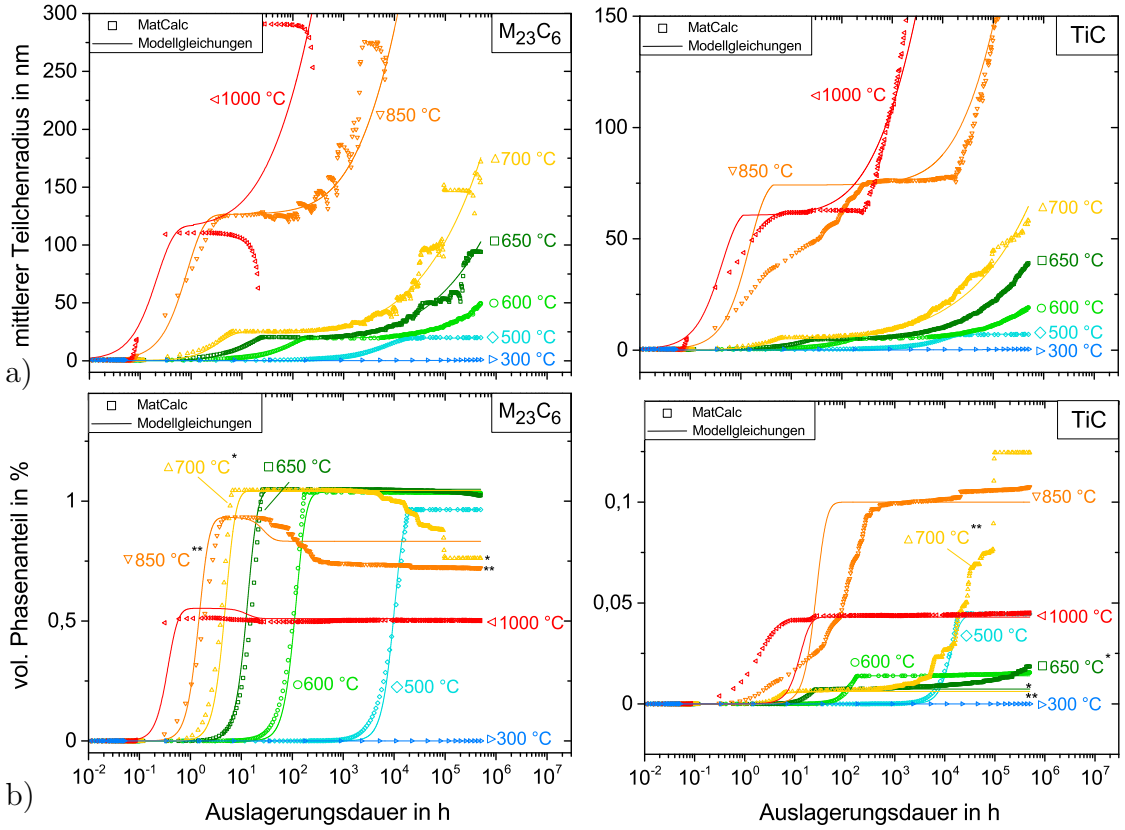

Abbildung 5.1: Vergleich von *MatCalc*-Simulationsergebnissen mit den eigenen Modellgleichungen für den Zustand HLG. Modellberechnungen mit Gl. (5.1) bzw. Gl. (5.2), siehe Seite 88, sind als durchgezogene Linien, *MatCalc*-Ergebnisse mit offenen Symbolen für die jeweilige Temperatur gekennzeichnet: $M_{23}C_6$ (links) und TiC (rechts): a) mittlerer Teilchenradius und b) volumetrischer Phasenanteil.

und Wachstumsphase abgeschlossen sind und ein kurzzeitiges Sättigungsniveau erreicht wurde, setzt für beide Ausscheidungstypen nach einigen 100 h bis 1000 h allmählich der Prozess der Ostwald-Reifung ein. Dies führt zu einem schnellen Anstieg des Ausscheidungsradius durch Teilchenvergröberung. Für hohe Temperaturen ≥ 850 °C beschleunigt sich dieser Ostwald-Reifungs-Prozess deutlich. Ferner ist ein Rückgang des $M_{23}C_6$-Gleichgewichtsphasenanteils zu beobachten. Dies hat zur Folge, dass sich vermehrt sekundäre TiC-Karbide ausscheiden. Weiterhin lösen sich bei 650 °C, und verstärkt noch ab 700 °C, die Chromkarbide teilweise auf und der Phasenanteil verringert sich, was ebenso förderlich für eine Zunahme an titanreichen Ausscheidungen ist.
Wird nach der Lösungsglühung die zusätzliche Relaxationsglühung bei 980 °C für 3 h simuliert, ergibt sich mit dem identischen Parametersatz ein anfänglicher Ausscheidungsradius von 66 nm mit $f_M = 0{,}66$ % für die $M_{23}C_6$-Karbide bzw. ein mittlerer TiC-Teilchenradius von 41 nm bei $f_T = 0{,}045$ %. Wird der HRLX-Zustand weiter thermisch ausgelagert, ergeben sich die in Abb. 5.2 dargestellten Simulationsergebnisse für den mittleren Teilchenradius und volumetrischen Phasenanteil.

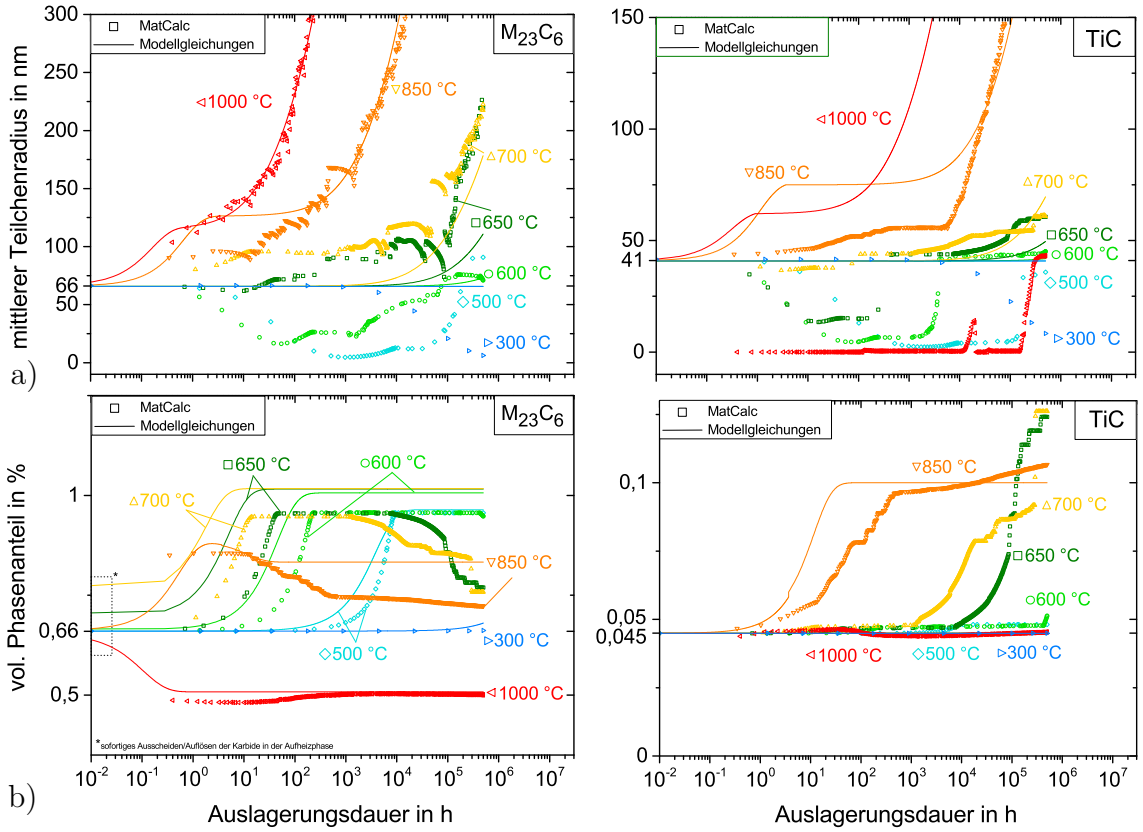

Abbildung 5.2: Vergleich von *MatCalc*-Simulationsergebnissen mit den eigenen Modellgleichungen für den Zustand HRLX. Modellberechnungen mit Gl. (5.1) bzw. Gl. (5.2), siehe Seite 88, sind als durchgezogene Linien, *MatCalc*-Ergebnisse mit offenen Symbolen für die jeweilige Temperatur gekennzeichnet: $M_{23}C_6$ (links) und TiC (rechts): a) mittlerer Teilchenradius und b) volumetrischer Phasenanteil.

Die Tatsache, dass den Berechnungen zufolge nach der Relaxationsglühung noch ein Restkohlenstoffgehalt in der Matrix vorhanden ist, führt zu einer Ausscheidung neuer oder dem Wachstum vorhandener Karbide. Ersteres führt bei einigen Auslagerungstemperaturen dazu, dass der mittlere Teilchenradius für beide Karbidtypen abnimmt, obwohl sich vorhandene Karbide nicht auflösen. Im Wesentlichen kann für den HRLX-Zustand eine Zunahme des $M_{23}C_6$-Phasenanteils bei den einzelnen Temperaturstützstellen beobachtet werden. Die Gleichgewichtswerte liegen aufgrund der bereits zahlreich ausgeschiedenen TiC etwas niedriger als beim HLG-Material. Bei 1000 °C lösen sich die durch die Wärmebehandlung ausgeschiedenen Chromkarbide teilweise auf. Der Phasenanteil von titanreichen Ausscheidungen bleibt für Temperaturen $\leq$ 600 °C und 1000 °C nahezu konstant. Von der schnelleren Auflösung der $M_{23}C_6$-Karbide für T $\geq$ 650 °C profitieren, ebenso wie beim HLG-Zustand, die TiC-Ausscheidungen.

Zur Verknüpfung der mit *MatCalc* berechneten mikrostrukturellen Größen mit einem Verformungsmodell wurden Entwicklungsgleichungen aufgestellt, die die Simulationsergebnisse mit wenigen angemessenen Parametern beschreiben. Für die beiden Ausscheidungstypen $M_{23}C_6$ und TiC gelten die nicht gekoppelten Entwicklungsgleichungen für die Nukleations- und Wachstumsphase ($r_j < r_{satt,j}$) sowie für die Ostwald-Vergröberung:

$$\begin{aligned} \dot{r}_j &= {r_j}^{\kappa_1} \left(r_{satt,j} - r_j\right) \frac{\kappa_{2,j}}{t_{inc,j}} && \text{für } r_j < r_{satt,j} \\ \dot{r}_j &= \frac{k_{or,j}}{{r_j}^2} && \text{für } r_j \geq r_{satt,j} \end{aligned} \qquad \text{mit } j \mathrel{\widehat{=}} M_{23}C_6/\text{TiC}. \tag{5.1}$$

Die Sättigungswerte für die mittleren Ausscheidungsradien nach Beenden der Wachstumsphase $r_{satt,j}$ werden den *MatCalc*-Simulationen entnommen. Die anpassbaren Parameter pro Temperaturstützstelle sind in diesem Fall t_{inc} und k_{or}. Ersterer repräsentiert eine Inkubationszeit während der Zweite den Parameter der Ostwald-Reifung abbildet.
Für die Entwicklung der Phasenanteile gelten die gekoppelten Entwicklungsgleichungen:

$$\begin{aligned} \dot{f}_M &= {f_M}^{\kappa_3} \left([f_{ges} - f_T] - f_M\right) \frac{\kappa_{2,M}\, \delta_{inc,M}}{t_{inc,M}} \\ \dot{f}_T &= {f_T}^{\kappa_3} \left(f_{ges,T} - f_T\right) \frac{\kappa_{2,T}\, \delta_{inc,T}}{t_{inc,T}} \end{aligned} \qquad \text{mit } M/T \mathrel{\widehat{=}} M_{23}C_6/\text{TiC}. \tag{5.2}$$

Um die zeitlichen Unterschiede zwischen der Nukleation von Ausscheidungskeimen mit anschließendem Wachstum und der Entwicklung eines Phasenanteils abzubilden, wird der zusätzliche Parameter δ_{inc} für jeden Ausscheidungstyp separat angepasst. Der Ge-

samtgleichgewichtsphasenanteil f_{ges} sowie der TiC-Gleichgewichtsphasenanteil $f_{ges,T}$ werden ebenfalls aus den *MatCalc*-Berechnungen entnommen. Hierbei werden die sich einstellenden Sättigungswerte der jeweiligen Phasenanteile ohne Berücksichtigung einer Teilchenauflösung verwendet.
Die Faktoren κ_i für $i = 1 \ldots 3$ ebenso wie der später verwendete Parameter κ_4 sind temperaturunabhängig sowie größtenteils für beide Ausscheidungstypen identisch und in Tabelle 5.2 aufgeführt.

Tabelle 5.2: κ_i-Parameter der Mikrostrukturentwicklungsgleichungen.

	κ_1	κ_2	κ_3	κ_4
$M_{23}C_6$	1/3	0,02	0,7	0,1
TiC		0,05		

Der vollständige Parametersatz zur Beschreibung der mikrostrukturellen Entwicklung unter rein thermischer Auslagerung ist in Tabelle 5.3 für die jeweils acht maßgebenden Temperaturstützstellen aufgelistet. Ermittelt wurde der notwendige Parametersatz anhand der Simulationen des HLG-Zustandes. Für die beiden Temperaturstützstellen mit keiner bzw. niedriger Karbidausscheidung, RT und 300 °C, wurden aus numerischen Konsistenzgründen teilweise Parameter der 500 °C-Stützstelle verwendet oder theoretisch sinnvolle Werte eingesetzt. Zwischen den Temperaturen werden die Parameter linear interpoliert.

Tabelle 5.3: Ermittelter Parametersatz für die Beschreibung der mit *MatCalc* simulierten Mikrostrukturgrößen.

	23 °C	300 °C	500 °C	600 °C	650 °C	700 °C	850 °C	1000 °C
$M_{23}C_6$								
r_{satt} in nm	30	30	19,75	19,75	20,5	25,5	126,5	117
t_{inc} in s	1E9	1E9	7,75E5	10 000	1200	500	200	50
k_{or} in m^3/s	1E-11	1E-11	1E-8	2E-5	2E-4	0,001	0,2	10
δ_{inc}	2	2,5	3,5	3,75	4,0	4,5	6,5	9,5
TiC								
r_{satt} in nm	7,3	7,3	7,3	5,5	4,5	6	76	63
t_{inc} in s	9,9E9	9E9	2E6	18 500	1900	750	750	200
k_{or} in m^3/s	1E-11	1E-11	1E-9	1E-6	1E-5	5E-5	0,0025	0,1
δ_{inc}	10	10	25	65	70	10	2,5	2,5
f_{ges} in %	1,009	1,009	1,009	1,0509	1,0571	1,0511	0,933	0,553
$f_{ges,T}$ in %	0,044	0,044	0,044	0,0139	0,0073	0,0061	0,1	0,0043

Die Ergebnisse der Modellberechnung sind mit durchgezogenen Linien für den lösungsgeglühten Zustand in Abb. 5.1 bzw. für den relaxationsgeglühten Zustand in Abb. 5.2 dargestellt. Für den Zustand HLG ergibt sich eine gute Übereinstimmung zwischen der *MatCalc*-Berechnung und der Modellanpassung. Aufgrund der Tatsache, dass der Sättigungsradius nach der Relaxationsglühung für Auslagerungstemperaturen < 800 °C bereits erreicht ist, wird die Entwicklung der Ausscheidungsradien nur noch über die Ostwald-Reifung beschrieben. Weiterhin werden keine Neuausscheidungen in den Gleichungen des mittleren Ausscheidungsradius oder Reihenfolgeeffekte wie eine verzögerte Entwicklung des Phasenanteils berücksichtigt. Letzteres führt vor allem bei der Berechnung des $M_{23}C_6$-Phasenanteils zu Berechnungsartefakten für geringe Auslagerungsdauern. Folglich ist die Beschreibung der Mikrostruktur des HRLX-Ausgangszustandes weniger präzise, jedoch hinreichend genau für die weitere Verwendung.

5.2 Modellierung der Fließgrenze

Grundlage für die Berechnung der Fließgrenze bei RT sind die $R_{p0,2}$-Kennwerte aus den Zugversuchen mit einer Dehnrate von 10^{-3} s^{-1}. Aufgrund der geringen Datendichte wurden für die Entwicklung der Fließgrenze in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer und der jeweiligen Auslagerungstemperatur CLCF-Versuche herangezogen. Hierbei wurde der Mittelwert der zyklischen Fließgrenze σ_{cy} des jeweils ersten Zyklus beider Belastungsamplituden aus dem komplexen Vorprogramm ermittelt. Der daraus resultierende vollständige Verlauf wurde anschließend mit einem Faktor so skaliert, dass die Kennwerte der Dehngrenzen aus den RT-Zugversuchen abgedeckt wurden. Als Verifikation, dass die bei hohen Temperaturen ermittelte zyklische Fließgrenze auf RT-Dehngrenzen übertragen werden kann, dient das Beispiel der 650 °C-Auslagerungstemperatur. Es wurde dasselbe oben beschriebene Prinzip auf RT-CLCF-Versuche angewandt, welche vorher bei 650 °C thermisch vorbelastet wurden. Die Verläufe der ursprünglichen und skalierten Werte der 650 °C-Auslagerung sind in Abb. 5.3 zusammengefasst. Ein genereller Zusammenhang zwischen der zyklischen Fließgrenze im Ermüdungsversuch und der Dehngrenze im Zugversuch konnte nicht identifiziert werden. Dies hat zur Folge, dass sich für jede Auslagerungstemperatur individuelle Skalierungsfaktoren ergeben.
Mit den Gleichungen aus Kapitel 2.1 und den notwendigen Parametern, welche in Tabelle 5.4 angeben sind, ergeben sich folgende Beiträge zur Fließgrenze:

- Mischkristallverfestigung Gl.(2.1): $\sigma_{MK}\,(RT) = 144$ MPa
- Korngrenzverfestigung Gl.(2.3): $\sigma_{KG}\,(RT) = 92$ MPa ($\sigma_{Peierls} = 41$ MPa)
- Versetzungsverfestigung Gl.(2.20): $\sigma_{VN}\,(RT) = 3{,}6$ MPa

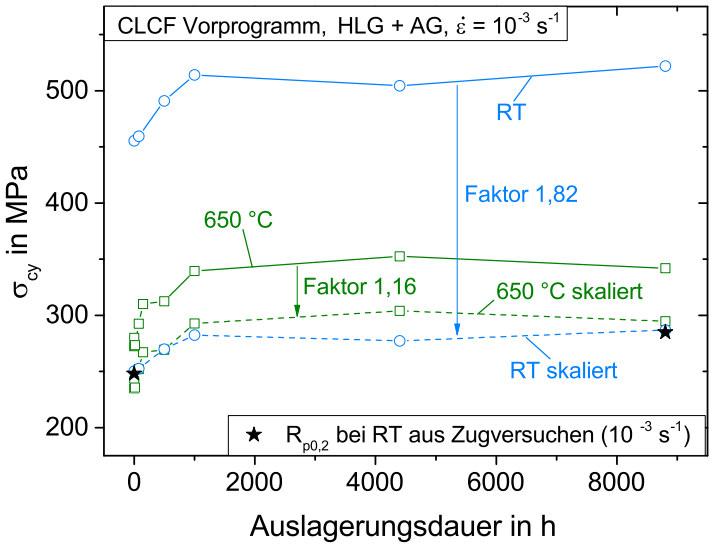

Abbildung 5.3: Zusammenhang zwischen der zyklischen Fließgrenze und der Dehngrenze am Beispiel der 650 °C-Auslagerung. Die Werte für σ_{cy} bei RT sind als blaue Kreise und bei 650 °C als grüne Quadrate dargestellt. Die $R_{p0,2}$-Werte aus RT-Zugversuchen mit $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}$ s^{-1} sind als schwarze Sterne gezeigt. Pfeile markieren den temperaturabhängigen Skalierungsfaktor.

Für den lösungsgeglühten Ausgangszustand ergibt sich somit, ohne einen Beitrag an Ausscheidungsverfestigung nach Gl. (2.28), eine Fließgrenze von:

$$\sigma_{Y,HLG} = 236 \text{ MPa}.$$

Wie in Abschnitt 4.1.3 gezeigt, entwickeln sich die Ausscheidungsmikrostrukturen mit zunehmender Auslagerungsdauer von der Korngrenze in das Korninnere, so dass erst

Tabelle 5.4: Parameter für die Berechnung der Fließgrenze.

Taylor-Faktor M*	3,06
Querkontraktionszahl ν	0,3
Orowan Grenzwert Ψ	0,81
Burgersvektor b**	2,28e-10 m
Gleichgewichtsversetzungsdichte***	1e11 1/m^2
Versetzungskernradius r_i	2b
Parameter der Mischkristallverfestigung α_{MK}	11,5
Parameter der Mischkristallverfestigung ω_{MK}*	5b
Korngröße d_{KG}	210 µm
Hall-Petch-Parameter k_{KG}**	0,74 MPa/m$^{1/2}$
Parameter der Versetzungsverfestigung α_{VN}****	0,2
Koaleszenzfaktor q	1,8

*aus Sieurin et al. (2006) ** aus *MatCalc* *** aus Kozeschnik (2013)
**** aus Ashby (1966)

zwischen 500 h und 1000 h davon ausgegangen werden kann, dass sich Karbide gleichmäßig im Korn ausgeschieden haben. Des Weiteren haben TEM-Untersuchungen von ermüdeten Proben gezeigt (vgl. Abschnitt 4.4), dass sich keine typischen OROWAN-Ringe um die Ausscheidungen bilden, sondern sich diese lediglich wie in Abb. 2.1 an den Karbiden unter einem bestimmten Winkel durchbiegen. Folglich wird die ursprüngliche OROWAN-Gleichung (2.6) mit einer temperaturabhängigen Entwicklungsfunktion M_{evol} multipliziert, so dass die oben genannten Effekte beschrieben werden:

$$\tau_{OR,evol} = \Psi \frac{Gb}{2\pi\sqrt{1-\nu}\lambda_s} \ln\left(\frac{2r_s}{r_i}\right) \cdot M_{evol}. \tag{5.3}$$

In dieser Gl. (5.3) wurde der mittlere Teilchenabstand λ_p bereits durch den effektiven Abstand für Ausscheidungen in quadratischer Anordnung λ_s aus Gl. (2.18) ersetzt und r_o, wie in KELLY (1972), in dieser Arbeit über den effektiven Teilchendurchmesser $2r_s$ beschrieben.
Die Funktion M_{evol} entwickelt sich wie folgt:

$$\dot{M}_{evol} = {M_{evol}}^{\kappa_4} \left(M_{evol,max} - M_{evol}\right) \kappa_{diff}. \tag{5.4}$$

Die Konstante $M_{evol,max}$ legt den maximalen Festigkeitsbeitrag durch die Ausscheidungen fest und ist vergleichbar mit der Abhängigkeit des Winkels η_c. Da inkohärente Karbide nicht geschnitten werden, liegt der Winkel im Bereich $0\,° < \eta_c \leq 120\,°$. Mit der Annahme, dass alle Ausscheidungen jeder Versetzung bei einer bestimmten Auslagerungstemperatur den identischen Widerstand entgegensetzen, wurden folgende Werte ermittelt:

$$\begin{array}{lll} \text{für } T \leq 600\,°C & M_{evol,max} = 0{,}7 & \widehat{\approx} \quad \eta_c = 85\,° \\ \text{für } T = 650\,°C & M_{evol,max} = 0{,}5 & \widehat{\approx} \quad \eta_c = 110\,° \\ \text{für } T \geq 700\,°C & M_{evol,max} = 0{,}4 & \widehat{\approx} \quad \eta_c = 120\,°. \end{array} \tag{5.5}$$

Die Abschätzung der zugehörigen Biegungswinkel erfolgt über die Hilfslinien ① bis ③ in Abb. 2.2. Zwischen den nicht definierten Temperaturbereichen wird linear interpoliert. Somit hat M_{evol} einen ähnlichen Charakter wie die Abhängigkeit der Festigkeit über $\cos(\eta_c/2)$ in Gl. (2.14).
κ_{diff} beschreibt einen Diffusionsanteil der karbidbildenden Elemente:

$$\kappa_{diff} = \delta_{evol} \exp\left[-\frac{Q}{R_g T}\right]. \tag{5.6}$$

In Alloy 800H scheiden sich überwiegend Chromkarbide aus, so dass die Aktivierungsenergie für die Chromdiffusion für alle Temperaturen nach PAUL et al. (1994) zu $Q = 287{,}4$ kJ/mol angenommen wird, auch wenn die Autoren den gültigen Temperaturbereich von 787 °C bis 1243 °C festlegen. Für die TiC-Ausscheidungen werden dieselben Parameter und Zahlenwerte verwendet.

Zusammen mit den Modellgleichungen für den Teilchenradius Gl. (5.1) und für den Phasenanteil Gl. (5.2) wird der Gesamtbeitrag beider Ausscheidungstypen zur Dehngrenze über Gl. (2.19) für beliebige Wärmebehandlungen und Auslagerungen berechnet. Für den relaxationsgeglühten Zustand mit bereits sekundär ausgeschiedenen Karbiden ergibt sich somit folgende RT-Fließgrenze:

$$\sigma_{\mathrm{Y,HRLX}} = 256 \text{ MPa}.$$

Aufgrund der vorangegangenen Wärmebehandlung bei 980 °C wurde der Berechnung ein Startwert von $\mathrm{M_{evol}} = 0{,}4$ zugrunde gelegt.

