

Lebensdauerbewertung dickwandiger Bauteile aus Nickelbasislegierungen unter betriebsnahen Beanspruchungen

Von der Fakultät Energie-, Verfahrens- und Biotechnik der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Abhandlung

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Daniel Hüggenberg
geboren in Bochum

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos
Mitberichter: Univ.-Prof. Dr. techn. G. Scheffknecht
Tag der mündlichen Prüfung: 6. November 2015

Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

2015

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos, Direktor i. R. der MPA Universität Stuttgart für die Möglichkeit zur Durchführung dieser Arbeit. Seine Förderung und Unterstützung hat wesentlich zum Gelingen beigetragen. Für sein Interesse an meiner Arbeit sowie die Übernahme des Mitberichtes möchte ich Herrn Univ.-Prof. Dr. techn. Günter Scheffknecht herzlich danken.

Bei meinen Kolleginnen und Kollegen an der MPA Universität Stuttgart sowie am Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre der Universität Stuttgart (IMWF) möchte ich mich für die angenehme und konstruktive Zusammenarbeit und die wertvollen Anregungen und Hinweise bedanken, die ich in verschiedenen Diskussionen erhalten habe. Besonders hervorheben möchte ich hierbei Herrn Dr.-Ing. Andreas Klenk, Herrn Dipl.-Ing. Patrick Buhl und Frau Dr.-Ing. Magdalena Speicher. Weiterhin möchte ich mich bei Herrn Rudi Scheck für die Unterstützung bei den in dieser Arbeit durchgeführten mikrostrukturellen Untersuchungen bedanken.

Wesentliche Teile der in dieser Arbeit vorgestellten Untersuchungen wurden mit Mitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie (BMWi) im Rahmen der Forschungsvorhaben „ Untersuchung des Betriebs- und Versagensverhaltens dickwandiger Bauteile für hocheffiziente Kraftwerke HWT II “ und „ Untersuchung und Berechnungen zum Betriebs- und Versagensverhaltens dickwandiger Bauteile mit benippten Lochfeldern für hocheffiziente Kraftwerke - HWT II-AddOn “ unter den Förderkennzeichen 03ET2017 und 03ET2017B finanziert.

Ich möchte allen an den genannten Forschungsvorhaben beteiligten Projektpartnern für die gute Kooperation danken. Dabei möchte ich besonders das Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik (IWM) in Freiburg und das Institut für Werkstoffkunde (IfW) in Darmstadt erwähnen, bei denen eine Vielzahl der Versuche zur Grundcharakterisierung der HWT II-Schmelzen durchgeführt wurden. Zusätzlich hervorzuheben sind Bilfinger Piping Technologies und Alstom, bei denen der Sammler sowie das Halbkugelformstück gefertigt worden sind. Weiterhin gilt ein besonderer Dank dem Großkraftwerk Mannheim (GKM), welche durch die Bereitstellung eines Kessels einen erfolgreichen Teststreckenbetrieb bei betriebsnahen Beanspruchungssituationen möglich gemacht haben.

Für Ihr großes Verständnis, Ihre Geduld und Ihre Unterstützung während der Durchführung dieser Arbeit möchte ich ganz besonders meinen Eltern, meiner Schwester und meiner Freundin danken.

Inhaltsverzeichnis

Nomenklatur	III
Kurzfassung/Abstract	1
1 Einleitung	5
2 Stand von Wissenschaft und Technik	9
2.1 Bisherige Nutzung von Kohlekraftwerken	9
2.2 Stellenwert von Kohlekraftwerken in der Zukunft	11
2.3 Programme zur Qualifizierung neuer Werkstoffe	15
2.4 Charakteristik von Nickelbasislegierungen	18
2.4.1 Nickelbasislegierung Alloy 617 mod.	20
2.4.2 Nickelbasislegierung Alloy 263	22
3 Theoretische Grundlagen	25
3.1 Werkstoffverhalten im Hochtemperaturbereich	25
3.1.1 Kriechbeanspruchung	25
3.1.2 Ermüdungsbeanspruchung	32
3.1.3 Kriechermüdungsbeanspruchung	39
3.2 Verformungsmodell	40
3.2.1 Chaboche-Nouailhas-Ohno-Wang-Modell - CNOW	41
3.3 Lebensdauerbewertung	45
3.3.1 Vorgehensweise von Regelwerken und Empfehlungen	46
3.3.2 Phänomenologisches Schädigungsmodell nach Lemaitre	51
4 Charakterisierung der Werkstoffe	55
4.1 Charakteristiken der untersuchten Schmelzen	55
4.2 Experimentelle Untersuchungen	57
4.2.1 Zugversuche	58
4.2.2 Kerbschlagbiegeversuche	60

4.2.3	Zeitstandversuche	61
4.2.4	Ermüdungsversuche	66
4.3	Mikrostruktur	74
5	Betriebsnahe Labor- und Bauteilversuche	83
5.1	LCF-Versuche an Kerbproben	84
5.2	Zeitstandversuche an Hohlzylindern	87
5.3	LCF-Versuche mit komplexer Kriechermüdungsbeanspruchung	89
5.4	Bauteilversuche	93
6	Numerische Untersuchungen	103
6.1	Anpassung der Parameter des Verformungsmodells	103
6.2	Einordnung und Verifizierung der Anpassungen	105
6.3	Simulation der Teststreckenkomponenten	110
6.3.1	Sammler	111
6.3.2	Halbkugelformstück	117
7	Bewertung/Anwendung verschiedener Methoden zur Lebensdauerbestimmung	119
7.1	Anpassung der Lebensdauerbewertungsansätze	119
7.2	Einordnung der Anpassungen des Lemaitre-Modells	126
7.3	Anwendung der Lebensdauerbewertungsansätze	128
7.3.1	Laborproben	128
7.3.2	Komponenten	131
7.4	Diskussion	134
8	Zusammenfassung	141
	Literaturverzeichnis	145
A	Anhang	I
A.1	Zusammenstellung der Versuche von HWT II	I
A.2	Ergebnisse Zugversuche	II
A.3	Ergebnisse Zeitstandversuche	II
A.4	Ergebnisse Ermüdungsversuche	IV
A.5	Parameter der Manson-Coffin-Auswertung	VII
A.6	Parameter der Ramberg-Osgood-Auswertung	VII
A.7	Parameter zur Bestimmung der Bruchzeit und -dehnung	VIII
A.8	Parameter des CNOW-Modells	IX

Nomenklatur

Symbole

$\mathbf{1}$	Einheitstensor	[-]
a_{11}, a_{12}, a_2	Parameter der kinematischen Variablen des CNOW-Modells	[-]
a_A	Risstiefe in einer Laborprobe bei Anriss	[mm]
a_i	Keimbildungsrisstiefe	[mm]
a_{min}	Risstiefe mit konstanter Risswachstumsrate	[mm]
a_0	Initiierungsrisstiefe	[mm]
A	Bruchdehnung	[%]
A_{DE}	Parameter zur Bestimmung der Bruchdehnung	[-]
α_1, α_2	werkstoffabhängiger Parameter des Lemaitre-Modells	[-]
α_{th}	thermischer Ausdehnungskoeffizient	[K ⁻¹]
α_k	Kerbformzahl	[-]
α_ϵ	Dehnungskerbformzahl	[-]
α_σ	Spannungskerbformzahl	[-]
b	Parameter der isotropen Variable des CNOW-Modells	[-]
B_1, B_2, B_3	Parameter der Polynomfunktion der Larson-Miller-Meisterkurve	[-]
β_{11}, β_{12}	Parameter der kinematischen Variablen des CNOW-Modells	[-]
c_{11}, c_{12}, c_2	Parameter der kinematischen Variablen des CNOW-Modells	[-]
C	Werkstoffparameter im ASME-Regelwerk	[-]
C_{LM}	Larson-Miller-Konstante	[-]
$C_{T_{mid}}$	Temperaturkorrekturbeiwert in DIN EN 12952	[-]
\mathbf{C}	Elastizitätstensor	[MPa]
γ	werkstoffabhängiger Parameter des Lemaitre-Modells	[-]
d_{11}, d_{12}	Parameter der kinematischen Variablen des CNOW-Modells	[-]
d_a	Außendurchmesser	[mm]
d_i	Innendurchmesser	[mm]

D	Gesamtschädigung	[-]
D_c	Kriechschädigung	[-]
D_f	Ermüdungsschädigung	[-]
E	Elastizitätsmodul	[MPa]
ε	totale Dehnung	[%]
$\boldsymbol{\varepsilon}$	Dehnungstensor	[%]
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	Hauptdehnungen	[%]
$\dot{\varepsilon}$	Dehnrates	[% h ⁻¹]
$\dot{\bar{\varepsilon}}$	mittlere Dehnrates	[% h ⁻¹]
$\dot{\varepsilon}_{in1}, \dot{\varepsilon}_{in2}$	inelastische Dehnrates	[% h ⁻¹]
ε_{ae}	elastische Dehnungsamplitude	[%]
ε_{ap}	plastische Dehnungsamplitude	[%]
ε_{at}	totale Dehnungsamplitude	[%]
$\varepsilon_{cr,ax}$	axiale Kriechdehnung	[%]
ε_{el}	elastische Dehnung	[%]
ε_f	Bruchdehnung	[%]
ε_{in}	inelastische Dehnung	[%]
ε_m	Mitteldehnung	[%]
ε_{maxK}	maximale Kerbdehnung	[%]
ε_{nK}	Nenndehnung	[%]
ε_o	Oberdehnung	[%]
ε_{pl}	plastische Dehnung	[%]
$\dot{\varepsilon}_p$	plastische Dehnrates	[% h ⁻¹]
$\dot{\varepsilon}_{p,s}$	plastische Dehnrates unter stationären Bedingungen	[% h ⁻¹]
ε_{th}	thermische Dehnung	[%]
ε_u	Unterdehnung	[%]
$\Delta\varepsilon_e$	elastische Dehnungsschwingbreite	[%]
$\Delta\varepsilon_p$	plastische Dehnungsschwingbreite	[%]
$\Delta\varepsilon_t$	totale Dehnungsschwingbreite	[%]
$\Delta\varepsilon_{v,i}$	Vergleichsdehnungsschwingbreite	[%]
η	elektrischer Wirkungsgrad	[-]
f_1, f_2	Fließbedingungen des CNOW-Modells	[MPa]
G	Schubmodul	[MPa]
J_2	zweite Invariante	[-]
k	Streckgrenze des CNOW-Modells	[MPa]

K_1, K_2	Schleppspannung	[-]
K'	Verfestigungskoeffizient	[MPa]
K'_{ASME}	Werkstoffparameter im ASME-Regelwerk	[-]
K'_{RCC-MR}	Werkstoffparameter im RCC-MR-Regelwerk	[-]
λ	werkstoffabhängiger Parameter des Lemaitre-Modells	[-]
m	Exponent der Larson-Miller-Gleichung	[-]
m_{DE}	Parameter zur Bestimmung der Bruchdehnung	[-]
m_{11}, m_{12}	Parameter der kinematischen Variablen des CNOW-Modells	[-]
M	Faktor abhängig von a_0 (R5)	[-]
n'	Verfestigungsexponent	[-]
n_1, n_2	Nortonexponent	[-]
n_{DE}	Parameter zur Bestimmung der Bruchdehnung	[-]
N_A	Lastwechselzahl bis zum Anriss	[-]
$N_{A5\%}$	ertragbare Lastwechselzahl bis 5 %-Lastabfall	[-]
N_B	Lastwechselzahl bis zum Bruch	[-]
N'_g	Risswachstumszyklenzahl nach R5	[-]
N_i	Keimbildungszyklenzahl nach R5	[-]
N_l	Zyklenzahl aus LCF-Versuchen nach R5	[-]
N_0	maßgebliche Zyklenzahl nach R5	[-]
ν	Querkontraktionszahl	[-]
P	elektrische Leistung	[W]
\dot{p}_1, \dot{p}_2	akkumulierte plastische Dehnrate	[% h ⁻¹]
p_{DE}	Parameter zur Bestimmung der Bruchdehnung	[-]
p_{FD}	Frischdampfdruck	[bar]
p_i	Innendruck	[bar]
P_{LM}	Larson-Miller-Parameter	[-]
Δp	akkumulierte plastische Dehnungsschwingbreite	[-]
ϕ_{11}, ϕ_{12}	Parameter der kinematischen Variablen des CNOW-Modells	[-]
Ω	werkstoffabhängiger Parameter des Lemaitre-Modells	[-]
q	Mehrachsigkeitsgrad nach Clausmeyer	[-]
Q	Parameter der isotropen Variable des CNOW-Modells	[-]
r	werkstoffabhängiger Parameter des Lemaitre-Modells	[-]
r_{11}, r_{12}	Parameter der kinematischen Variablen des CNOW-Modells	[-]
R	isotrope Variable des CNOW-Modells	[MPa]
$R_{p0,2}$	0,2 %-Dehngrenze	[MPa]

$R_{p0,2/T}$	0,2 %-Dehngrenze bei Temperatur T	[MPa]
$R_{p0,2/T_m}$	0,2 %-Dehngrenze bei mittlere Zyklustemperatur T_m	[MPa]
R_ϵ	Dehnungsverhältnis	[-]
R_m	Zugfestigkeit	[MPa]
$R_{m/t/T}$	Zeitstandfestigkeit für Zeit t bei Temperatur T	[MPa]
R_σ	Spannungsverhältnis	[-]
R_V	Mehrachsigkeitsparameter des Lemaitre-Modells	[-]
S_L, S_S	Sicherheitsbeiwerte in DIN EN 12952	[-]
s	Wanddicke	[mm]
σ	Spannung	[MPa]
σ	Spannungstensor	[MPa]
σ'	deviatorischer Spannungstensor	[MPa]
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Hauptspannungen	[MPa]
σ_a	Spannungsamplitude	[MPa]
σ_{ASME}	maßgebende Kriechspannung in ASME	[MPa]
σ_D	Dauerfestigkeit	[MPa]
$\sigma_{DIN EN}$	maßgebende Kriechspannung in DIN EN 12952	[MPa]
σ_{hyd}	Hydrostatische Spannung	[MPa]
σ_{hyd}	Hydrostatischer Spannungstensor	[MPa]
σ_m	Mittelspannung	[MPa]
σ_{maxK}	maximale Kerbspannung	[MPa]
σ_{nK}	Nennspannung	[MPa]
σ_o	Oberspannung	[MPa]
σ_{RCC-MR}	maßgebende Kriechspannung in RCC-MR	[MPa]
σ_u	Unterspannung	[MPa]
$\sigma_{vis1}, \sigma_{vis2}$	Viskospansungen des CNOW-Modells	[MPa]
σ_{vM}	Vergleichsspannung nach von Mises	[MPa]
$\Delta\sigma^*$	maßgebende Spannungsschwingbreite in DIN EN 12952	[MPa]
$\Delta\sigma$	Spannungsschwingbreite	[MPa]
$\Delta\sigma_{12}, \Delta\sigma_{23}, \Delta\sigma_{31}$	Hauptspannungsdifferenzen	[MPa]
t	Zeit	[h]
t_f	Bruchzeit	[h]
t_{Hd}	Haltezeit in der Druckphase	[min]
t_{Hz}	Haltezeit in der Zugphase	[min]
t_{HZ}	Haltezeit	[min]

T	Temperatur	[°C]
T_{FD}	Frischdampf­temperatur	[°C]
T_{melt}	Schmelztemperatur	[°C]
T_{max}	maximale Zyklus­temperatur	[°C]
T_{mid}	mittlere Zyklus­temperatur	[°C]
T_{min}	minimale Zyklus­temperatur	[°C]
T_{ref}	Referenztemperatur	[°C]
τ	Schubspannung	[MPa]
X_1, X_2	kinematische Variablen des CNOW-Modells	[MPa]
Z	Brucheinschnürung	[%]
ζ	Verschwächungsbeiwert in DIN EN 12952	[-]

Abkürzungen

BGH	BGH Edelstahl Siegen GmbH
BMWi	Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie
BoA	Braunkohlekraftwerk mit optimierter Anlagentechnik
BPT	Bilfinger Piping Technologies
CCS	Carbon Capture and Storage
CNOW	Chaboche-Nouailhas-Ohno-Wang
COORETEC	CO ₂ -Reduktionstechnologien
DE	Ductility Exhaustion
dk	dehnungskontrolliert
EEG	Erneuerbare-Energien-Gesetz
ESU	Elektro-Schlacke-Umschmelzverfahren
FD	Frischdampf
FDBR	Fachverband Anlagenbau Energie, Umwelt, Prozessindustrie
FEM	Methode der Finiten Elemente
FE	Finite Elemente
GKM	Großkraftwerk Mannheim
HCF	High Cycle Fatigue
HWT I	Hochtemperatur-Werkstoff-Teststrecke I
HWT II	Hochtemperatur-Werkstoff-Teststrecke II
IfW	Institut für Werkstoffkunde
IP	in phase
IWM	Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
KW	Kraftwerk
max	maximal
min	minimal
LCF	Low Cycle Fatigue
LG	lösungsgeglüht
MPA	Materialprüfungsanstalt
MARCKO	Materialrealisierung CO ₂ -armes Kohlekraftwerk
OP	out-of-phase
REM	Rasterelektronenmikroskop

SM	Special Metals
TBK	Trockenbraunkohle
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
TF	Time-Fraction
TMF	Thermo Mechanical Fatigue
ÜH	Überhitzer
VAR	Vakuum-Lichtbogenverfahren
VDM	Thyssen Krupp VDM
VIM	Vakuum-Induktionsofen
ZÜ	Zwischenüberhitzer

Kurzfassung

Nach dem Erneuerbare-Energien-Gesetz (EEG) soll in Deutschland bis zum Jahr 2050 der Anteil der erneuerbaren Energien an der Stromerzeugung auf 80 % gesteigert werden. Deshalb werden konventionelle Kraftwerke weniger zur Deckung der Grundlastversorgung, sondern vielmehr zur Deckung der Mittel- und Spitzenlastversorgung eingesetzt. Dies bedeutet für die Anlagen, dass diese einerseits für kürzere Zeiten stationär betrieben werden und andererseits deutlich häufiger mit hohen Laständerungsgeschwindigkeiten an- und abgefahren werden, um die Erzeugungslücken der erneuerbaren Energien zu decken. Dies führt dazu, dass die Komponenten verstärkt einer überlagerten Beanspruchung aus Kriechen und Ermüdung ausgesetzt sind, welche einen Lebensdauer verkürzenden Einfluss hat.

Das Ziel dieser Arbeit ist es, ein Konzept zur Lebensdauerbewertung von kriechermüdungsbeanspruchten dickwandigen Komponenten aus den Nickelbasislegierungen Alloy 617 mod. und Alloy 263 auf der Basis numerischer phänomenologischer Ansätze sowie Ansätzen gängiger Regelwerke/Empfehlungen zu entwickeln und zu verifizieren. Explizit liegt der Fokus auf zwei Komponenten der Hochtemperatur-Werkstoff-Teststrecke II (HWT II), einem Sammler aus Alloy 617 mod. und Alloy 263 sowie einem Halbkugelformstück aus Alloy 617 mod..

Zur Grundcharakterisierung der in HWT II verwendeten Schmelzen der Nickelbasislegierungen sind bei Prüftemperaturen im Bereich von 20 °C bis 725 °C einachsige Zugversuche, (Kriech-)ermüdungsversuche, Zeitstandversuche sowie Kerbschlagbiegeversuche durchgeführt worden. Der Vergleich der Versuchsergebnisse mit den Vorgaben der Werkstoffdatenblätter und den Ergebnissen der Forschungsvorhaben COORETEC DE4, MARCKO DE2 und MARCKO700 zeigte für beide Nickelbasislegierungen mit Ausnahme der Zeitstandversuchsergebnisse des Alloy 617 mod. keine Auffälligkeiten. Bei den Ergebnissen der Zeitstandversuche an der HWT II-Schmelze des Alloy 617 mod. konnten Abweichungen hinsichtlich des Verformungs- und Schädigungsverhalten identifiziert werden. Neben den Versuchen zur Grundcharakterisierung wurden komplexe Laborversuche zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens bei überlagerter Kriechermüdungsbeanspruchung sowie multiaxialen Spannungszuständen durchgeführt.

Des Weiteren wurden zur Charakterisierung der Entwicklung der Mikrostruktur, des Ausschei-

dungsverhaltens sowie der Versetzungsstruktur für beide Nickelbasislegierungen am Material im Ausgangszustand und im kriech- bzw. kriechermüdungsbeanspruchten Zustand metallographische Untersuchungen im Lichtmikroskop und Transmissionselektronenmikroskop durchgeführt. Die Ergebnisse wurden zur Einordnung mit den Ergebnissen aus anderen Forschungsvorhaben verglichen und es konnten keine Abweichungen festgestellt werden.

Um mit Hilfe von Finite-Elemente Simulationen das Verformungs- und Schädigungsverhalten bei Kriechermüdungsbeanspruchungen beschreiben zu können, wurde ein viskoplastisches Verformungsmodell mit integrierter Schädigungsformulierung nach Lemaitre verwendet. Die werkstoffabhängigen Modellparameter wurden anhand der Ergebnisse der Grundcharakterisierungsversuche für beide Nickelbasislegierungen angepasst. Zur Einordnung der Anpassungen wurden sämtliche Zeitstand- und Ermüdungsversuche in FE-Simulationen nachgerechnet. Weiterhin erfolgte die Verifizierung der Modellanpassungen durch Nachrechnungen der komplexen Laborversuche. Aus den Vergleichen der Ergebnisse der Versuche und Simulationen ist zu identifizieren, dass sowohl das Verformungs- als auch das Schädigungsverhalten in guter Weise durch das viskoplastische Materialmodell mit den ermittelten Parametern beschrieben werden kann.

Anhand von Nachrechnungen komplexer dickwandiger Bauteile (Sammler, Halbkugelformstück) unter realitätsnahen thermischen und mechanischen Belastungsbedingungen konnte gezeigt werden, dass das im Rahmen dieser Arbeit an den Werkstoffen Alloy 617 mod. bzw. Alloy 263 angepasste Verformungs- und Lemaitre-Schädigungsmodell geeignet ist, um die anrissgefährdeten Stellen und die Lebensdauer bis zum Anriss vorherzusagen. Dies konnte anhand von Farbeindringprüfungen sowie Auswertungen der Bruchflächen des untersuchten Sammlers belegt werden.

Für die Lebensdauerwertungen wurden darüber hinaus noch die Bewertungsansätze nach der europäischen DIN EN 12952-3/4, der amerikanischen ASME Section III Division 1 Subsection NH, der französischen RCC-MR RB 3262.12 und der britischen R5 Empfehlungen Volume 2/3 angewendet. Dabei zeigte sich, dass die Ansätze nach ASME und RCC-MR aufgrund sehr konservativer Vorhersagen und die Ansätze nach R5 und DIN EN 12952 aufgrund nicht konservativer Vorhersagen für die Nickelbasislegierungen Alloy 617 mod. und Alloy 263 nicht geeignet sind.

Abstract

Until 2050 the renewable energies should provide 80 % of the power in Germany according to Renewable Energy law. Due to that reason the conventional power plants are not used for base load, but rather for the supply of average and peak load. The change of the operating mode leads to shorter times at stationary temperatures and the number of faster start-ups/shut-downs of the power plants will increase. As a result of this the components are exposed to an interacting load of creep and fatigue which reduces the lifetimes.

The aim of this thesis is the development and verification of a lifetime assessment procedure for components made of the nickel base alloys Alloy 617 mod. and Alloy 263 under creep fatigue loading conditions based on numerical phenomenological models and on the approaches of different standards/recommendations. The focus lies on two components of the high temperature material test rig II (HWT II), a header made of Alloy 617 mod. and Alloy 263 as well as a formed part made of Alloy 617 mod..