Die ermittelten Verläufe der Fließgrenzen bei Raumtemperatur für Alloy 800H in Abhängigkeit von der Auslagerungstemperatur und -dauer sind letztendlich für beide Mikrostrukturausgangszustände in Abb. 5.4 dargestellt. Die experimentellen Datenpunkte werden mit der vorhandenen Parameteranpassung sehr gut abgebildet. Für den lösungsgeglühten Zustand zeigt sich, dass eine Ausscheidung feinverteilter Karbide bei 500 °C, nach einer sehr langen Auslagerungsdauer von 10 000 h, den maximalen Festigkeitsbeitrag liefert und die Fließgrenze um mehr als 100 MPa erhöht. Mit zunehmender Auslagerungstemperatur nimmt das Festigkeitsmaximum ab und die einsetzende Vergröberung der Karbide führt zu einer deutlichen Reduzierung der Fließgrenze. Im Bereich sehr hoher Temperaturen ($\geq$ 850 °C) treten durch die schnellen Ausscheidungs- und Wachstumsprozesse nur geringe Festigkeitsanstiege auf. Die Relaxationsglühung und die damit verbundene Vorausscheidung sekundärer Karbide führt im Modell zu einer anfänglich

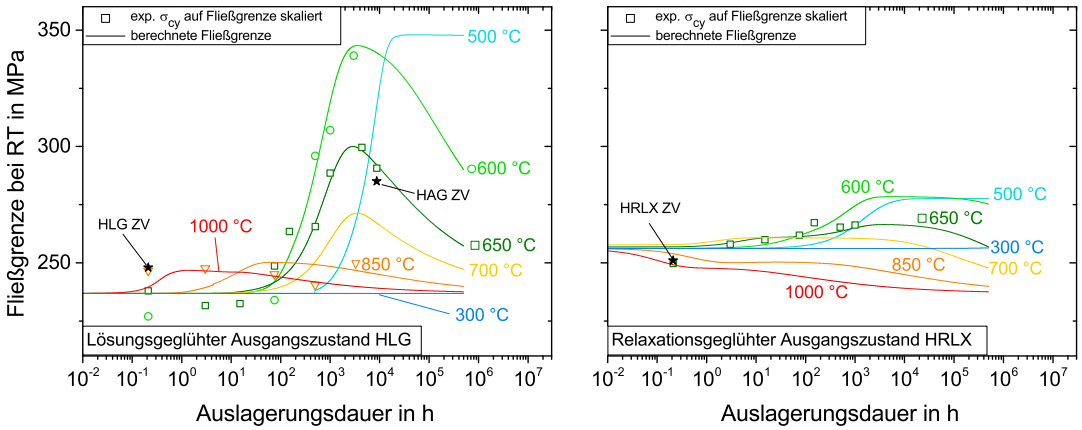

Abbildung 5.4: Berechnung der Fließgrenze bei RT für verschiedene Auslagerungszustände: HLG (links) und HRLX (rechts). Experimentelle Werte sind mit offenen Symbolen, Modellberechnungen mit durchgezogenen Linien dargestellt. Ausgefüllte schwarze Sterne repräsentieren $\mathrm{R_{p0,2}}$-Werte aus RT-Zugversuchen.

höheren Fließgrenze. Anschließende Vergröberungsprozesse setzen deutlich schneller ein als beim HLG-Material und führen wiederum zu einer Abnahme der Festigkeit im hohen Temperaturbereich. Ferner senkt der geringere Restkohlenstoffgehalt, welcher gelöst in der Matrix vorliegt, das Verfestigungspotential für $T \leq 700$ °C im Vergleich zum HLG-Material.

5.3 Erweiterung eines Wechselplastizitätsmodells

Das im vorherigen Abschnitt beschriebene Modellkonzept ist für die Berechnung der Fließgrenze bei RT geeignet. Dementsprechend kann es für die Modellierung der zyklischen Fließgrenze im Wechselplastizitätsmodell ebenfalls verwendet werden, insbesondere weil ein proportionaler Zusammenhang zwischen Dehngrenze und zyklischer Fließgrenze besteht (vgl. Abb. 5.3).
Für die Modellierung bei Temperaturen $T > RT$ wird der Beitrag durch die Mischkristallverfestigung bereits über den Schubmodul G skaliert. Die Korngrenzverfestigung müsste ebenfalls eine Temperaturabhängigkeit aufweisen. Im Folgenden wird angenommen, dass die oben aufgeführten Festigkeitsbeiträge in der statischen Fließspannung σ_{Y_0} für den lösungsgeglühten Ausgangszustand enthalten sind und für jede Temperaturstützstelle an diesen angepasst werden. Im Gegensatz dazu bleibt der Beitrag zur Ausscheidungsverfestigung bestehen. Weiterhin werden folgende Annahmen, die bereits schon bei der Berechnung der RT-Fließgrenze vorausgesetzt wurden, auch für das Verformungsmodell angenommen:

- Die Kinetikparameter, die für die thermische Auslagerungen des HLG-Zustandes angepasst wurden, werden auch für den Zustand HRLX verwendet. Der deutlich höhere Phasenanteil an TiC-Ausscheidungen im HRLX-Zustand bleibt konstant, auch wenn der temperaturabhängige TiC-Gleichgewichtsphasenanteil im Modell kleiner ist.
- Die Nukleations- und Wachstumsphase für beide Ausscheidungstypen ist abgeschlossen, wenn der Sättigungsradius der Karbide vom Typ $M_{23}C_6$ erreicht wird. Im Anschluss setzt die Ostwald-Reifung ein. Für den Ausgangszustand HRLX ist dies bereits von Beginn an der Fall.
- Alle Ausscheidungsteilchen werden als sphärisch angenommen.
- Es wird lediglich der mittlere Ausscheidungsradius verwendet und keine Einteilung in Klassen vorgenommen.
- Es wird keine Ausscheidungsauflösung berücksichtigt und alle Karbidtypen weisen eine thermischen Stabilität > 1000 °C auf.

- Es wird in keinem Fall zwischen schwachen und starken Ausscheidungen unterschieden. Der festigkeitssteigendere Prozess ist stets nach OROWAN. Für den kritischen Winkel η_c wird ein temperaturabhängiger, konstanter Wert über den Faktor $M_{evol,max}$ angenommen. Folglich besitzen alle Ausscheidungen, unabhängig vom Typ, die gleiche Festigkeit.
- Die anfängliche Versetzungsdichte von 10^{11} m^{-2} bleibt durch eine Wärmebehandlung bzw. thermische Auslagerung unbeeinflusst.
- Versetzungen werden solange gepinnt, bis der Phasenanteil an $M_{23}C_6$-Karbiden seinen Maximalwert erreicht hat. Danach bleibt der Beitrag konstant.

Die verformungsinduzierte Karbidbildung wird durch eine direkte Kopplung der Entwicklungsgleichungen für den Ausscheidungsradius, Phasenanteil und der Mikrostrukturentwicklung (M_{evol}) an die viskoplastische Vergleichsdehnung p über einen konstanten Faktor β_x realisiert. Hierbei stellt x einen Platzhalter dar. Die Gleichungen (5.1), (5.2) und (5.4) werden folgendermaßen erweitert und mit dem zusätzlichen Index p gekennzeichnet:

$$\begin{aligned}
\dot{r}_{j,p} &= \dot{r}_j\,(1+\beta_{nw}p) && \text{für } r_{j,p} < r_{satt,j} \\
\dot{r}_{j,p} &= \dot{r}_j\,(1+\beta_{or}p) && \text{für } r_{j,p} \geq r_{satt,j} \\
\dot{f}_{j,p} &= \dot{f}_j\,(1+\beta_{f}p) && \text{mit } j \mathrel{\widehat{=}} M_{23}C_6/TiC. \\
\dot{M}_{evol,p} &= \dot{M}_{evol}\,(1+\beta_{M_{evol}}p)
\end{aligned} \tag{5.7}$$

Des Weiteren werden die kinematische Verfestigungsvariable $\Phi_{\infty,2}$ aus Gl. (2.46) sowie die statische Erholung $R_{kin,2}$ Gl. (2.47) der zweiten Rückspannung in Abhängigkeit von der Ausscheidungsmikrostruktur beschrieben:

$$\begin{aligned}
\Phi_{\infty,2,micro} &= \frac{f_{M,p}}{f_{ges}-f_{T,p}} \cdot \frac{M_{evol,p}}{M_{evol,max}} \left(1-\Phi_{\infty,2}\right) + \Phi_{\infty,2} \\
R_{kin,2,micro} &= \left(\frac{r_{M,p}}{r_{satt\,M}} \cdot \frac{M_{evol,p}}{M_{evol,max}} + 1\right) R_{kin,2}.
\end{aligned} \tag{5.8}$$

Erstere Gleichung dient zur Modellierung von schnellen Verfestigungseffekten durch beispielsweise starke dynamische Reckalterung innerhalb der ersten Zyklen, insbesondere im lösungsgeglühten Ausgangszustand. Die Erweiterung der statischen Erholung dient der Beschreibung des durch die mikrostrukturelle Veränderung hervorgerufenen erhöhten Spannungsrelaxationsvermögens.

In Abschnitt 4.4 wurde deutlich, dass sowohl unter isothermer als auch unter anisothermer Ermüdungsbeanspruchung Versetzungen von Chromkarbiden gepinnt werden

(siehe Abb. 4.23, Abb. 4.26 und Abb. 4.28). Zur Berücksichtigung der Bildung von Versetzungsstrukturen, die einen Beitrag zur Erhöhung der Fließgrenze leisten, wird ein modifizierter Ansatz nach ROTERS et al. (2000), siehe auch GOERDELER und GOTTSTEIN (2001), verwendet (vgl. Abschnitt 2.1.4). Die Versetzungsdichte mobiler Versetzungen entwickelt sich durch plastische Verformung dementsprechend äquivalent zu Gl. (2.26). Das Pinnen von Versetzung beruht auf dem erhöhten Nukleationspotential von $M_{23}C_6$-Karbiden an Versetzungen. Hierbei werden nicht alle Versetzungen gepinnt, die verformungsinduziert gebildet werden, so dass folgender proportionaler Zusammenhang zur Versetzungsdichte mobiler Versetzungen und der Versetzungsdichte durch das Pinnen ρ_{pin} besteht:

$$\rho_{\mathrm{pin}} = \beta_{\mathrm{pin}} \cdot \rho_{\mathrm{m}}. \tag{5.9}$$

Dabei beschreibt β_{pin} die oben aufgeführte Wechselwirkung folgendermaßen:

$$\beta_{\mathrm{pin}} = 1 - \left(\beta_{\mathrm{pin,max}} \frac{\mathrm{f}_{M,\mathrm{p}}}{(\mathrm{f}_{\mathrm{ges}} - \mathrm{f}_{T,\mathrm{p}})} \right). \tag{5.10}$$

Nach anfänglicher Ausscheidung sättigt die Bildung von Versetzungsstrukturen auf einen konstanten Wert von $(1 - \beta_{\mathrm{pin,max}}) \cdot \rho_{\mathrm{m}}$. Für die freie Weglänge der Versetzungen L_ρ in Gl. (2.26) wird der effektive Teilchenabstand λ_{s} der Karbide vom Typ $M_{23}C_6$ verwendet. Die resultierende Spannung wird in ähnlicher Form zur TAYLOR-Gleichung (2.20) berechnet:

$$\sigma_{\mathrm{VN,micro}} = \alpha_{\mathrm{VN}} \mathrm{MGb} \sqrt{\rho_{\mathrm{pin}}} \mathrm{M}_{\mathrm{disl}}. \tag{5.11}$$

Alle notwendigen Parameter zur Bestimmung der mobilen Versetzungsdichte durch plastische Verformung ρ_{m} sind in Tabelle 5.5 zusammengefasst. Parameter wie $\mathrm{n_s}$, $\mathrm{d_{annil}}$, $\mathrm{d_{lock}}$ und $\mathrm{d_{dipol}}$ wurden weitestgehend von BARRETT et al. (2014) übernommen. Lediglich Letzterer wurde um einen Faktor zwei reduziert.

Tabelle 5.5: Parameter für die Modellierung der mobilen Versetzungsdichte.

L_ρ	$\mathrm{n_s}$	$\mathrm{d_{annil}}$	$\mathrm{d_{lock}}$	$\mathrm{d_{dipol}}$
$\lambda_{\mathrm{s},M}$	3	1,5 b	b	3,5 b

Ähnlich zur Entwicklung der Ausscheidungsdichte $\mathrm{M_{evol}}$ von der Korngrenze in das Korninnere wurde eine Funktion $\mathrm{M_{disl}}$ eingeführt, die die Bildung von Versetzungsstrukturen beschreibt und den maximalen Festigkeitsbeitrag begrenzt:

$$\dot{\mathrm{M}}_{\mathrm{disl}} = {\mathrm{M}_{\mathrm{disl}}}^{\kappa_4} \left(\mathrm{M}_{\mathrm{disl,max}} - \mathrm{M}_{\mathrm{disl}} \right) \kappa_{\mathrm{diff,disl}} \left(1 + \beta_{\mathrm{M}_{\mathrm{disl}}} \mathrm{p} \right). \tag{5.12}$$

Der Parameter $\kappa_{\mathrm{diff,disl}}$ unterscheidet sich in seiner Definition nicht von Gl. (5.6):

$$\kappa_{\mathrm{diff,disl}} = \delta_{\mathrm{disl}} \exp\left[-\frac{\mathrm{Q}}{\mathrm{R_g T}}\right]. \tag{5.13}$$

Der einzige Unterschied besteht in einem neuen anpassbaren Parameter δ_{disl}, der von δ_{evol} geringfügig abweicht.
Die identifizierten Parameter β_{x} zur Verknüpfung der mikrostrukturellen Entwicklungsgleichungen mit der viskoplastischen Vergleichsdehnung sind in Tabelle 5.6 beschrieben.

Tabelle 5.6: Parameter zur Kopplung von mikrostruktureller Entwicklung und Wechselplastizität.

β_{nw}	β_{or}	β_{f}	$\beta_{\mathrm{M_{evol}}}$	$\beta_{\mathrm{pin,max}}$	$\beta_{\mathrm{M_{disl}}}$	$\mathrm{M_{disl,max}}$
0,1	1	0,1	500	0,85	1000	0,6

Zur Berechnung der veränderlichen zyklischen Fließgrenze wird erneut Gl. (2.28) herangezogen. Wie oben beschrieben wurde kein Modell entwickelt, um den temperaturabhängigen Einfluss der Mischkristall- und Korngrenzverfestigung zu beschreiben. Als Vereinfachung werden diese Abhängigkeiten auf Basis der statischen Fließgrenze für den HLG-Zustand berücksichtigt. Die Definition der Fließfunktion f_ϕ aus Gl. (2.43) ergibt sich dementsprechend zu:

$$\mathrm{f}_{\phi,\mathrm{micro}} = |\sigma - \mathrm{X}| - \left(\sqrt[\mathrm{q}]{(\sigma_{\mathrm{Y_0}} + \sigma_{\mathrm{P}})^{\mathrm{q}} + \sigma_{\mathrm{VN,micro}}^{\mathrm{q}}} + \sigma_{\mathrm{M}} \right). \tag{5.14}$$

5.4 Parameteranpassung des Wechselverformungsmodells

Die Parameteranpassung für das in Abschnitt 2.3.2 vorgestellte Chaboche-Wechselplastizitätsmodell erfolgte für die erste Rückspannung mit Hilfe der durchgeführten Zugversuche, für die zweite Rückspannung überwiegend anhand der durchgeführten isothermen CLCF-Versuche. Zunächst wurde die Verformung des lösungsgeglühten Materials modelliert. Die daraus resultierenden Parameter wurden für die Nachrechnung der Versuche an den Ausgangszustände HAG und HRLX verwendet. In einem iterativen Prozess wurde somit der optimale Parametersatz für jede Temperaturstützstelle ermittelt. Mit Hilfe der KE-Ermüdungsversuche erfolgte eine Optimierung der statischen Erholung der zweiten Rückspannung $\mathrm{R_{kin,2,micro}}$ sowie des Dehnratenexponenten n. Die Parameter α_{VN} und δ_{disl} zur Beschreibung der Wechselwirkung von Chromkarbiden und Versetzungen wurden mit Hilfe der TMF-Versuche bestimmt. Die vollständige Parameteranpassung ist in Tabelle 5.7 aufgelistet.

Tabelle 5.7: Parameteranpassung für das Wechselplastizitätsmodell.

	23 °C	300 °C	500 °C	600 °C	650 °C	700 °C	850 °C	1000 °C
E	195	182,5	175	170	165	162,5	132	120
K	62	41	35	34	32	34	320	420
n	25	20	10	9	9	8	4,8	2,9
σ_{Y_0}	69	62	61	60	50	45	35	15
Q_∞	72,5	58	57,5	55	55	55	25	25
b_{iso}	4	4	4	4	6	6	0	0
R_{iso}	1E-9	1E-9	1E-9	1E-5	2E-5	2E-5	5E-5	6E-5
C_1/γ_1	670	620	610	600	390	350	320	300
γ_1	5,2	4,2	4,2	3,5	6	7	7	15
Φ_1	1	1	1	1	1	1	1	1
ω_1	1	1	1	1	1	1	1	1
R_{kin1}	1E-9	1E-9	1E-9	1E-9	1E-9	1E-9	1E-9	1E-9
C_2/γ_2	63	63	63	65	67	70	5	5
γ_2	1000	1000	1900	1900	1950	2200	2500	3500
Φ_2	0,37	0,37	0,22	0,18	0,275	0,475	1	1
ω_2	2	1,2	1,2	1	2	2	0	0
R_{kin2}	1E-9	1E-9	1E-9	3E-4	3E-3	3E-3	4E-3	5E-3
δ_{evol}	7E12	7E12	7E12	7E10	7E9	7E8	7E8	7E8
δ_{disl}	7E10	7E10	7E10	7E10	7E9	7E8	7E7	7E7
α_{VN}	0,2	0,2	0,1	0,1	0,081	0,08	0	0

5.5 Ergebnisse der Wechselverformungsmodellierung

Das entwickelte Modell zur Beschreibung der (zyklischen) Fließgrenze und der Kopplung an ein Wechselplastizitätsmodell in Abhängigkeit von der Ausscheidungsmikrostruktur ermöglicht eine vollständige Beschreibung aller am Werkstoff Alloy 800H durchgeführten Ermüdungsversuche mit unterschiedlichen Mikrostrukturausgangszuständen sowie nach beliebiger thermischer Vorauslagerung. Anhand der nachfolgenden Abbildungen werden die Kernergebnisse der Verformungsmodellierung vorgestellt.

Abb. 5.5 zeigt zwei repräsentative Anpassungen der isothermen CLCF-Versuche bei RT und 650 °C für die drei Hauptzustände. Für beide Versuchstemperaturen kann die anfänglich hohe Festigkeit des HAG-Zustandes gut wiedergegeben werden. Dies gilt in gleicher Weise für die geringere Festigkeit des relaxationsgeglühten Zustandes. Für den lösungsgeglühten Zustand werden lediglich die ersten Zyklen bei RT unterschätzt. Die Verformung bei halber Lebensdauer kann ebenfalls akzeptabel abgebildet werden, die Fließgrenze des HAG-Zustandes wird durch das Gesamtmodell, das heißt Mikrostruktur und Verformung, leicht überschätzt. Bei 650 °C kann eine gute Übereinstimmung der berechneten mit den experimentellen Hysteresen identifiziert werden. Ferner gelingt eine

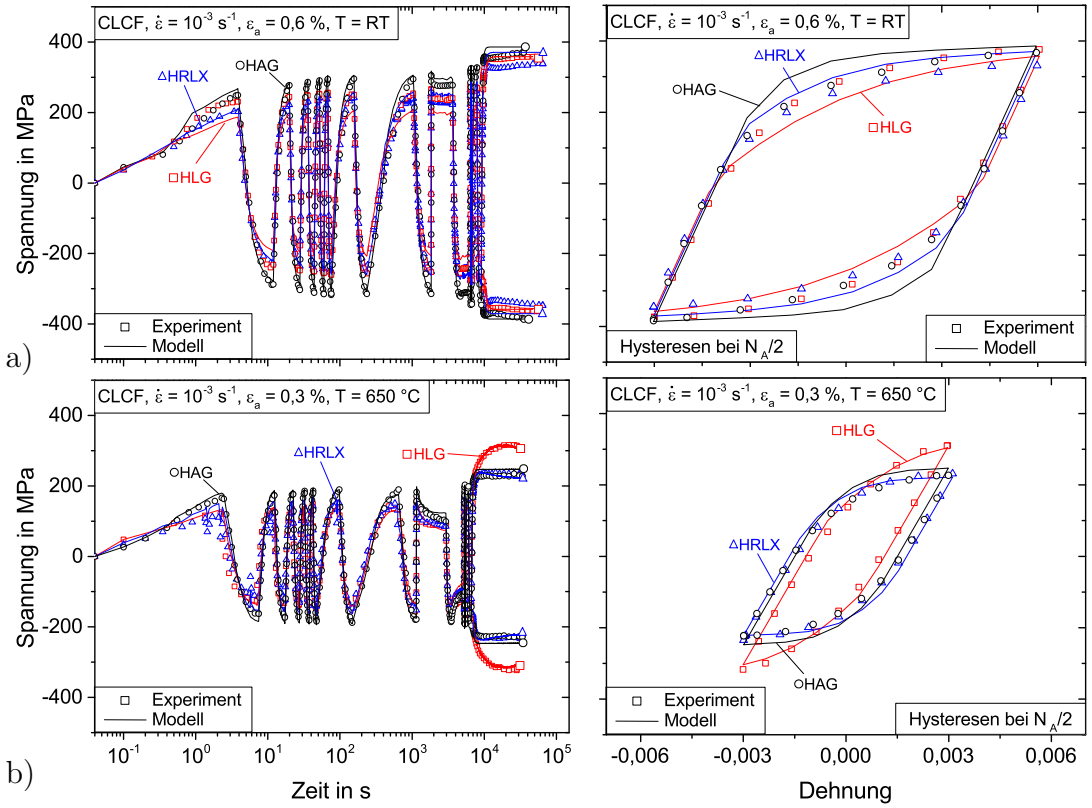

Abbildung 5.5: Modellierung von CLCF-Versuchen an den drei Hauptzuständen (HLG: rot, HRLX: blau, HAG: schwarz) bei verschiedenen Temperaturen. Experimentelle Werte sind als offene Symbole (HLG: Quadrate, HRLX: Dreiecke, HAG: Kreise), Modellberechnungen als durchgezogene Linien dargestellt. Vorprogramm und Umkehrpunkte des zyklischen Teils bis $N_A/2$ (links), Hysteresen bei $N_A/2$ (rechts): a) RT mit $\varepsilon_a = 0{,}6$ %, b) 650 °C mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ %.

gute Beschreibung der unterschiedlichen Verfestigung sowohl im Vorprogramm als auch im zyklischen Teil.

Zur Beurteilung des Modells in Bezug auf zeitabhängige Verformung sind die slowLCF-Versuche mit einer Dehnrate von 10^{-4} s^{-1} und $5 \cdot 10^{-6}$ s^{-1} bei 650 °C in Abb. 5.6 gegenübergestellt. Auch in diesem Fall können für alle Versuche gute Übereinstimmungen mit den experimentellen Ergebnissen detektiert werden. Sowohl die geringfügige Verfestigung des HRLX-Materials als auch das schnelle Erreichen der Sättigungsspannung für die beiden mikrostrukturell stabileren Materialzustände werden durch das Modell gut beschrieben. Ferner wird die schnelle Verfestigung gefolgt von anschließender Entfestigung des HLG-Ausgangsmaterials gut abgebildet. Weiterhin ist es möglich, auch die Hysteresen bei halber Lebensdauer für beide Versuchsbedingungen zufriedenstellend nachzurechnen.

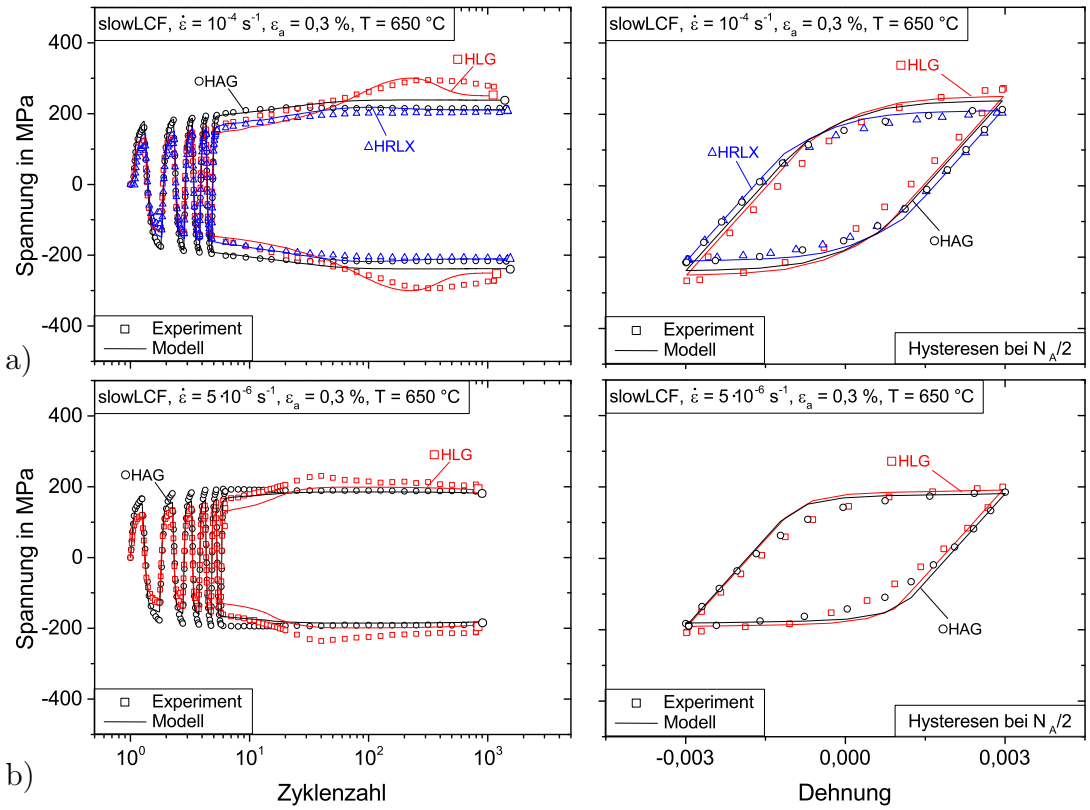

Abbildung 5.6: Modellierung von Kriech-Ermüdungsversuchen vom Typ slowLCF an den drei Hauptzuständen (HLG: rot, HRLX: blau, HAG: schwarz) bei 650 °C mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ %. Experimentelle Werte sind als offene Symbole (HLG: Quadrate, HRLX: Dreiecke, HAG: Kreise), Modellberechnungen als durchgezogene Linien dargestellt. Spannungsverläufe über der Zyklenzahl bis $N_A/2$ (links), Hysteresen bei $N_A/2$ (rechts): a) 10^{-4} s^{-1}, b) $5 \cdot 10^{-6}$ s^{-1}.

Repräsentative Haltezeitversuche an den Ausgangszuständen sind in Abb. 5.7 gezeigt. In der Gesamtheit ist auch dieser Versuchstyp durch das gekoppelte Mikrostruktur- und Wechselplastizitätsmodell beschreibbar. Neben den Spannungsverläufen werden auch die Hysteresen bei $N_A/2$ gut wiedergegeben. Das Relaxationsverhalten bei halber Lebensdauer für eine Haltezeit von 180 s wird für den HRLX-Ausgangszustand durch das Modell gut beschrieben, für die anderen beiden Materialzustände geringfügig unterschätzt. Bei weiterer Erhöhung der Haltezeit auf 1800 s treten ähnliche Effekte ein. Weiterhin wird eine Schwäche des ursprünglichen Chaboche-Modells deutlich. Bedingt durch die Asymmetrie des Versuchstyps ergeben sich im Druckspannungsbereich, besonders deutlich beim HLG-Material, höhere Maximalspannungen als im Zug. Während der Verlauf der Zugspannung über der Zyklenzahl gut vorhergesagt wird, werden die Druckspannungen bereits nach wenigen Zyklen unterschätzt. Zur besseren Analyse der Entwicklung des Relaxationsverhaltens sind die Niveaus am Ende der Haltezeit über der Zyklenzahl in Abb. 5.8 dargestellt. Im Großen und Ganzen werden die Entwicklungen gut abgebildet. Dennoch zeigt das Modell vor allem für den Materialzustand HAG erhöhte Werte über der gesamten Zyklenzahl im Vergleich zum Experiment.

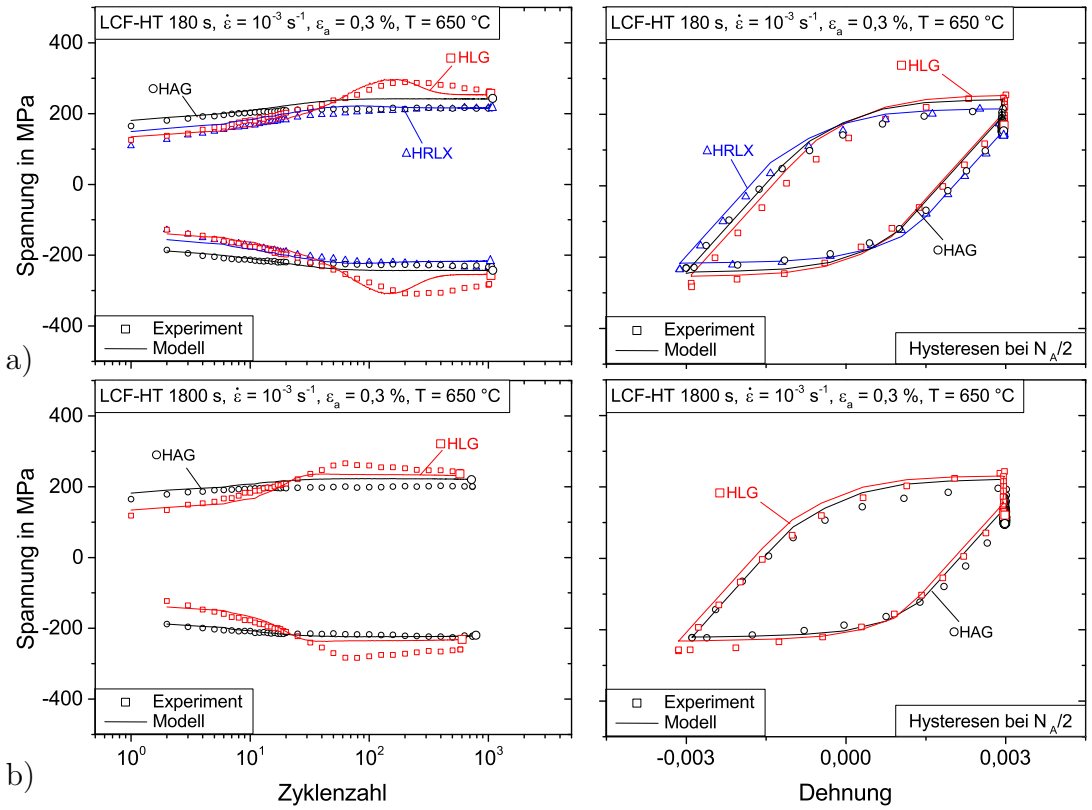

Abbildung 5.7: Modellierung von Kriech-Ermüdungsversuchen vom Typ LCF-HT an den drei Hauptzuständen (HLG: rot, HRLX: blau, HAG: schwarz) bei 650 °C mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ %. Experimentelle Werte sind als offene Symbole (HLG: Quadrate, HRLX: Dreiecke, HAG: Kreise), Modellberechnungen als durchgezogene Linien dargestellt. Spannungsverläufe über der Zyklenzahl bis $N_A/2$ (links), Hysteresen bei $N_A/2$ (rechts): a) 180 s Haltezeit, b) 1800 s Haltezeit

.

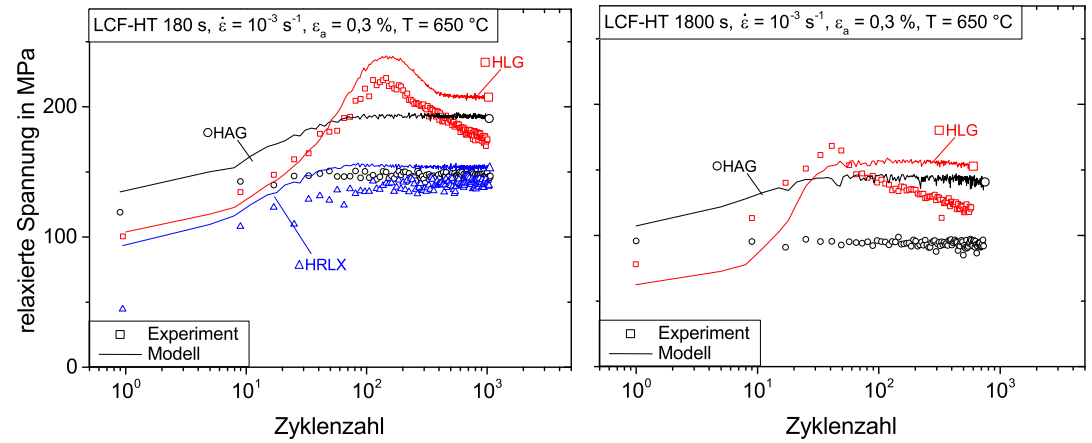

Abbildung 5.8: Modellierung des Relaxationsverhaltens der drei Hauptzustände (HLG: rot, HRLX: blau, HAG: schwarz) bei 650 °C mit $\varepsilon_a = 0{,}3$ %. Experimentelle Werte sind als offene Symbole (HLG: Quadrate, HRLX: Dreiecke, HAG: Kreise), Modellberechnungen als durchgezogene Linien dargestellt: links: bei 180 s Haltezeit, rechts: bei 1800 s Haltezeit.

Zur Validierung des Gesamtmodells dienen die durchgeführten TMF- und TMF-KE-Versuche mit verschiedenen Belastungsszenarien. Abb. 5.9 vergleicht zunächst die Modellergebnisse der TMF-OP-Versuche an den drei Hauptzuständen im Temperaturbereich von 300 °C bis 650 °C. Sowohl das anfängliche Spannungsniveau als auch die Spannungsverläufe an den Temperaturumkehrpunkten über der Zyklenzahl werden gut beschrieben. Die unterschiedlich starke Verfestigung des lösungsgeglühten Materials bei hohen und auch niedrigen Temperaturen wird abgebildet. Des Weiteren ist es möglich, die deutlich geringere Verfestigung der anderen beiden Ausgangszustände mit denselben Materialparametern und der gekoppelten Mikrostrukturentwicklung zu beschreiben. Auch die Hysteresen bei $N_A/2$ werden durch das Wechselplastizitätsmodell gut wiedergegeben. Lediglich das schnellere Plastifizieren des Werkstoffs in der Aufheizphase und der daraus resultierenden Asymmetrie der Hysterese wird nicht berücksichtigt.
Durch Verringerung der Minimaltemperatur bei gleicher Belastung treten erwartungsgemäß höhere Zugspannungen auf. Auch dies wird durch das Modell berücksichtigt (vgl. Abb. 5.10). Ferner ist es möglich, IP-Belastungen gut zu beschreiben. Durch die dennoch starke Verfestigung des HLG-Materialzustand bei geringerer mechanischer Beanspruchung verengt sich die Hysterese bei halber Lebensdauer und ein nahezu elastisches Werkstoffverhalten tritt auf. Diese Phänomene werden über verformungsinduzierte Kopplung der Ausscheidungsentwicklung gut wiedergegeben.

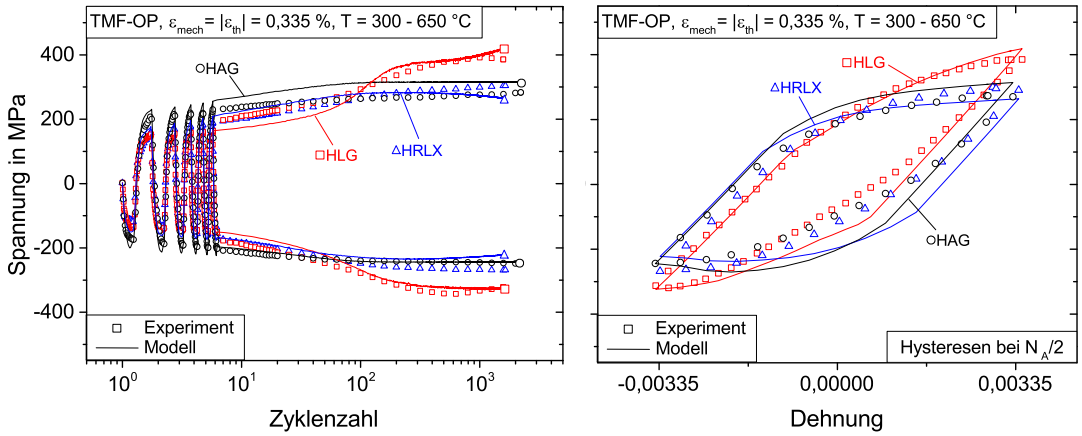

Abbildung 5.9: Modellierung von TMF-OP-Versuchen an den drei Hauptzuständen (HLG: rot, HRLX: blau, HAG: schwarz) im Temperaturbereich von 300 °C bis 650 °C mit $\varepsilon_{\mathrm{mech}} = 0{,}335$ %. Experimentelle Werte sind als offene Symbole (HLG: Quadrate, HRLX: Dreiecke, HAG: Kreise), Modellberechnungen als durchgezogene Linien dargestellt. Spannungsverläufe über der Zyklenzahl bis $N_A/2$ (links), Hysteresen bei $N_A/2$ (rechts).

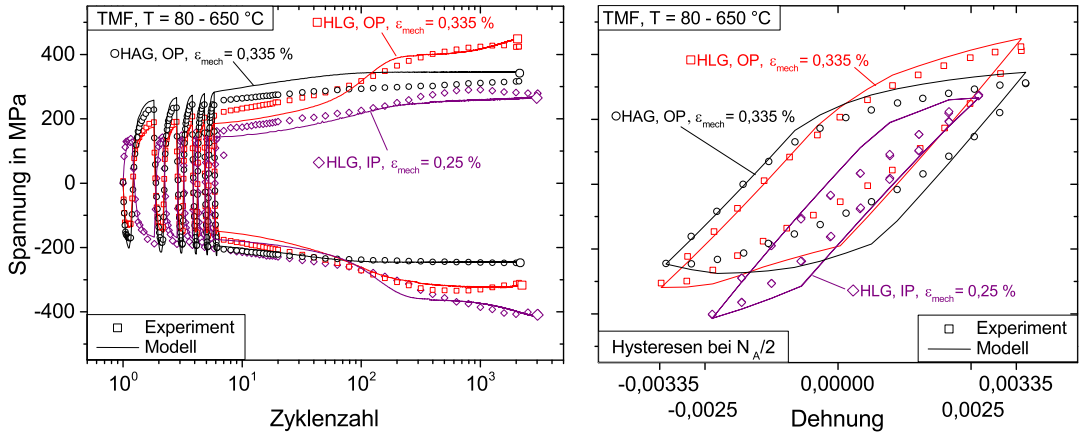

Abbildung 5.10: Modellierung von TMF-Versuchen an zwei Hauptzuständen (HLG: rot bzw. violett, HAG: schwarz) im Temperaturbereich von 80 °C bis 650 °C. Experimentelle Werte sind als offene Symbole (HLG: Quadrate bzw. Rauten, HAG: Kreise), Modellberechnungen als durchgezogene Linien dargestellt. Spannungsverläufe über der Zyklenzahl bis $N_A/2$ (links), Hysteresen bei $N_A/2$ (rechts). Versuchsbedingungen sind an die zugehörige Werte geschrieben.

Abb. 5.11 vergleicht die TMF-Versuche am HLG-Zustand mit IP- bzw. OP-Phasen-Beziehung und einer Haltezeit bei Maximaltemperatur T_{max}. Während das Spannungsniveau bei hohen Temperaturen sowie das Relaxationsniveau für beide Beanspruchungen gut mit dem Experiment übereinstimmen, wird das Spannungsniveau bei Minimaltemperatur zunächst etwas überschätzt.

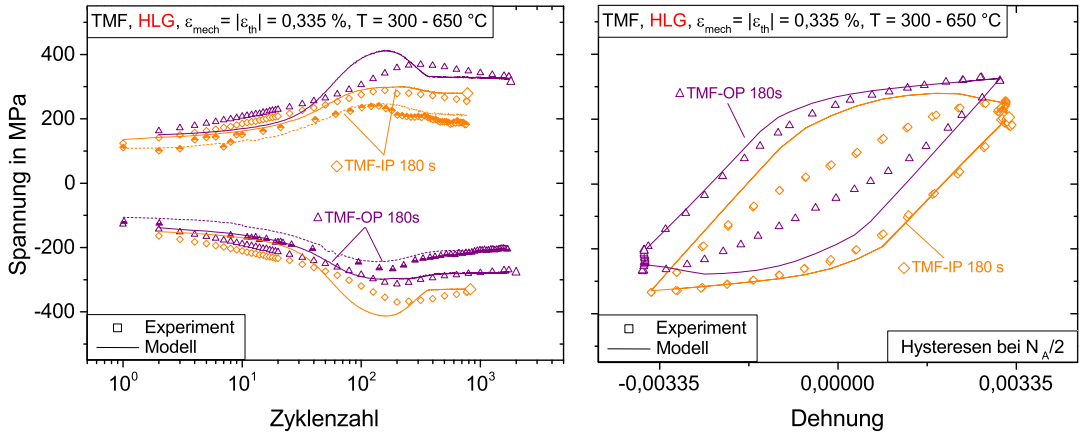

Abbildung 5.11: Modellierung von TMF-KE-Versuchen (OP: violette Dreiecke, IP: orange Rauten) am HLG-Zustand im Temperaturbereich von 300 °C bis 650 °C. Experimentelle Werte sind als offene Symbole, Modellberechnungen als durchgezogene Linien in der entsprechende Farbe dargestellt. Die Relaxationsniveaus sind mit halboffenen Symbolen bzw. gestrichelten Linien gezeigt. Spannungsverläufe über der Zyklenzahl bis $N_A/2$ (links), Hysteresen bei $N_A/2$ (rechts).

5.6 Ergebnisse der Lebensdauermodellierung

Die einheitliche Lebensdauermodellierung erfolgte mit dem in Abschnitt 2.3.3 vorgestellten D_{TMF}-Konzept. Basis für die Ermittlung der notwendigen Parameter wie beispielsweise dem NORTON-Exponenten m_N und die Aktivierungsenergie für Kriechen Q_{cr} sind Kennwerte aus Kriechkurven. Diese wurden aus der JRC-Datenbank, ENNIS und OFFERMANN (2014), LERCH et al. (2014), NISHIJIMA (2014) und STANNETT (2014), entnommen und ausgewertet. Nach der Datenaufbereitung stand ein repräsentativer Datensatz von 103 Kriechkurven zur Verfügung. Ferner wurden öffentliche Daten des ECCC aus SPINDLER (2014) ausgewertet. Die Umrechnung dieser Zeitstanddaten in eine minimale Kriechdehnrate erfolgte über die MONKMAN-GRANT-Beziehung: $\dot{\varepsilon}_{cr,\min} t_R = C_{MG}$, siehe z.B. RIEDEL (1987). Die Konstante C_{MG} wurden aus dem aufbereiteten JRC-Datensatz und einer CAUCHY-LORENTZ-Verteilung zu $C_{MG} = 0{,}025$ bestimmt.
Mit Hilfe der doppeltlogarithmischen Auftragung der minimalen Kriechrate als Funktion der reziproken Temperatur in Abb. 5.12a erfolgte die Bestimmung der Aktivierungsenergie für Kriechen der Legierung Alloy 800H. Die hierfür zufällig ausgewählten Datenpunkte beinhalten Kriechspannungen im Bereich von 137 MPa bis 167 MPa für Versuchstemperaturen zwischen 600 °C und 800 °C. Aus der Steigung ergibt sich eine Aktivierungsenergie von $Q_{cr} = 360$ kJ/mol. Zur Sensitivitätsanalyse wurde der Datenbereich erweitert, was die Streuung erhöht, jedoch nur im geringen Maße die Geradensteigung beeinflusst. Unter Verwendung der ermittelten Aktivierungsenergie wurden aus dem NORTON-Diagramm Abb. 5.12b die Kriechparameter $m_N = 6{,}5$ und $\alpha' = 0{,}025$ 1/MPa^{m_N}s bestimmt.

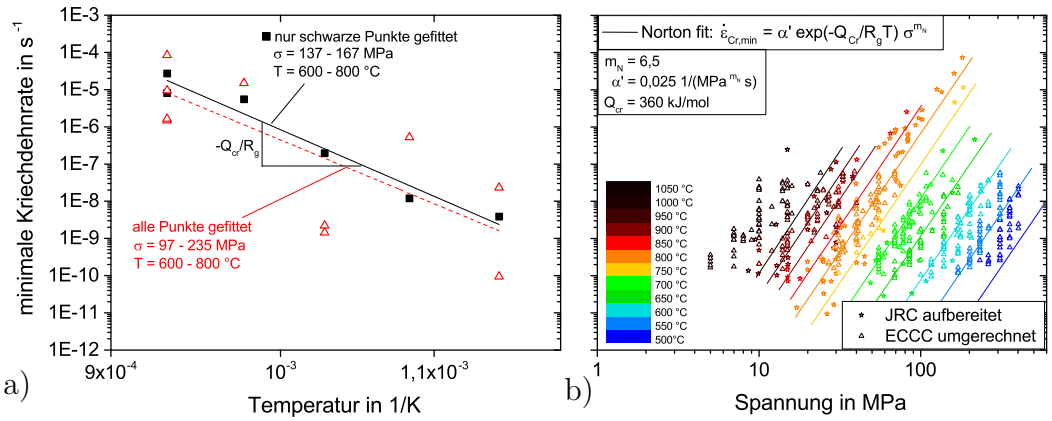

Abbildung 5.12: Bestimmung von Parametern der Kriechversuche aus Literaturdaten. Experimentelle Werte sind als offene Symbole gekennzeichnet, angepasste Kriechgleichungen mit durchgezogenen Linien: links: Aktivierungsenergie für Kriechen Q_{cr}, rechts: NORTON-Diagramm zur Bestimmung von m_N und α', HÜBSCH (2016).

Die gemittelten Kennwerte der Hysteresen bei halber Lebensdauer der CLCF/LCF-Versuche aus Tabelle A.1 und Tabelle A.2 bzw. aus Abb. 4.14 in Abschnitt 4.3 wurden verwendet, um zunächst den Schädigungsparameter nach HEITMANN Z_D mit dem Rissschließen nach NEWMAN zu berechnen. Anschließend wurde der D_{TMF}-Parameter über die Erweiterung dieses Schädigungsparameters Z_D durch die F-Funktion ermittelt. Die Anpassung der Parametern A = 24, B = 1,4 und α = 8,5e−30 MPa^{1-m_N}/s erfolgte anhand der isothermen Ermüdungsversuche mit einer Dehnrate von 10^{-3} s^{-1}. In Abb. 5.13a ist eine typische D_{TMF}-N_A-Auftragung aller isothermen CLCF-Versuche der drei Ausgangszustände dargestellt. Es ist möglich, nahezu alle Versuche in einem Streuband mit Faktor zwei zu beschreiben. Auf Basis dieser Anpassung erfolgt die Nachrechnung des D_{TMF}-Parameters für die slowLCF-, LCF-HT- und TMF-Versuche (vgl. Abb. 5.13b). Insgesamt ordnen sich alle Lebensdauerpunkte im vorhanden Streuband ein. Lediglich bei LCF-HT-Versuchen mit längeren Haltezeiten ist die Tendenz vorhanden, dieses Streuband mit zunehmender Haltezeit nach unten hin zu verlassen.
Die Lebensdauerkennwerte aller durchgeführten isothermen Ermüdungsversuche an den drei Hauptzuständen sind in Tabelle A.5 sowie Tabelle A.6 im Anhang aufgelistet. Entsprechend zeigt Tabelle A.7 die ermittelten Schädigungskennwerte der TMF-Versuche.

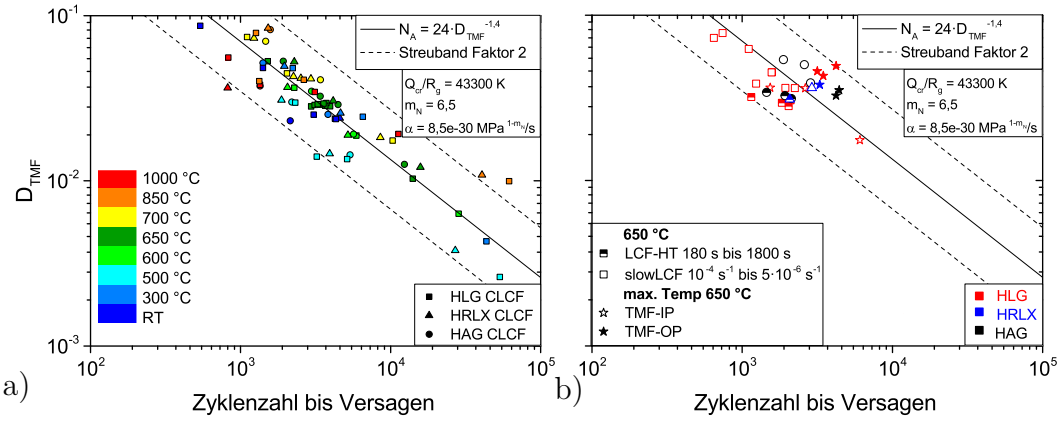

Abbildung 5.13: Lebensdauermodellierung der Hauptzustände mit dem D_{TMF}-Parameter: links: Anpassung an die isothermen CLCF-Versuche, rechts: Einordnung der slowLCF-, LCF-HT- sowie TMF-Versuche in das Streuband mit Faktor zwei, HÜBSCH (2016).

Kapitel 6

Diskussion

Die mikrostrukturelle Entwicklung der Legierung Alloy 800H ist sowohl unter rein thermischer als auch thermomechanischer Belastung komplex. Die vorliegende Arbeit hat das Verhalten unter verschiedenen Aspekten betrachtet und gezeigt, dass es möglich ist, sowohl die Mikrostrukturentwicklung als auch die Kopplung zwischen Mikrostruktur und mechanischer Verformung zu modellieren und folglich das mechanische Werkstoffverhalten vorauszusagen. Im Folgenden werden die Kernaspekte dieser Arbeit diskutiert.