For the basis characterization of the HWT II melts, specimens of the Alloy 617 mod. and Alloy 263 are tested in uniaxial tensile tests, (creep-)fatigue tests, creep tests and charpy tests in a temperature range between 20 °C and 725 °C. From the comparisons of the test results and the material specifications respectively the results of the projects COORETEC DE4, MARCKO DE2 and MARCKO700 no deviations were obvious for both materials with the exception of the creep test results with Alloy 617 mod. material. The creep tests with Alloy 617 mod. material of the HWT II melt show differences regarding the deformation and damage behavior. In addition to the basis characterization tests some complex lab tests for the characterization of the material behavior under creep-fatigue and multiaxial loading conditions were conducted.

The development of the microstructure, the precipitations as well as the structure of dislocations are investigated in the light optical microscope and the transmission electron microscope for the base raw material, the creep and creep-fatigue exposed material. For the classification the investigation results were compared to the results of the other projects and no differences could be identified.

For the description of the deformation and damage behavior under creep-fatigue loading with finite elements simulations a viscoplastic deformation model with an integrated damage model of Lemaitre

was used. The material dependent model parameters were fitted under consideration of the basis characterization test results of the Alloy 617 mod. and Alloy 263. All basis characterization tests are simulated with finite elements to classify the parameter fittings. The verification of the fitted material models was carried out by simulations of the complex lab tests. From the comparison of the simulation and test results it is obvious that the deformation and damage behavior can be reproduced with the used material model in a good manner.

With finite element simulations of complex thick-walled components (header, formed part) under realistic thermal and mechanic loading conditions could be shown that the viscoplastic material model fitted for the Alloy 617 mod. and Alloy 263 is able to predict the locations of the maximum loadings and the lifetime until the first cracks appear. This could be confirmed by dye penetrant testing on the one hand and destructive investigations of two fracture surfaces of the header on the other hand.

Additionally the approaches of the European DIN EN 12952-3/4, the American ASME Section III Division 1 Subsection NH, the French RCC-MR RB 3262.12 and the British R5 recommendations Volume 2/3 are used to predict the lifetimes. It can be seen that the approaches of ASME and RCC-MR provide very conservative predictions and that the approaches of R5 and DIN EN 12952 provide non-conservative predictions. These results lead to the conclusion that no approach of the standards/recommendation is suitable for the nickel base alloys Alloy 617 mod. and Alloy 263.

Kapitel 1

Einleitung

Der weltweite Klimawandel hat zu einem Umdenken im Umgang mit den primären Energieträgern geführt. Da eine globale Veränderung nur in einem internationalen Konsens erfolgen kann, wurden in 1997 mit Verabschiedung des Kyoto-Protokolls verbindliche Ziele zur Reduzierung des Ausstoßes klimaschädlicher Treibhausgase vereinbart. Die Umsetzung erfolgt auf nationaler Ebene, wobei die hoch-industrialisierten Länder besonders gefordert sind. In Deutschland sollen die Emissionen bis zum Jahr 2050 um 80 % bis 95 % gegenüber dem Wert von 1990 gesenkt werden [1]. Dabei sind die internationale Wettbewerbsfähigkeit der Wirtschaft und die Versorgungssicherheit der Bevölkerung sicherzustellen. Neben der Minderung des individuellen Energieverbrauchs sind die Klimaziele nur durch Änderung der Stromerzeugung zu erreichen. Die zukünftige Entwicklung wird dadurch geprägt sein, dass die Versorgungssicherheit nachhaltig durch Energieeinsparung und Steigerung der Energieeffizienz sowie langfristig durch den Ersatz der fossilen Energieträger durch erneuerbare Energien gewährleistet werden muss. Das Bild 1.1 [2] zeigt die prognostizierte Entwicklung der Strommixzusammensetzung bis zum Jahr 2050.

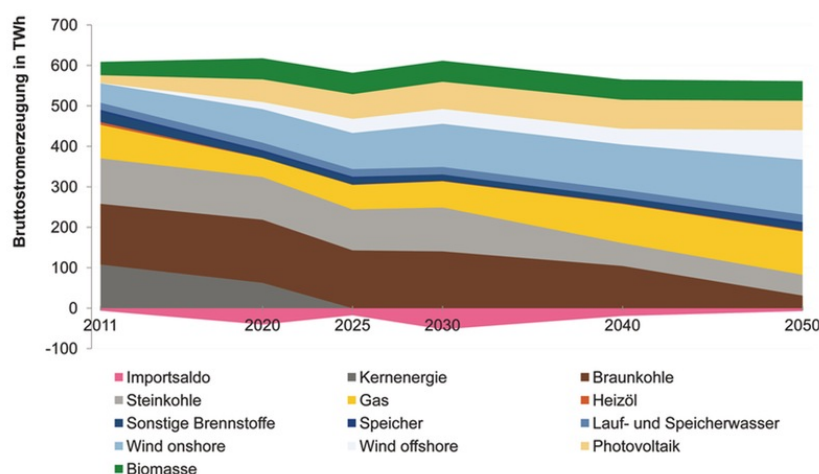


Bild 1.1: Prognostizierte Entwicklung der Bruttostromerzeugung von 2011 bis 2050 [2]

Der Anteil erneuerbarer Energien an der Stromversorgung soll bis zum Jahr 2025 auf 40 bis 45 % und bis 2035 auf 55 bis 60 % erhöht werden [3]. Deshalb ist kurzfristig ein grundlegender Umbau der Energieversorgung unter Berücksichtigung der Auswirkungen auf Versorgungssicherheit, Importunabhängigkeit, Wirtschaftlichkeit und Akzeptanz notwendig. Das zukünftige System muss in der Lage sein, verbrauchsferne, dezentrale und stark fluktuierende Einspeisungen zu integrieren. Hierzu muss zunächst eine deutschlandweite Infrastruktur (Übertragungs- und Verteilungsnetze sowie Energiespeichersysteme) geschaffen werden, welche in der Lage ist den erneuerbar erzeugten Strom bedarfsgerecht (örtlich, zeitlich und mengenmäßig) an den Verbraucher zu liefern. Aus diesem Grund ist in dieser Übergangszeit ein Ausbau der Stromerzeugung mit Hilfe regenerativer Energien alleine nicht ausreichend, um die Versorgungssicherheit zu gewährleisten.

Ein wesentliches Merkmal des zukünftigen Strommixes ist, dass die regenerativ produzierte Strommenge stark tages- und jahreszeitabhängig ist. Das Bild 1.2 [4] zeigt die elektrische Leistung aufgeteilt nach Erzeugungsart für den Wintermonat Januar und den Sommermonat Juli jeweils für das Jahr 2010 und prognostiziert für das Jahr 2030.

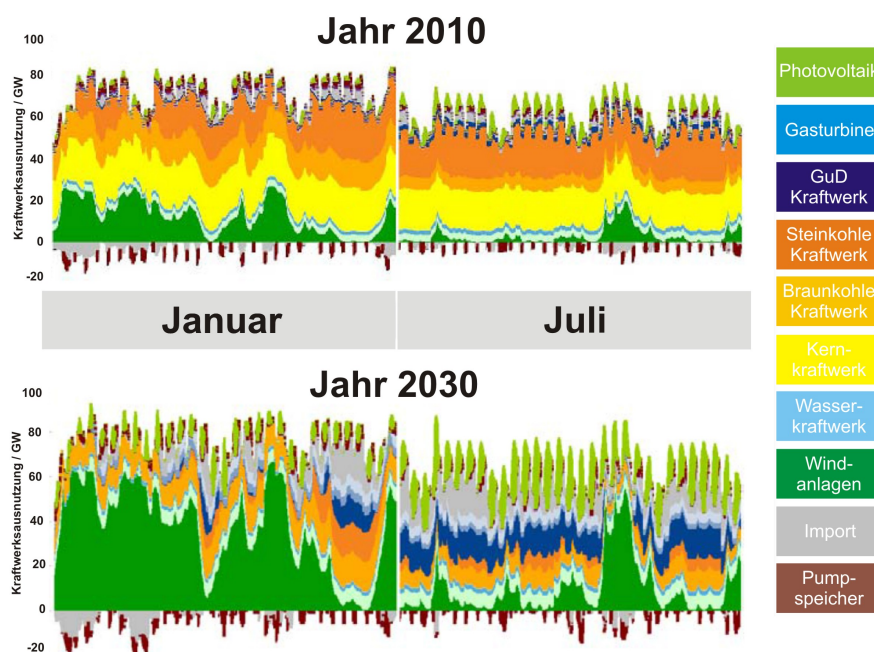


Bild 1.2: Vergleich der Strommixzusammensetzung im Jahr 2010 und 2030 [4]

Es ist deutlich zu erkennen, dass der Beitrag der Windkraftanlagen jahreszeitlich bedingt im Januar deutlich größer als im Juli ist. Der Beitrag der Photovoltaikanlagen ist zusätzlich sehr stark tageszeitabhängig und während der Mittagszeit im Juli am höchsten. Aufgrund der Tatsache, dass die Stromerzeugung aus Sonne und Wind volatil und zeitlich nicht kompatibel mit dem Strombedarf ist, muss einerseits die zu viel produzierte Energie gespeichert und andererseits ein Defizit durch andere Quellen ausgeglichen werden. Ein wesentliches Element ist hierbei die Energiespeicherung, welche

die zeitliche Verfügbarkeit ausgleicht. Aktuell werden hierfür ausschließlich Pumpspeicherkraftwerke eingesetzt. Alternative Möglichkeiten sind zwar ein Schwerpunkt aktueller Forschungsaktivitäten [5], aber gegenwärtig nicht im großen Maßstab verfügbar. Da zur Zeit die Kapazität der Pumpspeicherkraftwerke nicht ausreicht, um eine temporäre Verfügbarkeitslücke auszugleichen, sind für eine längere Übergangszeit zukünftig auch noch konventionelle Kraftwerke erforderlich, damit eine gesicherte Stromversorgung dauerhaft zu gewährleisten ist. Voraussetzung hierfür ist allerdings eine Änderung der Betriebsbedingungen.

Da die konventionellen Kohle- und Braunkohlekraftwerke überwiegend für den Grund- und Mittellastbetrieb (Bild 1.2 oben) eingesetzt werden, erfolgte die Auslegung im Wesentlichen für den stationären Betrieb mit moderaten An- und Abfahrvorgängen. Da zukünftig jedoch die erneuerbaren Energien die Grund- und Mittellastversorgung übernehmen sollen (Bild 1.2 unten), müssen die konventionellen Anlagen die Spitzenlastversorgung übernehmen. Dies bedeutet, dass sie deutlich schneller und öfter an- und abgefahren werden und dabei hohe Leistungen bereitstellen müssen. Unter Berücksichtigung dieses geänderten Beanspruchungsprofils müssen die Kohle- und Braunkohlekraftwerke in Bezug auf die Betriebsfestigkeit und damit hinsichtlich Lebensdauer neu bewertet werden.

Da insbesondere ältere Anlagen aus technischer und ökologischer Sicht nicht mehr wirtschaftlich sind, sollen diese durch moderne Anlagen mit niedrigerem Brennstoffbedarf sowie geringerem Kohlenstoffdioxidausstoß ersetzt werden. Zur Realisierung wird bei zukünftigen Kohlekraftwerken eine Anhebung des Wirkungsgrads auf größer 50 % angestrebt, wozu eine Erhöhung der Dampftemperatur auf mindestens 700 °C und des Dampfdrucks auf mindestens 350 bar notwendig ist. Durch diese Erhöhung werden alle Kraftwerkskomponenten, welche im Hochtemperaturbereich eingesetzt sind, deutlich höheren Beanspruchungen ausgesetzt. Gleichzeitig bedeutet dies, dass die eingesetzten Werkstoffe bei höheren Temperaturen noch ausreichende Festigkeitseigenschaften aufweisen müssen. Da die martensitischen 9-12 %-Chromstähle, welche in aktuellen Kohlekraftwerken verwendet werden, bei Temperaturen um die 700 °C nicht mehr einsetzbar sind, ist die Auswahl und Qualifizierung neuer Werkstoffe eine Schlüsselaufgabe.

Aufgrund der sehr guten Zeitstand-, Korrosions- und Oxidationseigenschaften sind die Nickelbasislegierungen Alloy 617 mod. und Alloy 263 eine erfolgsversprechende Alternative. Zur Qualifizierung der Werkstoffe und Verifizierung des Verhaltens unter betriebsnahen Bedingungen wurde unter anderem das vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) und von Partnern der Industrie geförderte Forschungsprojekt „Hochtemperatur-Werkstoff-Teststrecke II“ (HWT II) [6, 7] gestartet. Hierbei wurden komplexe, dickwandige Bauteile aus den o.g. Nickelbasislegierungen in einem Bypass der Kesselinfrastruktur des Großkraftwerks Mannheim (GKM) integriert. Um die Kriechermüdungsbeanspruchung nachzubilden, wurden die Bauteile zyklischen Temperaturlastwechseln

mit Dampftemperaturen bis 725 °C ausgesetzt.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, ein Konzept zur Lebensdauerbewertung von dickwandigen Komponenten aus Alloy 617 mod. und Alloy 263 bei betriebsnahen zyklischen Belastungen im Hochtemperaturbereich zu erstellen und zu verifizieren. Um das Verformungs- und Schädigungsverhalten der Werkstoffe mit Hilfe numerischer Simulationen beschreiben zu können, werden Zeitstand- und Ermüdungsversuche durchgeführt und auf der Basis dieser die notwendigen Parameter des numerischen viskoplastischen Materialmodells sowie verschiedener Lebensdauerbewertungsansätze bestimmt. Im nächsten Schritt werden diese Modelle zur Nachrechnung von einachsigen Kriechermüdungsversuchen sowie von mehrachsigen Versuchen an Hohlzylinderproben angewendet und die resultierenden Ergebnisse mit den Versuchsergebnissen verglichen. Nach erfolgreicher Verifikation werden diese Modelle für die Lebensdauer vorhersage komplexerer, realitätsnaher Bauteile in einer numerischen Simulation angewendet und mit den Prüfergebnissen der Komponenten aus der Teststrecke verglichen und die Eignung bewertet. Da die Lebensdauer wesentlich durch die maximalen, lokalen Beanspruchungen bestimmt wird, liegt das Hauptaugenmerk besonders auf den am höchsten beanspruchten Bereichen an den Rundungsradien von Lochrändern und Abzweigen der dickwandigen Komponenten.

Kapitel 2

Stand von Wissenschaft und Technik

2.1 Bisherige Nutzung von Kohlekraftwerken

Im Jahre 1882 wurde die erste Beleuchtungsanlage mit einer Leistung von 2 kW von Paul Reisser in Stuttgart in Betrieb genommen, welche Strom für 30 Glühlampen erzeugte [8]. Am 15. August 1885 wurde in Berlin das erste deutsche Kraftwerk in Betrieb gesetzt, welches Strom in einem Umkreis von 800 m lieferte. Der erste Strom wurde zunächst durch Verwendung von Dampfkolbenmotoren [9] produziert und der Wirkungsgrad lag dabei anfangs lediglich bei 1 %. Kurz vor dem 1. Weltkrieg gab es im Jahr 1911 im Deutschen Reich 2320 Elektrizitätswerke mit einer Gesamtleistung von 2260 MW. Weil dieser Energieträger vielseitig verwendbar war, verhältnismäßig einfach verteilbar und sich leicht in andere Energieformen umwandeln ließ, stieg der Bedarf an elektrischer Energie im Rahmen der Industrialisierung rasant an. Somit war dessen Verfügbarkeit eine wesentliche Grundlage für die wirtschaftliche und technologische Entwicklung. Durch die Weiterentwicklung der Werkstoff-, Verfahrens- und Verbrennungstechnik wurden immer größere Anlagen mit kontinuierlich gesteigerten Wirkungsgraden realisiert. Im Jahre 1950 wurden 51,5 % des Stroms in der Bundesrepublik Deutschland durch Steinkohle und ca. 21,7 % durch Braunkohle bei einer jährlichen Gesamtenergie von 29,4 Mio.-t SKE (entspricht 240 TW h) mit einem Wirkungsgrad von ca. 30 % erzeugt [10].

Im Jahr 2013 wurde in Deutschland elektrische Energie mit einer Gesamtmenge von 638,7 TW h zu etwa 25,2 % durch Braunkohle überwiegend im Grundlastbetrieb und 19,9 % durch Steinkohlekraftwerke im Mittellastbetrieb erzeugt [11].

Als ein Maß zur Bewertung der Effizienz der Stromproduktion wird der Wirkungsgrad η verwendet, welcher durch das Verhältnis zwischen der nutzbaren und aufgewendeten Energie definiert ist. In der Abbildung 2.1 ist die chronologische Wirkungsgradentwicklung deutscher Braunkohle- [12, 13, 14, 15, 16] und Steinkohlekraftwerke [17, 18, 19] bei Volllastbetrieb ab dem Jahre 1950 dargestellt.

Das Diagramm zeigt, dass der Wirkungsgrad von Steinkohlekraftwerken auf etwa 46 % nach heutigem

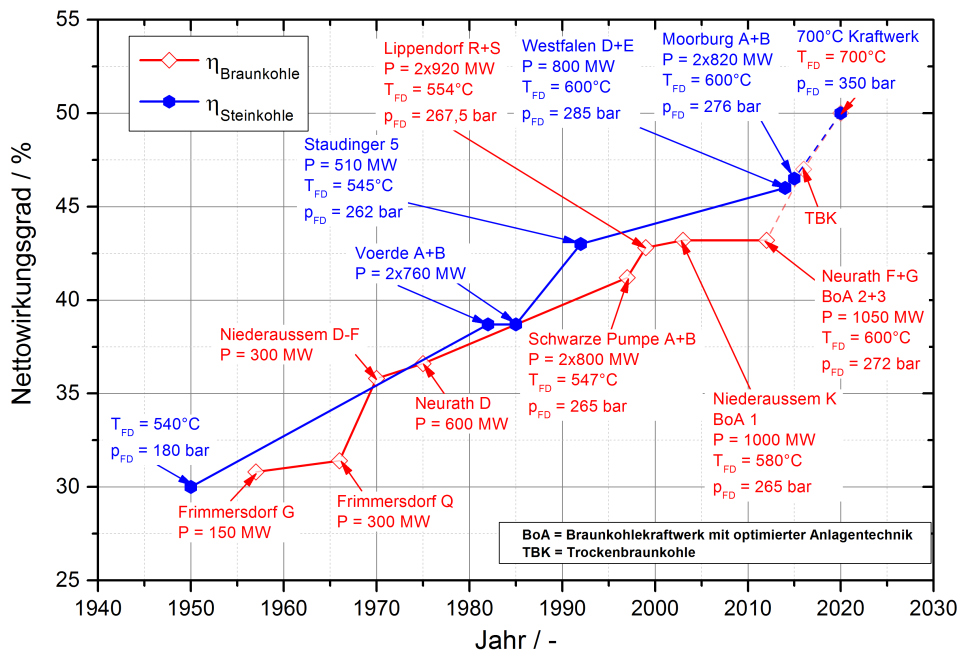


Bild 2.1: Chronologische Entwicklung der Wirkungsgrade von Braun- und Steinkohlekraftwerken [12, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19]

Stand verbessert werden konnte. Hierbei wird auch deutlich, dass diese Wirkungsgradsteigerung mit steigenden Frischdampfparametern (Temperatur und Druck) einhergeht. Bei den neuesten Anlagen der Kraftwerke Westfalen, Blöcke D und E (2 x 800 MW) bzw. Moorburg A und B (2 x 820 MW), welche in 2014 in Betrieb oder kurz vor der Inbetriebnahme sind, betragen die Frischdampftemperaturen T_{FD} etwa 600 °C und die Frischdampfdrücke p_{FD} etwa 276 bar bzw. 285 bar.

Der höchste Wirkungsgrad wird bei Braunkohlekraftwerken mit optimierter Anlagentechnik (BoA) in den Kraftwerken Niederaußem Block K (1000 MW) und Neurath Blöcke F und G (2 x 1050 MW) erreicht und beträgt aktuell etwa 43 % und ist somit geringer als bei Steinkohlekraftwerken. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Braunkohle einen höheren Feuchtigkeitsgehalt besitzt, was eine höhere Abgasmenge und in Verbindung mit einer höheren Abgastemperatur zusätzlich größere Abgasverluste zur Folge hat. Durch geeignete Trocknungsverfahren, wie beispielsweise der Wirbelschichttrocknung, wird angestrebt die Braunkohle innerhalb des Kraftwerksprozesses zu trocknen, um so zukünftig im Vergleich zu Steinkohlekraftwerken vergleichbare Wirkungsgrade zu erreichen. Je nach Einsatztemperatur und -bedingungen im Kraftwerk werden für die unterschiedlichen Komponenten verschiedene Werkstoffe verwendet. Beispielhaft für die zwei laufenden Braunkohlekraftwerke Lippendorf [20] und Neurath [21, 22] sind in Tabelle 2.1 für einige wesentliche Komponenten die verwendeten Werkstoffe, geometrischen Abmessungen und Betriebsparameter zusammengefasst. Der Tabelle ist zu entnehmen, dass die martensitischen Werkstoffe P91 (X10CrMoVNb9-1) und P92 (X10CrWMoVNb9-2) für die dickwandigen Sammlerkomponenten sowie die Frischdampfleitung ein-

Kraftwerk	Lippendorf R+S	Neurath F+G
Inbetriebnahme	1999/2000	2012
Wirkungsgrad / %	42,5	43,2
Auslegungsdaten	554 °C/267,5 bar 583 °C/50,3 bar	610 °C/280 bar 615 °C/56 bar
Membranwand	13CrMo4-4 (42,4x6,3 mm)	7CrMoVTiB10-10
Austrittssammler ÜH	X10CrMoVNb9-1 (285x60 mm)	X10CrWMoVNb9-2
Austrittsbündel ÜH	X3CrNiMoN17-13 (38x7,1 mm)	HR3C
Austrittssammler ZÜ	X10CrMoVNb9-1 (630x60 mm)	X10CrWMoVNb9-2
Austrittsbündel ZÜ	X3CrNiMoN17-13 (57x4 mm)	HR3C
FD-Leitung	X10CrMoVNb9-1 (350x60 mm)	X10CrWMoVNb9-2 (355x97 mm)

Tabelle 2.1: Werkstoffe der kritischen Komponenten für das KW Lippendorf und KW Neurath [20, 21, 22]

gesetzt werden. Für die dünnwandigen Rohre der Bündelheizfläche am Zwischen- und Endüberhitzer werden austenitische Werkstoffe wie der X3CrNiMoN17-13 oder der HR3C eingesetzt. Als Werkstoffe für die Membranwände werden die ferritischen Werkstoffe 13CrMo4-4 und 7CrMoVTiB10-10 (T24) verwendet.

Im Hinblick auf Neubauprojekte liegt ein Forschungsschwerpunkt darin, den Wirkungsgrad konventioneller Kraftwerke zu verbessern, indem die bei der Verbrennung entstehenden Kohlenstoffdioxidmengen sowie die Brennstoffkosten reduziert werden. Aus diesem Grund war ein Ziel der Entwicklung vor der Energiewende, die Dampfparameter auf 700 °C und 350 bar anzuheben und dadurch effektive Wirkungsgrade von über 50 % im Vollastbetrieb zu realisieren. Bei den erhöhten Dampfparametern sind die bisher eingesetzten martensitischen und austenitischen Werkstoffe aufgrund ihrer Eigenschaften nicht mehr einsetzbar. Deswegen werden Nickelbasislegierungen als mögliche Werkstoffkandidaten in verschiedenen Forschungsvorhaben untersucht.