6.1 Mikrostrukturentwicklung bei thermischer Auslagerung

Infolge des Herstellungsprozesses und einer Wärmebehandlung mit anschließender Auslagerung in bestimmten Temperaturbereichen scheiden sich fünf verschiedene Ausscheidungstypen in der Legierung Alloy 800H aus: primäre Ti(C,N) und TiC, überwiegend sekundäre $M_{23}C_6$-Chromkarbide wie auch titanreiche Karbide und γ'. Bedingt durch die Größe der Ti(C,N) (5 µm bis 10 µm) sowie TiC mit r = 100 nm und dem großen Teilchenabstand leisten diese primären Ausscheidungen nahezu keinen Beitrag zur Werkstofffestigkeit. Der überwiegende Festigkeitsbeitrag ist somit für den lösungsgeglühten Materialzustand auf die Mischkristallverfestigung zurückzuführen. Bedingt durch den hohen Anteil an in der Matrix gelösten Karbidbildnern wie C, Cr und Ti besitzt dieser Werkstoffzustand das Potential, feine Karbide auszuscheiden, die die Festigkeit erhöhen. Da der Fokus der experimentellen Mikrostrukturuntersuchungen auf die 650 °C-Auslagerungen gelegt wurde, wird in Abb. 6.1 das mit *MatCalc* ermittelte Zeit-Temperatur-Ausscheidungsverhalten mit den Literaturdaten (vgl. Abschnitt 2.4.1) verglichen. Es sind die C-Kurven für verschiedene volumetrische Phasenanteile der beiden Sekundärausscheidungen $M_{23}C_6$ und TiC gezeigt. Mit Hilfe der Berechnungen konnten erste wenige $M_{23}C_6$-Ausscheidungen zwischen 400 °C und 500 °C nach mehreren Stunden Auslagerung vorausgesagt werden. Mit zunehmender Auslagerungstemperatur

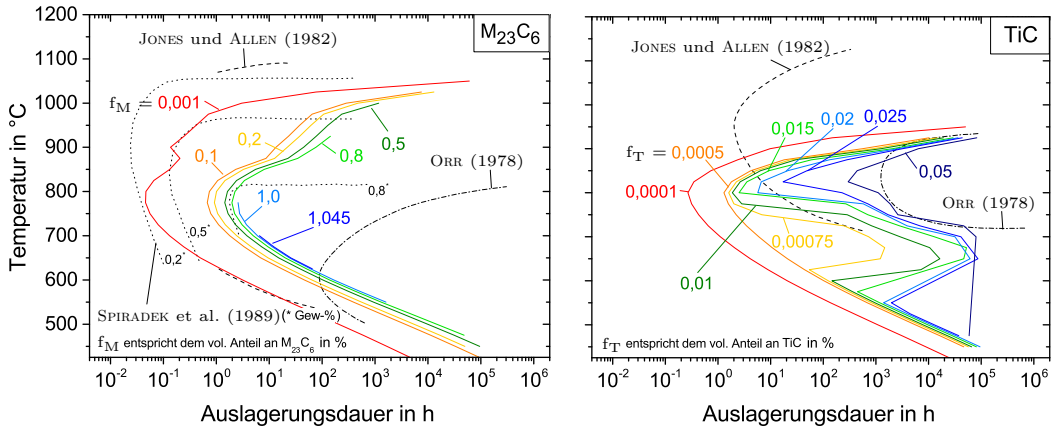

Abbildung 6.1: Mit der Software *MatCalc* berechnete ZTA-Schaubilder der Sekundärausscheidungen in Alloy 800H vom Typ $M_{23}C_6$ (links) und TiC (rechts). Verschiedene volumetrische Phasenanteile in % sind farblich gekennzeichnet. Des Weiteren sind C-Kurven von Orr (1978), Jones und Allen (1982) und Spiradek et al. (1989) eingezeichnet.

nimmt die Auslagerungsdauer für die erste Ausscheidungsbildung ab, so dass sich den Berechnungen zufolge bei 600 °C bereits nach 150 h, bei 650 °C nach 27 h und bei 700 °C schon nach 6 h Chromkarbide mit dem maximalen volumetrischen Gleichgewichtsphasenanteil von $\approx$ 1 % in der Matrix bilden. Die früheste Ausscheidung von $M_{23}C_6$ ist bei Temperaturen um 750 °C zu erwarten. Hohe Phasenanteile von 0,5 % bis 0,8 % werden über einen weiten Bereich von 500 °C bis 950 °C ausgeschieden. Die durchgeführten TEM-Untersuchungen der 650 °C-Auslagerungsproben validieren die Ausscheidung erster Chromkarbide zwischen 15 h und 75 h. Weiterhin wurde versucht mit Hilfe der TEM-Aufnahmen und geeigneter Bildauswertung, den volumetrischen Phasenanteil sowie den Teilchenradius zu bestimmen. Die nach 1000 h und nach einem Jahr Auslagerung bei 650 °C ermittelten Ausscheidungsradien liegen in der Größenordnung von 25 nm bis 30 nm, was nahezu den berechneten Werten von 22 nm bei 1000 h und 29 nm bei 8800 h thermischer Beanspruchung entspricht. Der experimentell bestimmte volumetrische Phasenanteil weicht in Abhängigkeit von der angenommen Dicke der TEM-Lamelle, 100 nm bzw. 50 nm, um etwa das zwei- bis vierfache von den berechneten Werten ab. Es sei explizit darauf hingewiesen, dass mit Hilfe der wenigen zweidimensionalen TEM-Aufnahmen über die computergestützte Bildauswertung lediglich eine sehr grobe Tendenz der experimentellen Werte abgeleitet werden kann. Zudem wurden auch hier die Ausscheidungen als kugelförmig angenommen, was nur näherungsweise mit der tatsächlichen Geometrie der $M_{23}C_6$-Karbide übereinstimmt. Im Vergleich zu den aus der Literatur bekannten Kurven und Datenpunkte ordnen sich die für die Modellierung vorausgesetzten *MatCalc*-Berechnungen sehr gut ein. Die Erkenntnis, dass sich bei 650 °C überwiegend Chromkarbide ausscheiden, wird ebenfalls bestätigt.

Beide sekundären Karbidausscheidungen konkurrieren um denselben Anteil an gelöstem Kohlenstoff in der Matrix. Wie auch experimentell beobachtet, scheiden sich erste Ti-reiche Karbide mit einem sehr geringen Anteil erst zwischen 1000 h und einem Jahr bei 650 °C aus. Das konkurrierende Wachstum führt im berechneten ZTA-Schaubild Abb. 6.1 zu einer Doppel-C-Kurve bzw. zwei Temperaturbereichen in denen sich bevorzugt titanreiche Karbide bilden. Für sehr hohe Temperaturen um 800 °C scheiden sich sehr schnell TiC mit einem hohen Gleichgewichtsphasenanteil aus. Weiterhin kann für Temperaturen $\leq$ 600 °C ebenso mit einer schnelleren Bildung dieses Ausscheidungstyps gerechnet werden. Dieser letzte Bereich wird von den Kurven der Literaturdaten nicht erfasst, während für hohe Temperaturen eine gute Übereinstimmung identifiziert wird. Lediglich die von Jones und Allen (1982) sehr hohen Ausscheidungstemperaturen sind zweifelhaft. Sachdienlicher erscheint die Vorstellung, dass sich beim Durchlaufen des hohen Temperaturbereichs ab 800 °C schnell viele potentielle Nukleationskeime der TiC-Karbide ausscheiden, die überkritisch werden, anschließend wachsen und bei hohen Temperaturen noch thermodynamisch stabil sind.
Mit Hilfe dieser These ist ebenso der optisch deutlich zu erkennende und auch rechnerisch nachgewiesene höhere Anteil an sekundären TiC-Karbiden im relaxationsgeglühten Materialzustand nachvollziehbar. Für eine weitere thermische Auslagerung liegt dementsprechend bereits ein stabiler Mikrostrukturzustand vor, der vor allem bei geringeren Temperaturen von $\leq$ 700 °C zu einem Wachstum der Chromkarbide führt. Notwendige Kohlenstoffatome für das Wachstum der Karbide werden dabei höchstwahrscheinlich durch das Auflösen kleinerer Karbide bereitgestellt. Die Berechnungen mit *MatCalc* lassen vermuten, dass nach der Wärmebehandlung noch ungefähr ein Drittel des Ausgangskohlenstoffgehaltes in der Matrix gelöst ist, was zusätzlich ein möglicher Grund für das Wachstum der Teilchen sein könnte.
Die nach einem Jahr bei 650 °C beobachtete Ausscheidung von γ' deckt sich mit den aus der Literatur bekannten Erkenntnissen, obwohl ein geringeres Al + Ti-Level von 0,61 % $<$ 0,7 % wie in Orr (1978) vorliegt. Möglicherweise begünstigt eine geringe Oberflächenenergie in der Nähe der $M_{23}C_6$-Karbide oder lokale Übersättigungen der Elemente Ti und Al die γ'-Ausscheidung. Dennoch handelt es sich nicht um einen bemerkbaren Phasenanteil an γ'-Ausscheidungen, wie beispielsweise in den Nickelbasiswerkstoffen *Alloy 617B* oder *Alloy C-263*, sondern lediglich um vereinzelte γ'-Ausscheidungen. Eine entsprechende γ'-Phase ist für den HRLX-Zustand aufgrund des bereits von Beginn an in Karbiden gebundenen Ti nicht zu erwarten. Auf die Modellierung der γ'-Phase wurde bewusst verzichtet, da die verwendete Fe-Basis-Datenbank keine thermodynamische Anpassungen für diese Phase enthält. Aufgrund der sehr geringen Ausscheidungsanteile gegenüber den anderen beiden Ausscheidungstypen konnte der fehlende Beitrag in der später durchgeführten Festigkeitsberechnung durchaus vernachlässigt werden.

Die Entwicklung der Ausscheidungsmikrostruktur ist unter rein thermischen Bedingungen dadurch gekennzeichnet, dass sich die Karbide zunächst überwiegend in Bereichen hoher Versetzungsdichte, in der Nähe von Korngrenzen oder primären Karbiden ausscheiden. Als Folge von thermisch aktivierten Prozessen bewegen sich Versetzungen durch das Korn bis diese auf ein Hindernis, Korngrenze oder Ausscheidung, treffen. Die Diffusion von Cr-Atomen und anderen Atomen entlang der Korngrenzen ist deutlich höher als im Kornvolumen, Paul et al. (1994). Gleiches gilt für den Transport von Atomen entlang von Versetzungen. Folglich ergibt sich für Auslagerungstemperaturen ≤ 700 °C eine Entwicklung der Ausscheidungsmikrostruktur von den Korngrenzen in das Korninnere. Bei sehr hohen Temperaturen laufen Keimbildungsprozesse sowie Diffusionsvorgänge innerhalb des Kornvolumens sehr viel schneller ab, so dass sich von Beginn an eine gleichmäßige Karbidverteilung analog zum HRLX-Material ergibt.

6.2 Einfluss der Mikrostruktur auf die Festigkeit und das Verformungsverhalten unter Ermüdungsbeanspruchung

Die Entwicklungen der Mikrostrukturen beider Ausgangszustände, HLG und HRLX, führen zu unterschiedlichen Festigkeiten. Die Beiträge der Mischkristall- und Korngrenzverfestigung sind in guter Näherung für beide Materialzustände identisch. Sekundärausscheidungen im Korn und an Korngrenzen erhöhen mit zunehmender Auslagerungsdauer die Festigkeit und somit auch die (zyklische) Fließgrenze. Weiterhin werden die an den Ausscheidungen gebildeten Versetzungsnetzwerke einen Festigkeitsbeitrag liefern. Wie aus Abb. 5.4 in Abschnitt 5.1 zu entnehmen ist, ist der Festigkeitsbeitrag erheblich von der Auslagerungstemperatur und der damit verbundenen Ausscheidungsmikrostruktur abhängig. Der Beitrag durch Karbidausscheidungen wird dominiert von dem Abstand zwischen den Hindernissen. Ist dieser gering, so steigt der Beitrag. Die experimentellen Untersuchungen haben gezeigt, dass sich Chromkarbide bei einer 650 °C-Auslagerung sehr fein verteilt innerhalb der Körner ausscheiden. Wie aus den ZTA-Schaubildern in Abb. 6.1 zu erkennen ist, scheiden sich bei geringeren Temperaturen, beispielsweise 600 °C, zunehmend auch TiC-Karbide aus. Dies ist Grund zur Annahme, dass sich sowohl $M_{23}C_6$-Karbide als auch titanreiche Ausscheidungen fein verteilt bilden und somit die Festigkeit bei dieser Auslagerungstemperatur erhöhen. Steigt die Auslagerungstemperatur, so erniedrigt sich die Festigkeit durch das schnelle Wachstum der Ausscheidungen im Anschluss an die Keimbildungsphase und den damit einhergehenden größeren Teilchenabständen. Dies führt nur noch zu einem begrenzten Beitrag zur Festigkeit durch Karbide. Folglich zeigt der HRLX-Materialzustand eine geringere Dehngrenze im Zugversuch als beispielsweise der HAG-Zustand.

6.2.1 Einfluss auf das niederzyklische Ermüdungsverhalten

Die unterschiedlichen Ausgangsfestigkeiten wirken sich auch auf das Verformungsverhalten und die zyklische Verfestigung unter Ermüdungsbelastung aus. Ein Anstieg der Dehngrenze ist gleichbedeutend mit einem Anstieg der zyklischen Fließgrenze. Dies hat zur Folge, dass auch die maximale Zug-Peak-Spannung in den ersten Zyklen des Vorprogramms eine ähnliche Abhängigkeit zeigt (offene Symbole und gestrichelte Linien in Abb. 6.2a). In Kapitel 4.3 wurde gezeigt, dass der lösungsgeglühte Ausgangszustand im Vergleich zur einjährigen Auslagerung oder zum HRLX-Material ein deutlich höheres Verfestigungspotential im mittleren Temperaturbereich von 500 °C bis 700 °C aufweist. Durch thermisch-, jedoch überwiegend durch verformungsinduzierte Prozesse infolge der Zug-Druck-Ermüdungsbelastung bilden sich bereits nach wenigen Zyklen feine $M_{23}C_6$-Ausscheidungen, was zu einem schnellen Festigkeitsanstieg durch das Pinnen von Versetzungen führt. Bereits Maier et al. (2013) konnten mit Hilfe von TEM-Untersuchungen an unterbrochenen Ermüdungsproben der Legierung *Alloy 617B* dieses Phänomen nachweisen. Durch die bereits während der thermischen Vorauslagerung ausgeschiedenen Karbide nimmt das Potential, verformungsinduzierte Karbide auszuscheiden, mit zunehmender Auslagerungsdauer ab. Folglich sinken sowohl bei Versuchen an 600 °C- als auch 650 °C-Auslagerungszuständen des lösungsgeglühten Alloy 800H die maximalen

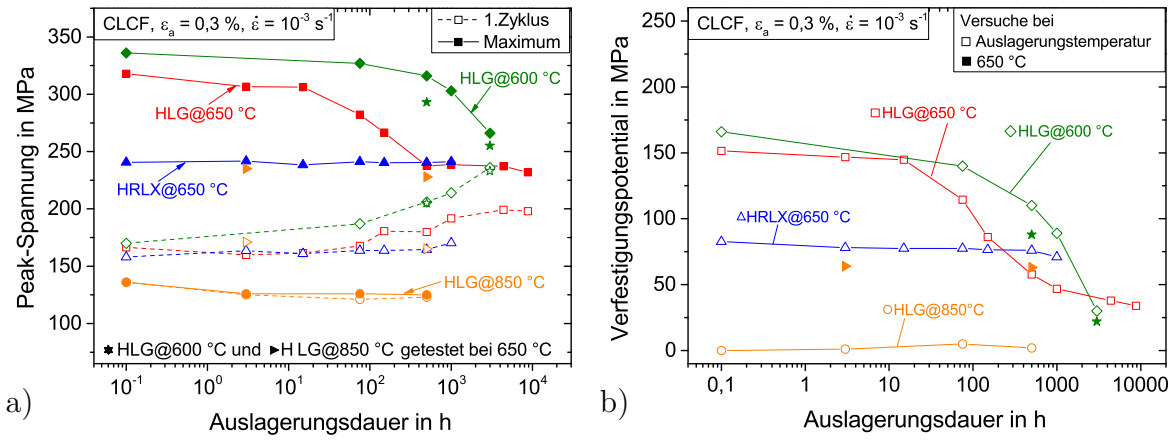

Abbildung 6.2: Verläufe von Verformungskenngrößen in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer für verschiedene Ausgangszustände: HLG 600 °C: grüne Rauten, 650 °C: rote Quadrate, 850 °C: orange Kreise, HRLX 650 °C: blaue Dreiecke. Alle CLCF-Versuche wurden bei Auslagerungstemperatur durchgeführt, einzelne Datenpunkte (grüne Sterne und orange umgedrehte Dreiecke) wurden bei 650 °C ermittelt: a) Verläufe der maximalen Peak-Spannungen (geschlossene Symbole) sowie der Peak-Spannung im ersten Zyklus (offene Symbole), b) Verläufe der Verfestigungspotentiale, welche als Differenz zwischen σ_{max} im Versuch und der Peak-Spannung im ersten Zyklus im Vorprogramm bei identischer Amplitude definiert sind.

Peak-Spannungen (ausgefüllte Symbole und durchgezogene Linien in Abb. 6.2a). Hierbei kann die Abnahme bei 650 °C direkt mit dem Beginn erster Ausscheidungsbildung nach 15 h bis 75 h in Verbindung gebracht werden. Bei einer Versuchs- und Auslagerungstemperatur von 600 °C verschiebt sich der Abfall aufgrund geringerer Nukleations- und Diffusionsraten zu längeren Auslagerungsdauern von 500 h bis 1000 h. Sobald die verformungsinduzierte Bildung von feinen Karbiden und Versetzungen in Sättigung ist, tritt keine weitere Verfestigung auf und der Werkstoff erreicht sein für die jeweilige Temperatur konstantes Spannungsniveau. Dies ist nach 500 h bei 650 °C der Fall, bei 600 °C ist dieses Niveau nach 3000 h sehr wahrscheinlich noch nicht erreicht. Vergleichbare Abfälle des Verfestigungspotentials und der Zyklenzahl bis zur Sättigung konnten durch Villagrana et al. (1981) für Langzeitauslagerungen $\geq$ 4000 h ebenfalls nachgewiesen werden.
Wird die Auslagerungstemperatur auf 850 °C erhöht, ist zu erkennen, dass nahezu keine zyklische Verfestigung mehr auftritt. Die Karbide werden bei diesen Temperaturen schon weitestgehend während der Auslagerung ausgeschieden. Ähnliche Abhängigkeiten treten für den relaxationsgeglühten Materialzustand auf, der durch die 3 h bei 980 °C ebenfalls von Beginn an eine stabile und gröbere Ausscheidungsmikrostruktur entwickelt hat. Im Vergleich zum lösungsgeglühten HLG-Material zeigt der HRLX-Materialzustand dementsprechend bei einer 650 °C-Auslagerung nur eine geringfügige Änderung in der Festigkeit und nahezu keine Veränderung in der zyklischen Verfestigung, vgl. z.B. Kempf (1987). Das Niveau des Sättigungsbereichs entspricht gerade dem des HLG-Zustandes nach 500 h.

Wird das Verfestigungspotential definiert als Differenz zwischen der Maximalspannung im Versuch und der Zug-Peak-Spannung im ersten Zyklus des Vorprogramms mit der späteren LCF-Amplitude, das heißt der erste Zyklus nach den beiden Haltezeiten, so ergeben sich für verschiedene Auslagerungstemperaturen und -zeiten für die beiden Ausgangszustände, HLG und HRLX, die Verläufe wie in Abb. 6.2b dargestellt. Vorteilhaft an dieser Darstellungsweise ist, dass nur mikrostrukturelle Effekte gezeigt und Temperaturabhängigkeiten von mechanischen Größen ausgeblendet werden. Auch hier wird deutlich, dass der Abfall des Verfestigungspotentials bei einer 600 °C-Auslagerung zu längeren Zeiten verschoben wird, bei 850 °C das Potential nahezu Null beträgt. Die Relaxationsglühung der Legierung Alloy 800H bewirkt im mittleren Temperaturbereich ein gleichbleibendes Verformungsverhalten gegenüber den lösungsgeglühten 600 °C- und 650 °C-Auslagerungszuständen. Weiterhin wird die oben beschriebene These unterstützt, dass sich in verschiedenen Temperaturbereichen teils unterschiedliche und teils nahezu

gleiche Mikrostrukturen entwickeln und die thermische Vorgeschichte einen erheblichen Einfluss auf das Werkstoffverhalten unter Ermüdungsbelastung nimmt.
Hierzu wird der Fokus auf die einzelnen Datenpunkte in Abb. 6.2 gelegt. Die grünen Sterne repräsentieren Versuche, die bei 600 °C ausgelagert, jedoch bei 650 °C geprüft wurden. Zunächst zeigt sich, dass die Festigkeit trotz höherer Versuchstemperatur identisch bleibt. Dies lässt auf eine feiner verteiltere Ausscheidungsmikrostruktur schließen als durch die Auslagerung bei 650 °C. Wie aus den oben dargestellten ZTA-Schaubildern zu erkennen ist, wird sich ein höherer Anteil an Ti-reichen Karbiden ausgeschieden haben. Diese sind kleiner als die $M_{23}C_6$-Chromkarbide und liefern dementsprechend einen höheren Festigkeitsbeitrag. Der höhere Gleichgewichtsphasenanteil, ein eventuell verbleibender Restkohlenstoffgehalt in der Matrix sowie die größere Anzahl an Hindernissen innerhalb der Körner führen somit zu einer höheren zyklischen Verfestigung. Das Verfestigungspotential nach 500 h thermischer Vorbelastung ist somit höher als unter gleichwertigen Bedingungen mit dem bei 650 °C ausgelagerten Material. Bedingt durch die hohe Anfangsfestigkeit nimmt es mit zunehmender Auslagerungsdauer ebenfalls ab und liegt bei 3000 h unter dem Niveau des 650 °C-Zustandes. Vermutlich wird sich bei weiterer 600 °C-Auslagerung die Festigkeit nur noch geringfügig erhöhen und letztendlich durch das Karbidwachstum langsam wieder verringern wie es in Abb. 5.4 dargestellt ist. Die Auslagerung bei 850 °C bewirkt eine schnelle Stabilisierung der Mikrostruktur, die sich bei 650 °C (orange umgedrehte Dreiecke) in Bezug auf die Festigkeit nahezu identisch zum HRLX-Materialzustand verhält. Auch das erreichte Maximalspannungsniveau gleicht dem des relaxationsgeglühten Materialzustandes. Unter Annahme einer geringfügigen Streuung ist folglich die Mikrostruktur und auch die Stabilität der Mikrostruktur sowie das Verformungsverhalten der Legierung Alloy 800H bereits bei einer Wärmebehandlungstemperatur von 850 °C für 3 h gleichwertig zum HRLX-Materialzustand.

6.2.2 Einfluss auf das Kriech-Ermüdungsverhalten

Für die Diskussion der gewonnen Erkenntnisse zu den Kriech-Ermüdungsuntersuchungen wurden ebenso die maximalen Peak-Spannungen der verschiedenen KE-Versuche ausgewertet. Die Verläufe als Funktion der Haltezeit respektive der Dehnrate für die drei Materialhauptzustände sind in Abb. 6.3a dargestellt. Die Auswertungen zeigen sowohl für Versuche bei 650 °C mit Haltezeit als auch mit verschiedenen Dehnraten ähnliche Verläufe. Mit längeren Haltezeiten bzw. geringeren Dehnraten nehmen die erreichten Peak-Spannungsmaxima ab. Das Niveau der beiden Mikrostrukturzustände HAG und HRLX ist im Vergleich zum lösungsgeglühten Material deutlich geringer. Ähnlich wie bei der niederzyklischen Ermüdung sind auch hier die Peak-Spannungen nahezu iden-

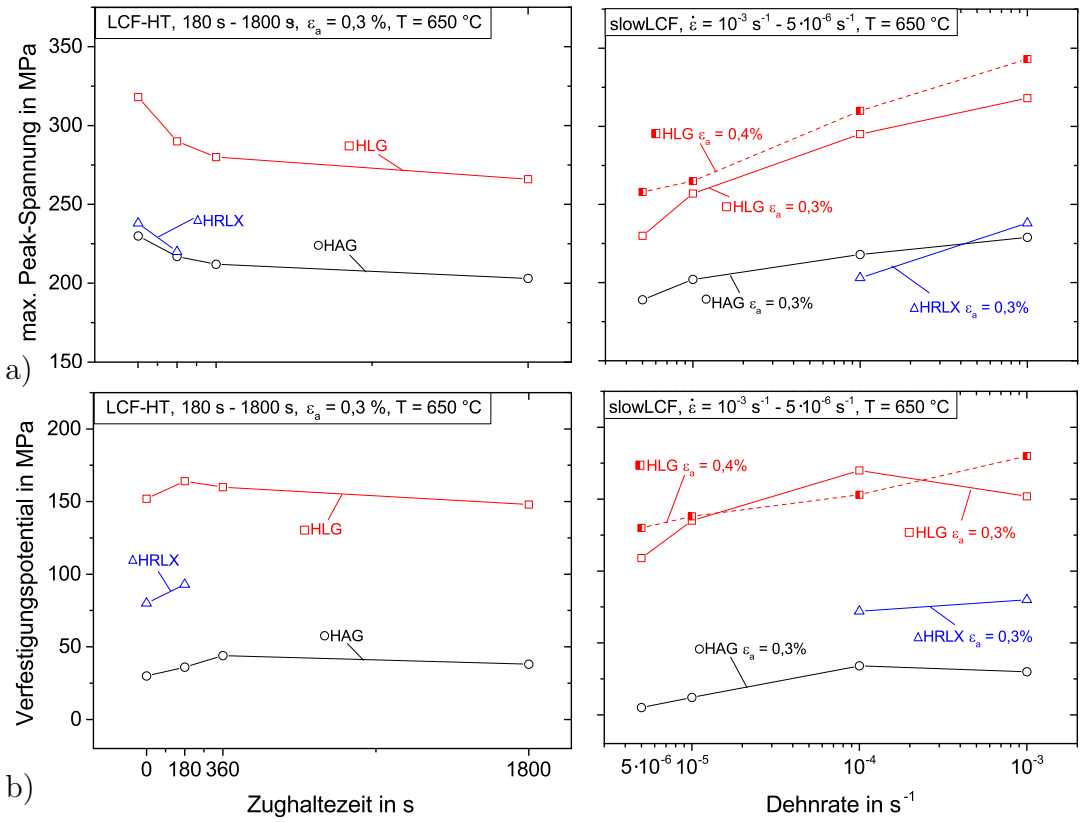

Abbildung 6.3: Verläufe von Verformungskenngrößen der drei Hauptzuständen in Abhängigkeit von der Kriech-Ermüdungsbelastung bei 650 °C: HLG: rote Quadrate, HRLX: blaue Dreiecke und HAG: schwarze Kreise. Kennwerte aus den LCF-HT-Versuchen (links) und aus den slowLCF-Versuchen (rechts): a) maximale Peak-Spannung und b) Verfestigungspotential.

tisch, unabhängig ob es sich um einen Haltezeit- oder Dehnratenversuch handelt. Die höheren Werte des HLG-Materialzustandes sind erneut auf die verformungsinduzierte Karbidbildung zurückzuführen. Durch Erhöhung der Belastungsamplitude kommt es im slowLCF-Versuch vergleichsweise nur zu einem geringen Anstieg der Peak-Spannung.
Der Festigkeitsbeitrag der Ausscheidungsmikrostruktur ist in gewisser Weise nahezu unabhängig von der Kriech-Ermüdungsbelastung. Dies wird anhand der Gegenüberstellung der Verfestigungspotentiale in Abb. 6.3b verdeutlicht. Sowohl für LCF-HT als auch für slowLCF-Versuche liegt das erreichte Potential, für den jeweiligen mikrostrukturellen Ausgangszugang, auf demselben Niveau. Auch eine Erhöhung der Belastungsamplitude im Fall des HLG-Materials führt nicht zu einer Erhöhung des Festigkeitsbeitrages durch die Ausscheidungs- und Versetzungsmikrostruktur. Für langsamere Belastungen gibt es lediglich eine leicht abfallende Tendenz der Verfestigungspotentiale, während das Potential für die LCF-HT-Versuche nahezu konstant bleibt. Auch unter KE-Beanspruchung

zeigt das relaxationsgeglühte Material im Gegensatz zum ausgelagerten Zustand wieder ein höheres Verfestigungspotential, was erneut auf einen Restkohlenstoffgehalt schließen lassen könnte. Die stark abfallenden maximalen Peak-Spannungen in Abb. 6.3a sind somit überwiegend auf die zeitabhängigen und thermischen Erholungseffekte zurückzuführen.