2.2 Stellenwert von Kohlekraftwerken in der Zukunft

Mit der Energiewende und dem Kernenergieausstieg haben sich die politischen und gesellschaftlichen Rahmenbedingungen für die zukünftige Energieversorgung in Deutschland und damit der Stellenwert von Kohlekraftwerken deutlich verändert. In diesem Zusammenhang sind neue Strategien und Lösungen für eine wirtschaftliche, umweltverträgliche und sichere Energieversorgung sowie für den rationalen und sparsamen Umgang mit Energie zu etablieren. Gemäß [23] kommt dabei den fossil befeuerten Großkraftwerken, trotz des hohen Anteils von erneuerbaren Energiequellen, eine besondere Bedeutung zur Aufrechterhaltung der Versorgungssicherheit zu. Allerdings sind hierbei folgende Aspekte, welche die Energiewende kennzeichnen [23], zu berücksichtigen:

- Die Reduzierung der Treibhausgas-Emissionen bis 2020 auf 60 % und bis 2050 auf 20 % der Emissionen gegenüber dem Referenzjahr 1990 [24].
- Die Erhöhung des Anteils der erneuerbaren Energien bis 2025 auf 40 % bis 45 % und bis 2050 auf 80 % an der Stromerzeugung [3].
- Entsprechend ist die Energieerzeugung durch andere Energiequellen und insbesondere fossil befeuerte Großkraftwerke zu reduzieren.
- Die Einspeisung von Wind- und Sonnenenergie ist tages- und jahreszeitlich bedingt stark fluktuierend.
- Die Gewährleistung der Versorgungssicherheit wird schwieriger und durch erneuerbare Energien alleine nicht zu realisieren sein.
- Die zukünftige Hauptaufgabe der verbleibenden fossil befeuerten Großkraftwerke besteht deshalb darin, die Differenz zwischen der fluktuierenden Energiebereitstellung und dem Energiebedarf auszugleichen.
- Durch den Stromhandel in Verbindung mit der EEG-Umlage [23] sinken die Erlöse für fossil befeuerte Großkraftwerke. Damit verschlechtert sich die wirtschaftliche Lage von Bestandsanlagen und die Investition in Neuanlagen ist wenig attraktiv. Hinzu kommt, dass die öffentliche Akzeptanz der Anlagen aufgrund des Schadstoffausstoßes gering ist bzw. die Investitionskosten für Abgasreinigungstechnologien zusätzlich zu berücksichtigen sind.
- Carbon Capture and Storage (CCS)-Abscheidung, Transport und Speicherung oder stoffliche Nutzung von CO₂ kann einen wesentlichen Beitrag zur Emissionsminderung liefern und damit zur Akzeptanz fossil befeuerter Großkraftwerke beitragen.
- Stromspeichertechnologien, welche ebenfalls die Versorgungsschwankungen ausgleichen können, sind in der Entwicklung. Deren zukünftige Verfügbarkeit ist aber schwer einzuschätzen.
- Aufgrund der geographischen Distanzen zwischen den Erzeugungsorten der erneuerbaren Energien und der Verbraucher ist ein Aus-/Umbau der Übertragungsnetze erforderlich.

Die Auswirkungen der Energiewende in Deutschland wurden in verschiedenen Studien aus dem Jahr 2012 [25], [26], [1] untersucht und zeigen, dass im Jahr 2050 selbst bei einem 80 %-igen Anteil der erneuerbaren Energien an der Stromerzeugung eine gesicherte Kraftwerksleistung von 38 bis 50 GW aus fossil befeuerten Großkraftwerken erforderlich ist, um die Versorgung jederzeit sicherstellen zu können. Neben der Schaffung der technischen Randbedingungen zur Anpassung an die geänderten

Betriebsbedingungen ist der Abbau von Investitionshemmnissen und -risiken sowie die Verbesserung der wirtschaftlichen Randbedingungen eine wesentliche Voraussetzung.

In Bild 2. 2 ist die bis 2050 prognostizierte Entwicklung der installierten Leistung aufgeschlüsselt nach der Art der Stromerzeugung aus [23] dargestellt.

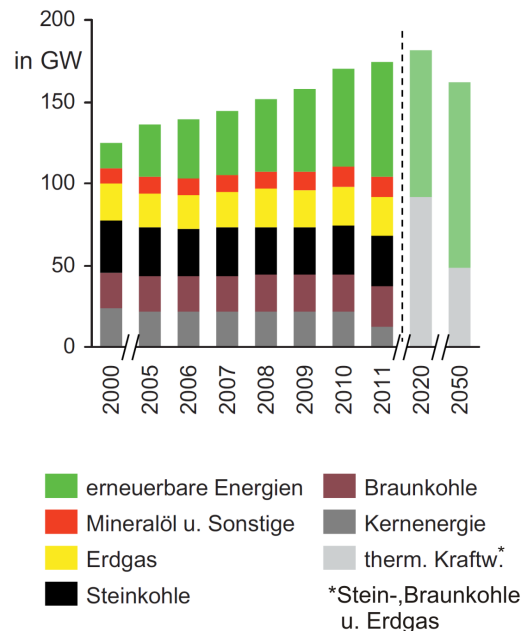


Bild 2. 2: Prognostizierte Entwicklung der installierten Leistung - Zeitraum 2000 bis 2050 [23]

Aus technischer Sicht ist eine gravierende Änderung der Betriebsbedingungen vom Grundlastbetrieb mit wenigen An- und Abfahrvorgängen und vielen Jahresvolllaststunden (Stand 2011 - Braunkohle 6850 h bzw. Steinkohle 3790 h [23]) auf temporären Ausgleichlastbetrieb (Residuallastbetrieb) mit häufigeren und schnelleren Lastwechseln innerhalb kurzer Zeitabstände sowie mit vermehrtem Teillastbetrieb und geringerer jährlicher Betriebsdauer erforderlich. Damit verschiebt sich der Auslegungs- und Betriebszustand der Kraftwerke, für den der kommerziell erfolgreiche Einsatz hinsichtlich hoher Wirkungsgrade und niedrigen Emissionen zu optimieren ist.

Insbesondere bei Bestandsanlagen ist zu berücksichtigen, dass die Regelbarkeit aufgrund des Zeitbedarfs zwischen Zünden des ersten Brenners bis zum Erreichen der Volllast eingeschränkt ist [27] und je nach Ausgangszustand mehrere Stunden dauert. Bei einem Kaltstart nach einer Stillstandsdauer von mehr als 48 h dauert das Wiederanfahren eines Steinkohlekraftwerks 6 bis 8 h und eines Braunkohlekraftwerks 9 bis 15 h. Im günstigsten Fall ist bei einem Heißstart nach weniger als 8 h Stillstand bei Steinkohlekraftwerken eine Anfahrdauer von 2 bis 4 h zu berücksichtigen. Weiter ist bei Braunkohlekraftwerken eine Minderung der Leistung unter 50 % der Volllast nur eingeschränkt möglich, da der Brennstoff einen zu hohen Wassergehalt aufweist und die Kesseltemperatur zu stark absinken würde. Steinkohlekraftwerke können zwar bis 20 % gedrosselt werden, jedoch nimmt dabei der Wirkungsgrad bei einer Minderung auf 50 % der Nennleistung um ca. 3 % ab.

Für eine akzeptable und wirtschaftliche Nutzung von Braun- und Steinkohlekraftwerken sind, aufgrund des veränderten Auslegungs-/Betriebspunktes, folgende technische Merkmale eine wesentliche Voraussetzung für einen zukunftsfähigen Betrieb [23]:

- Berücksichtigung einer größeren Lastwechselhäufigkeit,
- Erhöhung der Leistungsänderungsgeschwindigkeit,
- Verringerung der Mindestlast,
- Erhöhung des Wirkungsgrades, auch im Teillastbetrieb,
- Verringerung der Schadstoff- und CO₂-Emissionen z.B. durch CCS-Abscheidung,
- Nutzung von Kohle und besonders Braunkohle als ein in Deutschland verfügbarer Rohstoff, welcher von Importen unabhängig verfügbar ist.

Bei der Optimierung in Bezug auf den zukünftigen Betriebszustand ergeben sich infolge der dynamischen Fahrweise mit höheren Lastzyklenzahlen neue Belastungsprofile, welche zu einem anderen Ermüdungsverhalten führen und bei der Lebensdauerbewertung berücksichtigt werden müssen. Hierbei müssen für einzelne Kraftwerkskomponenten optimale Lösungen für die gegenläufigen Anforderungen gefunden werden. Als Beispiel sind hierfür die Rohrleitungen und Sammler im Hochtemperaturbereich des Dampfkreislaufes zu nennen. Zur Erhöhung des Wirkungsgradniveaus im gesamten Lastbereich ist eine Anhebung der Dampfparameter erforderlich. Hierdurch steigen die Beanspruchungen, welche nur durch höhere Wanddicken oder andere Werkstoffe beherrscht werden können. Da bei größeren Wanddicken infolge der thermischen Trägheit auch größere Temperaturgradienten und somit auch höhere lokale Spannungen auftreten, wird das dynamische Verhalten eingeschränkt und die Lebensdauer vermindert. Durch den Einsatz höherfester Werkstoffe, z. B. Nickelbasislegierungen, kann dem entgegen gewirkt werden. Allerdings erhöhen sich hierdurch die Investitionskosten für die Anlagen und es ist fraglich, ob eine solche Anlage bei flexibler Fahrweise wirtschaftlich ist [23].

Bei Bestandsanlagen sind zur Erfüllung der Anforderungen für einen zukunftsfähigen Betrieb Nachrüstmaßnahmen (Retrofit) erforderlich. Eine Studie des Fachverbands Anlagenbau Energie, Umwelt, Prozessindustrie (FDBR) [28] weist aus, dass die Kosten für eine Retrofit-Nachrüstung für Steinkohlekraftwerke bei etwa 25 % und für Braunkohlekraftwerke bei 30 % gegenüber eines entsprechenden Kraftwerksneubaus an einem neu zu erschließenden Standort liegen. Gemäß [29] werden in 2015 einige Bauvorhaben abgeschlossen, sodass eine Kapazität von ca. 11 GW in Betrieb genommen wird, wovon der überwiegende Anteil von 7,5 GW mit Steinkohle betrieben wird. Allerdings kann aufgrund

der Altersstruktur der Bestandsanlagen die Notwendigkeit des Neubaus von Kraftwerken, welche die geänderten Anforderungen bereits bei der Auslegung berücksichtigen, nicht ausgeschlossen werden. Bei der Nachrüstung oder dem Neubau von Kohlekraftwerken ist der CO_2 -Ausstoß pro kWh zu senken, wobei der Wirkungsgrad unter Volllast auf ca. 50 % erhöht werden soll. Dies ist nur durch Erhöhung der Frischdampf­temperatur auf 700 °C und des Frischdampf­drucks auf 350 bar möglich. Der Zusammenhang zwischen Wirkungsgrad, CO_2 -Emission und Betriebsparameter existierender Anlagen ist im Bild 2.3 dargestellt [23].

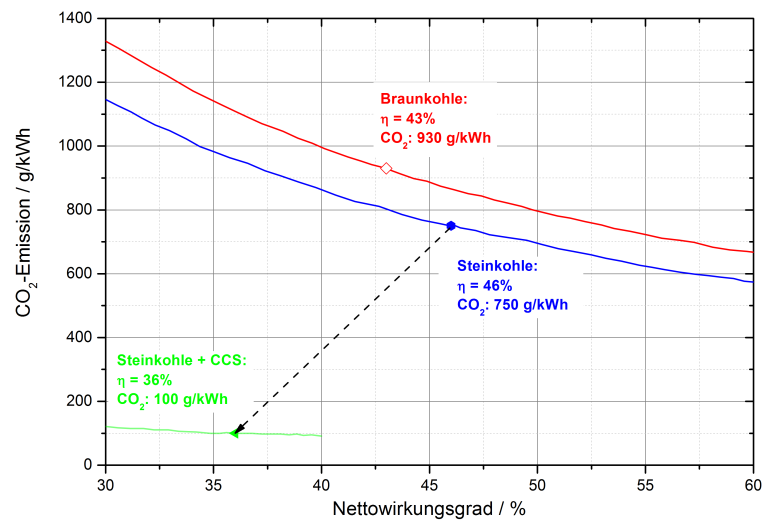


Bild 2.3: Entwicklung der CO_2 -Emission bei Verbesserung der Wirkungsgrade [23]

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass fossil befeuerte Kraftwerke auch zukünftig erforderlich sind, um die Residuallasten abzudecken. Dies gilt sowohl für die Bestandsanlagen als auch für neue Anlagen, welche nicht mehr wirtschaftliche, alte Anlagen ersetzen sollen. Aufgrund der Tatsache, dass die erneuerbaren Energien volatil sind und aktuell der erzeugte Strom nur teilweise gespeichert werden kann, sind die fossilen Kraftwerke der perfekte Partner zur Sicherstellung eines ausreichenden Stromangebots in Deutschland.

2.3 Programme zur Qualifizierung neuer Werkstoffe

Wie im Abschnitt 2.2 erläutert, nimmt die Bewertung des Ermüdungsverhaltens eine Schlüsselrolle bei der Anpassung der Auslegung von Kohlekraftwerken an die zukünftige, dynamische Betriebsweise ein. Aus diesem Grund müssen für die Komponenten mit Hochtemperaturbeanspruchung Werkstoffe mit höherwertigen Eigenschaften eingesetzt werden. Die im Hinblick auf Temperatur kritischen Komponenten eines Kohlekraftwerks sind die dickwandigen Rohrleitungen und Sammler sowie die Membranwände, die Überhitzer- und Zwischenüberhitzerstufen.

In Bild 2.4 sind die temperaturabhängigen Mittelwertkurven der 100 000 h Zeitstandfestigkeiten

[30, 31, 32] gängiger und möglicher Sammlerwerkstoffe dargestellt. Unter Berücksichtigung aktueller Sammlerabmessungen ($d_i=285$ mm, $s=60$ mm im KW Lippendorf [33]) muss nach der Kesselformel die Spannung bei einem Dampfdruck von 350 bar mindestens 100 MPa betragen. Aus diesem Grund kommen für den Einsatz in Kraftwerken mit 700 °C Auslegungstemperatur nur die Nickelbasislegierungen Alloy 617 mod. und Alloy 263 in Betracht.

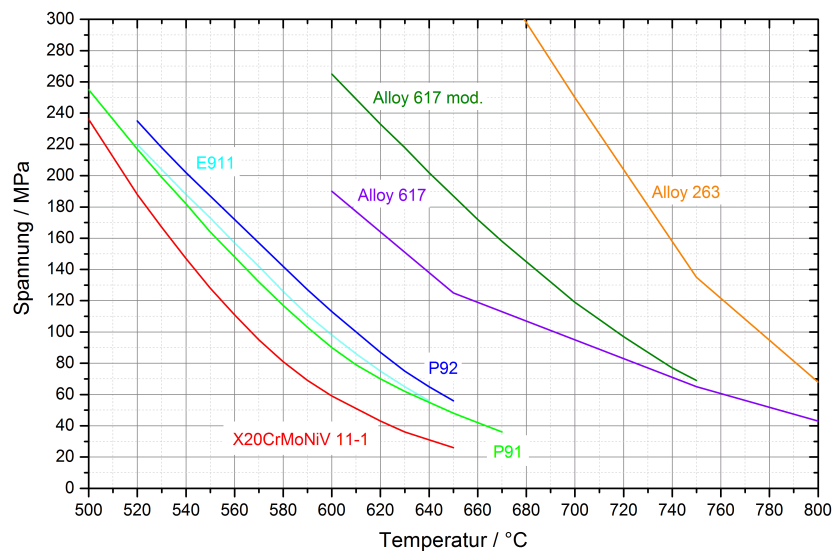


Bild 2.4: 100 000 h Zeitstandfestigkeiten gängiger und möglicher Sammlerwerkstoffe [30, 31, 32]

In einer Reihe von Forschungsvorhaben (Tabelle 2.2 [20, 33, 34, 35]) wurden die genannten Nickelbasislegierungen für einen möglichen Einsatz als Kessel-, Komponenten- und Rohrleitungswerkstoff hinsichtlich Mikrostruktur, Festigkeit bei höheren Temperaturen und Ermüdungsverhalten untersucht.

Projekt	Werkstoff	Erzeugnisform	Warmzug	Zeitstand	LCF	Mikrostruktur
MARCKO DE2	Alloy 617 mod.	DR + KR	X	X		X
MARCKO700	Alloy 617 mod.	DR + KR	X	X	X	X
COORETEC DE4	Alloy 617 mod.	DR + KR	X	X	X	X
HWT	Alloy 617 mod.	KR		X	X	
	Alloy 263	KR		X	X	
	Alloy 263	DR + KR	X	X	X	X

DR = dickwandiges Rohr

KR = Kesselrohr

Tabelle 2.2: Forschungsvorhaben zur Qualifizierung von Nickelbasislegierungen für den Einsatz in 700 °C Kraftwerken [20, 33, 34, 35]

Im Zeitraum von 1999 bis 2004 wurde an der MPA Universität Stuttgart im Rahmen des BMWi Forschungsvorhabens „Materialrealisierung CO₂-armes Kohlekraftwerk“ (MARCKO DE2) [33] die Nickelbasislegierung Alloy 617 mod. für die Anwendung in Austrittssammlern und Überhitzerrohren

in Dampferzeugern in wirkungsgradoptimierten Kraftwerken qualifiziert. Hierbei wurden Warmzug- und Zeitstandversuche an Membranwandkesselrohren und dickwandigen Rohren durchgeführt. Durch eine Analyseeinschränkung (Anhebung der Untergrenzen für Cr, Co, Ti und Al sowie Herabsetzung der Obergrenzen für Al, Fe, Mn, Si) konnte die Zeitstandfestigkeit der Legierung Alloy 617 bei einer Temperatur von 700 °C von 95 MPa auf 120 MPa signifikant verbessert werden. Die Verbesserung der Zeitstandfestigkeiten der modifizierten Legierung Alloy 617 mod. und der ursprünglichen Legierung Alloy 617 geht aus dem dunkelgrünen und violetten Verlauf des Bildes 2. 4 hervor. Die chemischen Zusammensetzungen nach [36] und [32] sind in Tabelle 2. 3 gegenübergestellt.

	Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	Fe	Mn	Si	C	P	S	V	Nb	B
Alloy 617 nach VdTÜV Datenblatt 485															
min.	Rest	20	10	8	0,2	0,6	-	-	-	0,05	-	-	-	-	-
max.		23	13	10	0,5	1,5	2	0,7	0,7	0,10	0,012	0,008	-	-	-
Alloy 617 mod. nach VdTÜV Datenblatt 573															
min.	Rest	21	11	8	0,25	0,8	-	-	-	0,05	-	-	-	-	0,001
max.		23	13	10	0,5	1,3	1,5	0,5	0,3	0,08	0,012	0,008	0,6	0,6	0,005

Tabelle 2.3: Chemische Zusammensetzung Alloy 617 und Alloy 617 mod. nach VdTÜV-Datenblättern [32, 36]

Im Nachfolgeprojekt MARCKO700 [34], welches im Zeitraum von 2004 bis 2008 ebenfalls unter Federführung der MPA Universität Stuttgart durchgeführt wurde, wurden experimentelle Untersuchungen zum Zeitstandverhalten bei höheren Temperaturen und Bauteilversuche mit dünnwandigen Kesselrohren sowie dickwandigen Rohren durchgeführt. Hierbei wurden sowohl ferritisch/bainitische 2,5% Cr-Stähle, martensitische 9-12% Cr-Stähle als auch die Nickelbasislegierung Alloy 617 mod. untersucht. Mit Hilfe von Bauteilversuchen an Membranwandprüfkörpern wurde zusätzlich das Werkstoffverhalten unter betriebsähnlichen Beanspruchungen nachgebildet und mit Hilfe metallographischer Untersuchungen wurden die Zusammenhänge zwischen Gefügeänderungen und dem Schädigungsverhalten hergestellt. Diese Untersuchungen haben die Basis für die wissenschaftliche Bewertung des Langzeitverhaltens der untersuchten Werkstoffe unter Betriebsbedingungen geschaffen und sind die Grundlage für ihre Zulassung im Druckbehälterbau.

Vom BMWi wurde in 2004 die Förderung von Forschung und Entwicklung zukunftsfähiger Kraftwerke mit fossilen Brennstoffen mit dem Ziel der Entwicklung von „CO₂-Reduktionstechnologien“ (COORETEC) initiiert. In dem Forschungsvorhaben COORETEC DE 4 [20] wurde im Zeitraum von 2007 bis 2011 die Datenbasis zum langzeitigen Festigkeits- und Verformungsverhalten von Rohren und Schmiedeteilen aus Nickelbasislegierungen erweitert und abgesichert. Im Rahmen des Vorhabens wurden für die Werkstoffe Alloy 617 mod. und Alloy 263 umfangreiche Warmzug-, Zeitstand- und Ermüdungsversuche durchgeführt. Die Proben für die Versuche am Alloy 617 mod. wurden aus einem dickwandigen Schmiederohr entnommen. Die Versuche am Alloy 263 erfolgten sowohl an Proben aus

dünnwandigen Kesselrohren als auch an Proben aus dickwandigen Rohren. Um mögliche Auswirkungen auf das Festigkeits- und Verformungsverhalten zu beurteilen und die Schädigungsentwicklung bei langzeitiger Beanspruchung zu charakterisieren, wurden mikrostrukturelle Untersuchungen am Material im Ausgangszustand und am kriechbeanspruchten Material durchgeführt. Darüber hinaus wurden die Festigkeitseigenschaften von artgleichen Schweiß- und Mischverbindungen experimentell bestimmt.

Um erste Betriebserfahrungen unter realistischen Bedingungen zu erhalten, wurden im Block 6 des GKM zwei Hochtemperatur-Werkstoff-Teststrecken errichtet. Seit 2011 werden dort zwei durch das BMWi und Partnern aus Industrie und Forschung geförderte Vorhaben durchgeführt.

- HWT I: Untersuchungen zum langzeitigen Betriebsverhalten von Rohren und Schmiedeteilen aus Legierungen für zukünftige hocheffiziente Kraftwerke [37]
- HWT II: Untersuchung des Betriebs- und Versagensverhaltens dickwandiger Bauteile für hocheffiziente Kraftwerke [6, 7]

Im Vorhaben HWT I wurden u.a. dünnwandige Bauteile aus Nickelbasislegierungen in die Infrastruktur eines Kessels integriert, um so das Verhalten unter realen Kesselbetriebsbedingungen bei Einsatztemperaturen bis maximal 725 °C zu untersuchen. Aus der Kombination von Werkstoffuntersuchungen zur Charakterisierung des Hochtemperatur-, Ermüdungs- und Korrosionsverhaltens sowie der Messung der realen Belastung an den Bauteilen in der Teststrecke lassen sich grundlegende Informationen zur Lebensdaueranalyse gewinnen. Da die dünnwandigen Bauteile sich nahezu gleichmäßig erwärmen, ist hierbei der Einfluss thermischer Gradienten nicht so stark ausgeprägt.

Aus diesem Grund werden im Vorhaben HWT II seit 2012 dickwandige Rohrleitungen und Bauteile aus den Werkstoffen Alloy 617 mod. und Alloy 263 in einer weiteren Teststrecke geprüft. Um die Randbedingungen eines dynamischen Betriebs zu berücksichtigen, wurde die Teststrecke in einem instationären Betrieb mit mehreren Temperaturzyklen zwischen 400 °C und 725 °C pro Tag betrieben. Die Ergebnisse dieses Vorhabens bilden eine wesentliche Grundlage für die vorliegende Arbeit.

2.4 Charakteristik von Nickelbasislegierungen

Nickelbasislegierungen sind Werkstoffe, welche aus Nickel und mindestens einem anderen chemischen Element in einem Schmelzverfahren hergestellt werden. Die Gussrohlinge werden durch Warm- und Kaltwalzen zu Blechen oder Bändern umgeformt, zu Stäben geschmiedet oder zu Rohren verarbeitet. Das Hauptlegierungselement Nickel ist ein Übergangsmetall mit einer kubisch-flächenzentrierten Gitterstruktur und hat in der reinen Form eine Dichte von $8,9 \text{ g cm}^{-3}$ bei 20 °C und eine Schmelztemperatur von 1455 °C [38].

Aufgrund ihrer guten Korrosions- und Hochtemperatureigenschaften werden Nickelbasislegierungen in unterschiedlichen Anwendungsbereichen, wie der Luftfahrt (Triebwerkskomponenten), der Automobilindustrie (Katalysator, Ventile), der Rohstoffförderung (Bohrwerkzeuge), der chemischen Industrie (Kessel, Wärmetauscher), der Abfallwirtschaft (Müllverbrennungsanlagen) und der Energieerzeugung (Rauchgasentschwefelung, Gasturbinen) eingesetzt [39].

Nickelbasislegierungen enthalten meist eine große Anzahl von Legierungselementen. Neben Nickel (Ni) enthalten die Legierungen meist große Anteile an Chrom (Cr), Cobalt (Co), Aluminium (Al), Titan (Ti), Eisen (Fe) und geringe Anteile an Bor (B) und Kohlenstoff (C). In manchen Legierungen sind zusätzlich noch Rhenium (Re), Molybdän (Mo), Niob (Nb) oder Wolfram (W) enthalten. Die verschiedenen Legierungselemente lassen sich in drei unterschiedliche Kategorien einteilen [39].

- Zur ersten Kategorie zählen die Elemente Kobalt, Eisen, Chrom, Molybdän, Rhenium und Wolfram, deren Atomdurchmesser ähnlich gegenüber dem Atomdurchmesser von Nickel sind. Diese Elemente tragen zur Stabilisierung der austenitisch kubisch-flächenzentrierten (kfz) γ -Matrix bei.
- Die Elemente Aluminium, Titan und Niob, deren Atomdurchmesser größer als Nickel ist, bilden die zweite Kategorie. Diese Elemente begünstigen die Ausbildung der γ' -Ausscheidungen.
- Die Elemente Kohlenstoff und Bor zählen zur dritten Kategorie, weil diese harte Ausscheidungen in Form von metallischen Karbiden bzw. Boriden bilden. Unter dem Einfluss von Temperatur bilden sich Ausscheidungen als chromreiche $M_{23}C_6$ - und/oder molybdänreiche M_6C -Karbide. Zusätzlich können Chrom und Molybdän in Verbindung mit Bor Boride bilden, welche sich bevorzugt an den Korngrenzen der γ -Matrix ausscheiden.

Infolge dieser Legierungselemente tritt eine Mischkristallverfestigung und Ausscheidungshärtung auf, welche zu hervorragenden, hochtemperaturbeständigen Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften der Nickelbasislegierungen führen. Für die Mischkristallverfestigung sind besonders die Elemente der ersten Kategorie verantwortlich, welche aufgrund ihrer ähnlichen Atomdurchmesser gegenüber Nickel gut im Kristallgitter löslich sind und die Nickelatome substituieren. Wie zuvor beschrieben, bilden die Elemente der zweiten Kategorie die intermetallische γ' -Phase. Da die Elemente nur begrenzt löslich sind, wird durch geeignete Wärmebehandlungen deren Bildung im Korn herbeigeführt, was als Ausscheidungshärtung bezeichnet wird. Aufgrund dieser Ausscheidungen wird die Bewegung von Versetzungen erschwert, da sie nur durch schneiden oder umgehen der Ausscheidungen erfolgen kann [40]. Die Elemente der dritten Kategorie begünstigen die Bildung von Primär- (MC , $M_{23}C_6$) und Sekundärkarbiden ($M_{23}C_6$, M_6C), welche sich bereits bei der Legierungserstarrung oder in Folge thermischer Beanspruchungen entwickeln [39]. Mit Chrom oder Molybdän als metallischer Partner tragen die Karbide durch Ausscheidungshärtung zur Festigkeitssteigerung bei.

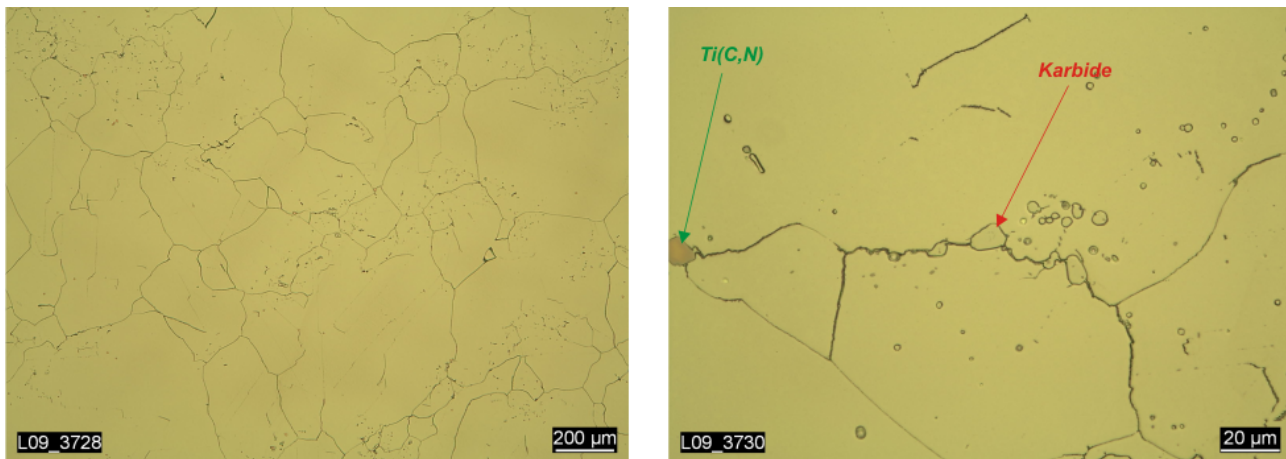


Bild 2. 5: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Alloy 617 mod. nach der Lösungsglühung [20]

Da in der vorliegenden Arbeit die Nickelbasislegierungen Alloy 617 mod. und Alloy 263 untersucht werden, werden diese in den folgenden zwei Abschnitten hinsichtlich ihrer Eigenschaften und Mikrostrukturentwicklung genauer vorgestellt.

2.4.1 Nickelbasislegierung Alloy 617 mod.

Die Nickelbasislegierung Alloy 617 mod. (NiCr23Co12Mo, Werkstoff-Nr. 2.4673) ist ein Werkstoff, welcher seine Festigkeit durch die Bildung von Ausscheidungen und Mischkristallen erhält. In den meisten Anwendungsfällen wird der Werkstoff im lösungsgeglühten Zustand eingesetzt. Wie alle Nickelbasislegierungen besitzt der Alloy 617 mod. eine austenitische kubisch-flächenzentrierte (kfz) γ -Matrix. Im Bild 2. 5 sind lichtmikroskopische Aufnahmen des Alloy 617 mod. nach der Lösungsglühung aus [20] dargestellt. Die Aufnahmen zeigen, dass die Korngrößen im Gefüge sehr inhomogen sind. Außerdem sind einzelne, blockförmige ungleichmäßig im Gefüge verteilte Teilchen zu erkennen, welche den Titankarbid- und -karbonitriden (Ti(C,N)) zugeordnet werden können [41]. Des Weiteren sind primäre, grobe Karbide zu identifizieren.

Der chemischen Zusammensetzung nach [32] ist weiterhin zu entnehmen, dass die Hauptlegierungselemente neben Nickel (Ni), Chrom (Cr), Cobalt (Co) und Molybdän (Mo) sind. Durch den hohen Cr-Gehalt zwischen 21 und 23 % besitzt der Werkstoff eine exzellente Beständigkeit gegenüber Hochtemperaturkorrosion in Form von Oxidation und Aufkohlung [36]. Weiterhin trägt das Chrom zur Bildung der $M_{23}C_6$ -Karbide bei, welche bereits nach der Lösungsglühung vereinzelt auf den Korngrenzen vorzufinden sind [20]. Die Legierungselemente Cobalt und Molybdän, welche mit Gewichtsprozentanteilen zwischen 11 und 13 % bzw. 8 und 10 % enthalten sind, sorgen für die gute Warmfestigkeit sowie die hervorragenden Kriecheigenschaften bei mittleren Temperaturen. Des Weiteren bildet das Molybdän nach thermischer und/oder mechanischer Beanspruchung M_6C -Karbide. Die Elemente Aluminium und Titan, welche auch in der Legierung enthalten sind, begünstigen bei

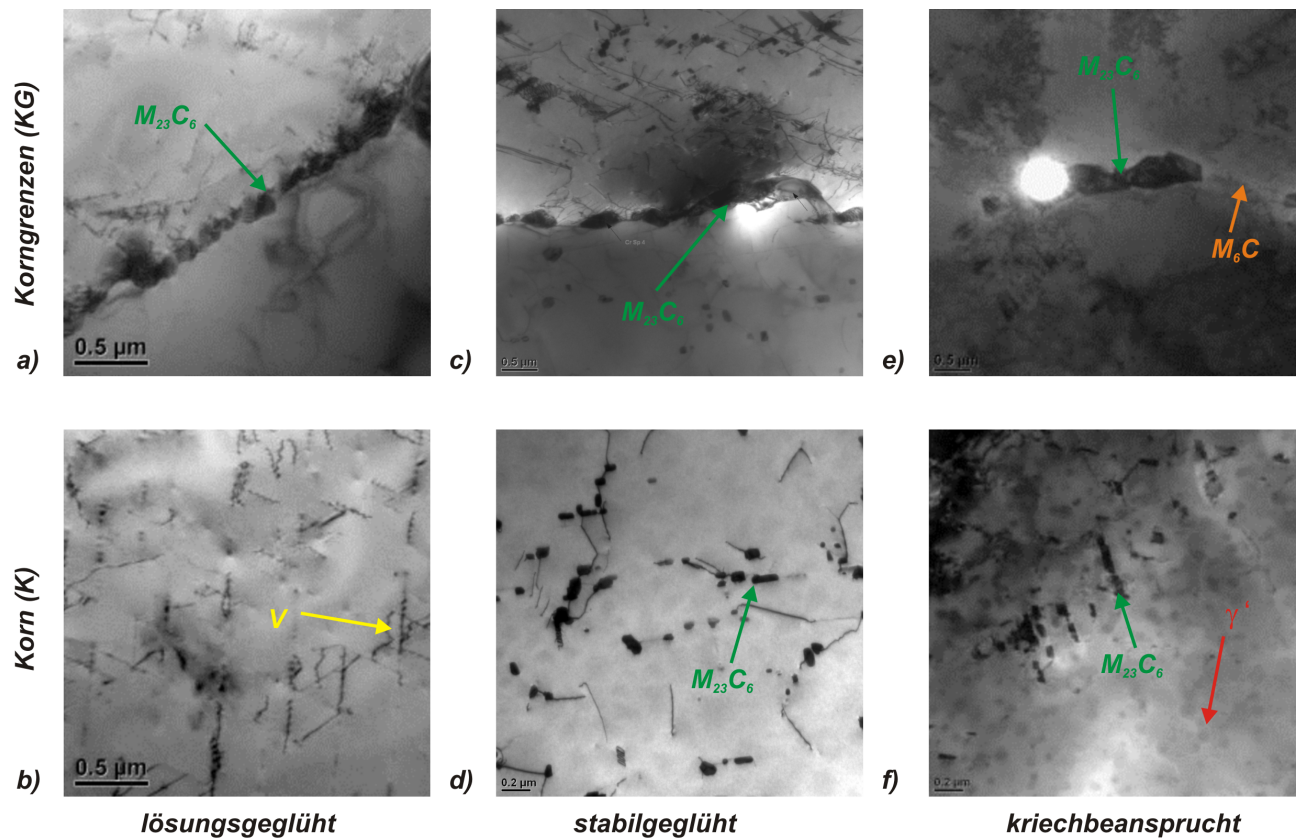


Bild 2.6: TEM-Aufnahmen des Alloy 617 mod. auf den Korngrenzen (oben) und im Korn (unten) [33]

thermisch-mechanischer Beanspruchung die Bildung der γ' -Ausscheidungen im Korn [41].

Im Bild 2.6 sind Transmissionselektronenmikroskop (TEM)-Aufnahmen dargestellt [33], welche ausgehend vom lösungsgeglühten Ausgangszustand, die Änderungen der Ausscheidungscharakteristik durch thermische bzw. thermisch-mechanische Beanspruchung an den Korngrenzen und im Korn veranschaulichen.

Auf den Korngrenzen sind im lösungsgeglühten Ausgangszustand ausschließlich $M_{23}C_6$ -Karbide vorzufinden (siehe Bild 2.6 a)). Im Korn sind Versetzungen (V) zu erkennen (siehe Bild 2.6 b)). Durch eine Stabilisierungsglühung bei 980 °C über 3 h, welche die Standardwärmebehandlung bei Alloy 617 mod. Schweißungen repräsentiert, vergrößern die $M_{23}C_6$ -Karbide auf den Korngrenzen (siehe Bild 2.6 c)) und es bilden sich feine Sekundärkarbide gleicher Art in den Körnern (siehe Bild 2.6 d)). Nach einer Kriechbeanspruchung (700 °C/9480 h/ $\sigma=175$ MPa) ist eine Vergrößerung der $M_{23}C_6$ -Karbide auf den Korngrenzen (siehe Bild 2.6 e)) sowie die Ausscheidung dieser Karbide im Korn zu identifizieren (siehe Bild 2.6 f)). Des Weiteren ist zu erkennen, dass sich in den Körnern eine Vielzahl von γ' -Teilchen ausscheiden. Auf den Korngrenzen sind weiterhin grobe molybdänreiche M_6C -Karbide vorzufinden.

2.4.2 Nickelbasislegierung Alloy 263

Die Nickelbasislegierung Alloy 263 (NiCo20Cr20MoTi, Werkstoff-Nr. 2.4650) ist eine ausscheidungs-härtende Nickel-Chrom-Kobalt-Legierung mit Molybdänzusatz zur Mischkristallverfestigung. Sie zeichnet sich durch eine hohe Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit in Verbindung mit guter Formbarkeit und Hochtemperaturduktilität in Schweißkonstruktionen aus. Die Legierung eignet sich besonders für Blechteile sowie die Verwendung in Gasturbinen für Ringe, Gehäuse und diverse Blechkonstruktionen. Zum Erreichen der mechanischen Eigenschaften wird die Legierung mindestens 4 h bei 800 °C wärmebehandelt [20]. In Tabelle 2.4 sind die Anforderungen an die chemische Zusammensetzung nach [42] angegeben.

	Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	Al+Ti	Fe	Mn	Si	Cu	C	P	S	B
Alloy 263 nach VDM Datenblatt 4020															
min.	Rest	19	19	5,6	1,9	0,3	2,4	-	-	-	-	0,04	-	-	-
max.		21	21	6,1	2,4	0,6	2,8	0,7	0,6	0,4	0,2	0,08	0,015	0,007	0,005

Tabelle 2.4: Chemische Zusammensetzung Alloy 263 nach VDM-Datenblatt [42]

Der Tabelle ist zu entnehmen, dass neben Nickel, Chrom (19-21 %), Cobalt (19-21 %) und Molybdän (5,6-6,1 %) die größten Gewichtsprozentanteile in der Legierung ausmachen. Durch den hohen Cr-Gehalt besitzt der Alloy 263 eine exzellente Beständigkeit gegenüber Oxidation bis etwa 1000 °C durch die Bildung einer dichten Chromoxiddeckschicht [41]. Weiterhin werden die $M_{23}C_6$ -Karbide im Wesentlichen mit Chrom gebildet. Die Elemente Cobalt und Molybdän sorgen für die Mischkristallverfestigung und die gute Kriechbeständigkeit im mittleren Temperaturbereich. Weitere wichtige Legierungselemente sind Aluminium und Titan, welche mit Nickel γ' -Teilchen des Typs $Ni_3(Al,Ti)$ bilden und verantwortlich für die Ausscheidungshärtung sind. Die Löslichkeit dieser Elemente wird durch das Cobalt in der Legierung reduziert, wodurch im mittleren Temperaturbereich der Anteil an γ' erhöht wird [41]. In Bild 2.7 sind Lichtmikroskopaufnahmen des Alloy 263 nach der Ausscheidungshärtung dargestellt [20]. Eindeutig zu erkennen ist, dass der Alloy 263 eine inhomogene Kornstruktur besitzt. Im Korn sind ungleichmäßig verteilte, grobe, blockförmige Teilchen zu sehen, welche den Titankarbonitriden $Ti(C,N)$ zugeordnet werden können. Außerdem zeigen die Bilder, dass die Korngrenzen mit Karbiden belegt sind.

In Bild 2.8 ist anhand von TEM-Aufnahmen dargestellt, wie sich die Mikrostruktur unter thermisch-mechanischer Kriechbeanspruchung verändert [20]. Die TEM-Aufnahmen des ausscheidungsgehärteten Ausgangszustand zeigen, dass auf den Korngrenzen chromreiche $M_{23}C_6$ -Karbide vorzufinden sind (siehe Bild 2.8 a)). Im Korn sind runde γ' -Teilchen zu erkennen (siehe Bild 2.8 b)). Durch die Kriechbeanspruchung (725 °C/775 h/ $\sigma=290$ MPa) vergrößern sich sowohl die Korngrenzenkarbide $M_{23}C_6$ (siehe Bild 2.8 c)) als auch die γ' -Ausscheidungen im Korn (siehe Bild 2.8 d)).

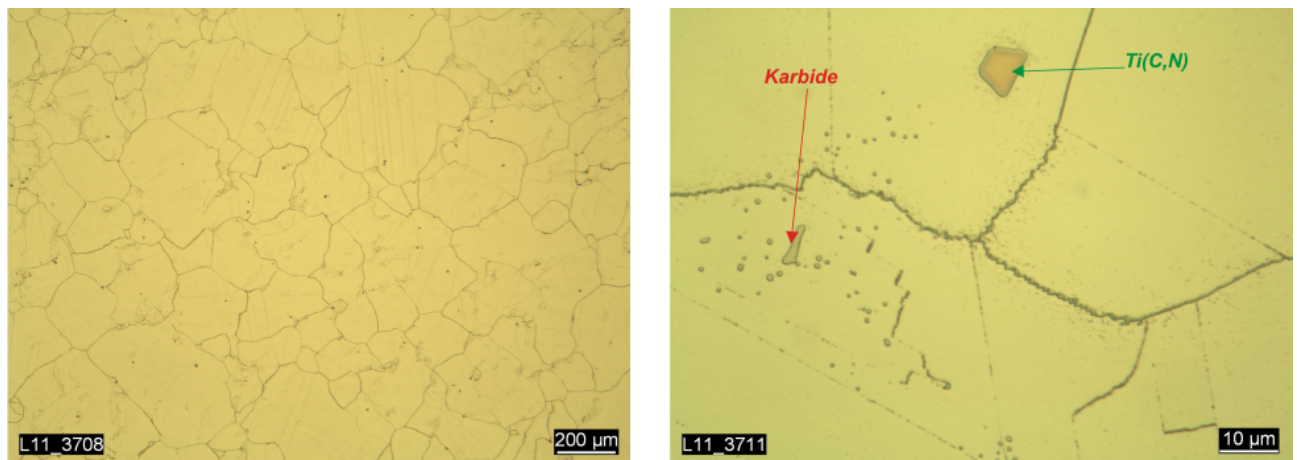


Bild 2. 7: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Alloy 263 nach der Ausscheidungshärtung [20]

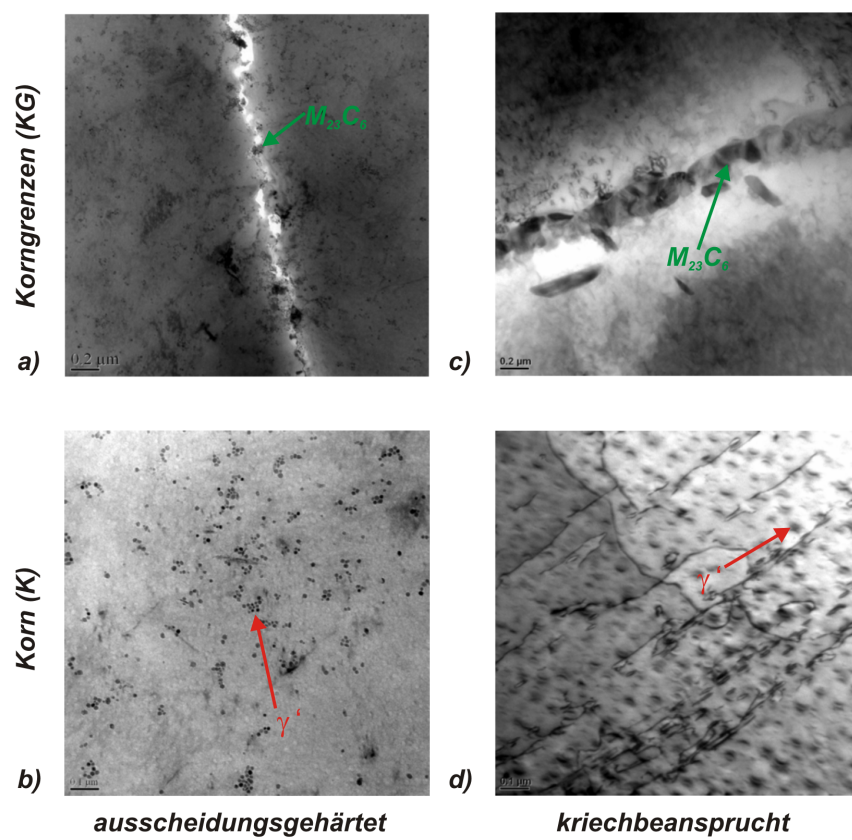


Bild 2. 8: TEM-Aufnahmen des Alloy 263 auf den Korngrenzen (oben) und im Korn (unten) [20]

Kapitel 3

Theoretische Grundlagen

3.1 Werkstoffverhalten im Hochtemperaturbereich

3.1.1 Kriechbeanspruchung

„Als Kriechen bezeichnet man die zeitabhängige, plastische Verformung eines Werkstoffs unter Last [43].“

Unterteilung zeitunabhängiger und zeitabhängiger Beanspruchungen

Das zeitunabhängige Verhalten wird im Wesentlichen durch die temperatur- und dehnratenabhängige Fließkurve des Werkstoffs bestimmt. Im einfachsten Fall bei elastischer Beanspruchung ist das Hooke'sche Gesetz anwendbar. Mit zunehmender Temperatur tritt Kriechen mit einem nennenswerten, zeitabhängigen Anteil auf. Zeitabhängig bedeutet, dass die Dehnung trotz der konstant anliegenden Spannung mit der Zeit zunimmt.

Im Bild 3. 1 sind die zulässigen Spannungen ermittelt aus den temperaturabhängigen 0,2 %-Dehngrenzen und Zeitstandfestigkeiten [31, 32, 44] der Werkstoffe Alloy 617 mod. und Alloy 263 nach [45] aufgetragen. Der Schnittpunkt der Verläufe bestimmt die Temperatur, bis zu welcher bei der Auslegung einer Komponente zeitunabhängige Kennwerte bzw. ab der zeitabhängige Zeitstandkennwerte zu verwenden sind.

Zeitabhängiges Verformungsverhalten

Das zeitabhängige Verhalten eines Werkstoffs wird mit Hilfe von Zeitstandversuchen nach DIN EN ISO 204:2009 [46] ermittelt. Das Resultat dieses Versuchs ist eine Kriechkurve, welche die Dehnungsentwicklung über der Zeit beschreibt.