Der Zeitpunkt bis sich ein mikrostruktureller Zustand mit maximaler Festigkeit bzw. maximaler Peak-Spannung eingestellt hat, ist jedoch sehr wohl belastungsabhängig. Sowohl im LCF-HT- als auch im slowLCF-Versuch am lösungsgeglühten Zustand wurde beobachtet, dass sich das Peak-Spannungsmaximum bei 650 °C mit zunehmender Haltezeit oder geringer werdender Dehnrate zu kleineren Zyklenzahlen verschiebt (vgl. Abb. 4.17 und Abb. 4.19). Für die weitere Diskussion wurden die zugehörigen Zykluszeiten analysiert. Den Zusammenhang zwischen dem Zeitpunkt des Erreichens eines Zustandes mit maximaler Festigkeit, also einer Sättigung zwischen der Bildung von Versetzungsnetzwerken und Ausscheidungskeimen, und der Zykluszeit ist demzufolge in Abb. 6.4 dargestellt. In dieser Auftragung zeigt sich für das lösungsgeglühte Material, dass ein proportionaler Zusammenhang zwischen diesen Kenngrößen besteht. Verzehnfacht sich zum Beispiel die

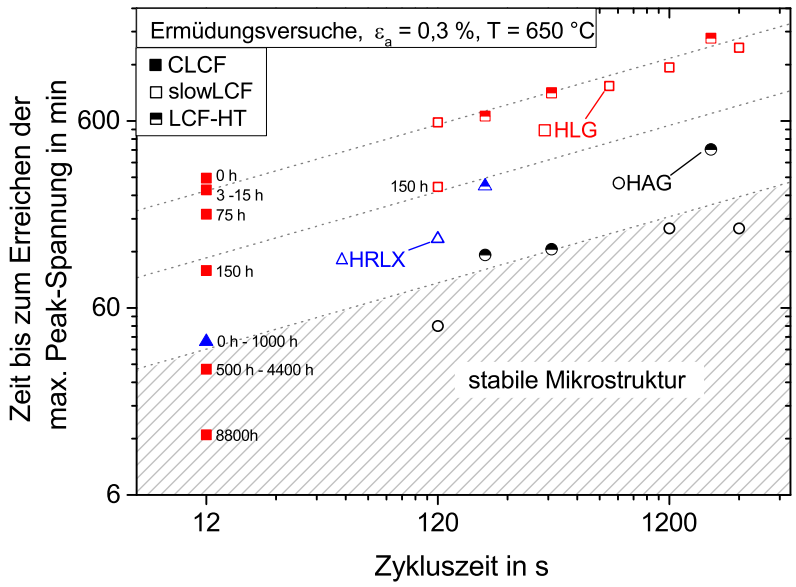

Abbildung 6.4: Zusammenhang zwischen dem Zeitpunkt maximaler Festigkeit und der Zykluszeit von isothermen Ermüdungsversuchen: HLG: rote Quadrate, HRLX: blaue Dreiecke und HAG: schwarze Kreise. Alle Versuche wurden bei 650 °C mit ε_a = 0,3 % durchgeführt: CLCF-Versuche (geschlossene Symbole), slowLCF-Versuche (offene Symbole) und LCF-HT-Versuche (halboffene Symbole). Auslagerungsdauern sind an den zugehörigen Datenpunkten gekennzeichnet.

Zykluszeit, so verdoppelt sich die Zeit bis zum Erreichen der maximalen Peak-Spannung. Folglich besteht keine Abhängigkeit zwischen den einzelnen Belastungsraten und Haltezeiten, sondern eine Abhängigkeit von dem Angebot an Versetzungen pro Lastzyklus. Der Vergleich der Mikrostruktur der für 75 h rein thermisch mit der für 75 h thermomechanisch belasteten Probe (vgl. Abb. 4.23) hat gezeigt, dass sich die chromreichen $M_{23}C_6$-Karbide bevorzugt in Bereichen hoher Versetzungsdichte ausscheiden. Versetzungen dienen als Nukleationskeime, werden von den chromreichen $M_{23}C_6$-Karbiden gepinnt und es bilden sich Versetzungshindernisse und –substrukturen. Als Folge zeitabhängiger thermischer Erholungsprozesse reduzieren längere Zykluszeiten, durch Haltezeiten oder kleine Dehnraten, das Angebot an Versetzungen pro Zyklus. Dementsprechend wird die verformungsinduzierte Karbidbildung verlangsamt und somit auch die Bildung von festigkeitssteigernden Versetzungshindernissen. Diese oben beschriebene Proportionalität ist unabhängig von dem mikrostrukturellen Ausgangszustand, sofern die Auslagerungs- der späteren Versuchstemperatur entspricht. Wie schon vorher diskutiert, verringern sich lediglich die Zeiten bis zum Erreichen der maximalen Peak-Spannung durch eine geringe verformungsinduzierte Karbidbildung. Folglich verschiebt sich die Gerade, welche durch die HLG-Versuche abgebildet wird, in dieser Darstellung nach unten (siehe Versuche am 150 h-Auslagerungszustand). Begrenzt wird der Bereich durch die KE-Versuche am HAG-Material, wobei voraussichtlich Versuche mit einer Vorauslagerung von 500 h bei 650 °C auf derselben Geraden liegen werden. Anhand der wenigen Datenpunkte des HRLX-Materials wird ersichtlich, dass eine Auslagerung oder Wärmebehandlung bei sehr hohen Temperaturen (> 850 °C) mit anschließender Prüfung im mittleren Temperaturbereich nicht denselben Abhängigkeiten folgt.

Nachdem der Zeitpunkt maximaler Festigkeit und somit auch der oben beschriebene Sättigungszustand überschritten ist, wird ein Gleichgewicht zwischen Versetzungsumordnung und -auslöschung im Material angestrebt. Dies führt, überlagert mit dem Wachstum der noch sehr kleinen Chromkarbide/Ausscheidungskeime, zu einer Entfestigung über den Großteil der Probenlebensdauer im Kriech-Ermüdungsversuch am lösungsgeglühten Materialzustand. Ist die verformungsinduzierte Karbidbildung durch einen nahezu stabilen Mikrostrukturzustand, wie beispielsweise im HAG-Material, vernachlässigbar, so ist das geringfügige Verfestigungsverhalten auf die Entwicklung der Versetzungsstrukturen zurückzuführen. Die Karbide vergröbern stark (vgl. Abb. 4.27) und der Gleichgewichtszustand zwischen Versetzungsumordnung und -auslöschung wird in diesem Fall nach einer geringeren Versuchszeit erreicht.

6.2.3 Einfluss auf das thermomechanische Ermüdungsverhalten

In den vorangegangen Abschnitten wurde diskutiert, dass der lösungsgeglühte Ausgangszustand als Folge der verformungsinduzierten Karbidbildung und Bildung von Versetzungsnetzwerken unter rein isothermer Ermüdungsbeanspruchung eine ausgeprägte zyklische Verfestigung aufweist. Der Vergleich von anisothermen und isothermen Versuchsbedingungen in Abb. 6.5 zeigt, dass die Spannungsantwort im niedrigen Temperaturbereich (80 °C bzw. 300 °C) im TMF-Versuch mit T_{max} = 650 °C am HLG-Zustand im Vergleich zu CLCF-Versuchen mit nahezu doppelter mechanischer Belastung deutlich erhöht ist. Grund dafür ist die Mikrostrukturentwicklung im hohen Temperaturbereich (vgl. Abb. 4.28), die sich schlussendlich auf die Festigkeit bei niedrigen Temperaturen auswirkt. Hierbei sind es vor allem die gebildeten Versetzungsstrukturen, aber auch der optisch erkennbare höhere Phasenanteil an kleinen Ti-reichen Karbiden, die einen Festigkeitsbeitrag leisten. Wie bereits aus den berechneten ZTA-Diagrammen in Abb. 6.1 ersichtlich wurde, steigt das Potential zur schnelleren Ausscheidung von sekundären TiC bei geringeren Temperaturen < 650 °C. Dies ist ebenso unter Ermüdungsbelastung der Fall, Villagrana et al. (1981). Durch das wiederkehrende Durchlaufen des Tem-

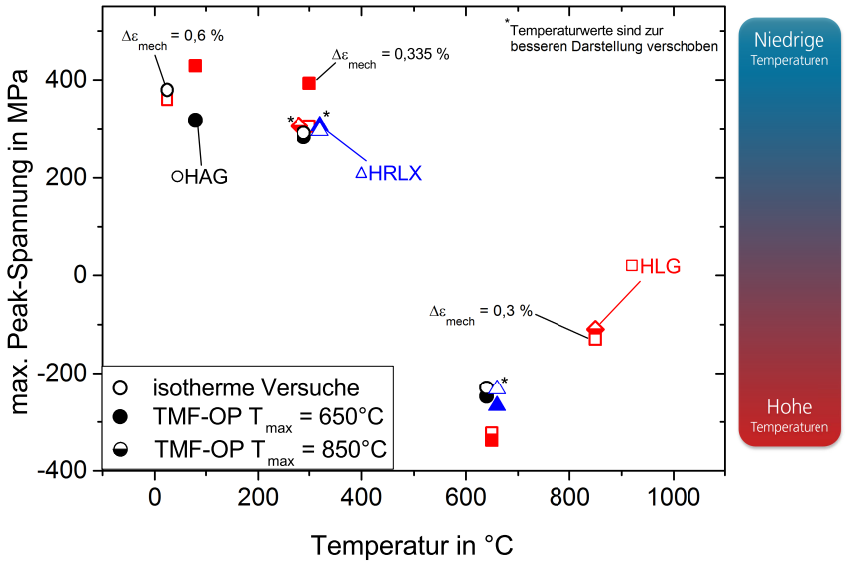

Abbildung 6.5: Vergleich der maximalen Peak-Spannungen an den Temperaturumkehrpunkten von TMF-Versuchen: HLG: rote Quadrate/Rauten, HRLX: blaue Dreiecke und HAG: schwarze Kreise. Es sind Kennwerte aus isothermen Versuchen (offene Symbole), TMF-Versuchen mit T_{max} = 650 °C (geschlossene Symbole) und TMF-Versuchen mit T_{max} = 850 °C (halboffene Symbole) gezeigt. Die zugehörigen Belastungsamplituden bei niedrigen ($\Delta\varepsilon_{mech}$ = 0,6 %) und hohen ($\Delta\varepsilon_{mech}$ = 0,3 %) Temperaturen sowie der TMF-Versuche ($\Delta\varepsilon_{mech}$ = 0,335 %) sind entsprechend beschriftet.

peraturbereichs kommt es dementsprechend zu dem beobachteten höheren Anteil dieses Ausscheidungstyps. Ist die Mikrostruktur wiederum bereits vor Versuchsstart stabilisiert (HRLX- und HAG-Zustand), ordnen sich die erreichten Maximalspannungen sowohl bei niedrigen als auch bei höheren Temperaturen entsprechend zu den isothermen Versuchen an.

Die Erhöhung von T_{max} auf 850 °C im Versuch am lösungsgeglühten Ausgangsmaterial zeigt, dass sich eine identische maximale Peak-Spannung bei T_{min} im Vergleich zu den anderen beiden Zuständen mit geringerer Maximaltemperatur ergibt. Grund dafür ist die schnelle Stabilisierung der Mikrostruktur vergleichbar mit der Relaxationsglühung. Die ausgeschiedenen Chromkarbide wachsen im hohen Temperaturbereich > 800 °C schneller, so dass der Festigkeitsbeitrag bei niedrigen Temperaturen sinkt. Vermutlich wird auch die Bildung von geordneten Versetzungsstrukturen im Hochtemperaturbereich durch schneller ablaufende thermische Prozesse schwächer ausgeprägt sein. Dass die gebildeten Mikrostrukturen bei 850 °C sich ähneln müssen, konnte bereits anhand der isothermen 650 °C-CLCF-Versuche an dem bei 850 °C ausgelagertem Material nachgewiesen werden (vgl. Abb. 6.2). Noch aussagekräftiger ist der direkte Vergleich der Spannungsverläufe an den Temperaturumkehrpunkten des TMF-OP-Versuchs zwischen 300 °C und 850 °C am lösungsgeglühten Material mit dem äquivalenten Versuch am HRLX-Material im Temperaturbereich von 300 °C bis 650 °C in Abb. 6.6a. Durch die mikrostrukturelle Veränderung des HLG-Materials sind die Verläufe der Umkehrpunkte bei T_{min} beider Versuche identisch.

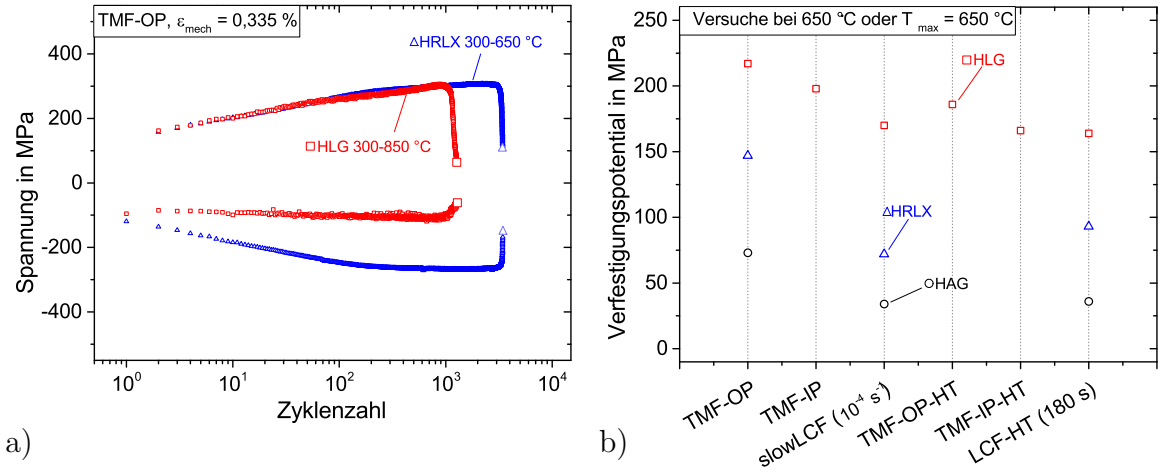

Abbildung 6.6: Gegenüberstellung verschiedener TMF-Versuchsdaten und Kennwerte: HLG: rote Quadrate, HRLX: blaue Dreiecke und HAG: schwarze Kreise: a) Vergleich der Spannungsverläufe an den Temperaturumkehrpunkten aus TMF-Versuchen mit $\varepsilon_{mech} = 0{,}335$ % an den Zuständen: HLG (300 °C bis 850 °C) und HRLX (300 °C bis 650 °C), b) Vergleich der Verfestigungspotentiale von TMF-, TMF-KE- und KE-Versuchen mit $T_{max} = 650$ °C bzw. bei T = 650 °C.

Abb. 6.6b vergleicht zunächst die Verfestigungspotentiale bei T_{max} der TMF-Versuche mit den TMF-KE-Versuchen am HLG-Material. Der Vergleich zwischen der reinen IP- und OP-Belastung zeigt, dass das Verfestigungspotential für den gegenphasigen Versuch bei gleicher mechanischer Beanspruchung höher ist als im gleichphasigen Fall. Auch bei den Versuchen mit Haltezeiten zeichnet sich eine derartige Tendenz ab. Eine mögliche Erklärung kann auf Basis der wenigen TMF-Erkenntnisse hierfür nicht erörtert werden. Dennoch stellt sich heraus, dass unter TMF-KE-Beanspruchung das Verfestigungspotential, ähnlich zu isothermen Bedingungen, geringer ist als bei reiner TMF-Beanspruchung. Auch hier entwickelt sich die Mikrostruktur durch die längere Zykluszeit bzw. Versuchszeit sehr viel weiter. Im Gegensatz zu den TMF-Versuchen ohne Haltezeit werden sich in beiden Fällen jedoch wieder bevorzugt Chromkarbide vom Typ $M_{23}C_6$ bei 650 °C ausscheiden. Trotz der Temperaturwechsel sind somit weniger TiC vorhanden und die Verfestigung geringer. Einen weiteren Grund hierfür liefert die Gegenüberstellung mit isothermen KE-Versuchen. Die gezeigten TMF-Versuche wurden zwar mit einer geringfügig höheren Dehnamplitude, jedoch mit gleicher Dehnrate von $\approx 10^{-4}$ s^{-1} durchgeführt. Im direkten Vergleich mit dem slowLCF- bzw. LCF-HT-Versuch weist der OP-Versuch ein höheres Potential, der IP-Versuch eine identische Verfestigung auf. Dies spricht ebenfalls für eine identische Mikrostrukturentwicklung durch die Haltezeiten bei 650 °C im TMF-KE-Versuch.
Für die anderen beiden Alloy 800H-Materialzustände zeichnen sich, wie schon bereits vorher ermittelt, ähnliche Tendenzen ab. Beide Verfestigungspotentiale sind geringer im Vergleich zum HLG-Zustand, das Verfestigungspotential des HRLX-Materials ist wiederum höher als von dem für ein Jahr ausgelagerten Zustand. Auch hier kann eine Rückführung auf einen eventuellen Restkohlenstoffgehalt eine Erklärung liefern. Im Vergleich zu den isothermen slowLCF-Versuchen wird die Bildung geordneter Versetzungsstrukturen im TMF-Versuch auch in diesem Fall der mögliche Grund für eine höhere Verfestigung sein.

6.3 Modellierung der Fließgrenze und Verformung

Die Modellierung der Mikrostruktur der Legierung Alloy 800H erfolgte zunächst mit der Thermodynamik und Kinetik Software *MatCalc*. Auf Basis der in dieser Arbeit vorliegenden Schmelzzusammensetzung und Mikrostrukturuntersuchungen wurden die primären und auch sekundären Ausscheidungsmikrostrukturen des Werkstoffs berechnet. Alle Berechnungsergebnisse konnten mit den experimentell gefundenen Erkenntnissen hinreichend validiert werden. Aufgrund der Kopplung von Mikrostruktur und Verformung sowie der vollständigen Abbildung nahezu aller mikrostrukturellen Phänomene,

die von *MatCalc* nicht berücksichtigt werden können, wurden einfache Entwicklungsgleichungen aufgestellt. Letztere beinhalteten vor allem die Entwicklung der Ausscheidungsmikrostruktur innerhalb der Matrix, das heißt, das Wachstum von der Korngrenze in das Korninnere. Mit dem vereinfachten Modell, das nur wenige Parametern enthält, konnten die *MatCalc*-Ergebnisse für beide Ausgangszustände, HLG und HRLX, gut nachgerechnet werden (vgl. Abb. 5.1 bzw. Abb. 5.2). Ein Vorteil dieses Modells ist also, dass Erweiterungen gegenüber *MatCalc* problemlos möglich sind. Weiterhin kann das vereinfachte Modell leicht in ein Finite Elemente Programm integriert werden.
Die dominierenden Festigkeitsbeiträge der Alloy 800H-Mikrostruktur konnten sowohl durch bereits gängige Ansätze als auch neuere Gleichungen beschrieben werden. Der Beitrag der inkohärenten, sekundären Ausscheidungsmikrostruktur wurde über eine modifizierte Orowan-Gleichung berechnet. Die verwendete Funktion M_{evol} ist phänomenologisch, jedoch experimentell gut nachvollziehbar und dient als Steuergröße zweier beobachteter Erscheinungen. Zunächst wird die oben erwähnte zeitabhängige Entwicklung der Ausscheidungen von der Korngrenze in das Korninnere beschrieben. Weiterhin wird mit dem Sättigungswert $M_{evol,max}$ dieser Funktion, die bereits im vorangegangen Abschnitt diskutierte Abhängigkeit der Ausscheidungsfestigkeit von der Auslagerungstemperatur beschrieben. Nicht vollständig experimentell nachgewiesen, doch theoretisch nachvollziehbar werden sich die Karbide bei unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen sowohl verschieden anordnen als auch möglicherweise andere Festigkeiten aufweisen. Letzteres würde in der Theorie dazu führen, dass sich Versetzungen stärker oder schwächer beugen und die abgeschätzte Zuordnung in Gl. (5.5) mit Hilfe von Abb. 2.2 rechtfertigen. Überlagert wird dies durch das mögliche Klettern von Versetzungen bei höheren Temperaturen. Das in dieser Arbeit entwickelte Modell ist in der Lage sowohl die mikrostrukturelle Entwicklung und die damit verbundene Erhöhung/Reduzierung der Fließgrenze unter rein thermischer Beanspruchung zu berechnen (vgl. Abb. 5.4).

Die Modellierung des Verformungsverhaltens erfolgte mit einem Chaboche-Wechselplastizitätsmodell bestehend aus einer Fließfunktion mit isotroper und kinematischer Verfestigung mit zwei Rückspannungen. Dieses ist im Allgemeinen in der Lage das zeit- und temperaturabhängige Verhalten eines Hochtemperaturwerkstoffs mit lediglich einem mikrostrukturellen Ausgangszustand sehr genau abzubilden. Phänomene wie zyklische Ver- und Entfestigung oder auch isotrope Anteile können gut modelliert werden. Aufgrund der phänomenologischen Ansätze ergeben sich jedoch meist Nachteile in der Modellierung, sobald verschiedene Materialzustände eines Werkstoffs mit nur einer Materialanpassung berechnet werden sollen. Die Entwicklung vor allem von Ausscheidungsmikrostrukturen kann nicht berücksichtigt werden.