Im oberen Diagramm von Bild 3. 2 sind exemplarisch für den Werkstoff 13CrMo4-4 bei einer Spannung von 180 MPa die Kriechkurven bei 500 °C und einer höheren Temperatur abgebildet. Die drei

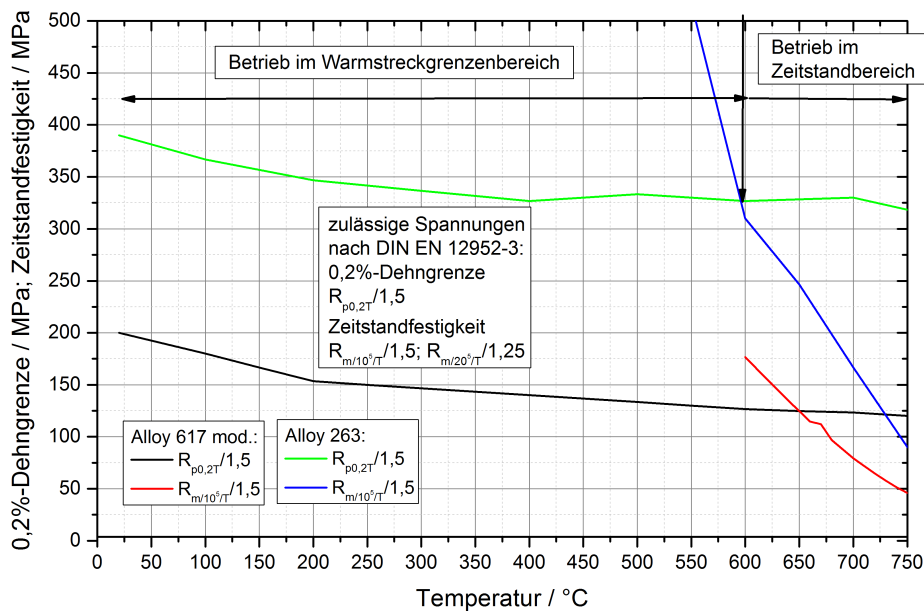


Bild 3. 1: Festigkeitsschaubild des Alloy 617 mod. und Alloy 263 [31, 32, 44, 45]

wesentlichen Kriechbereiche sind anhand des Kurvenverlaufs deutlich zu erkennen und mit I, II und III markiert. Zusätzlich zeigt das untere Diagramm die zeitliche Entwicklung der Dehnrates [40].

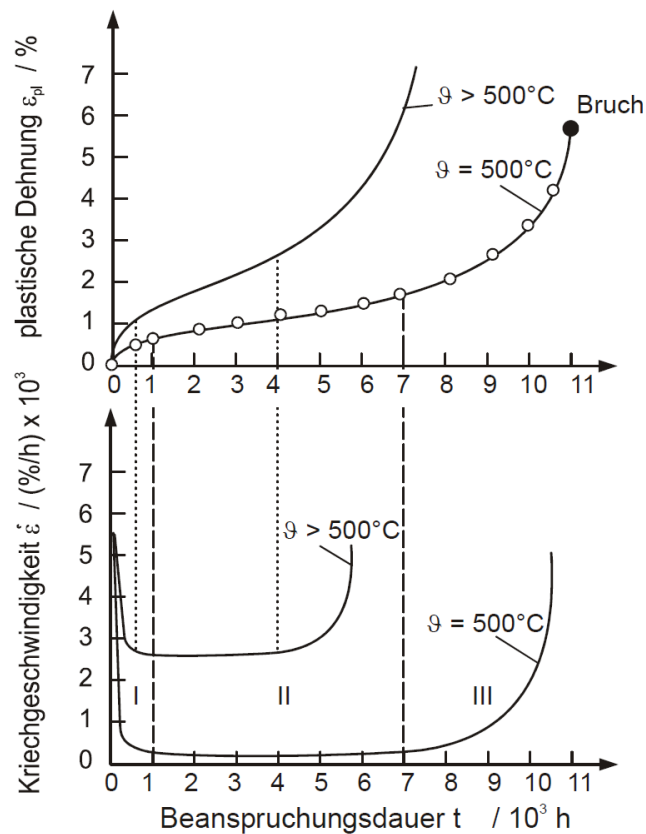


Bild 3. 2: Schematische Kriechkurve mit Einteilung in die unterschiedlichen Kriechbereiche [40]

Beim Aufbringen der Beanspruchung stellt sich in der einachsigen Probe eine zeitunabhängige Anfangsdehnung ε_0 ein, welche je nach Beanspruchungshöhe aus einem elastischen und plastischen Anteil besteht [43]. Bei Temperaturen unterhalb der ungefähr 0,4-fachen Schmelztemperatur und konstanter Beanspruchung ist diese unabhängig von der Zeit (statischer, stationärer Zustand). Bei höheren Temperaturen kommt noch ein zeitabhängiger Anteil infolge Kriechen hinzu. Die zeitliche Abhängigkeit der Dehnung bei konstanter Beanspruchung wird im Zeitstandversuch ermittelt. Aus dem schematischen Verlauf im Bild 3.2 oben ist zu erkennen, dass mit fortschreitender Zeit die Dehnung kontinuierlich zunimmt. Die Kriechkurve lässt sich in drei Bereiche einteilen [40]:

- Der Primärbereich (I) ist durch eine abnehmende Dehnrage gekennzeichnet. In diesem Bereich erhöht sich die Anzahl der Versetzungen und es kommt so zu einer Verfestigung im Material.
- Im anschließenden Sekundärbereich (II) nimmt die Dehnung bei nahezu gleichbleibender Dehnrage zu, weil ein Gleichgewicht zwischen Erholungsvorgängen, in denen sich die Versetzungen z.B. durch Klettern aufheben und Neubildungen von Versetzungen vorliegt.
- Im Tertiärbereich (III) nimmt die Dehnrage stark zu. Dies ist damit zu erklären, dass sich der tragende Probenquerschnitt aufgrund von Porenbildung auf den Korngrenzen immer stärker vermindert, bis es letztendlich zum Bruch kommt.

Verformungs- und Schädigungsmechanismen während Zeitstandbeanspruchung

Beim Kriechen sind je nach Höhe der Beanspruchung und Temperatur verschiedene Verformungsmechanismen von Bedeutung. Im Bild 3.3 ist dieser Zusammenhang exemplarisch dargestellt und es kann identifiziert werden, welcher Mechanismus jeweils wirksam ist [43].

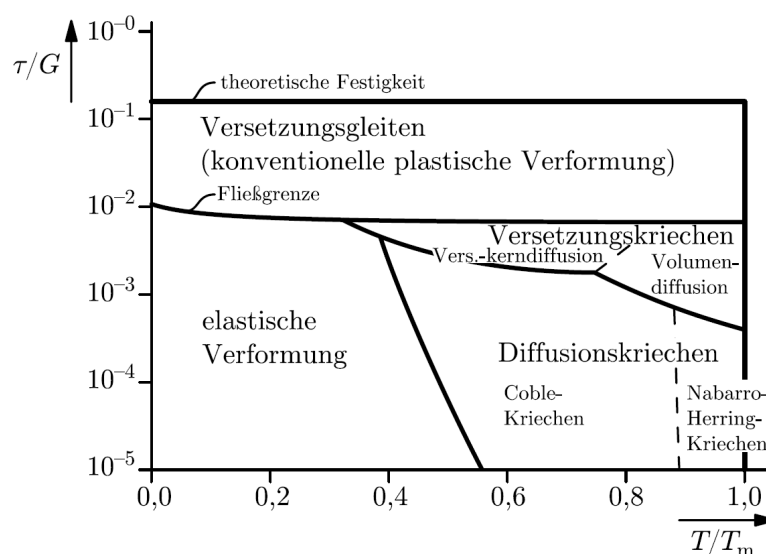


Bild 3.3: Verformungsmechanismen in Abhängigkeit von Belastung und Temperatur [43]

In diesem Bild sind folgende Mechanismen dargestellt [43]:

- Bei kleinen Spannungen und geringen Temperaturen wird das Material ausschließlich elastisch verformt.
- Wenn jedoch die Fließgrenze überschritten wird, kommt es bei jeder Temperatur zur plastischen Verformung durch Gleiten von Versetzungen.
- Im Bereich unterhalb der Fließgrenze und bei Temperaturen oberhalb der 0,4-fachen Schmelztemperatur sind Kriechmechanismen verantwortlich für die Verformung. Der Kriechbereich lässt sich nochmals in den Bereich des Versetzungskriechen bei Spannungen nahe der Fließgrenze und den Bereich des Diffusionskriechens bei kleineren Spannungen unterteilen.
- Beim Versetzungskriechen erfolgt die Verformung, wie der Name schon sagt, durch Versetzungen. Anders als jedoch bei der zeitunabhängigen plastischen Verformung, muss beim Erreichen eines Hindernisses, wie beispielsweise einer Korngrenze, keine zusätzliche Kraft aufgebracht werden, um dieses zu überwinden. Während des Versetzungskriechens verlassen die Versetzungen ihre Gleitebenen, indem sie durch Diffusionsvorgänge transportierte Leerstellen anlagern oder diese aussenden.
- Im Diffusionskriechbereich kann der Leerstellentransport auch ohne Bewegungen von Versetzungen zu Verformungen führen. Bei diesem Mechanismus bilden sich auf Korngrenzen, welche in Zugrichtung beansprucht werden Leerstellen, welche zu druckbeanspruchten Korngrenzen hin diffundieren. Das Diffusionskriechen wird nochmal unterteilt in Coble-Kriechen und Nabarro-Herring-Kriechen [43].
- Coble-Kriechen ist die Selbstdiffusion entlang von Korngrenzen und erfolgt bei niedrigen Temperaturen.
- Nabarro-Herring-Kriechen erfolgt bei hohen Temperaturen und ist die Selbstdiffusion durch das Materialvolumen.

Zusätzlich zu den genannten Mechanismen spielt bei hohen Temperaturen das Korngrenzengleiten eine große Rolle. Hierbei bewegen sich die Körner gegeneinander, was den positiven Effekt hat, dass die Stabilität und Kompatibilität zwischen den Körnern gegeben bleibt. Der negative Effekt ist allerdings, dass es an sogenannten Tripelpunkten, an denen drei Körner aufeinander treffen, zu einem Aufreißen der Korngrenzen kommt [43]. Das Aufreißen der Korngrenzen wird auch als Keilporenbildung bezeichnet und stellt einen der gängigsten Schädigungsmechanismen bei Zeitstandbeanspruchung dar. Ein weiterer wichtiger Schädigungsmechanismus ist die Bildung von sogenannten Kavernenporen. Diese entstehen durch Diffusionsprozesse bevorzugt auf Korngrenzen, welche senkrecht zur

Beanspruchungsrichtung liegen. Wie bei Ausscheidungen muss zur Entstehung von Kavernenporen eine Keimbildungsbarriere überwunden werden. Dies ist auch der Grund dafür, dass sich Poren erst nach längeren Beanspruchungszeiten bilden. Ein Anzeichen für die Bildung von Poren während des Zeitstandversuchs ist der plötzliche Anstieg der Dehnrates im Tertiärbereich. Aufgrund der Porenbildung verringert sich der tragende Probenquerschnitt und es kommt dort zu Spannungserhöhungen durch die Kerbwirkung. Zur besseren Veranschaulichung der Porenbildung sind in Bild 3.4 beide Schädigungsmechanismen schematisch [43] sowie anhand einer Rasterelektronenmikroskop (REM)-Aufnahme des Alloy 617 mod. dargestellt [33].

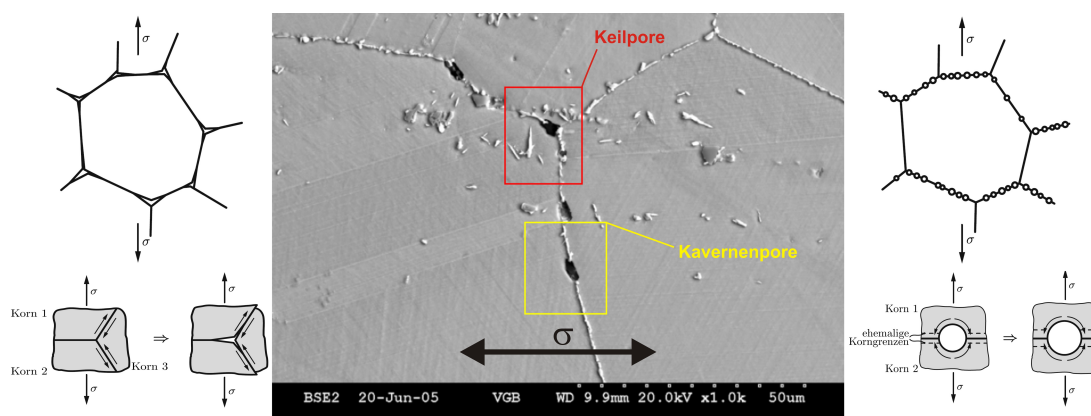


Bild 3.4: Bildung von Kavernen- (links) und Keilporen (rechts) schematisch und anhand einer REM-Aufnahme (mitte) [33, 43]

Allgemein lässt sich zur Schädigungsentwicklung bei rein stationärer Zeitstandbeanspruchung sagen, dass diese bei geringen und mittleren Spannungen vorwiegend interkristallin erfolgt. Bei hohen Spannungen kann das Versagen jedoch auch transkristallin ablaufen [47].

Einfluss der Mehrachsigkeit auf das Zeitstandverhalten

Im Zeitstandversuch werden die zeitabhängigen Kennwerte, wie die Zeitdehngrenze und die Zeitstandfestigkeit mit Hilfe von einachsigen belasteten Proben bestimmt. Diese Kennwerte können jedoch nicht direkt auf die Bauteile übertragen werden, weil insbesondere in dickwandigen Kraftwerkskomponenten ein mehrachsiger Spannungszustand vorliegt. Um diesen Einfluss zu berücksichtigen, werden beispielsweise Versuche an Hohlzylindern unter Innendruck und zusätzlicher Axiallast durchgeführt. Das Bild 3.5 zeigt einen Vergleich zweier Zeitstandversuche mit identischer Vergleichsspannung nach von Mises einerseits an einer einachsigen Zeitstand- und andererseits an einer mehrachsigen Hohlzylinderprobe [48].

Bei den dargestellten Verläufen war die Vergleichsspannung so gewählt, dass die Kriechporenbildung den dominanten Schädigungsmechanismus darstellt. Der Vergleich der Kriechkurven zeigt, dass ein mehrachsiger Spannungszustand verformungsbehindernd wirkt, sodass die Möglichkeit der

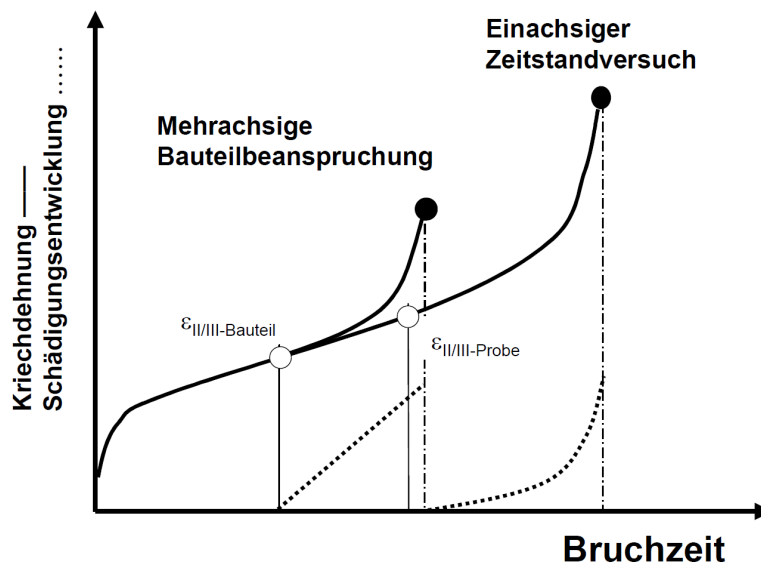


Bild 3.5: Einfluss der Mehrachsigkeit auf das Zeitstandverhalten [48]

Porenbildung begünstigt wird. Dies führt im Endeffekt dazu, dass die Schädigung frühzeitiger und stärker einsetzt. Weiterhin führt eine mehrachsige Beanspruchung zur Verminderung der Duktilität des Werkstoffes, wie es in Bild 3.5 anhand der geringeren Bruchdehnung zu identifizieren ist [48].

Extrapolation von Zeitstanddaten

Für die Auslegung von Komponenten im Kraftwerksbereich sind Zeitstanddaten unabdingbar. Zur optimalen Charakterisierung eines Werkstoffes sind umfangreiche Zeitstanduntersuchungen, welche einen großen Spannungs- und Temperaturbereich abdecken, erforderlich. Da die Kraftwerkskomponenten in der Regel für Laufzeiten von 100 000 h auszulegen sind, sind hierfür auch abgesicherte Zeitstanddaten notwendig. Andererseits ist es aus Zeit- und Kostengründen nicht sinnvoll, die Zeitstandversuche mit entsprechend langen Prüfzeiten durchzuführen. Aus diesem Grund wurden Methoden zur Extrapolation von Zeitstanddaten auf längere Laufzeiten entwickelt. Diesen Methoden liegt der Grundsatz zugrunde, dass für eine bestimmte Eigenschaftsänderung eine entsprechende Aktivierungsenergie erforderlich ist. Diese Energie wird sowohl durch die Temperatur als auch die Belastungsdauer bestimmt. Dies bedeutet, dass die gleiche Eigenschaftsänderung bei höherer Temperatur in kürzerer Zeit erreicht wird. Zur Extrapolation von Zeitstanddaten hat sich die Anwendung des Larson-Miller-Parameters als Temperatur-Zeit-Äquivalent bewährt. Die Abhängigkeit dieses Parameters von der Temperatur bzw. Zeit ist durch die Formel 3.1 gegeben [48].

$$P_{LM} = [C_{LM} + \log(t)] \frac{T}{1000} \quad (3.1)$$

Bei dem Parameter C_{LM} handelt es sich um einen werkstoffabhängigen Parameter. In der ursprünglichen Veröffentlichung von Larson-Miller [49] wurde ein Wert von 20 für C_{LM} verwendet. Weiterfüh-

rende Forschungsergebnisse haben jedoch gezeigt, dass der Wert C_{LM} je nach Werkstoff zwischen 10 und 40 variieren kann [47].

Mit Hilfe des Larson-Miller-Parameters kann die Eigenschaftsänderung, in diesem Fall die zeitliche Kriechdehnungsentwicklung durch eine eindimensionale Funktion, z. B. unter Verwendung des „Masterkurven-Konzepts“ [50], beschrieben werden. Häufig wird eine Polynomfunktion nach der Formel 3.2 [48] zur Beschreibung der Masterkurve angewendet.

$$P_{LM} = B_1 + B_2\sigma^m + B_3\sigma^{2m} \quad (3.2)$$

Die Parameter B_1 , B_2 , B_3 , C_{LM} und m werden unter Verwendung der im Zeitstandversuch ermittelten Dehnungen empirisch ermittelt. Durch Umformung der Formeln 3.1 und 3.2 nach der Spannung ergibt sich letztendlich die Formel 3.3, welche die Spannungsabhängigkeit vom Larson-Miller-Parameter beschreibt [48].

$$\sigma = \left(\frac{-B_2 - \sqrt{B_2^2 - 4B_3(B_1 - P_{LM})}}{2B_3} \right)^{\frac{1}{m}} \quad (3.3)$$

Im Bild 3.6 ist der Ablauf einer Larson-Miller-Anpassung exemplarisch dargestellt.

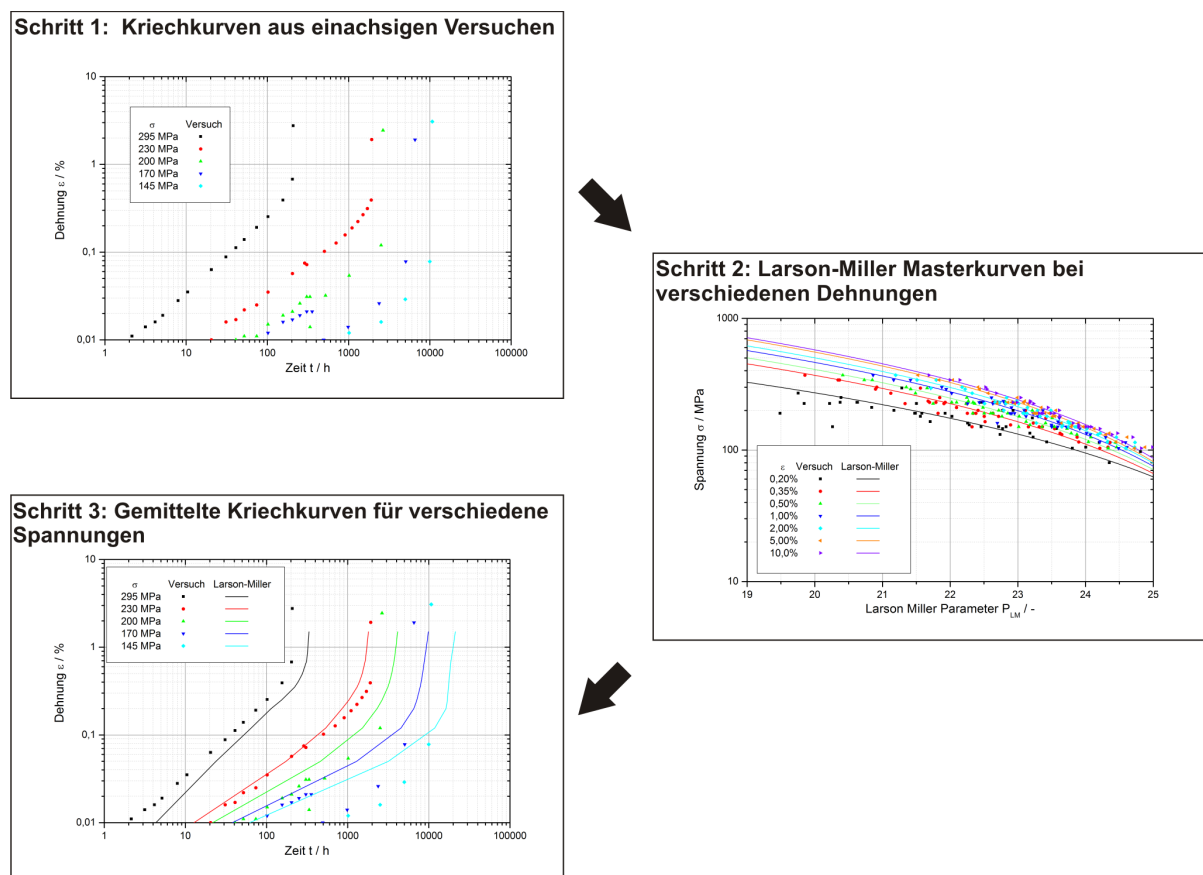


Bild 3.6: Ablauf einer Larson-Miller-Anpassung

Ausgehend von den Kriechkurven (Schritt 1) einachsiger Kriechversuche werden für verschiedene Dehnungen die Parameter zur Bestimmung der spannungsabhängigen Larson-Miller-Masterkurve (Schritt 2) ermittelt. Mit Hilfe der Parameter ist es möglich für beliebige Spannungen und Temperaturen gemittelte Kriechkurven abzuleiten (Schritt 3). Bei der Wahl der Temperaturen und Spannungen sollte jedoch darauf geachtet werden, dass die Abweichung zu den verwendeten Versuchsdaten nicht zu groß ist.

Nach ECCC [51] ist eine Extrapolation von Zeitstandergebnissen um den Faktor drei in der Laufzeit zulässig.

3.1.2 Ermüdungsbeanspruchung

Aufgrund der Energiewende ist die Berücksichtigung einer größeren Lastwechselhäufigkeit und Erhöhung der Leistungsänderungsgeschwindigkeit eine wesentliche Voraussetzung für einen zukunftsfähigen Betrieb von Kraftwerken. Damit sind die Kraftwerkskomponenten starken zyklischen Beanspruchungen bei hohen Temperaturen ausgesetzt. Besonders in den dickwandigen Komponenten entstehen durch die schnellen Temperaturwechsel hohe Temperaturgradienten innerhalb der Komponentenwand. Infolge der thermischen Ausdehnung und Dehnungsbehinderung werden hohe Zug- und Druckspannungen erzeugt, welche in Verbindung mit der höheren Zyklenanzahl eine deutliche Steigerung des Ermüdungsschädigungsanteils bewirken.

Um das Ermüdungsverhalten einer Komponente, welche einer zyklischen Beanspruchungssituation ausgesetzt ist, bewerten zu können, wird anhand von Laborversuchen das Werkstoffverhalten bei zyklischer Beanspruchung charakterisiert.