Auf Basis der oben beschriebenen Ansätze zur Berechnung der Fließgrenze ist eine gute Beschreibung von σ_{cy} für unterschiedliche Auslagerungsdauern und Wärmebehandlungszustände der Legierung Alloy 800H möglich. Dies ist in Abb. 6.7a gezeigt. Lediglich für den relaxationsgeglühten Zustand sind größere Abweichungen zwischen Modell und Experiment erkennbar. Der ursprüngliche phänomenologische Ansatz der kinematischen Verfestigungsvariable $\Phi_{\infty,2}$, die zyklische Verfestigung infolge von Versetzungsstrukturen zu beschreiben, wurde durch die in dieser Arbeit durchgeführte Erweiterung nicht mehr verfolgt. Letztendlich dient dieser Teil im Verformungsmodell nur noch zur Abbildung der starken DRA-Effekte durch die Wechselwirkung von Nukleationskeimen und Versetzungen überwiegend im lösungsgeglühten Alloy 800H sowie teilweise im relaxationsgeglühten Zustand. Der Festigkeitsbeitrag durch Versetzungsstrukturen wurde dennoch berücksichtigt und wie experimentell beobachtet, über das Pinnen von Versetzungen durch $M_{23}C_6$-Karbide realisiert. Das hierfür reduzierte Modell nach Roters et al. (2000) mit den in dieser Arbeit entwickelten Erweiterungen ist in der Lage, mechanismen-basiert die Verfestigung durch gepinnte Versetzungsstrukturen in Alloy 800H zu beschreiben. Die Erweiterung der statischen Erholung $R_{kin,2}$ war notwendig, um das mit zunehmender Mikrostruktursättigung hervorgerufene Relaxationspotential abzubilden. Die in der vorliegenden Arbeit vorgenommene Verknüpfung der mikrostrukturellen Ausscheidungsgrößen mit der im Werkstoff akkumulierten plastischen Dehnung, über die einzelnen empirisch bestimmten Parameter β_x, zusammen mit den oben beschriebenen Erweiterungen ergeben letztendlich eine gute Übereinstimmung mit den aus jeglichen Ermüdungsver-

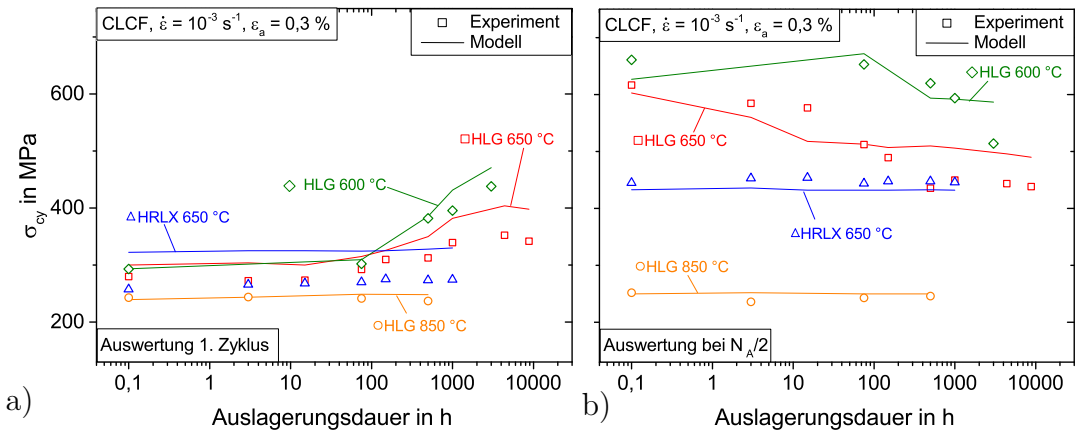

Abbildung 6.7: Vergleich zwischen modellierter und experimenteller zyklischer Fließgrenze für verschiedene Auslagerungstemperaturen und Zustände: HLG 600 °C: grüne Rauten, 650 °C: rote Quadrate, 850 °C: orange Kreise, HRLX: blaue Dreiecke. Modellberechnung in der jeweiligen Farbe als durchgezogene Linien dargestellt. Links: Mittelwert aus dem 1. Zyklus im Vorprogramm, rechts: bei halber Lebensdauer.

suchstypen ermittelten Daten (vgl. Abschnitt 5.5). Aus Abb. 6.7b wird deutlich, dass auch die Verfestigung und somit auch die Verläufe der zyklischen Fließgrenze bei halber Lebensdauer für die jeweilige Auslagerungsdauer vom Modell richtig erfasst werden. Ferner können gute Übereinstimmungen zwischen Experiment und Modell bei den TMF-Versuchen, dem deutlich betriebsähnlichsten Versuchstyp, erreicht werden.

6.4 Schädigung und Lebensdauer(-modellierung)

Im Folgenden werden die auftretenden Schädigungsmechanismen und Lebensdauern der Legierung Alloy 800H unter verschiedensten Ermüdungsbeanspruchungen diskutiert.

6.4.1 Niederzyklische Ermüdungsbelastung

Ermüdungsbelastung im LCF-Bereich mit schneller Belastungsrate führt, meist auch bei Alloy 800H, zu einer transkristallinen Schädigung mit charakteristischen Schwingstreifen auf der Bruchfläche (vgl. Abb. 4.29b, d). Dies ist in der Regel unabhängig vom mikrostrukturellen Ausgangszustand. Mit erhöhter Temperatur nimmt die Lebensdauer bei gleicher Amplitude ab, da unter anderem der Umgebungseinfluss größer und somit das Risswachstum kurzer sowie langer Risse beschleunigt wird (siehe Abb. 4.41 bzw. Abb. 4.42). Bei sehr hohen Temperaturen (> 850 °C) können auch interkristalline Schädigungsanteile auftreten (siehe 4.29f), die zur weiteren Reduzierung der Lebensdauer führen. Tendenziell kann die Aussage getroffen werden, dass der lösungsgeglühte Ausgangszustand für Temperaturen < 650 °C leicht erhöhte Lebensdauern im Vergleich zu den anderen beiden Hauptzuständen aufweist, während sich für höhere Temperaturen diese Tendenz umkehrt. Die starke zyklische Verfestigung und die daraus resultierenden hohen Spannungsniveaus könnten ein möglicher Grund für die geringeren Lebensdauern des HLG-Zustandes im genannten Temperaturbereich sein.

6.4.2 Kriech-Ermüdungsbelastung

In Abschnitt 4.5 wurde untersucht, wie sich die Länge der Haltezeiten und die verschiedenen Dehnraten auf den Schädigungsmechanismus auswirken. Abb. 6.8 korreliert die Lebensdauer mit der Haltezeit bzw. der Dehnrate für die KE-Versuche an den drei Hauptzuständen. Sowohl mit zunehmender Haltezeit als auch abnehmender Dehnrate wird die Lebensdauer der Legierung Alloy 800H reduziert. Wie schon von Kempf (1987), Mu (1990) und Baik und Raj (1982) detektiert wurde, treten in Haltezeitversuchen vermehrt Spaltrisse auch im Probeninneren auf, die mit Oberflächenanrissen zusammenwachsen. Im slowLCF-Versuch dominiert hingegen das Wachstum von Oberflächenrissen ohne Beteiligung von Kriechschädigung im Inneren der Probe. Hour und

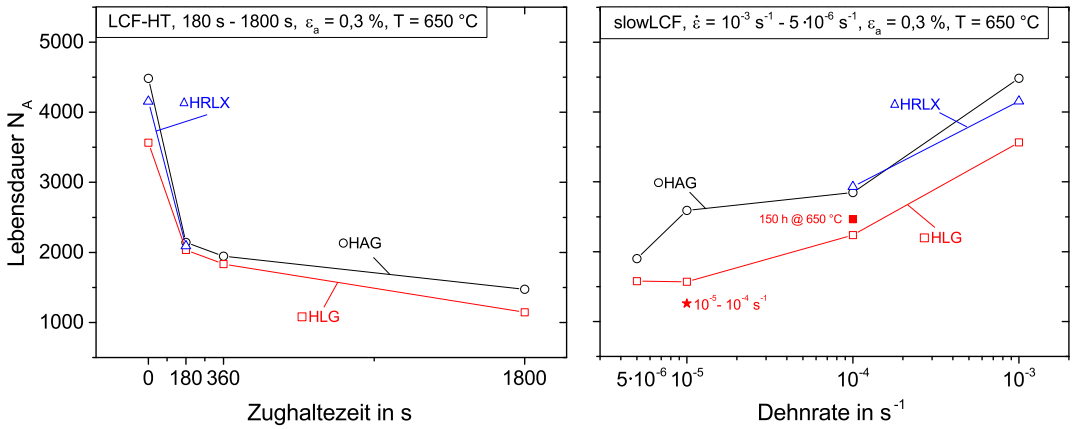

Abbildung 6.8: Gegenüberstellung der Lebensdauern von KE-Versuchen bei 650 °C an den drei Hauptzuständen: HLG: rote Quadrate, HRLX: blaue Dreiecke, HAG: schwarze Kreise. Lebensdauern von LCF-HT-Versuchen (links) und von slowLCF-Versuchen (rechts).

Stubbins (1989) konnten nachweisen, dass das Risswachstum der Legierung Alloy 800H abhängig von der Dehnrate sowie von der Haltezeit ist. Weiterhin identifizierten Kim et al. (2012) schon bei geringen Zughaltezeiten von 10 s und 30 s, trotz rein transkristalliner Schädigung, eine erhöhte Risswachstumsgeschwindigkeit im Vergleich zu einer Probe ohne Haltezeit. Ebenso deutlich wird die Erhöhung der Risswachstumsgeschwindigkeit bei langsamer Zug- jedoch schneller Druckbelastung (roter ausgefüllter Stern in Abb. 6.8). Die bei Zugbelastung gebildeten Risse schließen sich nicht mehr vollständig in der schnelleren Druckphase, wachsen somit schneller und führen zu einer Reduzierung der Lebensdauer.

Ferner wird aus den Verläufen in Abb. 6.8 ersichtlich, dass die Lebensdauer im Wesentlichen unter slowLCF-Belastung von der Mikrostruktur beeinflusst wird. Das höhere Spannungsniveau des lösungsgeglühten Materials trägt auch in diesem Fall dazu bei, dass die Lebensdauern im Vergleich zu den anderen Hauptzuständen bei schnellen Belastungen geringer sind. Bei kleineren Dehnraten erhöht sich die Wahrscheinlichkeit, dass der Umgebungseinfluss vor der Rissspitze im lösungsgeglühten Zustand einen Wechsel des Risswachstumsmechanismus von trans- zu interkristallin hervorruft, Schlesinger (2014). Im HAG-Zustand sind die Korngrenzen resistenter und könnten bewirken, dass der Umgebungseinfluss minimiert wird. Interkristalliner Rissfortschritt tritt somit erst bei sehr kleinen Dehnrate von $5 \cdot 10^{-6}$ s^{-1}, dementsprechend langen Zykluszeiten, auf. Unter diesen Bedingungen sinkt die Lebensdauer der ausgelagerten Probe vergleichsweise schnell auf dasselbe Niveau wie beim äquivalenten Versuch am HLG-Zustand. Auch der Versuch nach 150 h Auslagerung bei 650 °C (rotes ausgefülltes Quadrat) ordnet sich dementsprechend zwischen dem HLG-Ausgangszustand und dem Versuch am HAG-Material ein und unterstreicht die oben beschriebene Theorie. Ist dementsprechend

nur ein geringer oder gar kein Einfluss der Umgebung im Versuch zu erwarten, so ergeben sich auch nur geringe Abhängigkeiten der Lebensdauer von der Mikrostruktur. Versuche im Vakuum könnten hierüber ebenfalls Aufschluss geben. Die Schädigung in den Haltezeitversuchen wird in der gesamten Probe für alle Zustände von interkristallin aufgerissenen Korngrenzen im Probeninneren dominiert (vgl. Abb. 4.35). Ein Kontakt mit der Umgebung findet somit wahrscheinlich erst kurz vor Probenversagen oder gar nicht statt und führt zu identischen Lebensdauern, trotz unterschiedlicher Mikrostrukturen.

6.4.3 Thermomechanische Belastung

Der dominierende Risswachstumsmechanismus unter OP-Belastung ist transkristallin (vgl. Abb. 4.36). Durch den Wechsel zu einer gleichphasigen Beziehung zwischen thermischer und mechanischer Belastung kommen zunehmend interkristalline Schädigungsanteile hinzu (vgl. Abb. 4.37), die das Risswachstum beschleunigen und die Lebensdauer reduzieren. Auch hier wirkt sich der Umgebungseinfluss bei hohen Temperaturen und geöffnetem Riss negativ aus. Die zusätzliche Zughaltezeit bei hohen Temperaturen verstärkt diesen Effekt durch eine beschleunigte Korngrenzschädigung ähnlich zu den Kriech-Ermüdungsversuchen (siehe Abb. 4.38). Aufgrund der geringen Anzahl von Versuchen kann der Einfluss des mikrostrukturellen Ausgangszustandes auf die Lebensdauer nur tendenziell beurteilt werden. Im Vergleich mit den isothermen Versuchen zeigen auch unter TMF-Belastung die stabileren Mikrostrukturen leicht erhöhte Lebensdauern trotz des gleichen Schädigungsmechanismus. Eine mögliche Erklärung könnte auch in diesem Fall die auftretenden geringeren Spannungsniveaus der Zustände HRLX und HAG im Vergleich zu HLG sein.

6.4.4 Einheitliche Modellierung der Lebensdauer

Die Lebensdauern nahezu aller in dieser Arbeit durchgeführten Ermüdungsversuche können mit dem mechanismen-basierten D_{TMF}-Konzept und den aus Kriechdaten ermittelten Parametern in einem Streuband mit Faktor zwei beschrieben werden (vgl. Abb. 5.13). Obwohl das Modell für transkristallines Ermüdungsrisswachstum ausgelegt wurde, ist es möglich, auch die KE-Versuche mit deutlich interkristallinem Schädigungsanteil abzubilden. Zudem wird der vermutete Einfluss der Oxidation im Modell nicht explizit berücksichtigt, dennoch beschreibt das Modell die gemessenen Lebensdauern im Rahmen des erwähnten Streubandes. Weiterhin macht es diese Modellanpassung möglich, das Kurzrisswachstum bis mindestens zu einem technischen Anriss mit der Länge 1 mm zu berechnen (vgl. durchgezogene Linien in Abb. 4.41a). Für die Modellierung des Langrisswachstums (vgl. durchgezogene Linien in Abb. 4.42a) kann beispielsweise das von Schweizer (2013) entwickelte Konzept verwendet werden.

Kapitel 7

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde die Legierung Alloy 800H ausführlich in Bezug auf die Mikrostruktur, deren Entwicklung sowie Einfluss auf die Festigkeit, die Wechselplastizitätsverformung und die Schädigung unter Ermüdungsbeanspruchung untersucht. Ziel war es, ein Gesamtkonzept zu entwickeln, das die mikrostrukturelle Entwicklung infolge rein thermischer als auch thermomechanischer Beanspruchung voraussagen kann, die sich aus der Mikrostruktur ergebenen Abhängigkeiten für die Werkstofffestigkeit zu modellieren und mit einem Chaboche-Wechselplastizitätsmodell zu verknüpfen. Schlussendlich konnte eine vollständige und einheitliche Beschreibung des viskoplastischen Verformungsverhaltens unter Ermüdungsbeanspruchung der Legierung Alloy 800H erzielt werden, welche unabhängig vom mikrostrukturellen Ausgangszustand ist. Das Gesamtkonzept ist übertragbar auf andere karbidhärtende Legierungen, sofern ausreichende Kenntnisse über die thermodynamischen und kinetischen Zusammenhänge vorhanden sind. Diese können, wie auch in der vorliegenden Arbeit, beispielsweise mit Hilfe der Software *MatCalc* ermittelt werden. Eine Erweiterung auf ausscheidungshärtende Legierung ist ebenso denkbar. Die Kombination aus Verformungs- und Lebensdauermodell kann nun beispielsweise in eine *ABAQUS-UMAT* und einen Post-Prozessor implementiert werden, um kritische Stellen an Bauteilen zu lokalisieren und Komponentenlebensdauern unter den gegebenen Belastungen abzuschätzen.

Zum Erreichen der oben aufgeführten Zielsetzung wurden zunächst zwei mikrostrukturell unterschiedliche Ausgangszustände, lösungsgeglüht und relaxationsgeglüht, des Chrom-Nickel-Stahls im Rasterelektronen- und Transmissionselektronenmikroskop untersucht. Die Mikrostruktur des lösungsgeglühten Werkstoffs beinhaltet keinerlei sekundäre Ausscheidungen, lediglich gröbere Titankarbide und Ti(C,N) sowie eine leichte Belegung der Korngrenze mit $M_{23}C_6$-Chromkarbiden können identifiziert werden. Die Relaxationsglühung ist eine zusätzliche Wärmebehandlung nach der Lösungsglühung, die zu

zahlreichen Chromkarbiden und sehr viel kleineren titanreichen Ausscheidungen führt. Die Entwicklung der Mikrostruktur wurde ausführlich bei 650 °C für beide Zustände bis zu einer Auslagerungsdauer von 1000 h, im Fall vom lösungsgeglühten Material sogar bis zu einem Jahr (dritter Ausgangszustand), charakterisiert. Es hat sich gezeigt, dass das lösungsgeglühte Material zwischen 15 h und 75 h beginnt, Chromkarbide in der Umgebung von Korngrenzen und primären Karbiden auszuscheiden. Mit zunehmender Auslagerungsdauer entwickelt sich die Ausscheidungsmikrostruktur in das Korninnere, so dass nach 500 h bis 1000 h ein stabiler homogener Zustand vorliegt. Durch die Relaxationsglühung bleibt bei 650 °C die Mikrostruktur weitestgehend stabil. Es konnte ein Wachstum der bereits vorhanden Chromkarbide identifiziert werden.
In Bezug auf das Verformungsverhalten zeigt der lösungsgeglühte Alloy 800H, bedingt durch die verformungsinduzierte Bildung von überwiegend $M_{23}C_6$-Chromkarbiden, eine starke zyklische Verfestigung, die bei den beiden anderen Hauptzuständen nicht auftritt. Die Auslagerung bei 650 °C steigert die Werkstofffestigkeit und senkt gleichzeitig das Verfestigungspotential, während die Festigkeit und das Verformungsverhalten des relaxationsgeglühten Materials nahezu unbeeinflusst von der thermischen Auslagerung bleiben. Eine thermische Beanspruchung des lösungsgeglühten Materials bei 600 °C führt zu einer höheren Festigkeit, eine Auslagerung für bereits 3 h bei 850 °C führt zu einer mit dem relaxationsgeglühten Zustand vergleichbaren Mikrostruktur und somit auch Festigkeit. Unter thermomechanischer Ermüdungsbelastung zwischen 300 °C und 650 °C zeigen alle Zustände eine durchgehende zyklische Verfestigung. Auffällig beim lösungsgeglühten Material sind deutlich höhere Spannungsniveaus bei niedrigen Temperaturen im Vergleich zu isothermen Versuchen mit nahezu doppelter mechanischer Belastung. Gründe hierfür liefern die zahlreichen titanreichen Ausscheidungen sowie die bei hohen Temperaturen gebildeten Versetzungsstrukturen.
In Bezug auf die Lebensdauer unter niederzyklischer Ermüdungsbelastung kann die Tendenz abgeleitet werden, dass die stabileren Mikrostrukturen (ein Jahr ausgelagert und relaxationsgeglüht) für Temperaturen $\geq$ 650 °C höhere Lebensdauern, im niedrigeren Temperaturbereich geringere Lebensdauern als der lösungsgeglühte Werkstoff Alloy 800H aufweisen. Die Charakterisierung der Schädigungsmechanismen bei 650 °C hat wichtige Erkenntnisse geliefert. Wird die Belastungsrate von 10^{-4} s^{-1} auf 10^{-5} s^{-1} im Versuch am lösungsgeglühten Material verringert, gibt es einen Wechsel des Risswachstumsmechanismus von trans- zu interkristallin. Ähnliche Effekte treten beim Wechsel der Phasenbeziehung im thermomechanischen Ermüdungsversuch von gegen- zu gleichphasig auf. Im ausgelagerten Material konnte ein derartig klarer Übergang unter denhratenabhängiger Kriech-Ermüdungsbeanspruchung nicht identifiziert werden. Die Korngren-

zen werden in diesem Fall resistenter gegenüber Umgebungseinflüssen an der Rissspitze sein und führen zu deutlich erkennbaren Lebensdauervorteilen. In den durchgeführten Haltezeitversuchen konnte keine Abhängigkeit der Mikrostruktur auf die Lebensdauer identifiziert werden, da der Schädigungsmechanismus für alle Versuche dasselbe Muster aufweist. Die Korngrenzen im Probeninneren werden aufgerissen und der dominierende Riss durchläuft die geschädigten Bereiche höchstwahrscheinlich erst zum Ende der Probenlebensdauer.

Die Modellierung der Mikrostruktur wurde mit Hilfe der gewonnenen metallographischen Erkenntnisse und der Thermodynamik und Kinetik Software *MatCalc* durchgeführt. Die ermittelten Verläufe der Ausscheidungsgrößen wie Radius und Phasenanteil für die acht untersuchten Temperaturstützstellen zwischen Raumtemperatur und 1000 °C konnten mit einfachen Entwicklungsgleichungen abgebildet werden. Zusammen mit aus der Literatur bekannten Ansätzen zur Berechnung einzelner Festigkeitsbeiträge wie Mischkristallverfestigung, Korngrenzverfestigung, Versetzungsverfestigung und Ausscheidungsverfestigung wurden letztendlich die Raumtemperatur-Fließgrenzen des lösungsgeglühten sowie relaxationsgeglühten Alloy 800H und deren Entwicklung in Abhängigkeit von der Auslagerungstemperatur berechnet und mit den experimentellen Werten validiert. Für die Verknüpfung mit dem Chaboche-Wechselplastizitätsmodell wurde der identifizierte proportionale Zusammenhang zwischen Dehngrenze und zyklischer Fließgrenze ausgenutzt. Die Entwicklungsgleichungen für den Ausscheidungsradius und volumetrischen Phasenanteil wurden mit der akkumuliert plastischen Dehnung gekoppelt. Weiterhin wurde ein Modell zur Berechnung der mobilen Versetzungsdichte weiterentwickelt, um das experimentell beobachtete Pinnen von Versetzungen abzubilden. Mit dem entwickelten Konzept gelang die einheitliche Modellierung aller in dieser Arbeit durchgeführten Ermüdungsversuche. Die Lebensdauer und das Kurzrisswachstum der Legierung Alloy 800H wurde ebenfalls einheitlich mit dem D_{TMF}-Konzept beschrieben.

Anhang

Tabelle A.1: Kennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ für alle isothermen Ermüdungsversuche am HLG-Zustand.

Probe	Temp.	$\dot{\varepsilon}$	t_z/t_d	N_A	$\Delta\varepsilon$	$\Delta\varepsilon_{pl}$	$\sigma_{min}/\sigma_{max}$	E_{cy}	σ_{cy}	n_R
	°C	s^{-1}	s		%	%	MPa	MPa	MPa	
HLG1	RT	10^{-3}	- / -	4289	1,2	0,85	-360/350	195	610	0,123
HLG1q			- / -	13 072	1,2	0,83	-368/374	195	649	0,115
HLG2			- / -	1408	2,0	1,59	-401/399	195	617	0,140
HLG3			- / -	539	3,2	2,76	-423/429	195	569	0,173
HLG12	300	10^{-3}	- / -	43 604	0,4	0,14	-253/242	182,5	/*	/*
HLG4			- / -	6520	1,2	0,86	-300/295	182,5	492	0,152
HLG5			- / -	2247	2,0	1,63	-335/331	182,5	464	0,183
HLG13	500	10^{-3}	- / -	53 476	0,4	0,05	-318/302	175	/*	/*
HLG11			- / -	3240	0,8	0,38	-385/365	175	693	0,133
HLG9			- / -	5135	0,8	0,38	-374/362	175	681	0,173
HLG8			- / -	2335	1,2	0,73	-422/406	175	682	0,167
HLG16	600	10^{-3}	- / -	28 383	0,4	0,06	-298/285	170	/*	/*
HLG17			- / -	5824	0,6	0,21	-338/327	170	661	/*
HLG15			- / -	2302	0,8	0,36	-378/373	170	706	0.152
HLG19	650	10^{-3}	- / -	14 068	0,4	0,07	-279/267	165	/*	/*
HLG20			- / -	3579	0,6	0,22	-316/311	165	632	0,157
HLG25×			- / -	3137	0,6	0,22	-313/312	165	622	0,170
HLG26×			- / -	3372	0,6	0,23	-314/307	165	615	0,178
HLG27×			- / -	3688	0,6	0,24	-308/310	165	609	0,184
HLG2q×			- / -	3285	0,6	0,23	-310/312	165	618	0,186
HLG4q×			- / -	3285	0,6	0,24	-307/305	165	604	0,215
HLG5q×			- / -	3755	0,6	0,23	-307/315	165	618	0,197
HLG18			- / -	1518	0,8	0,40	-337/326	165	645	0,112
HLG38		10^{-4}	- / -	2259	0,6	0,27	-271/275	165	527	0,133
HLG61		10^{-4}	- / -	1956	0,6	0,27	-280/272	165	539	0,133
HLG37		10^{-5}	- / -	1590	0,6	0,32	-226/232	165	442	0,103
HLG39		$5{\cdot}10^{-6}$	- / -	1597	0,6	0,36	-204/201	165	391	0,114
HLG58××		$10^{-5}/10^{-4}$	- / -	1259	0,6	0,31	-249/233	165	467	0,102
HLG40		10^{-4}	- / -	1106	0,8	0,45	-290/288	165	533	0,010
HLG41		10^{-5}	- / -	648	0,8	0,52	-235/230	165	443	0,006
HLG42		$5{\cdot}10^{-6}$	- / -	760	0,8	0,54	-217/217	165	416	0,062
HLG43		10^{-3}	180/180	2121	0,6	0,39	-252/253	165	/**	/**
HLG44			180/0	2035	0,6	0,33	-280/262	165	519	0,143
HLG45			360/0	1834	0,6	0,35	-273/249	165	500	0,140
HLG46			1800/0	1167	0,6	0,39	-259/235	165	467	0,137
HLG24	700	10^{-3}	- / -	10 329	0,4	0,14	-220/218	162,5	/*	/*
HLG21			- / -	2055	0,6	0,28	-263/256	162,5	510	0,110
HLG23			- / -	1126	0,8	0,47	-274/271	162,5	512	0,089
HLG30	850	10^{-3}	- / -	63 512	0,2	0,08	-99/104	150	/*	/*
HLG34			- / -	2636	0,4	0,25	-117/124	150	243	0,092
HLG28			- / -	1354	0,4	0,25	-118/120	150	237	0,083
HLG29			- / -	1250	0,6	0,44	-130/127	150	252	0,062
HLG32	1000	10^{-3}	- / -	11 285	0,2	0,13	-46/56	135	/*	/*
HLG35			- / -	3125	0,3	0,23	-45/62	135	115	0,061
HLG11q			- / -	2276	0,3	0,22	-55/62	135	124	0,050
HLG31			- / -	828	0,4	0,32	-53/64	135	115	0,075

×LCF Versuche ××slowLCF-Versuch: Im Zugast 10^{-5}, im Druckast 10^{-4}

*Ermittlung aufgrund von zu hohem elastischen Anteil nicht möglich

**Ermittlung aufgrund der Haltezeiten nicht möglich

Tabelle A.2: Kennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ für alle isothermen Ermüdungsversuche am HRLX- und HAG-Zustand.