Kennwerte des Ermüdungsversuchs

Bedingt durch schwingende Beanspruchungen können Komponenten durch Dauerschwing- bzw. Ermüdungsbruch versagen, obwohl bei rein statischer Betrachtung noch ausreichende Sicherheiten vorhanden wären. Aus diesem Grund ist die Kenntnis der Werkstoffeigenschaften unter diesen Beanspruchungsbedingungen eine wesentliche Voraussetzung für die Lebensdauerbewertung. Hierzu werden bei zyklischer Belastung Versuche mit gleichbleibenden Dehnungs- bzw. Spannungsamplituden durchgeführt. Die Belastung wird im allgemeinen bei konstanter Temperatur als einachsige Belastung aufgebracht und kann dehnungs- oder kraftkontrolliert erfolgen. Der zyklische Wechsel der Beanspruchung kann schwellend sowohl nur im Zug- bzw. nur im Druckbereich oder wechselnd vom Druck- in den Zugbereich erfolgen.

Im Bild 3.7 ist zur Erläuterung der wichtigsten Größen eines Ermüdungsversuchs exemplarisch eine Spannungs-Dehnungs-Hysterese eines Zyklus dargestellt [52].

Bei einem kraftkontrollierten Ermüdungsversuch wird die Belastungsbandbreite durch die Ober- σ_o

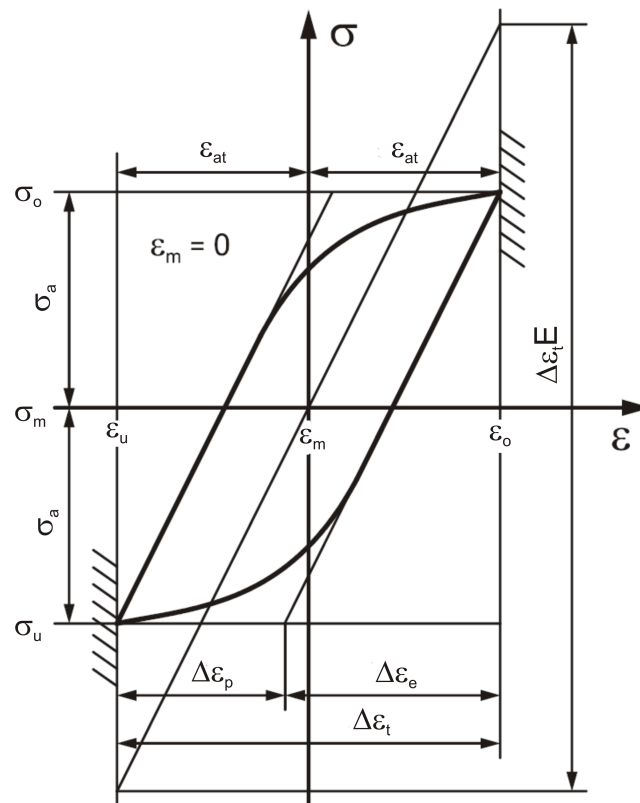


Bild 3.7: Charakteristische Kennwerte eines Ermüdungsversuchs [52]

und Unterspannung σ_u begrenzt. Aufgrund der hohen Oberspannung treten bei der Belastung zusätzlich zum elastischen Dehnungsanteil überproportionale plastische Verformungen auf. Da während der Entlastung zunächst die proportionalen elastischen Dehnungen abgebaut werden, sind die Be- und Entlastungsverläufe nicht deckungsgleich und es bildet sich die dargestellte Hystereseschleife aus.

Das arithmetische Mittel wird als Mittelspannung bezeichnet und nach Formel 3.4 definiert.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_o + \sigma_u}{2} \quad (3.4)$$

Die Differenz zwischen den beiden Spannungsgrenzen wird als Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ bezeichnet. Weiterhin ergibt sich die Spannungsamplitude nach Formel 3.5 aus der halben Spannungsschwingbreite.

$$\sigma_a = \frac{1}{2} \Delta\sigma = \frac{\sigma_o - \sigma_u}{2} \quad (3.5)$$

Der Quotient aus Unter- und Oberspannung nach Formel 3.6 wird als Spannungsverhältnis R_σ bezeichnet.

$$R_\sigma = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad (3.6)$$

Hiermit lässt sich die Beanspruchung in wechselnd ($-\infty < R_\sigma < 0$), zugschwellend ($0 \leq R_\sigma < 1$) oder druckschwellend ($R_\sigma > 1$ bzw. $R_\sigma = -\infty$) einteilen.

Bei dehnungskontrollierten Versuchen zwischen den Grenzen ε_o und ε_u können die Kennwerte ε_m , ε_{at} , $\Delta\varepsilon_t$ und R_ε in analoger Weise ermittelt werden.

Da in der Regel die dehnungskontrollierten Versuche mit Belastungen oberhalb der Streckgrenze durchgeführt werden, ist zusätzlich eine Aufteilung der totalen Dehnungsamplitude ε_{at} in einen elastischen ε_{ae} und einen plastischen Anteil ε_{ap} hilfreich.

Wöhlerkurve kraftkontrollierter Ermüdungsversuche

Im Normalfall wird ein Ermüdungsversuch bei gleicher Amplitude sowie gleichem R -Verhältnis solange geprüft, bis ein vorher definiertes Versagenskriterium (Anriss oder Bruch der Probe) erreicht ist. Aus einer Vielzahl von Versuchen mit variierenden Amplituden bei jedoch gleichem R -Verhältnis wird aus den Bruch- bzw. Anrisszyklenzahlen eine Ermüdungskurve ermittelt. Eine aus kraftkontrollierten Versuchen ermittelte Ermüdungskurve der Bruchwerte wird als Wöhlerkurve bezeichnet und ist in Bild 3.8 links für einen krz-Werkstoff und in Bild 3.8 rechts für einen kfz-Werkstoff dargestellt [40].

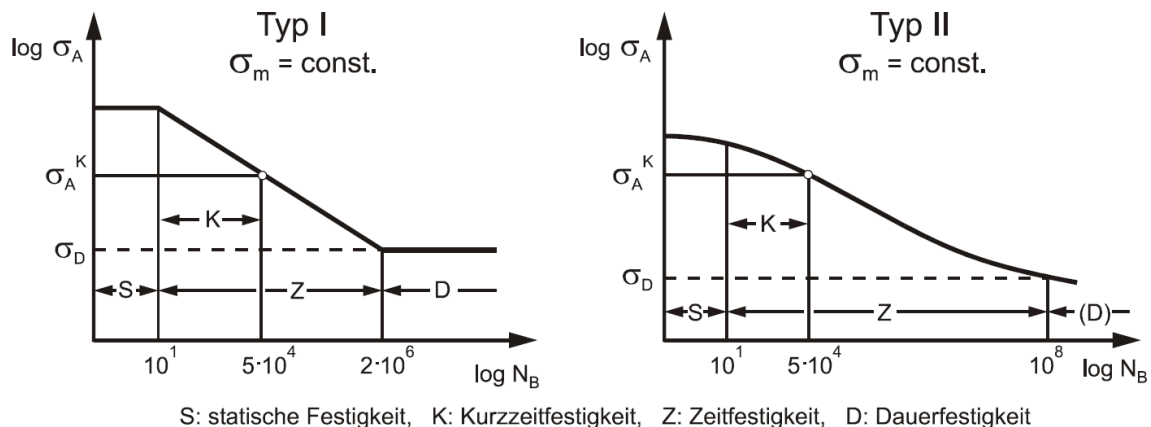


Bild 3.8: Beispielhafte Wöhlerkurven [40]

Aus dem Verlauf der Wöhlerkurve ist zu erkennen, dass die Bruchspannung monoton mit zunehmender Zyklenzahl abfällt. Anfänglich können im Bereich der Kurzzeitfestigkeit Spannungen oberhalb der Streckgrenze bis zur Zugfestigkeit allerdings mit wenigen Zyklen ertragen werden. Im anschließenden Zeitfestigkeitsbereich nimmt die ertragbare Spannung kontinuierlich ab. Bei Werkstoffen mit kubisch-raumzentrierter Kristallstruktur (Typ I) kann ab einer Lastwechselzahl N_D von $2 \cdot 10^6$ von einer ausgeprägten Dauerfestigkeit gesprochen werden. Wohingegen bei Werkstoffen mit kubisch-flächenzentrierter Kristallstruktur (Typ II) keine ausgeprägte Dauerfestigkeit auftritt, weil selbst ab einer Lastwechselzahl 10^8 noch eine Abhängigkeit von der Spannungsamplitude zu erkennen ist [40]. Die bei der Auslegung von Kraftwerkskomponenten anzunehmenden Zyklenzahlen liegen im Bereich der Zeitfestigkeit. In diesem Bereich wird zwischen Kurzzeitfestigkeit bzw. low cycle fatigue (LCF)

und Langzeitfestigkeit bzw. high cycle fatigue (HCF) unterschieden. Die Zyklenzahl für den Übergang von LCF zu HCF liegt bei etwa $5 \cdot 10^4$ [40].

Anrisskennlinie dehnungskontrollierter Ermüdungsversuche

Aufgrund des elastisch-plastischen Verformungszustandes und logarithmischen Zusammenhangs zwischen Lastwechselzahl und Spannung tritt im LCF-Bereich bereits bei kleinen Lastwechselzahlen eine starke Abnahme der ertragbaren Spannung auf. Hieraus resultiert, dass bereits kleine Spannungsveränderungen starke abweichende ertragbare Lastwechselzahlen verursachen können. Deshalb werden im LCF-Bereich die Ermüdungsversuche dehnungskontrolliert durchgeführt. Anders als bei kraftkontrollierten Versuchen ist bei dehnungskontrollierten Versuchen das Versagenskriterium nicht der Bruch, sondern ein definierter Anriss der Probe. Aus diesem Grund wird bei Anrisskennlinien in dehnungskontrollierten Versuchen die Dehnungsamplitude bzw. -schwingbreite über der Anrisszyklenzahl N_A aufgetragen [52].

Um Anrisskennlinien dehnungskontrollierter Versuche numerisch zu beschreiben, wird häufig der Ansatz von Manson [53] und Coffin [54] nach Gleichung 3.7 verwendet [55].

$$\varepsilon_{at} = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma_B^*}{E} (N_A)^b + \varepsilon_B^* (N_A)^c \quad (3.7)$$

Nach Gleichung 3.7 setzt sich die totale Dehnungsamplitude ε_{at} aus einem elastischen ε_{ae} und einem plastischen Anteil ε_{ap} zusammen. Der Parameter σ_B^* ist der Schwingfestigkeitskoeffizient und der Parameter ε_B^* der Duktilitätskoeffizient. Mit dem Schwingfestigkeitsexponent b lässt sich im elastischen Teil und mit dem Duktilitätsexponent c im plastischen Teil die Neigung beschreiben [56].

Zur Veranschaulichung anhand eines praktischen Beispiels ist im Bild 3.9 die Anrisskennlinie des Alloy 617 bei einer Temperatur von 700°C aus dem Forschungsvorhaben HWT I [37] dargestellt.

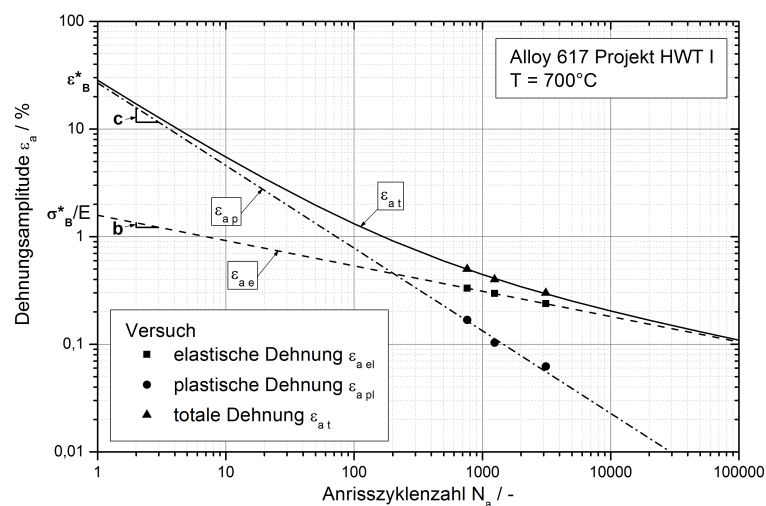


Bild 3.9: Beispielhafte Darstellung einer Anrisskennlinie [37]

Für drei Versuche mit unterschiedlichen Dehnungsamplituden wurde die totale Dehnung in einen elastischen und einen plastischen Dehnungsanteil aufgeteilt. Aufgrund des linearen Zusammenhanges bei einer doppeltlogarithmischen Darstellung können mit Hilfe der experimentell bestimmten Stützstellen jeweils eine Gerade für die elastischen und eine Gerade für die plastischen Dehnungsanteile mit den zugehörigen Steigungen (Exponent b bzw. c in Gleichung 3.7) ermittelt werden. Durch Extrapolation der Geraden können die übrigen Parameter σ_B^* und ε_B^* bestimmt werden.

Werkstoffverhalten bei zyklischer Beanspruchung

In dehnungskontrollierten Ermüdungsversuchen verändern sich mit fortschreitender Zyklenzahl die Ober- und Unterspannungen und damit auch die Spannungsschwingbreiten. Diese Veränderung ist werkstoffspezifisch. Wenn die Schwingbreite anfänglich zunimmt, wird dies als Verfestigung bezeichnet und eine Abnahme nennt man Entfestigung. Die Ursache für dieses Verhalten liegt in der Mikrostruktur des Werkstoffs begründet und ist mit der laufenden Neubildung, der Umverteilung bereits bestehender sowie der Auslöschung von Versetzungen zu erklären. Deshalb zeigen Werkstoffe mit einer geringen Versetzungsdichte im Ausgangszustand meist ein verfestigendes und die mit hoher anfänglicher Versetzungsdichte ein entfestigendes Verhalten [43]. In vielen Fällen ändert sich die Spannungsamplitude nur in den ersten Zyklen und nähert sich dann oft einem stationären Spannungswert an [43]. Dies liegt daran, dass durch zunehmende zyklische Schädigung der tragende Probenquerschnitt kleiner wird und somit eine immer geringere Kraft erforderlich ist, um die gewünschte Dehnungsamplitude zu erreichen. Aufgrund dieses Effektes wird ein dehnungskontrollierter Ermüdungsversuch beendet, wenn „eine bestimmte prozentuale Minderung der maximalen Zugspannung, bezogen auf das während des Versuches ermittelte Niveau“ erreicht ist [57]. Nach DIN EN 3988 [57] ist die Wahl des Lastabfallkriteriums nicht genau definiert. Es wird allerdings ein Wert von 10 % vorgeschlagen. Zur Verdeutlichung, welches Lastabfallkriterium verwendet wurde, wird die Variable für die Zyklenzahl bis zum Anriss N_A , um die Angabe der prozentualen Minderung ergänzt, sodass beispielsweise die Zyklenzahl bei Erreichen des 5 %-Lastabfallkriteriums als $N_{A5\%}$ geschrieben wird.

Im Bild 3.10 sind auf der linken Seite die Verläufe der Ober- und Unterspannungen über der Zyklenzahl dargestellt. Hierbei ist zu erkennen, dass der oben dargestellte Werkstoff Alloy 617 zu Beginn verfestigt, während der unten abgebildete Werkstoff Inconel 740 entfestigt. Auf der rechten Seite sind die zugehörigen Hystereseverläufe während des ersten Zyklus und des Zyklus bei halber Lebensdauer dargestellt [37].

Analog zu den statischen Bedingungen kann das Verformungsverhalten bei zyklischer Beanspruchung auch durch eine Spannungs-Dehnungs-Kurve beschrieben werden. Zur Ermittlung dieser Kurve werden Ermüdungsversuche mit unterschiedlichen Dehnungsschwingbreiten durchgeführt und bei

einem definierten Zyklus (meist der Zyklus bei halber Lebensdauer) die Maximalspannung sowie die dazugehörige Dehnungsschwingbreite ausgewertet. Die resultierende Kurve ergibt für einen bestimmten Zyklus, wie in Bild 3. 11 dargestellt, eine zyklische Fließkurve [43].

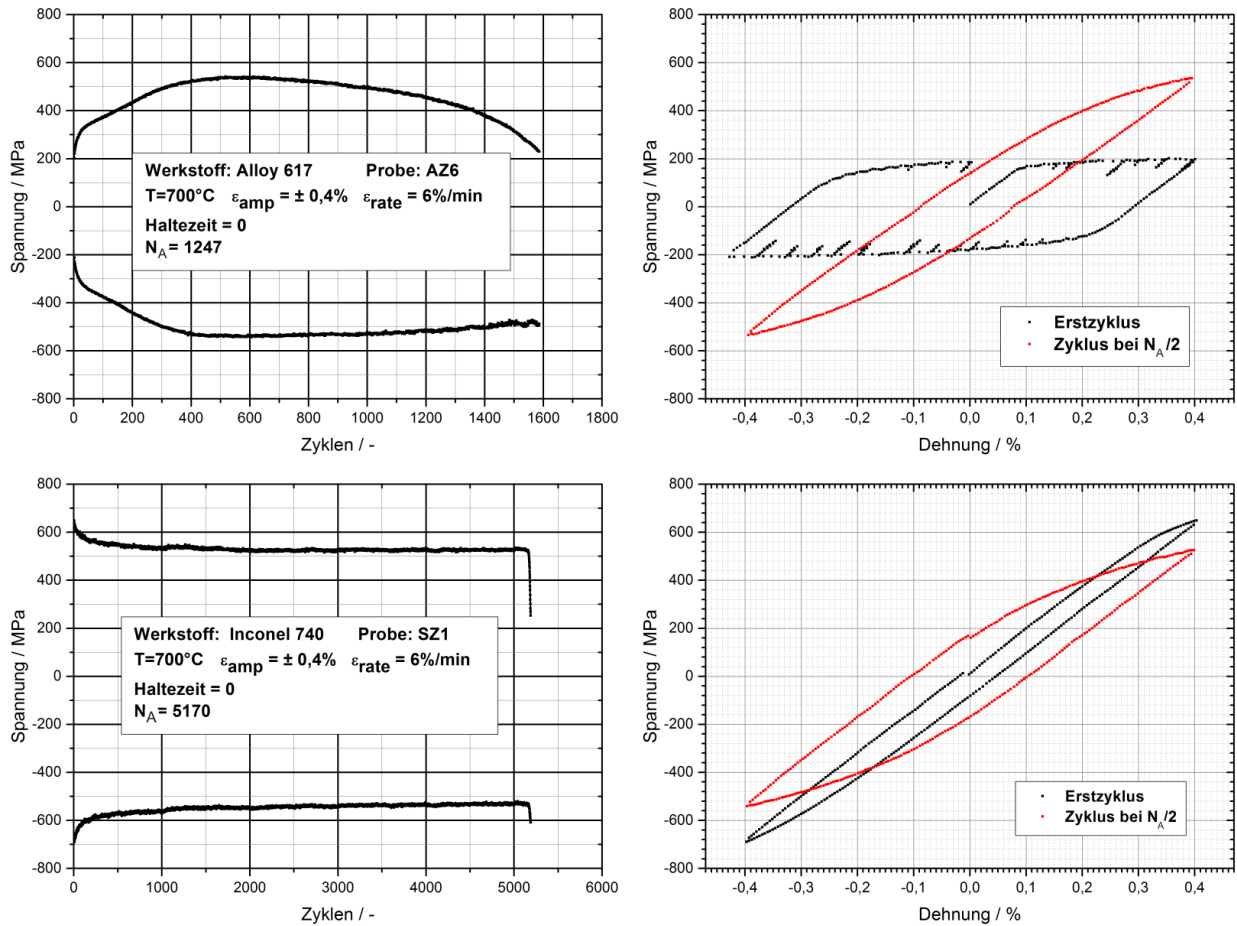


Bild 3.10: Zyklische Verfestigung Alloy 617 (oben) bzw. Entfestigung Inconel 740 (unten) [37]

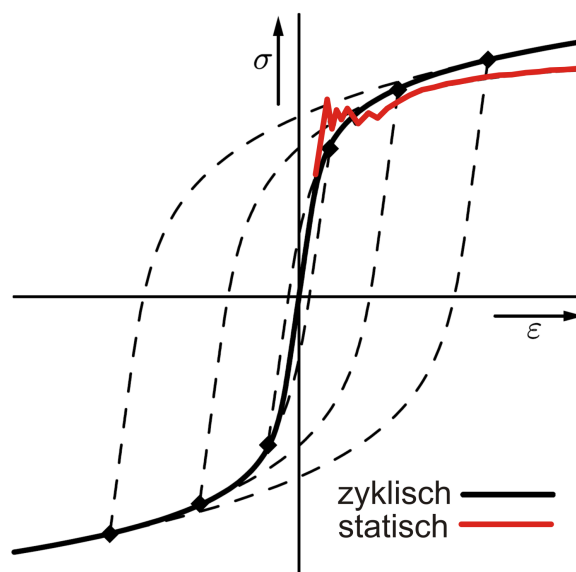


Bild 3.11: Zyklische Fließkurve eines verfestigenden Werkstoffs im Vergleich zur statischen [43]

Zur mathematische Beschreibung der Fließkurve wird oft der Ansatz nach Ramberg Osgood verwendet, welcher durch die Formel 3.8 definiert ist [43, 58].

$$\varepsilon_{at} = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (3.8)$$

Der E-Modul E , der Verfestigungskoeffizient K' und der Verfestigungsexponent n' sind lastwechsel-, temperatur- und werkstoffabhängige Größen. Der E-Modul kann direkt aus der Hooke'schen Gerade ermittelt werden. Die Werte K' und n' lassen sich empirisch über die Punkte der zyklischen Fließkurve bestimmen.

Kerbbeanspruchung

Kraftwerkskomponenten besitzen konstruktionsbedingt Rundungsradien beispielsweise an Übergangsbereichen von T-Stück Abzweigen oder den Lochrändern von Sammlern. Diese Rundungsradien wirken im Bauteil wie eine geometrische Kerbe und es kommt zu einer Störung des mechanischen Kraftflusses, was zu einer lokalen Erhöhung der Spannung sowie zur Ausbildung eines mehrachsigen Spannungszustandes führt. Die Größe der Spannungserhöhung im Kerbgrund hängt von der Kerbgeometrie ab und lässt sich über die Kerbformzahl α_k beschreiben, welche nach Formel 3.9 durch den Quotient der Maximalspannung σ_{maxK} im Kerbgrund und der Nennspannung σ_{nK} ermittelt wird [52].

$$\alpha_k = \frac{\sigma_{maxK}}{\sigma_{nK}} \quad (3.9)$$

Dieser Zusammenhang ist jedoch nur gültig bei linear-elastischer Beanspruchung. Im plastischen Bereich wird die Kerbformzahl α_k durch die Dehnungs- α_ε und Spannungskerbformzahl α_σ ersetzt, welche über die Zusammenhänge in den Formeln 3.10 bis 3.12 bestimmt werden können.

$$\alpha_\varepsilon = \frac{\varepsilon_{maxK}}{\varepsilon_{nK}} \quad (3.10)$$

$$\alpha_\sigma = \frac{\sigma_{maxK}}{\sigma_{nK}} \quad (3.11)$$

$$E = \frac{\sigma_{nK}}{\varepsilon_{nK}} \quad (3.12)$$

Unter der Voraussetzung, dass die Nennspannung σ_{nK} elastisch ist, kann die Beziehung nach Neuber, welche durch den Zusammenhang in Formel 3.13 gegeben ist, angewendet werden [59].

$$\alpha_\varepsilon \cdot \alpha_\sigma = \frac{\alpha_k^2 \cdot \sigma_{nK}^2}{E} \quad (3.13)$$

Durch Einsetzen der Formeln 3.10 bis 3.12 in 3.13 ergibt sich die Gleichung 3.14, welche die sogenannte Neuber-Hyperbel beschreibt.

$$\varepsilon_{maxK} \cdot \sigma_{maxK} = \alpha_k^2 \quad (3.14)$$

Mit Hilfe dieses Zusammenhangs kann für jede Nennspannung eine Neuber-Hyperbel generiert werden. Durch den Schnittpunkt der Neuber-Hyperbel mit der zyklischen Fließkurve kann die Kerbgrundbeanspruchung abgeschätzt werden.

Schädigungsmechanismen bei Ermüdungsbeanspruchung

Die Ermüdungsschädigung verläuft typischerweise transkristallin [41] und lässt sich im Wesentlichen in drei Stadien unterteilen: die Anrissbildung, das Risswachstum bei zyklischer Beanspruchung und den Restbruch. Wie im Abschnitt über das Ver- und Entfestigungsverhalten beschrieben, spielen Versetzungsbewegungen eine große Rolle. In Folge der zyklischen Beanspruchung kommt es zu einer inhomogenen Verteilung der Versetzungen und es entstehen Gleitbänder mit oberflächlich stufenförmigen Auswölbungen und Einsenkungen, welche die Vorstufe von feinen Anrissen sind [40]. Der mit zunehmender Zyklenzahl resultierende Rissfortschritt lässt sich auf der Bruchfläche, anhand von Schwingstreifen, welche durch die plastische Verformung an der Risspitze entstehen sowie Rastlinien, welche sich beispielsweise aufgrund von Laständerungen oder Überbeanspruchungen bilden können, erkennen. Ab einer kritischen Risslänge ist der tragende Materialquerschnitt nicht mehr in der Lage den Beanspruchungen stand zu halten und es kommt zum Restbruch. Die Bereiche des Ermüdungsbruches und des Restbruches lassen sich auf der Bruchfläche gut unterscheiden, da die Ermüdungsbruchfläche in der Regel sehr glatt und die Restbruchfläche sehr zerklüftet ist [40, 43].

3.1.3 Kriechermüdungsbeanspruchung

Kraftwerkskomponenten sind zukünftig neben der Zeitstandbeanspruchung während des stationären Betriebs zusätzlich hohen Ermüdungsbeanspruchungen ausgesetzt, welche aus den häufigeren und schnelleren Kesselan- und abfahrten resultieren. Eine überlagerte Beanspruchung aus Kriechen und Ermüden kann im Vergleich zu reiner Ermüdungs- bzw. Kriechbeanspruchung zu einer deutlichen Verminderung der Bauteillebensdauer führen. Diese Verminderung in der Lebensdauer kann labormäßig durch isotherme LCF-Versuche mit unterschiedlich langen Haltezeiten während der Zug- und Druckphasen untersucht werden [60].

Bei der Versuchsführung wird die Dehnrates im zyklischen Teil hinreichend hoch gewählt, um ausschließlich Ermüdungsschädigung hervorzurufen. Weiterhin werden die Versuche bei Temperaturen durchgeführt, bei denen während der Haltezeiten signifikantes Kriechen (kraftkontrollierte Haltezeit) bzw. Relaxation (dehnungskontrollierte Haltezeit) auftritt [60].

In Bild 3.12 sind Ergebnisse von LCF-Versuchen am Alloy 617 mit und ohne Haltezeit aus dem Forschungsvorhaben COORETEC DE4 anhand von Anrisskennlinien dargestellt, um den Einfluss

von Haltezeiten exemplarisch aufzuzeigen [20].

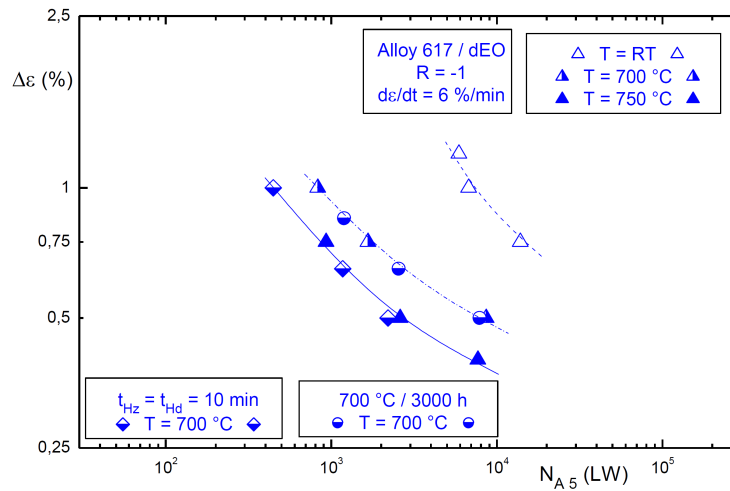


Bild 3.12: Ergebnisse von LCF-Versuchen am Alloy 617 mit und ohne Haltezeit [20]

Das Diagramm zeigt die Anrisskurven ermittelt mit dem 5%-Lastabfallkriterium für die Temperaturen 20, 700 und 750 °C ohne Haltezeit. Es ist eine Staffelung zu erkennen, dass mit steigender Temperatur die Anrisslastwechselzahl abnimmt. Zusätzlich sind im Diagramm Anrisspunkte von Versuchen mit 10-minütiger dehnungskontrollierter Haltezeit während der Zug- und Druckphase bei einer Prüftemperatur von 700 °C dargestellt, welche in etwa auf der Anrisskennlinie der reinen Ermüdungsversuche bei 750 °C liegen [20]. Das bedeutet, dass die Haltezeit einen Lebensdauer verkürzenden Einfluss hat. Da die Schädigung bei Ermüdungsbeanspruchung in der Regel transkristallin bzw. bei Kriechbeanspruchung vorwiegend interkristallin ist und somit örtlich getrennt abläuft, können mit Hilfe von Mikrostrukturuntersuchungen die Verformungs- und Schädigungsmechanismen analysiert und die Wechselwirkungen zwischen den Beanspruchungsarten untersucht werden [60].

3.2 Verformungsmodell

Zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens von Bauteilen, welche einer komplexen Beanspruchungssituation ausgesetzt sind, werden in der Praxis Finite Elemente (FE) Programme eingesetzt. Durch die rapide Entwicklung der Computertechnik in den vergangenen Jahrzehnten machen diese Programme es möglich, bei bekannten Lastsituationen, die an kritischen Bereichen eines komplexen Bauteiles wirkenden Spannungen und Dehnungen zu ermitteln. Die Beschreibung des Materialverhaltens in FE-Simulationen kann auf einfache Weise elastisch bzw. elastisch-plastisch durch die direkte Eingabe von Werkstoffkennwerten aus Datenblättern oder Versuchen erfolgen. Weiterhin können aber auch komplexe phänomenologische bzw. mechanismenbasierte Materialmodelle in die Simulation implementiert werden. Bei Materialmodellen wird grundsätzlich zwischen zwei Typen unterschieden, den mechanismenbasierten werkstoffmechanisch begründeten und den phänomenologischen ma-

thematisch beschriebenen Ansätzen. Je nach Komplexität des Materialmodells müssen verschiedene werkstoff- und temperaturabhängige Parameter angepasst werden, um die konstitutiven Beziehungen zwischen den Spannungen und Dehnungen beschreiben zu können. Die Parameteranpassung erfolgt auf der Basis verschiedener isothermer einachsiger Ermüdungs- und Zeitstandversuche, um so einerseits zeitunabhängige sowie andererseits die im Hochtemperaturbereich besonders entscheidenden zeitabhängigen Materialeigenschaften beschreiben zu können [56].

In der vorliegenden Arbeit wird ein viskoplastisches Materialmodell nach Chaboche und Nouailhas verwendet, in welches Ansätze von Ohno und Wang integriert worden sind. Dieses Modell wird im folgenden als CNOW-Modell bezeichnet und näher erläutert.

3.2.1 Chaboche-Nouailhas-Ohno-Wang-Modell - CNOW

Das CNOW-Modell ist ein fortschrittliches phänomenologisches Materialmodell zur Berechnung von Verformungen bei komplexer Kriechermüdungsbeanspruchung und wurde im Rahmen verschiedener Forschungsvorhaben an der MPA Universität Stuttgart entwickelt [61, 62, 63]. Ausgangspunkt für dieses Modell ist das zeit- und temperaturabhängige Werkstoffmodell nach Chaboche-Nouailhas [64] und das kinematische Verfestigungsgesetz von Ohno und Wang [65]. Das Modell ist in der Lage viskoplastisches Werkstoffverhalten unter Berücksichtigung von Dehnratenabhängigkeiten sowie Ver-/Entfestigungs- und Erholungsvorgängen zu beschreiben. Es basiert auf der Theorie von kleinen Dehnungen, wie sie typischerweise bei zyklischen Beanspruchungen auftreten. Wie in Formel 3.15 dargestellt, setzt sich der Dehnungstensor ε aus einem elastischen ε_{el} , einem inelastischen ε_{in} und einem thermischen ε_{th} Anteil zusammen. Der inelastische Dehnungstensor wird in zwei Teile gesplittet, einen Anteil für vorwiegend hohe Beanspruchungen, wie sie bei plastischen Verformungen durch zyklische Belastungen auftreten und einen Anteil für vorwiegend niedrige Beanspruchungen, wie sie bei viskoplastischen Verformungen während Kriechvorgängen auftreten.

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{in,1} + \varepsilon_{in,2} + \varepsilon_{th} \quad (3.15)$$

Der thermische Dehnungstensor wird nach Formel 3.16 aus der Multiplikation der temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten α_{th} bei der aktuell vorliegenden Temperatur T , abzüglich der Referenztemperatur T_{ref} , berechnet.

$$\varepsilon_{th} = \alpha_{th} (T - T_{ref}) \quad (3.16)$$

Unter Berücksichtigung des Hooke'schen Gesetzes lässt sich nach Formel 3.17 der Spannungstensor berechnen. Der Parameter C steht für den Elastizitätstensor. Zusätzlich ist in der Formel dargestellt, dass sich der Spannungstensor in einen hydrostatischen σ_{hyd} und einen deviatorischen σ' Anteil

aufteilen lässt.

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C} : \boldsymbol{\varepsilon}_{el} = \boldsymbol{\sigma}_{hyd} + \boldsymbol{\sigma}' \quad (3.17)$$

mit:

$$\sigma_{hyd} = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (3.18)$$

Zur Beschreibung des plastischen bzw. viskoplastischen Werkstoffverhaltens werden die Gesetzmäßigkeiten und Bedingungen der Plastizitätstheorie eingesetzt. Um den Übergang von elastischem zu plastischem Materialverhalten für einen beliebigen Spannungszustand zu beschreiben, werden Fließbedingungen verwendet. Da im CNOW-Modell zwei inelastische Dehnungsanteile für hohe und niedrige Beanspruchungen berechnet werden, sind zwei Fließbedingungen notwendig, welche in den Formeln 3.19 und 3.20 angegeben sind.

Fließbedingung für vorwiegend hohe Beanspruchungen:

$$f_1 = J_2 (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_1) - R - k - \sigma_{vis1} = 0 \quad (3.19)$$

Fließbedingung für vorwiegend niedrige Beanspruchungen:

$$f_2 = J_2 (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_2) - \sigma_{vis2} = 0 \quad (3.20)$$

mit:

$$J_2 (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}_{1,2}) = \sqrt{\frac{3}{2} (\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}'_{1,2}) : (\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}'_{1,2})} \quad (3.21)$$

Bei den verwendeten Formulierungen, handelt es sich um die Fließbedingungen nach von Mises. Im dreiachsigen Hauptspannungsraum ist die Fließfläche ein Zylinder um die hydrostatische Achse ($\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$) mit dem Innenradius k . Bei Erstbelastung gilt, dass alle Spannungen, die kleiner als k sind, elastisches Materialverhalten zur Folge haben. Sobald die Spannungen auf der Fließfläche liegen, setzt plastische Verformung ein. Die Größen $\mathbf{X}_{1,2}$ sind tensorielle Größen und werden auch als kinematische Variablen oder Backstresses bezeichnet. Im Spannungsraum beschreiben die kinematischen Variablen eine Verschiebung der Fließfläche. Bei der skalaren Größe R handelt es sich um die Variable zur Beschreibung der isotropen Verfestigung. Sie beschreibt im Spannungsraum eine gleichmäßige Vergrößerung des Radius k um den Betrag von R . Zur Verdeutlichung der kinematischen und isotropen Verfestigungsvorgänge sind in Bild 3.13 die beschriebenen Veränderungen der zylindrischen Fließfläche sowie die entsprechenden Spannungs-Dehnung-Hysteresen abgebildet [66].

Wenn $f_{1,2} < 0$ ist, liegt linear-elastisches Werkstoffverhalten vor. Als weitere Variablen sind in den Fließbedingungen die Viskospannungen $\sigma_{vis1,2}$ enthalten, welche auch als Überspannungen bezeichnet

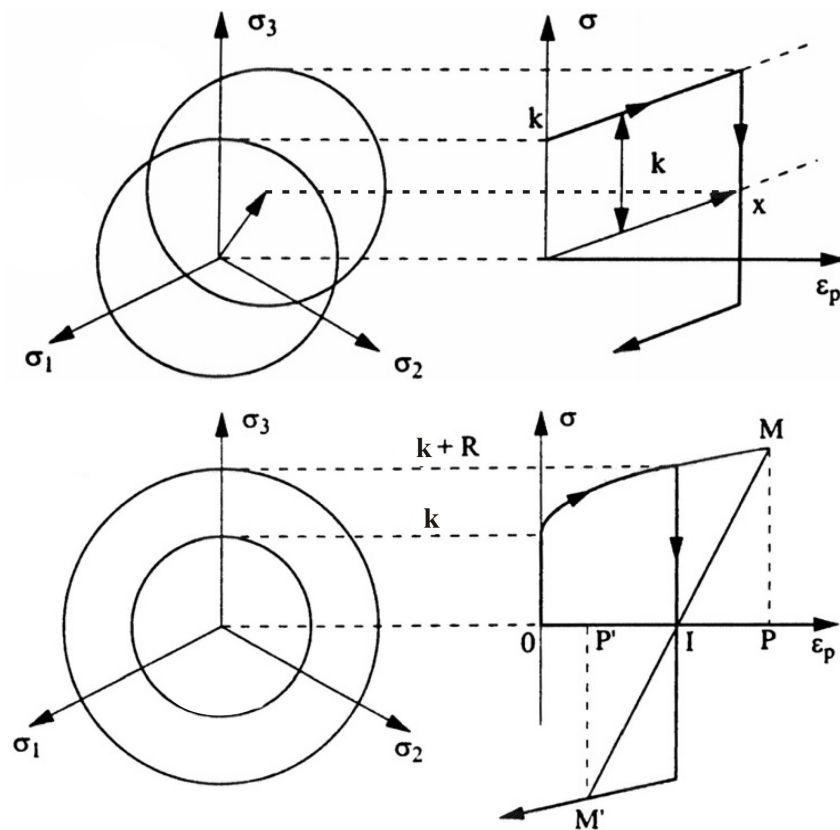


Bild 3.13: Einfluss kinematischer (oben) und isotroper (unten) Verfestigung auf die Fließfläche nach von Mises [66]

werden. Nach den Formeln 3.22 und 3.23 beginnt der Werkstoff zu fließen, wenn die in den Macauley-Klammern $\langle \rangle$ stehenden Terme nicht negativ sind. Das bedeutet, dass inelastische Verformungen nur auftreten, wenn eine positive Überspannung vorliegt [67].

$$\langle \sigma_{vis1} \rangle = \langle J_2(\sigma - X_1) - R - k \rangle \quad (3.22)$$

$$\langle \sigma_{vis2} \rangle = \langle J_2(\sigma - X_2) \rangle \quad (3.23)$$

Fließbedingungen geben nur an, ob ein Werkstoff zu fließen beginnt. Wie das Fließen erfolgt, wird durch Fließgesetze beschrieben. Weil nach dem Einsetzen der plastischen Verformung kein eindeutiger Zusammenhang zwischen Spannungen und Dehnungen vorliegt, ist die Kenntnis über die Richtung des plastischen Lastpfades von enormer Wichtigkeit. Mit der assoziierten Fließregel, welche besagt, dass der Vektor der plastischen Dehnungszinkremente senkrecht auf der Fließfläche steht, lässt sich der inelastische Dehnungstensor über die Formel 3.24 berechnen.

$$\dot{\epsilon}_{in1,2} = \frac{\partial f_{1,2}}{\partial \sigma} \dot{p}_{1,2} = \frac{3}{2} \dot{p}_{1,2} \frac{\sigma' - X'_{1,2}}{J_2(\sigma - X_{1,2})} \quad (3.24)$$

Die Variable $\dot{p}_{1,2}$ ist die akkumulierte plastische Dehnrate und wird nach Formel 3.25 bzw. 3.26 berechnet.

$$\dot{p}_1 = \frac{1}{1-D} \left\langle \frac{J_2(\sigma - \mathbf{X}_1) - R - k}{K_1(1-D)} \right\rangle^{n_1} \quad (3.25)$$

$$\dot{p}_2 = \frac{1}{1-D} \left\langle \frac{J_2(\sigma - \mathbf{X}_2)}{K_2(1-D)} \right\rangle^{n_2} \quad (3.26)$$

Durch die Macauley Klammern wird sichergestellt, dass die akkumulierte plastische Dehnrate null ist, für den Fall $f_{1,2} < 0$. Die Parameter $n_{1,2}$ und $K_{1,2}$ sind werkstoff-, dehnraten- und temperaturabhängig und beschreiben das viskose Materialverhalten. In der Praxis liegt n meist in einem Bereich zwischen 3 und 30 [66].

In den Formeln 3.27 und 3.28 sind die Gleichungen zur Bestimmung der kinematischen Variablen $\dot{\mathbf{X}}_{1,2}$ angegeben.

Kinematische Variable für vorwiegend hohe Beanspruchungen:

$$\begin{aligned} \dot{\mathbf{X}}_1 &= \sum_{i=2}^2 \mathbf{X}_{1,i} \\ \dot{\mathbf{X}}_{1i} &= \frac{2}{3} c_{1i} a_{1i} \dot{\epsilon}_{in1} (1-D) - c_{1i} \phi_{1i}(p_1) \left(\frac{|\mathbf{X}_{1,i}|}{a_{1,i}} \right)^{m_{1i}} \mathbf{X}_{1i} \dot{p}_1 \\ &\quad - \beta_{1i} J_2(\mathbf{X}_{1i})^{r_{1i}-1} \mathbf{X}_{1i} + \frac{d(c_{1i}, a_{1i})}{dT} \frac{\mathbf{X}_{1i}}{c_{1i} a_{1i}} \dot{T} \end{aligned} \quad (3.27)$$

mit:

$$\phi_{1i}(p_1) = (\phi_{1i} + (1 - \phi_{1i}) \exp(-d_{1i} p_1))$$

Kinematische Variable für vorwiegend niedrige Beanspruchungen:

$$\dot{\mathbf{X}}_2 = \frac{2}{3} c_2 a_2 \dot{\epsilon}_{in2} (1-D) - c_2 \mathbf{X}_2 \dot{p}_2 + \frac{d(c_2, a_2)}{dT} \frac{\mathbf{X}_2}{c_2 a_2} \dot{T} \quad (3.28)$$

Zur Berechnung der kinematischen Variablen für vorwiegend hohe Beanspruchungen $\dot{\mathbf{X}}_1$ wird als Basis ein nicht lineares Verfestigungsgesetz nach Chaboche [68] verwendet, welches um den dynamischen und statischen Erholungsterm nach Ansätzen von Ohno und Wang [65] ergänzt wurde. Diese Erweiterung ermöglicht eine verbesserte Beschreibung von Ratchetting-Effekten. Die kinematische Variable für vorwiegend niedrige Beanspruchungen $\dot{\mathbf{X}}_2$ wird nach dem klassischen Ansatz von Chaboche [69] berechnet. Beide Formeln für die kinematischen Variablen enthalten einen zusätzlichen Term, in welchem die Temperaturrate \dot{T} enthalten ist. Dieser Term soll bei anisothermen Beanspruchungen zur Temperaturkompensation dienen und für die Stabilität der Simulation sorgen.

Die Formel 3.27 enthält eine von der akkumulierten plastischen Dehnung p abhängige ϕ -Funktion, welche von Chaboche [70] eingeführt wurde und es ermöglicht, neben kinematischer auch isotrope Verfestigungseffekte zu beschreiben.

Klassischerweise werden isotrope Verfestigungsvorgänge jedoch, wie zuvor bei den Fließbedingungen erläutert, über die skalare Variable R , welche durch die Gleichung 3.29 gegeben ist, beschrieben [70, 71].

$$\dot{R} = b(Q - R) \dot{p}_1 (1 - D) \quad (3.29)$$

Die Formel zur Berechnung der isotropen Variable R hängt von der akkumulierten plastischen Dehnrate ab und beinhaltet die werkstoff- und temperaturabhängigen Parameter b und Q . Durch das Lösen der Differentialgleichung der isotropen Variable ergibt sich der in Formel 3.30 aufgeführte Zusammenhang. Anhand dessen sind die Einflüsse der Parameter b und Q zu erklären.

$$R(p) = Q(1 - \exp(-bp)) \quad (3.30)$$

Stellt man sich die minimalen und maximalen Spannungsverläufe eines dehnungskontrollierten LCF-Versuches vor, gibt der Parameter Q die Größe der Spannungsänderung vom Erstbelastungszyklus bis zum Zyklus bei maximaler Zugspannung an. Der Parameter b beschreibt, mit welcher Geschwindigkeit der maximale Spannungswert erreicht wird.

Aufgrund der Tatsache, dass das beschriebene CNOW-Materialmodell eine große Anzahl an werkstoff- und temperaturabhängigen Parametern besitzt, sind diese in der Tabelle 3.1 zusammengefasst.

	Modellparameter
elastisches Materialverhalten	E, ν
thermisches Materialverhalten	α_{th}
plastisches Materialverhalten	$a_{1i,2}, c_{1i,2}, \phi_{1i}, d_{1i}, m_{1i}, \beta_{1i}, r_{1i}, b, Q$
viskoplastisches Materialverhalten	$K_{1i,2}, n_{1i,2}$

Tabelle 3.1: Übersicht der werkstoff- und temperaturabhängigen Parameter des CNOW-Modells

In den Entwicklungsgleichungen für die akkumulierte plastische Dehnrate $\dot{p}_{1,2}$ sowie der kinematischen $X_{1,2}$ und isotropen R Verfestigungsvariablen ist der Parameter D enthalten, bei welchem es sich um einen Schädigungsparameter handelt, der die Schädigung des Materials beschreibt. Auf die Formulierung der Schädigung wird im Detail in Abschnitt 3.3.2 näher eingegangen.

3.3 Lebensdauerbewertung

Weil konventionelle Kraftwerke in der Vergangenheit, für einen hauptsächlich stationären Grundlastbetrieb mit moderaten An- und Abfahrten ausgelegt worden sind, müssen kritische Komponenten im Hinblick auf Kriechermüdungswechselwirkung neu bewertet werden. Des weiteren gilt für die Konzeption neuer Anlagen, dass schon bei der Auslegung die Interaktion berücksichtigt werden

muss, um durch geeignete Werkstoffwahl und weniger konservativer geometrischer Abmessungen eine lange Lebensdauer zu gewährleisten.

Zur Auslegung und Bewertung von Komponenten, welche einer interagierenden Kriechermüdungsbeanspruchung ausgesetzt sind, werden in nationalen und internationalen Regelwerken bzw. Empfehlungen verschiedene Ansätze beschrieben, welche im folgenden Abschnitt 3.3.1 näher beschrieben werden. Zusätzlich wird im Abschnitt 3.3.2 ein komplexes phänomenologisches Schädigungsmodell von Lemaitre vorgestellt, welches die Interaktion von Kriech- und Ermüdungsschädigung direkt berücksichtigt.

3.3.1 Vorgehensweise von Regelwerken und Empfehlungen

In den aktuellen Regelwerken und Empfehlungen werden bezüglich der Auslegung und Bewertung von Komponenten unter Kriechermüdungsbeanspruchung unterschiedliche Herangehensweisen vorgeschlagen. Die Vorgehensweisen nach der europäischen DIN EN 12952-3/4 [45, 72], der amerikanischen ASME Section III Division 1 Subsection NH [73], der französischen RCC MR RB 3262.12 [74] und der britischen R5 Empfehlungen Volume 2/3 [75] werden im Folgenden erläutert.