Probe	Temp.	$\dot{\varepsilon}$	t_z/t_d	N_A	$\Delta\varepsilon$	$\Delta\varepsilon_{pl}$	$\sigma_{min}/\sigma_{max}$	E_{cy}	σ_{cy}	n_R
	°C	s^{-1}	s		%	%	MPa	MPa	MPa	
HRLX9	RT	10^{-3}	- / -	4608	1,2	0,86	-336/334	195	578	0.121
HRLX4	300	10^{-3}	- / -	4668	1,2	0,89	-293/290	182.5	490	0,134
HRLX15			- / -	1979	2,0	1,68	-314/305	182.5	439	0,179
HRLX5	500	10^{-3}	- / -	26 065	0,4	0,15	-221/229	175	/*	/*
HRLX20			- / -	3973	0,8	0,49	-289/286	175	514	0,144
HRLX13			- / -	1893	1,2	0,81	-344/339	175	557	0,15
HRLX7	600	10^{-3}	- / -	5207	0,6	0,33	-241/246	170	465	0,170
HRLX21			- / -	2073	0,8	0,47	-299/291	170	555	0,103
HRLX8	650	10^{-3}	- / -	15 944	0,4	0,18	-189/190	165	/*	/*
HRLX1			- / -	4167	0,6	0,34	-230/223	165	445	0,138
HRLX10			- / -	2297	0,8	0,49	-255/263	165	483	0,089
HRLX25		10^{-4}	- / -	2930	0,6	0,35	-208/203	165	394	0,097
HRLX26		10^{-3}	180/0	2093	0,6	0,37	-237/216	165	420	0,101
HRLX19	700	10^{-3}	- / -	8581	0,4	0,2	-169/172	162,5	/*	/*
HRLX3			- / -	2961	0,6	0,36	-203/200	162,5	391	0,106
HRLX30k†			- / -	1273	0,8	0,52	-229/231	162,5	437	0,057
HRLX11	850	10^{-3}	- / -	40 702	0,2	0,08	-91/105	150	/*	/*
HRLX6			- / -	1553	0,6	0,43	-128/135	150	255	0,054
HLG35	1000	10^{-3}	- / -	841	0,3	0,22	-59/54	135	118	0,061
HAG11	RT	10^{-3}	- / -	2162	1,2	0,82	-385/369	195	645	0,115
HAG10	300	10^{-3}	- / -	3848	1,2	0,89	-298/287	182.5	458	0.159
HAG14k†			- / -	1428	2,0	1,66	-339/333	182,5	483	0,165
HAG17	500	10^{-3}	- / -	5390	0,8	0,52	-254/250	175	421	0,179
HAG13k†			- / -	2206	1,2	0,91	-307/300	175	485	0,165
HAG6	600	10^{-3}	- / -	5676	0,6	0,34	-230/234	170	436	0,172
HAG19			- / -	2989	0,8	0,53	-261/258	170	479	0,120
HAG7	650	10^{-3}	- / -	12 365	0,4	0,17	-197/195	165	/*	/*
HAG3			- / -	4484	0,6	0,34	-226/228	165	434	0,132
HAG2			- / -	3419	0,6	0,35	-236/234	165	456	0,105
HAG8			- / -	1947	0,8	0,50	-247/254	165	480	0,082
HAG23		10^{-4}	- / -	2868	0,6	0,34	-216/215	165	415	0,089
HAG1		10^{-5}	- / -	2591	0,6	0,36	-196/200	165	374	0,091
HAG9		$5{\cdot}10^{-6}$	- / -	1902	0,6	0,38	-191/186	165	360	0,083
HAG20			180/0	2143	0,6	0,38	-231/215	165	426	0,108
HAG27		10^{-3}	360/0	1945	0,6	0,39	-232/212	165	424	0,104
HAG22			1800/0	11 473	0,6	0,41	-221/199	165	398	0,114
HAG15	700	10^{-3}	- / -	3426	0,6	0,35	-204/207	162,5	397	0,099
HAG12k†			- / -	1491	0,8	0,53	-228/227	162,5	427	0,079
HAG4	850	10^{-3}	- / -	1598	0,6	0,44	-122/128	150	249	0,051
HAG21	1000	10^{-3}	- / -	1353	0,3	0,22	-65/56	135	126	0,042

†Knicksteifere Probe mit 8 mm Durchmesser

*Ermittlung aufgrund von zu hohem elastischen Anteil nicht möglich

Tabelle A.3: Kennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ für alle isothermen Ermüdungsversuche an den Auslagerungszuständen.

Probe	Temp.	$\dot{\varepsilon}$	N_A	$\Delta\varepsilon$	$\Delta\varepsilon_{pl}$	$\sigma_{min}/\sigma_{max}$	E_{cy}	σ_{cy}	n_R
	°C	s^{-1}		%	%	MPa	MPa	MPa	
6HAG500h3			3797	1,2	0,82	-386/368	195	651	0,111
6HAG1000h2			3582	1,2	0,81	-390/377	195	677	0,105
6HAG3000h3			3882	1,2	0,80	-400/388	195	679	0,116
65HAG75h3			3779	1,2	0,84	-360/351	195	607	0,121
65HAG150h2	RT	10^{-3}	3401	1,2	0,87	-366/360	195	624	0,117
65HAG500h2			3587	1,2	0,84	-359/350	195	605	0,118
65HAG1000h2			3631	1,2	0,83	-366/357	195	617	0,118
65HAG4400h2			3699	1,2	0,83	-369/358	195	623	0,118
85HAG500h3			3825	1,2	0,75	-345/330	195	587	0,113
6HAG75h1			4539	0,6	0,22	-331/323	170	653	0,185
6HAG500h1	600	10^{-3}	6643	0,6	0,23	-321/312	170	620	0,203
6HAG1000h1			7147	0,6	0,25	-310/301	170	594	0,209
6HAG3000h1			5870	0,6	0,30	-269/266	170	514	0,186
6HAG500h1			3406	0,6	0,25	-297/284	165	572	0,162
6HAG3000h2			5490	0,6	0,30	-252/245	165	483	0,149
65HAG3h1			4055	0,6	0,24	-300/298	165	594	0,185
65HAG15h1			3789	0,6	0,25	-304/301	165	592	0,163
65HAG75h1			4017	0,6	0,28	-279/277	165	544	0,161
65HAG75h2			4524	0,6	0,27	-279/273	165	527	0,165
65HAG150h1	650	10^{-3}	3945	0,6	0,30	-248/253	165	496	0,153
65HAG500h1			4629	0,6	0,32	-234/236	165	438	0,142
65HAG1000h1			4122	0,6	0,32	-227/235	165	456	0,127
65HAG4400h1			4401	0,6	0,33	-233/229	165	449	0,127
85HAG3h2			3514	0,6	0,32	-237/232	165	455	0,131
85HAG500h2			3973	0,6	0,32	-232/227	165	432	0,126
65HAG150h3		10^{-4}	2464	0,6	0,31	-247/240	165	471	0,107
85HAG3h1			1396	0,6	0,45	-122/116	150	236	0,046
85HAG3h3	850	10^{-3}	1071	0,6	0,44	-126/123	150	245	0,054
85HAG75h2			1465	0,6	0,44	126/120	150	243	0,041
85HAG500h1			1840	0,6	0,43	-130/121	150	246	0,049
65HRLXAG1000h2	RT	10^{-3}	3354	1,2	0,86	-342/333	195	573	0,122
65HRLXAG3h-1			4215	0,6	0,34	-232/231	165	453	0,161
65HRLXAG15h1			4050	0,6	0,32	-237/234	165	454	0,150
65HRLXAG75h1			4321	0,6	0,32	-224/234	165	444	0,134
65HRLXAG75h2	650	10^{-3}	4000	0,6	0,32	-230/230	165	432	0,144
65HRLXAG150h1			4268	0,6	0,33	-233/234	165	448	0,143
65HRLXAG500h1			3987	0,6	0,34	-227/232	165	448	0,136
65HRLXAG1000h1			4090	0,6	0,33	-228/230	165	446	0,149

Tabelle A.4: Kennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ für alle TMF-Versuche an den Hauptzuständen.

Probe	Typ	Temp.	Rate	t_z/t_d	Zyklus	N_A	$\Delta\varepsilon_{mech}$	$\Delta\varepsilon_{pl}$	$\sigma_{min}/\sigma_{max}$
		°C	K/s	s	s		%	%	MPa
HLG52	IP	80-650	5‡	- / -	330	6073	0,5	0,12	-401/273
HLG59	OP	80-650	5‡	- / -	330	4217	0,67	0,27	-306/424
HLG7q	OP	300-650	5	- / -	150	>6318*	0,2	/*	/*
HLG51	IP	300-650	5	- / -	150	>11 857*	0,2	/*	/*
HLG53	OP	300-650	5	- / -	150	3159	$\Delta\varepsilon_{th}\widehat{=}$0,67	0,29	-312/385
HLG54	OP-HT	300-650	5	0/180	330	3471	$\Delta\varepsilon_{th}\widehat{=}$0,67	0,37	-270/323
HLG55	IP	300-650	5	- / -	150	2635	$\Delta\varepsilon_{th}\widehat{=}$0,67	0,28	-385/311
HLG56	IP-HT	300-650	5	180/0	330	1536	$\Delta\varepsilon_{th}\widehat{=}$0,67	0,39	-334/250
HLG57	OP	300-850	5	- / -	230	1072	0,67	0,45	-108/290
HAG25	OP	300-650	5	- / -	150	4420	$\Delta\varepsilon_{th}\widehat{=}$0,67	0,38	-243/270
HAG24	OP	80-650	5‡	- / -	330	4222	0,67	0,37	-243/312
HRLX28	OP	300-650	5	- / -	150	3288	$\Delta\varepsilon_{th}\widehat{=}$0,67	0,35	-268/290

‡beim Abkühlen bis 300 °C danach langsamerer Auslauf

*Ermittlung nicht möglich, da Versuch aufgrund von sehr hohem elastischen Anteil gestoppt

Tabelle A.5: Lebensdauerkennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ für alle isothermen Ermüdungsversuche am HLG-Zustand.

Probe	Temp.	$\dot{\varepsilon}$	t_z/t_d	N_A	$\Delta\varepsilon$	$Z_D{}^*$	D_{TMF}	d_n D_{TMF}	F
	°C	s^{-1}	s		%				
HLG1	RT	10^{-3}	- / -	4289	1,2	14,26	0,02379	0,00966	1
HLG1q			- / -	13 072	1,2	15,10	0,02521	0,01023	1
HLG2			- / -	1408	2,0	29,06	0,04832	0,01964	1
HLG3			- / -	539	3,2	52,03	0,08681	0,03525	1
HLG12	300	10^{-3}	- / -	43 604	0,4	2,12	0,00431	0,00168	1
HLG4			- / -	6520	1,2	12,06	0,02444	0,00955	1
HLG5			- / -	2247	2,0	23,74	0,4812	0,0188	1
HLG13	500	10^{-3}	- / -	53 476	0,4	1,63	0,00262	0,00101	1,1660
HLG11			- / -	3240	0,8	1,59	0,00632	0,00231	2,7635
HLG9			- / -	5135	0,8	7,51	0,01355	0,00524	1,3119
HLG8			- / -	2335	1,2	15,24	0,02974	0,01151	1,4207
HLG16	600	10^{-3}	- / -	28 383	0,4	1,59	0,00632	0,00231	2,7635
HLG17			- / -	5824	0,6	4,24	0,01884	0,00687	3,0962
HLG15			- / -	2302	0,8	7,66	0,03664	0,01335	3,3292
HLG19	650	10^{-3}	- / -	14 068	0,4	1,64	0,01032	0,00351	3,8808
HLG20			- / -	3579	0,6	4,23	0,02942	0,00999	4,2891
HLG25$^{\times}$			- / -	3137	0,6	4,17	0,02886	0,0098	4,2741
HLG26$^{\times}$			- / -	3372	0,6	4,19	0,02896	0,00983	4,2658
HLG27$^{\times}$			- / -	3688	0,6	4,13	0,02852	0,00968	4,2634
HLG2q$^{\times}$			- / -	3285	0,6	4,22	0,02914	0,00989	4,2634
HLG4q$^{\times}$			- / -	3285	0,6	4,11	0,02831	0,0096	4,2446
HLG5q$^{\times}$			- / -	3755	0,6	4,28	0,0296	0,01004	4,2632
HLG18			- / -	2302	0,8	7,14	0,05303	0,01799	4,5835
HLG38		10^{-4}	- / -	2259	0,6	3,72	0,03623	0,01228	6,0015
HLG61		10^{-4}	- / -	1956	0,6	3,73	0,03632	0,01232	6,0126
HLG37		10^{-5}	- / -	1590	0,6	3,32	0,04523	0,01534	8,4133
HLG39		$5{\cdot}10^{-6}$	- / -	1597	0,6	3,02	0,04515	0,0153	9,2165
HLG58$^{\times\times}$		$10^{-5}/10^{-4}$	- / -	1259	0,6	3,30	0,03858	0,01308	7,2080
HLG40		10^{-4}	- / -	1106	0,8	6,04	0,06258	0,02122	6,3955
HLG41		10^{-5}	- / -	648	0,8	5,04	0,0729	0,02472	8,9147
HLG42		$5{\cdot}10^{-6}$	- / -	760	0,8	4,90	0,07811	0,02649	9,8396
HLG43		10^{-3}	180/180	2121	0,6	2,65	0,03061	0,01038	7,1154
HLG44			180/0	2035	0,6	3,02	0,02824	0,00957	5,7752
HLG45			360/0	1834	0,6	2,97	0,02956	0,01002	6,1381
HLG46			1800/0	1167	0,6	2,76	0,03203	0,01086	7,1620
HLG24	700	10^{-3}	- / -	10 329	0,4	1,83	0,01753	0,00841	4,7408
HLG21			- / -	2055	0,6	4,22	0,04476	0,02149	5,2542
HLG23			- / -	1126	0,8	6,61	0,07432	0,0357	5,5754
HLG30	850	10^{-3}	- / -	63 512	0,2	0,42	0,00996	0,00477	5,7904
HLG34			- / -	2636	0,4	1,47	0,04098	0,01962	6,8142
HLG28			- / -	1354	0,4	1,45	0,04019	0,01924	6,7989
HLG29			- / -	1250	0,6	2,61	0,07864	0,03765	7,3935
HLG32	1000	10^{-3}	- / -	11 285	0,2	0,34	0,01926	0,01039	6,3894
HLG35			- / -	3125	0,3	0,57	0,03452	0,01863	6,9150
HLG31			- / -	828	0,4	0,86	0,05578	0,0301	7,3529

$^{\times}$LCF Versuche $^{\times\times}$slowLCF-Versuch: Im Zugast 10^{-5}, im Druckast 10^{-4}

*Rissschließen nach NEWMAN

Tabelle A.6: Lebensdauerkennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ für alle isothermen Ermüdungsversuche am HRLX-Zustand und HAG-Zustand.

Probe	Temp.	$\dot{\varepsilon}$	t_z/t_d	N_A	$\Delta\varepsilon$	$Z_D{}^*$	D_{TMF}	$d_n\ D_{TMF}$	F
	°C	s^{-1}	s		%				
HRLX9	RT	10^{-3}	- / -	4608	1,2	13,89	0,02402	0,01114	1
HRLX4	300	10^{-3}	- / -	4668	1,2	11,95	0,02572	0,0099	1
HRLX15			- / -	1979	2,0	22,95	0,04941	0,01902	1
HRLX5	500	10^{-3}	- / -	26 065	0,4	1,87	0,00379	0,00141	1,0408
HRLX20			- / -	3973	0,8	6,83	0,01461	0,00545	1,1
HRLX13			- / -	1893	1,2	13,72	0,03087	0,01151	1,1572
HRLX7	600	10^{-3}	- / -	5207	0,6	3,99	0,01893	0,00802	2,4172
HRLX21			- / -	2073	0,8	7,16	0,03689	0,01562	2,6268
HRLX8	650	10^{-3}	- / -	15 944	0,4	1,79	0,0121	0,00536	2,9546
HRLX1			- / -	4167	0,6	4,07	0,03048	0,01349	3,2775
HRLX10			- / -	2297	0,8	6,56	0,05256	0,02327	3,5087
HRLX25		10^{-4}	- / -	2930	0,6	3,47	0,0364	0,01611	4,6003
HRLX26		10^{-3}	180/0	2093	0,6	3,06	0,03102	0,01373	4,4441
HRLX19	700	10^{-3}	- / -	8581	0,4	1,82	0,01834	0,00986	3,9310
HRLX3			- / -	2961	0,6	3,75	0,04152	0,02233	4,3235
HRLX30k†			- / -	1273	0,8	6,16	0,07307	0,03931	4,6354
HRLX11	850	10^{-3}	- / -	40 702	0,2	0,45	0,01086	0,00585	5,6156
HRLX6			- / -	1553	0,6	2,74	0,08417	0,04536	7,1682
HLG35	1000	10^{-3}	- / -	841	0,3	0,61	0,03659	0,02191	7,2196
HAG11	RT	10^{-3}	- / -	2162	1,2	14,92	0,02311	0,01083	1
HAG10	300	10^{-3}	- / -	3848	1,2	11,87	0,02524	0,00947	1
HAG14k†			- / -	1428	2,0	24,34	0,05175	0,01942	1
HAG17	500	10^{-3}	- / -	5390	0,8	6,17	0,01438	0,00514	1,0556
HAG13k†			- / -	2206	1,2	12,40	0,02999	0,01072	1,0952
HAG6	600	10^{-3}	- / -	5676	0,6	3,94	0,0192	0,00777	2,2318
HAG19			- / -	2989	0,8	6,67	0,03489	0,01411	2,3927
HAG7	650	10^{-3}	- / -	12 365	0,4	1,85	0,01258	0,00593	2,9827
HAG3			- / -	4484	0,6	3,89	0,02896	0,01365	3,2649
HAG2			- / -	3419	0,6	4,33	0,03252	0,01532	3,2949
HAG8			- / -	1947	0,8	6,62	0,05306	0,025	3,5119
HAG23		10^{-4}	- / -	2868	0,6	3,69	0,03897	0,01836	4,6348
HAG1		10^{-5}	- / -	2591	0,6	3,27	0,05394	0,02542	7,2270
HAG9		$5{\cdot}10^{-6}$	- / -	1902	0,6	3,38	0,0503	0,02371	6,5299
HAG20		10^{-3}	180/0	2143	0,6	3,09	0,03137	0,01479	4,4479
HAG27			360/0	1945	0,6	3,02	0,03267	0,0154	4,7381
HAG22			1800/0	11 473	0,6	2,72	0,03417	0,0161	5,5088
HAG15	700	10^{-3}	- / -	3426	0,6	3,75	0,04093	0,0216	4,4951
HAG12k†			- / -	1491	0,8	6,00	0,07009	0,03699	4,8087
HAG4	850	10^{-3}	- / -	1598	0,6	2,75	0,08239	0,05179	7,4698
HAG21	1000	10^{-3}	- / -	1353	0,3	0,63	0,0376	0,02371	7,4375

†Knicksteifere Probe mit 8 mm Durchmesser

*Rissschließen nach Newman

Tabelle A.7: Kennwerte der Hysteresen bei $N_A/2$ der TMF-Versuche.

Probe	Typ	Temp.	t_z/t_d	N_A	$\Delta\varepsilon_{mech}$	$Z_D{}^*$	D_{TMF}	d_n D_{TMF}	F
		°C	s		%				
HLG52	IP	80-650	- / -	6073	0,5	2,73	0,01753	0,00648	3,9184
HLG59	OP	80-650	- / -	4217	0,67	7,84	0,04935	0,01824	3,8455
HLG7q	OP	300-650	- / -	>6318	0,2**	/**	/**	/**	/**
HLG51	IP	300-650	- / -	>11 857	0,2**	/**	/**	/**	/**
HLG53	OP	300-650	- / -	3159	$\Delta\varepsilon_{th}\hat{=}$0,67	6,97	0,04591	0,01671	4,0225
HLG54	OP-HT	300-650	0/180	3471	$\Delta\varepsilon_{th}\hat{=}$0,67	4,98	0,04295	0,01563	5,2821
HLG55	IP	300-650	- / -	2635	$\Delta\varepsilon_{th}\hat{=}$0,67	5,48	0,03616	0,01316	4,0330
HLG56	IP-HT	300-650	180/0	1536	$\Delta\varepsilon_{th}\hat{=}$0,67	4,20	0,03648	0,01327	5,3079
HLG57	OP	300-850	- / -	1072	0,67	4,85	0,08451	0,03416	8,4703
HAG25	OP	300-650	- / -	4420	$\Delta\varepsilon_{th}\hat{=}$0,67	5,30	0,03518	0,01448	3,0083
HAG24	OP	80-650	- / -	4222	0,67	5,82	0,03264	0,01343	2,9256
HRLX28	OP	300-650	- / -	1072	$\Delta\varepsilon_{th}\hat{=}$0,67	5,68	0,03794	0,01547	3,1755

‡beim Abkühlen bis 300 °C danach langsamerer Auslauf

*Rissschließen nach Newman

**Ermittlung nicht möglich, da Versuch aufgrund von sehr hohem elastischen Anteil gestoppt

Literaturverzeichnis

Ahmadi, M. R. (2014). *Precipitation strengthening in multi-particle systems*. Dissertation, Technische Universität Wien.

Ahmadi, M. R., Povoden-Karadeniz, E., Öksüz, K. I., Falahati, A., Kozeschnik, E. (2014a). A model for precipitation strengthening in multi-particle systems. *Computational Materials Science*, *91*, 173 – 186.

Ahmadi, M. R., Povoden-Karadeniz, E., Sonderegger, B., Öksüz, K. I., Falahati, A., Kozeschnik, E. (2014b). A model for coherency strengthening of large precipitates. *Scripta Materialia*, *84 - 85*, 47 – 50.

Ardell, A. J. (1985). Precipitation Hardening. *Metallurgical Transactions A*, *16A*, 2131 – 2165.

Armstrong, P., Frederick, C. (1966). A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect. Tech. Rep. Report RD/B/N 731, Central Electricity Generating Board.

Arzt, E., Ashby, M. (1982). Threshold stresses in materials containing dispersed particles. *Scripta Materialia*, *16*, 1285 – 1290.

Ashby, M. F. (1966). Work hardening of dispersion-hardened crystals. *Philosophical Magazine*, *14*(132), 1157 – 1178.

Baik, S., Raj, R. (1982). Wedge type creep damage in low cycle fatigue. *Metallurgical Transactions A*, *13*, 1207 – 1214.

Barrett, R. A. (2016). *Experimental characterisation and computational constitutive modelling of high temperature degradation in 9Cr steels including microstructural effects*. Dissertation, National University of Ireland, Galway.

Barrett, R. A., O'Donoghue, P. E., Leen, S. B. (2014). A dislocation-based model for high temperature cyclic viscoplasticity of 9-12Cr steels. *Computational Materials Science*, *92*, 286 – 297.

Bassford, T. H., Rahoi, D. W. (1978). Proposed changes to Incoloy Alloy 800 and 800H specifications. In Betteridge, W., Krefeld, R., Kröckel, H., Lloyd, S. J., Van de Voorde, M., Vivante, C. (Eds.) *Alloy 800, Proceedings of Petten International Conference J.R.C. Petten Establishment*.

Baumgärtner, T., Bothe, K., Hurta, S., Gerold, V. (1990). Thermomechanical Fatigue of Nimonic 80A and Alloy 800H. In Bachelet, E., Brunetaud, R., Coutsouradis, D., Esslinger, P., Ewald, J., Kvernes, I., Lindblom, Y., Meadowcroft, D. B., Regis, V., Scarlin, R. B., Schneider, K., Singer, R. (Eds.) *High temperature materials for Power Engineering Part II*, (pp. 1087 – 1097).

Berns, H., Theisen, W. (2008). *Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen*, vol. 4. Auflage. Springer-Verlag Berlin Heidelberg.

Bhanu Sankara Rao, K., Schiffers, H., Schuster, H., Halford, G. R. (1996a). Temperature and Strain-Rate Effects on Low-Cycle Fatigue Behavior of Alloy 800H. *Metallurgical and Materials Transactions A*, *27*, 255 – 267.

Bhanu Sankara Rao, K., Schuster, H., Halford, G. R. (1994). On massive carbide precipitation during high temperature low cycle fatigue in Alloy 800H. *Scripta Metallurgica et Materialia*, *31*(4), 381 – 386.

Bhanu Sankara Rao, K., Schuster, H., Halford, G. R. (1996b). Mechanisms of High-Temperature Fatigue Failure in Alloy 800H. *Metallurgical and Materials Transactions A*, *27*, 851 – 861.

Booker, M., Baylor, V. B., Booker, B. L. P. (1978). Survey of available creep and tensile data for Alloy 800H. Tech. Rep. ORNL/TM-6029, Oak Ridge National Labaratory, Oak Ridge, Tennessee.

Bothe, K., Gerold, V., Kempf, B. (2014). Test data for low cycle fatigue - load control on material ALLOY 800H at 800 °C, version 1.0. http://dx.doi.org/10.5290/50040301 - http://dx.doi.org/10.5290/50040313: European Commission JRC Institute for Energy and Transport.

Bresser, K., J. Bothe, Gerold, V., Kempf, B. (2014). Test data for low cycle fatigue - strain control on material ALLOY 800H at 500 °C - 900 °C , version 1.0. http://dx.doi.org/10.5290/50040101 - http://dx.doi.org/10.5290/50060167: European Commission JRC Institute for Energy and Transport.

Brown, L., Ham, R. K. (1971). Chapter 2: Dislocation-particle interaction. In Kelly, A., Nicholson, R. B. (Eds.) *Strengthening Methods in Crystals*, (pp. 9 – 135). Elsevier Publishing Company LTD, Amsterdam - New York - London.

Bürgel, R., Maier, H. J., Niendorf, T. (2011). *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik*. Vieweg + Teubner Verlag | Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH 2011.

Butt, M. Z., Feltham, P. (1993). Solid-solution hardening. *Journal of Materials Science*, *28*(10), 2557 – 2576.

Cao, Y., Di, H., Zhang, J., Yang, Y. (2015). Dynamic behavior and microstructural evolution during moderate to high strain rate hot deformation of a Fe-Ni-Cr alloy (alloy 800H). *Journal of Nuclear Materials*, *456*, 133 – 141.

Chaboche, J. L. (1989). Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *International Journal of Plasticity*, *5*, 247 – 302.

Chaboche, J. L. (1993). Cyclic Viscoplastic Constitutive Equations, Part I: A Thermodynamically Consistent Formulation. *Journal of Applied Mechanics*, *60*, 813 – 821.

Chaboche, J. L. (2008). A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. *International Journal of Plasticity*, *24*(10), 1642–1693.

Chou, Y. T., Eshelby, J. D. (1962). The energy and line tension of a dislocation in a hexagonal crystal. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, *10*, 27 – 34.

Christ, H.-J. (1991). *Wechselverformung von Metallen*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH.

Coffin, L. F. (1954). A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transaction of ASME*, *76*(6), 931 – 950.

Conway, J. B., Berling, J. T., Stentz, R. H. (1972). Low-cycle fatigue and cyclic stress-strain behavior of incoloy 800. *Metallurgical Transactions*, *3*, 1633 – 1637.

Coppola, R., Fiorentin, S. R. (1986). Small-angle neutron scattering study of the γ'-phase precipitation in alloy 800. *Physica*, *136B*, 465 – 468.

Coppola, R., Fiorentin, S. R. (1987). Study of γ'-precipitation kinetics in Alloy 800 at 575 °C by small angle neutron scattering. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, *22*, 564 – 572.

Cordovi, M. A. (1974). Historical development of alloy 800. In Pugh, S. F. (Ed.) *A status review of alloy 800: Proceedings of a British Nuclear Energy Society conference at the University of Reading.*

Cordovi, M. A. (1978). Existing and potential applications for alloy 800. In Betteridge, W., Krefeld, R., Kröckel, H., Lloyd, S. J., Van de Voorde, M., Vivante, C. (Eds.) *Alloy 800, Proceedings of Petten International Conference J.R.C. Petten Establishment.*

Cozar, R., Rouby, M. (1978). The influence of microstructure (γ' and other phases) on the mechanical properties of alloy 800. In Betteridge, W., Krefeld, R., Kröckel, H., Lloyd, S. J., Van de Voorde, M., Vivante, C. (Eds.) *Alloy 800, Proceedings of Petten International Conference J.R.C. Petten Establishment.*

Degischer, H. P., Aigner, H., Lahodny, H., Spiradek, K. (1985). Qualification of stationary creep of the carbide precipitating alloy 800h. In Marriott, J. B., Merz, M., Nihoul, J., Ward, J. (Eds.) *High Temperature Alloys: their exploitable potential, Proceedings of Petten International Conference J.R.C. Petten Establishment.*

Desvaux, M. P. E., Draper, J. H. M., Wickens, A. (1978). Creep-rupture, Creep strength and Tensile Data on Alloy 800 between 500 - 800 °C. In Betteridge, W., Krefeld, R., Kröckel, H., Lloyd, S. J., Van de Voorde, M., Vivante, C. (Eds.) *Alloy 800, Proceedings of Petten International Conference J.R.C. Petten Establishment.*

deWit, G., Koehler, J. S. (1959). Interaction of dislocations with an applied stress in anisotropic crystals. *Physical Review*, *116*(5), 1113 – 1120.

DIN EN ISO 643 (September 2003). *Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße.* Deutsches Institut für Normung e.V.

DIN EN ISO 6892-1 (Dezember 2009). *Metallische Werkstoffe Zugversuch Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur.* Deutsches Institut für Normung e.V.

DIN EN ISO 6892-2 (Dezember 2009). *Metallische Werkstoffe Zugversuch Teil 2: Prüfverfahen bei erhöhter Temperatur.* Deutsches Institut für Normung e.V.

El Gharad, A. (1986). *Comportement en fatigue-relaxation de l'Alliage 800 (Z 5 NCT A 33-21) A* 550 °C */ Influence du vieillissement et prévision a long terme.* Dissertation, L'Universite de Metz.

El Gharad, A., Pluvinage, G., Azari, Z., Elamraoui, A., Kifani, A. (2002). Modeling of damage interaction in fatigue relaxation for long-term life prediction. Case of Alloy 800 Grade 2 Study at 550 °C. *Strength of Materials*, *34*(4), 334 – 348.

El-Magd, E., Nicolini, G., Farag, M. (1996). Effect of carbide precipitation on the creep behavior of Alloy 800HT in the Temperature Range 700 °C to 900 °C. *Metallurgical and Materials Transactions A*, *27*, 747 – 756.

Ennis, P. J., Offermann, M. (2014). Test data for uniaxial creep on material ALLOY 800H at 650 °C - 1000 °C, version 1.0. http://dx.doi.org/10.5290/200360056 - http://dx.doi.org/10.5290/207220010: European Commission JRC Institute for Energy and Transport.

Fleischer, R. (1963). Substitutional solution hardening. *Acta Metallurgica*, *11*, 203 – 209.

Foreman, A. J. E., Makin, M. J. (1966). Dislocation movement through random arrays of obstacles. *Philosophical Magazine*, *14*(131), 911 – 924.

Ganesan, P., Tassen, C. S. (1988). A metallurgical evaluation of clad alloy 800H tubing after 17 years of service in a coal fired utility boiler. *Journal of Materials Engineering*, *10*(3), 171 – 180.

Goerdeler, M., Gottstein, G. (2001). A microstructural work hardening model based on three internal state variables. *Materials Science and Engineering: A*, *309-310*, 377 – 381.

Hähner, P., Affeldt, E., Beck, T., Klingelhöffer, H., Loveday, M., Rinaldi, C. (2006). *Validated Code-of-Practice for Strain-Controlled Thermo-Mechanical Fatigue Testing*. European Communities.

Heilmaier, M., Reppich, B. (1999). Particle Threshold Stresses in High Temperature Yielding and Creep: a Critical Review. In Rajiv S. M., Mukherjee, A. K., Murty, K. L. (Eds.) *Creep Behavior of Advanced Materials for the 21st Century*, (pp. 267 – 281).

Heitmann, H. (1983). *Betriebsfestigkeit von Stahl: Vorhersage der technischen Anrisslebensdauer unter Berücksichtigung des Verhaltens von Mikrorissen*. Dissertation, RWTH Aachen.

Heubner, U., Klöwer, J. (2012). *Nickel alloyed and high-alloyed special stainless steels*. expert verlag, 4 ed.

Holzer, I. (2010). *Modelling and Simulation of Strengthening in Complex Martensitic 9-12 % Cr Steel and a Binary Fe-Cu Alloy*. Dissertation, Graz University of Technologie.

Hour, K., Stubbins, J. (1989). The effects of hold time and frequency on crack growth in alloy 800H at 650 °C. *Metallurgical Transactions A*, *20*, 1727 – 1734.

Hübsch, O. (2016). Einfluss der Mikrostruktur(-entwicklung) auf die viskoplastische Verformung und die Lebensdauer der Legierung Alloy 800H. In *Abschlussbericht V227/2016, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM*.

Hübsch, O., Maier, G., Riedel, H., Klöwer, J., Maas, P. (2015). Untersuchungen zur Kriechermüdungswechselwirkung in der hochwarmfesten Legierung Alloy 800H. In *38. Tagungsband der VDEh-Vortragsveranstaltung Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe*.

Hübsch, O., Maier, G., Riedel, H., Klöwer, J., Maas, P. (2016). Impact of phasing, creep effects and microstructural evolution on the thermomechanical fatigue behavior of Alloy 800H. *Presented at the 3rd International Workshop on Thermo-Mechanical Fatigue*.

Hübsch, O., Maier, G., Riedel, H., Somsen, C., Klöwer, J., Maas, P. (2014). Einfluss der Mikrostruktur der Legierung Alloy 800H auf die viskoplastische Verformung unter Ermüdungsbeanspruchung. In *37. Tagungsband der VDEh-Vortragsveranstaltung Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe*.

Hutchinson, J. (1968). Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, *16*, 13 – 31.

Jaske, C. E., Mindlin, H., Perrin, J. S. (1972). Influence of Hold-Time and Temperature on the Low-Cycle Fatigue of Incoloy 800. *Journal of Engineering for Industry*, (pp. 930 – 934).

Jones, W. B., Allen, R. M. (1982). Mechanical behavior of Alloy 800 at 838 K. *Metallurgical Transactions A*, *13A*, 637 – 648.

Kaae, J. L. (2009). High-temperature low-cycle fatigue of Alloy 800H. *International Journal of Fatigue*, *31*(2), 332 – 340.

Kampmann, R., Wagner, R. (1984). Kinetics of precipitation in metastable binary alloys - theory and application to cu-1.9 at %, ti and ni-14 at % al,. In Haasen, P., Gerold, V., Wagner, R. (Eds.) *Decomposition of Alloys: the Early Stages Proceedings of the 2nd Acta-Scripta Metallurgica Conference*, (pp. 91 – 103).

Kelly, P. (1972). The Effect of Particle Shape on Dispersion Hardening. *Scripta Metallurgica*, *6*(1), 647 – 656.

Kempf, B. (1987). *Schädigungsmechanismen in der Legierung Alloy 800H bei hohen Temperaturen im Bereich der Kriech-Ermüdung*. Dissertation, Institut für Metallkunde der Universität Stuttgart.

Kim, D., Seo, D., Tsang, J., Yang, W., Lee, J., Saari, H., Seok, C. (2012). The crack growth behavior of Incoloy 800H under fatigue and dwell-fatigue conditions at elevated temperature. *Journal of mechanical Science and Technology*, *26*(7), 2023 – 2027.

Kolluri, M., ten Pierick, P., Bakker, T. (2015). Characterization of high temperature tensile and creep-fatigue properties of Alloy 800H for intermediate heat exchanger components of (V)HTRs. *Nuclear Engineering and Design*, *284*, 38 – 49.

Kozeschnik, E. (2013). *Modeling solid-state precipitation*. Momentum Press, LLC, New York.

Kozeschnik, E., Svoboda, J., Fischer, F. D. (2004a). Modified evolution equations for the precipitation kinetics of complex phases in multi-component systems. *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, *28*(4), 379 – 382.

Kozeschnik, E., Svoboda, J., Fischer, F. D., Fratzl, P. (2004b). Modelling of kinetics in multi-component multi-phase systems with spherical precipitates II: Numerical solution and application. *Materials Science and Engineering A*, *385*, 157–165.

Langer, J., Schwartz, A. (1982). Kinetics of nucleation in near-critical fluids. *Physical Review A*, *21*(3), 948 – 958.

Lemaitre, J., Chaboche, J. L. (1990). *Mechanics of solid materials*. Cambridge University Press.

Lerch, B. A., Guttmann, V., Schoenherr, H., Bressers, J. (2014). Test data for uniaxial creep on material ALLOY 800H at 750 °C - 850 °C, version 1.0.

http://dx.doi.org/10.5290/50020101 - http://dx.doi.org/10.5290/50050119: European Commission JRC Institute for Energy and Transport.

Lewis, M. H., Hattersley, B. (1965). Precipitation of $M_{23}C_6$ in austenitic steels. *Acta Metallurgica*, *13*, 1159 – 1168.

Li, Q. (2003). Modeling the microstructure-mechanical property relationship for a 12Cr-2W-V-Mo-Ni power plant steel. *Materials Science and Engineering A*, *361*(1-2), 385 – 391.

Maier, G. (2013). *Mikrostruktur, Verformung und Lebensdauer der Legierung Alloy 617B - Experimente, Modelle und Bauteilvorhersagen*. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT).

Maier, G., Hübsch, O., Oesterlin, H., Riedel, H., Lüdenbach, G., Mohrmann, R. (2015). Bewertung der Restlebensdauer kritischer Komponenten von Bestandskraftwerken bei flexibler Fahrweise. In *38. Tagungsband der VDEh-Vortragsveranstaltung Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe*.

Maier, G., Hübsch, O., Riedel, H., Somsen, C., Klöwer, J., Mohrmann, R. (2014). Cyclic plasticity and lifetime of the nickel-based Alloy C-263: Experiments, models and component simulation. In *Eurosuperalloys 2014 - 2nd European Symposium on Superalloys and their Applications*. http://dx.doi.org/10.1051/matecconf/20141416006.

Maier, G., Riedel, H., Somsen, C. (2013). Cyclic deformation and lifetime of Alloy 617B during isothermal low cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, *55*, 126–135.

Manson, S. S. (1965). Fatigue: A complex subject - Some simple approximations. *Experimental Mechanics*, *5*(7), 193 – 226.

Marucco, A. (1995). Phase transformations during long-term ageing of Ni-Fe-Cr alloys in the temperature range 450 - 600 °C. *Materials Science and Engineering: A*, *194*(2), 225 – 233.

Moss, T. E., Was, G. S. (2012). Dynamic strain aging of nickel-base alloys 800H and 690. *Metallurgical and Materials Transactions A*, *43*(10), 3428 – 3432.

Mu, Z. (1990). *Schädigungsmechanismen bei der Kriechermüdung in der Legierung 800H und ihre Beeinflussung durch die Versuchsdurchführung*. Dissertation, Institut für Metallkunde der Universität Stuttgart.

Nahm, H., Moteff, J. (1976). Second phase formation and its influence on the fatigue properties of Incoloy 800 at elevated temperatures. *Metallurgical and Materials Transactions A*, *7*(September), 1473 – 1477.

Nembach, E. (1983). Precipitation hardening caused by a difference in shear modulus between particle and matrix. *Physica Status Solidi (a)*, *78*(2), 571 – 581.

Newman, J. C. (1984). A crack opening stress equation for fatigue crack growth. *International Journal of Fracture*, *24* , 131 – 135.

Nilsson, J. (1985). Low cycle fatigue behaviour of Alloy 800H at 600 °C - Effect of grain size and γ'-precipitate dispersion. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, *8*(4), 373 – 384.

Nishijima, S. (2014). Test data for uniaxial creep on material ALLOY 800H at 550 °C - 1000 °C. Alloy 800h VAMAS data: European Commission JRC Institute for Energy and Transport.

Norton, F. H. (1929). *The creep of steel at high temperatures.* McGraw-Hill Book Company, Inc. New York.

Orr, J. (1978). A review of structural characteristics of alloy 800. In Betteridge, W., Krefeld, R., Kröckel, H., Lloyd, S. J., Van de Voorde, M., Vivante, C. (Eds.) *Alloy 800, Proceedings of Petten International Conference J.R.C. Petten Establishment.*

Ostergren, W. J. (1976). Damage Function and Associated Failure Equations for Predicting Hold-Time and Frequency Effects in Elevated Temperature Low Cycle Fatigue. *Journal of Testing and Evaluation*, *4*(5), 327 – 339.

Paris, P., Erdogan, F. (1963). A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Basic Engineering*, *85*(4), 528 – 533.

Paul, A. R., Kaimal, K. N. G., Naik, M. C., Dharwadkar, S. R. (1994). Lattice and and grain boundary diffusion of chromium in superalloy Incoloy-800. *Journal of Nuclear Materials*, *217*, 75 – 81.

Plumtree, A., Persson, N. G. (1976). Influence of γ' precipitation on the creep strength and ductility of an austenitic Fe-Ni-Cr alloy. *Metallurgical Transactions A*, *7*, 1743 – 1746.

Ramberg, W., Osgood, W. R. (1943). Description of stress-strain curves by three parameters. Technical Note 902, National Advisory Committee for Aeronautics (NACA).

Rice, J., Rosengren, G. (1968). Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, *16*, 1 – 12.

Riedel, H. (1987). *Fracture at High temperatures*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York London Paris Tokyo.

Roters, F., Raabe, D., Gottstein, G. (2000). Work hardening in heterogeneous alloys - a microstructural approach based on three internal state variables. *Acta Materialia*, *48*, 4181 – 4189.

Roy, A. K., Virupaksha, V. (2007). Performance of alloy 800H for high-temperature heat exchanger applications. *Materials Science and Engineering A*, *452-453*, 665 – 672.

Sandström, R. (2012). Basic model for primary and secondary creep in copper. *Acta Materialia*, *60*(1), 314–322.

Sandström, R., Andersson, H. C. M. (2008). Creep in phosphorus alloyed copper during power-law breakdown. *Journal of Nuclear Materials*, *372*(1), 76 – 88.

Schlesinger, M. (2014). *Experimentelle Untersuchungen des zeitabhängigen Rissfortschritts unter thermomechanischer Ermüdung in Nickellegierungen und mechanismenbasierte Modelle zur Lebensdauerbewertung*. Dissertation, Universität Halle-Wittenberg.

Schmitt, W., Mohrmann, R., Riedel, H., Dietsche A., Fischersworring-Bunk, A. (2002). Modelling of the Fatigue Life of Automobile Exhaust Components. In Blom, A. F. (Ed.) *Eighth International Fatigue Congress*, (pp. 781 – 788).

Schweizer, C. (2013). *Physikalisch basierte Modelle für Ermüdungsrisswachstum und Anrisslebensdauer unter thermischen und mechanischen Belastungen*. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT).

Shih, C. (1981). Relationships between the J-intergral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, *29*(4), 305 – 326.

Shih, C. (1983). Tables of the Hutchinson-Rice-Rosengren singular field quantities. Report MRL E-147, Materials Research Laboratory, Brown Universtity.

Sieurin, H., Zander, J., Sandström, R. (2006). Modelling solid solution hardening in stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, *415*(1-2), 66 – 71.

Smith, K., Watson, P., Topper, T. (1970). A Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals. *Journal of Materials*, *5*(4), 767 – 778.

Sonderegger, B., Kozeschnik, E. (2009a). Generalized nearest-neighbor broken-bond analysis of randomly oriented coherent interfaces in multicomponent Fcc and Bcc structures. *Metallurgical and Materials Transactions A*, *40*(3), 499 – 510.

Sonderegger, B., Kozeschnik, E. (2009b). Size dependence of the interfacial energy in the generalized nearest-neighbor broken-bond approach. *Scripta Materialia*, *60*(8), 635 – 638.

Sonderegger, B., Kozeschnik, E. (2010). Interfacial energy of diffuse phase boundaries in the generalized broken-bond approach. *Metallurgical and Materials Transactions A*, *41*(12), 3262 – 3269.

Sonderegger, B., Kozeschnik, E. (2012). Particle strengthening in fcc crystals with prolate and oblate precipitates. *Scripta Materialia*, *66*(1), 52 – 55.

Spindler, M. W. (2014). Generic recommendations and guidance for the assessment of full size creep rupture datasets. *ECCC Recommendations*, *6*(5 Ia).

Spiradek, K., Degischer, H., Lahodny, H. (1989). Correlation between microstructure and the creep behavior at high temperature of alloy 800h. Report IWGGCR–18, 54 - 65, IAEA, Vienna (Austria), International Working Group on Gas-Cooled Reactors.

Stannett, J. M. (2014). Test data for uniaxial creep on material ALLOY 800H at 800 °C - 1000 °C. progress reports, 1981 - 1984 JRC Petten alloy 800 (first series): European Commission JRC Institute for Energy and Transport.

Svoboda, J., Fischer, F. D., Fratzl, P., Kozeschnik, E. (2004). Modelling of kinetics in multi-component multi-phase systems with spherical precipitates I: Theory. *Materials Science and Engineering A*, *385*, 166 – 174.

Svoboda, J., Turek, T. (1991). On diffusion-controlled evolution of closed solid-state thermodynamic systems at constant temperature and pressure. *Philosophical Magazine B*, *64*(6), 749 – 759.

Tan, L., Allen, T. R., Yang, Y. (2011). Corrosion behavior of alloy 800H (Fe-21Cr-32Ni) in supercritical water. *Corrosion Science*, *53*(2), 703 – 711.

Tavassoli, A. A., Colombe, G. (1977). Effect of minor alloying element variation on the properties of alloy 800. *Metallurgical Transactions A*, *8*, 1577 – 1580.

Tavassoli, A. A., Colombe, G. (1978). Mechanical and microstructural properties of alloy 800. *Metallurgical Transactions A*, *9*, 1203 – 1211.

Teranishi, H., McEvily, A. J. (1978). A comparision of the low-cycle fatigue behavior of Alloy 800 and Alloy 800H. In Betteridge, W., Krefeld, R., Kröckel, H., Lloyd, S. J., Van de Voorde, M., Vivante, C. (Eds.) *Alloy 800, Proceedings of Petten International Conference J.R.C. Petten Establishment*.

van Wortel, H. (2007). Control of Relaxation Cracking in Austenitic High Temperature Components. In *NACE - International Corrosion Conference Series, Paper 07423*.

VDM Werkstoffdatenblatt Nr. 4129 (März 2016). *VDM Alloy 800 H/HP Nicrofer 3220 H/HP*. VDM Metals GmbH.

VdTÜV Werkstoffblatt-412 (Dezember 2012). *Walz- und Schmiedestahl, X10NiCrAlTi 32-20, Werkstoff-Nr. 1.4876; Blech, Band, Stabstahl, Schmiedestück, nahtloses Rohr*. Verband der TÜV e.V.

VdTÜV Werkstoffblatt-434 (Dezember 2012). *X10NiCrAlTi 32-20 H mit erhöhten Zeitstandfestigkeitseigenschaften, Werkstoff-Nr. 1.4876; Blech, Band, Stabstahl, Schmiedestück, nahtloses Rohr*. Verband der TÜV e.V.

Villagrana, R. E., Kaae, J. L., Ellis, J. R. (1981). The effect of aging and cold working on the high-temperature low-cycle fatigue behavior of alloy 800h: part II: continuous cyclic loading. *Metallurgical Transactions A*, *12*, 1849 – 1857.

Villagrana, R. E., Kaae, J. L., Ellis, J. R., Gantzel, P. K. (1978). The effect of aging and cold working on the high-temperature low-cycle fatigue behavior of alloy 800h: part I: The effect of hardening processes on the initial stress-strain curve. *Metallurgical Transactions A*, *9A*, 927 – 934.

Vittori, M. (1981). γ' particle coarsening and yield in Alloy 800. *Journal of Mechanical Science*, *16*, 3461 – 3469.

Wang, X., Brünger, E., Gottstein, G. (2000). Microstructure characterization and dynamic recrystallization in an alloy 800H. *Materials Science and Engineering A*, *290*, 180 – 185.

Wang, X., Brünger, E., Gottstein, G. (2002). The role of twinning during dynamic recrystallization in alloy 800 H. *Scripta Materialia*, *46*, 875 – 880.

Wareing, J. (1977). Creep-fatigue interaction in austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*, *8*(5), 711 – 721.

Wright, J. K., Carroll, L. J., Cabet, C., Lillo, T. M., Benz, J. K., Simpson, J. A., Lloyd, W. R., Chapman, J. A., Wright, R. N. (2012). Characterization of elevated temperature properties of heat exchanger and steam generator alloys. *Nuclear Engineering and Design*, *251*, 252 – 260.

Yadav, S. D., Sonderegger, B., Stracey, M., Poletti, C. (2016). Modelling the creep behaviour of tempered martensitic steel based on a hybrid approach. *Materials Science and Engineering: A*, *662*, 330 – 341.

Zhu, Z., Basoalto, H., Warnken, N., Reed, R. C. (2012). A model for the creep deformation behaviour of nickel-based single crystal superalloys. *Acta Materialia*, *60*(12), 4888 – 4900.

Lebenslauf

Persönliche Angaben

Name	Oliver Hübsch
Geburtsdatum	05. März 1988
Geburtsort	Moers
Familienstand	ledig

Berufliche Stationen

08/2016 - heute	GKN Driveline International GmbH, Lohmar Senior Engineer Materials Development
12/2012 - 07/2016	Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, Freiburg wissenschaftlicher Mitarbeiter

Studium

04/2011 - 11/2012	Universität Duisburg-Essen, Duisburg Master of Science Maschinenbau (sehr gut mit Ausz.)
05/2012 - 11/2012	Volkswagen AG Konzernforschung, Wolfsburg Masterand
10/2007 - 03/2011	Universität Duisburg-Essen, Duisburg Bachelor of Science Maschinenbau (sehr gut)
09/2010 - 01/2011	Studer-Biennaform AG, Brügg (CH) Bachelorand
09/2010 - 09/2012	Stipendiat im Rahmen des NRW- und Deutschland-Förderungsprogramm

Ersatzdienst/Schulbildung

10/2006 - 12/2010	Helfer der Bundesanstalt Technisches Hilfswerk im Ortsverband Moers
08/1998 - 06/2007	Grafschafter Gymnasium Moers Allgemeine Hochschulreife

In der vorliegenden Arbeit wird der austenitische Chrom-Nickel-Stahl Alloy 800H in Bezug auf das Verformungs- und Schädigungsverhalten unter Ermüdungsbeanspruchung bei hohen Temperaturen untersucht. Hierbei wird vor allem die starke Abhängigkeit des mikrostrukturellen Ausgangszustandes herausgearbeitet und mit Hilfe der Rasterelektronen- und Transmissions-elektronenmikroskopie analysiert. Letztendlich bilden diese Ergebnisse und Erkenntnisse die Grundlage für die Entwicklung eines überwiegend physikalisch, thermodynamisch und kinetisch basierten Modells für die Beschreibung der Mikrostruktur und der damit verbundenen Festigkeit des Werkstoffs. Eigens formulierte Entwicklungsgleichungen für beispielsweise den Ausscheidungs-radius oder -phasenanteil der vorkommenden Karbidtypen werden mit einem Chaboche-Wechselplastizitätsmodell gekoppelt. Dies liefert eine vollständige Beschreibung der wesentlichen zeit- und temperaturabhängigen Phänomene des zyklischen Verformungsverhaltens der Legierung Alloy 800H. In Kombination mit dem mechanismen-basierten Lebensdauermodell ist die Anbindung an gängige Finite Elemente Software denkbar und somit eine computergestützte Bauteilauslegung möglich.

ISBN 978-3-8396-1281-1