Zur Berechnung der Kriechschädigung D_c wird nach ASME, RCC-MR und DIN EN die Time-Fraction Regel (Zeitanteilsregel) nach der Formel 3.31 verwendet, welche sich aus dem Quotient der realen Betriebszeit t_{HZ} und der Bruchzeit t_f , welche spannungs- und temperaturabhängig ist, zusammensetzt. Die R5-Empfehlungen verwenden den sogenannten Ductility Exhaustion Ansatz nach Formel 3.32, bei welchem anstatt der Zeiten, der Quotient aus der mittleren Dehnrate $\dot{\varepsilon}$ und der Bruchdehnung ε_f , welche dehnraten- und temperaturabhängig ist, gebildet wird.

$$D_{c,TF} = \frac{t_{HZ}}{t_f(\sigma, T)} \quad (3.31)$$

$$D_{c,DE} = \int_0^{t_{HZ}} \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_f(\dot{\varepsilon}, T)} dt \quad (3.32)$$

Für die Bestimmung der Ermüdungsschädigung wird in allen Regelwerken bzw. Empfehlungen die Palmgren-Miner Regel nach der Formel 3.33 genutzt, welche sich aus dem Quotienten der aktuellen bzw. angestrebten Betriebszyklen n und der maximal ertragbaren Zyklen N_A berechnen lässt.

$$D_f = \frac{n}{N_A(T, \Delta\varepsilon \text{ bzw. } \Delta\sigma)} \quad (3.33)$$

Die Ermittlung der überlagerten zulässigen Kriechermüdungsschädigung erfolgt mittels zwei unterschiedlicher Methoden. Nach ASME und RCC-MR wird eine werkstoffabhängige Grenzkurve verwendet. In Bild 3.14 sind die Grenzkurven für die Werkstoffe 9Cr-1Mo-V, 2 1/4Cr-1Mo, 800H, Alloy 617 und 304 bzw. 316 dargestellt [73, 76]. Bei Überschreiten der für den betrachteten Werkstoff

gültigen Kurve ist von einer kritischen Schädigung auszugehen. Der Grenzkurve des 9Cr-1Mo-V ist demnach zu entnehmen, dass dieser Werkstoff besonders sensitiv auf eine überlagerte Kriechermüdungsbeanspruchung reagiert, weil der Knickpunkt bei $D_f=0,1$ und $D_c=0,01$ liegt. In der R5 und der DIN EN 12952 wird die in Bild 3.14 blau dargestellte lineare werkstoffabhängige Grenzkurve verwendet, nach welcher bei einer Gesamtschädigung von eins ($D_c+D_f=1$) mit Versagen zu rechnen ist.

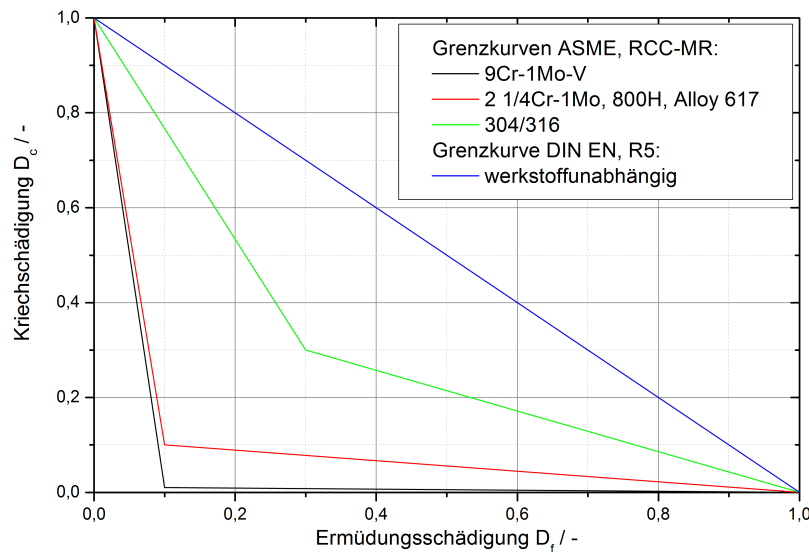


Bild 3.14: Grenzkurven der Regelwerksansätze [45, 73, 75, 76]

Da sich die Ansätze zur Ermittlung der Bruchzeit bzw. -dehnung sowie der maximal ertragbaren Zyklenzahlen zur Berechnung der Kriech- und Ermüdungsschädigung unterscheiden, wird im folgenden jedes der Regelwerke bzw. Empfehlungen einzeln betrachtet.

DIN EN 12952-3/4

Nach DIN EN 12952-3/4 [45, 72] erfolgt die Bewertung der Kriechermüdungslebensdauer auf der Basis von elastischen Berechnungsergebnissen. Zur Bestimmung der maximal ertragbaren Zyklenzahlen werden die sich während eines Zyklus ändernden Hauptspannungen $\sigma_1(t)$, $\sigma_2(t)$, $\sigma_3(t)$ herangezogen. In einem ersten Schritt werden die zeitbezogenen Änderungen der drei Hauptspannungsdifferenzen $\Delta\sigma_{12}(t) = \sigma_1(t) - \sigma_2(t)$, $\Delta\sigma_{23}(t) = \sigma_2(t) - \sigma_3(t)$, $\Delta\sigma_{31}(t) = \sigma_3(t) - \sigma_1(t)$ gebildet. Unter Beachtung des Vorzeichens werden aus diesen die Maximal- und Minimalwerte $\Delta\sigma_{12,max}$, $\Delta\sigma_{12,min}$, $\Delta\sigma_{23,max}$, $\Delta\sigma_{23,min}$, $\Delta\sigma_{31,max}$, $\Delta\sigma_{31,min}$ ermittelt, aus welchen eine Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ nach Formel 3.34 bestimmt wird.

$$\Delta\sigma = \max(\Delta\sigma_{12,max} - \Delta\sigma_{12,min}, \Delta\sigma_{23,max} - \Delta\sigma_{23,min}, \Delta\sigma_{31,max} - \Delta\sigma_{31,min}) \quad (3.34)$$

Je nachdem ob $\Delta\sigma$ im elastischen, im teilplastischen oder vollplastischen Bereich liegt, wird eine

maßgebende Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma^*$, anhand der Formeln 3.35 bis 3.37 berechnet.

$$\Delta\sigma^* = \frac{\Delta\sigma}{1 - \left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right)^2} \quad \text{wenn: } |\sigma_m| + \frac{\Delta\sigma}{2} \leq R_{p0,2T_m} \quad (3.35)$$

$$\Delta\sigma^* = \frac{\Delta\sigma}{1 - \left(\frac{R_{p0,2T_m} - \Delta\sigma/2}{R_m}\right)^2} \quad \text{wenn: } |\sigma_m| + \frac{\Delta\sigma}{2} > R_{p0,2T_m} \text{ und } \frac{\Delta\sigma}{2} \leq R_{p0,2T_m} \quad (3.36)$$

$$\Delta\sigma^* = \frac{\Delta\sigma^2}{2R_{p0,2T_m}} \quad \text{wenn: } \Delta\sigma \leq 2R_{p0,2T_m} \quad (3.37)$$

In den Formeln ist R_m die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur, $R_{p0,2T_m}$ die 0,2 %-Dehngrenze bei mittlerer Zyklustemperatur ($T_m = 0,75T_{max} + 0,25T_{min}$) und σ_m die Mittelspannung. Zur Bestimmung der virtuellen maßgebenden Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma_{T_m}^*$, welche letztendlich zur Bestimmung der maximalen ertragbaren Zyklenzahl dient, wird $\Delta\sigma^*$ durch einen werkstoffabhängigen Temperaturkorrekturbeiwert C_{T_m} geteilt. Anhand der Formel 3.38 wird die maximal ertragbare Zyklenzahl mit einem Spannungssicherheitsbeiwert S_S von 1,5 und einem Lastspielsicherheitsbeiwert S_L von 10 bestimmt.

$$N_A = \min \left\{ \left[\frac{(\Delta\sigma^*/C_{T_m}) S_S - 0,8R_m}{173150 - 0,8R_m} \right]^{-0,547}; \frac{1}{S_L} \left[\frac{(\Delta\sigma^*/C_{T_m}) - 0,8R_m}{173150 - 0,8R_m} \right]^{-0,547} \right\} \quad (3.38)$$

Zur Bestimmung der Bruchzeit t_f wird nach [72] die Haltezeitspannung nach der umgestellten Auslegungsgleichung (siehe Formel 3.39) aus [45] berechnet.

$$\sigma_{DIN EN} = \frac{p_i d_i}{2s\zeta} + \frac{p_i}{2} \quad (3.39)$$

Beim Parameter s handelt es sich um die Wanddicke und bei dem Parameter ζ um einen Verschwächungsbeiwert, welcher von der geometrischen Ausführung des Bauteils abhängig ist [45]. Für den Innendruck p_i kann einerseits bei laufender Messung der Betriebsdruck oder andererseits konservativerweise der Betriebsdruck bei 100 % Last verwendet werden. Anhand des unteren Streubandes (-20 %) der Zeitstandbruchkurve kann für die ermittelte Spannung die Bruchzeit t_f bestimmt werden [72].

ASME Section III Division 1 Subsection NH

Nach ASME Section III Division 1 Subsection NH [73] kann die Bestimmung der Kriechermüdigungslebensdauer auf der Basis von elastischen und inelastischen Berechnungen erfolgen. Aus den Berechnungen resultieren Dehnungstensoren mit den Komponenten $\varepsilon_{11,i}, \varepsilon_{22,i}, \varepsilon_{33,i}, \gamma_{12,i}, \gamma_{23,i}, \gamma_{13,i}$ zu jedem Zeitpunkt i eines Zyklus. Aus den zeitlichen Dehnungstensoren wird ein Zeitpunkt ermittelt, an welchem eine Dehnungskomponente über den Zyklus gesehen einen Extremwert darstellt. Dieser wird als Referenzzeitpunkt mit den Dehnungskomponenten $\varepsilon_{11,o}, \varepsilon_{22,o}, \varepsilon_{33,o}, \gamma_{12,o}, \gamma_{23,o}, \gamma_{13,o}$ definiert. Aus den Differenzen der Komponenten des Dehnungstensors jedes Zeitpunkts i und dem

Referenzzeitpunkt ($\Delta\varepsilon_{11,i} = \varepsilon_{11,i} - \varepsilon_{11,o}$, usw.) wird für jeden Zeitpunkt i nach der Formel 3.40 die Vergleichsdehnungsschwingbreite $\Delta\varepsilon_{v,i}$ berechnet.

$$\Delta\varepsilon_{v,i} = \frac{\sqrt{2}}{2(1+\nu^*)} \left[(\Delta\varepsilon_{11,i} - \Delta\varepsilon_{22,i})^2 + (\Delta\varepsilon_{22,i} - \Delta\varepsilon_{33,i})^2 + (\Delta\varepsilon_{33,i} - \Delta\varepsilon_{11,i})^2 + \frac{3}{2} (\Delta\gamma_{12,i}^2 + \Delta\gamma_{23,i}^2 + \Delta\gamma_{13,i}^2) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (3.40)$$

Der über einen Zyklus vorliegende Maximalwert von $\Delta\varepsilon_{v,i}$ wird zur Bestimmung der ertragbaren Zyklenzahl N_A aus der Anrisskennlinie bei Maximaltemperatur T_{max} verwendet.

Die Ermittlung der maßgebenden Spannung zur Bestimmung der Bruchzeit t_f erfolgt nach ASME anhand der Formel 3.41 mit der Vergleichsspannung nach von Mises σ_{vM} nach Formel 3.42, den drei Hauptspannungen $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ und den werkstoffabhängigen Parametern C und K'_{ASME} , welche für die ASME Werkstoffe in Tabelle 3.2 angegeben sind.

$$\sigma_{ASME} = \sigma_{vM} \cdot \exp \left[C \left(\frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2}} - 1 \right) \right] \frac{1}{K'_{ASME}} \quad (3.41)$$

$$\sigma_{vM} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (3.42)$$

	304/316	Alloy 800 H	2 1/4Cr-1Mo	9Cr-1Mo-V
C	0,24	0	0 für $\frac{t}{S_s} < 1$ sonst 0,16	
K'_{ASME}	0,67	0,67	0,67	0,87

Tabelle 3.2: Werkstoffabhängige Parameter C und K'_{ASME}

Anhand der temperaturabhängigen Zeitstandbruchkurven können mit den berechneten Spannungen und den in der Haltezeit vorliegenden Temperaturen die Bruchzeiten ermittelt werden.

RCC-MR RB 3262.12

Nach der RCC-MR RB 3262.12 [74] erfolgt die Ermittlung der maximal ertragbaren Zyklenzahl identisch wie im ASME-Regelwerk, auf der Basis der maximalen Vergleichsdehnungsschwingbreite $\Delta\varepsilon_{v,i}$.

In der Bestimmung der Bruchzeit gibt es gegenüber ASME nur Unterschiede in der Berechnung der maßgebenden Spannung, welche nach RCC-MR nach Formel 3.43 bestimmt wird. Der werkstoffabhängige Parameter K'_{RCC-MR} beträgt generell 0,9.

$$\sigma_{RCC-MR} = [0,133(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) + 0,867\sigma_{vM}] \frac{1}{K'_{RCC-MR}} \quad (3.43)$$

R5 Empfehlungen Volume 2/3

Nach den R5 Empfehlungen Volume 2/3 [75] erfolgt die Bestimmung der maximal ertragbaren Zyklenzahl nach einem bruchmechanischen Ansatz. In einem ersten Schritt wird aus der maximalen und minimalen Hauptdehnung eines Zyklus die maximale Dehnungsschwingbreite ermittelt. Unter Verwendung der aus LCF-Versuchen bestimmten Anrisskennlinie bei Maximaltemperatur T_{max} wird mittels der Dehnungsschwingbreite die Zyklenzahl N_A ermittelt. N_A ist die Zyklenzahl, welche notwendig ist um einen definierten Anriss mit Länge a_A in einer LCF-Probe zu erzeugen [77]. Für dickwandige Bauteile wäre es konservativ die aus den LCF-Versuchen bestimmte Zyklenzahl N_A gleichzusetzen mit der Zyklenzahl N_0 , welche notwendig ist um einen Anriss im Bauteil zu erzeugen [78]. Um die aus den Anrisskennlinien der LCF-Versuche ermittelte Zyklenzahl N_A aufs Bauteil zu übertragen wird unterschieden zwischen einer Keimbildungs- N_i und einer Risswachstumszyklenzahl N'_g [77]. Als Keimbildung wird eine Risslänge a_i von 0,02 mm angesehen. Die Keimbildungszyklenzahl N_i wird nach der empirischen Gleichung 3.44 berechnet.

$$N_i = \exp \left(\ln(N_A) - 8,06 N_A^{0,28} \right) \quad (3.44)$$

Nach Formel 3.45 wird aus der Anrisszyklenzahl aus den LCF-Versuchen N_A und der Keimbildungszyklenzahl N_i die Zyklenzahl N'_g bestimmt, welche die Anzahl der Zyklen angibt bis ein Riss der Tiefe von a_i auf die Initiierungsrisstiefe a_0 gewachsen ist.

$$N'_g = (N_A - N_i) M \quad (3.45)$$

Der Faktor M ist abhängig von der Initiierungsrisstiefe a_0 und wird nach Gleichung 3.46 bzw. 3.47 bestimmt [75]. Nach [79] wird für a_{min} ein Wert von 0,2 mm verwendet.

$$M = \frac{a_{min} \ln \left(\frac{a_0}{a_{min}} \right) + (a_{min} - a_i)}{a_{min} \ln \left(\frac{a_A}{a_{min}} \right) + (a_{min} - a_i)} \quad \text{für } a_0 > a_{min} \quad (3.46)$$

oder

$$M = \frac{a_0 - a_i}{a_{min} \ln \left(\frac{a_A}{a_{min}} \right) + (a_{min} - a_i)} \quad \text{bei } a_0 < a_{min} \quad (3.47)$$

Die zur Ermüdungsbewertung nach R5 maßgebliche Zyklenzahl N_0 wird nach Formel 3.48 aus der Summe der Keimbildungszyklenzahl N_i und der Risswachstumszyklenzahl N'_g berechnet.

$$N_0 = N_i + N'_g \quad (3.48)$$

Zur Bewertung der Kriechschädigung wird in der R5, wie in Formel 3.32 angegeben, der dehnratenbasierte Ductility Exhaustion Ansatz (Dehnungsanteilsregel) verwendet, welcher anstatt von der

Bruchzeit von der Bruchdehnung abhängig ist. Zur Bestimmung der Bruchdehnung in Abhängigkeit von Temperatur, Kriechdehnrate und Spannung kann die Gleichung 3.49 nach Spindler [80] verwendet werden.

$$\varepsilon_f = A_{DE} \cdot \exp\left(\frac{p_{DE}}{T + 273,15}\right) \cdot \dot{\varepsilon}_c^{n_{DE}} \cdot \sigma_1^{-m_{DE}} \cdot \frac{\sigma_{v,M}}{\sigma_1} \cdot \exp\left(\frac{1}{2} - \frac{3\sigma_{hyd}}{2\sigma_{v,M}}\right) \quad (3.49)$$

Die Parameter A_{DE} , p_{DE} , m_{DE} und n_{DE} sind werkstoffabhängige Parameter und können anhand von Zeitstandversuchen angepasst werden. Das Vorgehen dabei wird in Abschnitt 7.1 erläutert.

Zusammenfassung der Regelwerke/Empfehlungen

In der folgend dargestellten Tabelle 3.3 sind die beschriebenen Ansätze zur Übersicht, vergleichend aufgeführt.

	DIN EN 12952-3/4	ASME	RCC-MR	R5
Ansatz	elastisch	elastisch/inelastisch		
Ermüdungsschädigung	$D_f = \frac{n}{N_A(T_{mid}, \Delta\sigma)}$	$D_f = \frac{n}{N_A(T_{max}, \Delta\varepsilon)}$		
Kriechschädigung	$D_{c,TF} = \frac{t_{HZ}}{t_f(\sigma, T)}$		$D_{c,DE} = \int_0^{t_{HZ}} \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_f(\dot{\varepsilon}, T)} dt$	
Gesamtschädigung	$D = D_f + D_c$			
Grenzkurve werkstoff-	unabhängig	abhängig	abhängig	unabhängig

Tabelle 3.3: Zusammenfassung der Ansätze der Regelwerke/Empfehlungen

3.3.2 Phänomenologisches Schädigungsmodell nach Lemaitre

Eine weitere Möglichkeit zur Bewertung der Lebensdauer von Komponenten besteht in der Anwendung von phänomenologischen Schädigungsgrößen. Als Maß für die Bewertung des Schädigungszustandes wird der Parameter D verwendet. Wenn keine Anrisse im Material vorhanden sind, hat der Parameter einen Wert von null. Zum Versagenszeitpunkt erreicht D einen Wert von eins. Anhand des effektiven Spannungskonzepts ($\sigma / (1 - D)$) kann die fortschreitende Materialschädigung durch die Entstehung von Poren und Mikroanrissen beschrieben werden [69]. Zur experimentellen Bestimmung der Kriechschädigung D_c kann die Formel 3.50 verwendet werden, welche aus dem Norton Kriechgesetz zur Beschreibung des sekundären und tertiären Kriechens hergeleitet werden kann [81].

$$D_c = 1 - \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{p,s}}{\dot{\varepsilon}_p}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (3.50)$$

Bei $\dot{\varepsilon}_{p,s}$ handelt es sich um die plastische Dehnrate im sekundären Kriechbereich und bei $\dot{\varepsilon}_p$ um die plastische Dehnrate im tertiären Kriechbereich. Der Parameter n ist der Nortonexponent, welcher

abhängig von Temperatur und Material ist [81].

Die Ermüdungsschädigung D_f kann nach Formel 3.51 aus dehnungskontrollierten LCF-Versuchen bestimmt werden, wobei $\Delta\sigma$ die Spannungsschwingbreite und $\Delta\sigma_{max}$ die maximale Spannungsschwingbreite darstellt [81].

$$D_f = 1 - \frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma_{max}} \quad (3.51)$$

Obwohl Anrisse im Material resultierend aus Ermüdungs- und Kriechbeanspruchungen an unterschiedlichen Orten auftreten, können unter Berücksichtigung der Formulierung der effektiven Spannung, in welcher ortsunabhängig die Flächenminderung durch Fehlstellen berücksichtigt wird, die Anteile der Ermüdungs- und Kriechschädigungen zusammengefasst werden (siehe Formel 3.52) [82].

$$D = D_f + D_c \quad (3.52)$$

Im Rahmen dieser Arbeit wird ein Schädigungsmodell nach Lemaitre [81, 82] verwendet, welches in der Lage ist die nichtlineare Schädigungsentwicklung bei interagierender mehrachsiger Kriechermüdungsbeanspruchung zu beschreiben. Die dem Lemaitre-Modell zugrunde liegenden Entwicklungsgleichungen zur Bestimmung der Ermüdungs- und Kriechschädigungen sind in inkrementeller Form in den Gleichungen 3.53 und 3.54 angegeben [82].

$$dD_f = \frac{R_V}{\Omega(\gamma + 1)} \frac{\Delta\varepsilon_p^{\gamma+1}}{(1 - D)^{\alpha_1}} dN \quad (3.53)$$

$$dD_c = \frac{R_V}{(1 - D)^{\alpha_2}} \left(\frac{\sigma_{vM}}{\lambda} \right)^r H(\varepsilon_1) dt \quad (3.54)$$

Die Ermüdungsschädigung D_f ist im Wesentlichen abhängig von der plastischen Dehnungsschwingbreite $\Delta\varepsilon_p$ und die Kriechschädigung D_c von der Vergleichsspannung nach von Mises σ_{vM} . Die Originalformulierung der Kriechschädigungsentwicklung wurde in dieser Arbeit um die Heaviside-Funktion H erweitert, welche einen Schädigungszuwachs nur für eine positive erste Hauptdehnung ε_1 erlaubt und für alle übrigen Fälle die Schädigungsentwicklung im Kriechanteil unterdrückt. Der Parameter R_V ist abhängig von der Vergleichsspannung nach von Mises σ_{vM} sowie der hydrostatischen Spannung σ_{hyd} und wird nach Gleichung 3.55 berechnet. Er dient zur Berücksichtigung mehrachsiger Spannungszustände. Im einachsigen Fall hat R_V einen Wert von eins.

$$R_V = \frac{2}{3} (1 + \nu) + 3 (1 - 2\nu) \left(\frac{\sigma_{hyd}}{\sigma_{vM}} \right)^2 \quad (3.55)$$

Durch die Implementierung der Lemaitre-Schädigungsformulierung in das in Abschnitt 3.2.1 vorgestellte CNOW-Modell kann mittels numerischer Simulationen auf der Basis der aktuellen Verformungen simultan die zeitliche Schädigungsentwicklung berechnet werden. Weil die zeitabhängige Kriechschädigung und die zyklische Ermüdungsschädigung nach jedem Zyklus zusammengefasst werden und in die Berechnung beider Schädigungsanteile jeweils die Gesamtschädigung D eingeht, ist das Lemaitre-Modell in der Lage die nichtlineare Interaktion der Kriech- und Ermüdungsschädigung zu beschreiben. Die Parameter $\Omega, \alpha_1, \gamma, \alpha_2, \lambda, r$ sind material- und temperaturabhängige Parameter, welche auf der Basis von einachsigen Kriechversuchen und dehnungskontrollierten Ermüdungs- bzw. Kriechermüdungsversuchen angepasst werden.

Kapitel 4

Charakterisierung der Werkstoffe

4.1 Charakteristiken der untersuchten Schmelzen

Im Rahmen des Forschungsvorhabens HWT II [6, 7] wurden dickwandige Komponenten aus den Nickelbasislegierungen Alloy 617 mod. und Alloy 263 untersucht. Die Herstellung dickwandiger Erzeugnisformen aus diesen Legierungen ist aufwendig und erfolgt in mehreren Schritten [83], welche für die untersuchten Schmelzen in der Tabelle 4.1 zusammengestellt sind.

Werkstoff	Alloy 617 mod.		Alloy 263
Erzeuger der Schmelze	BGH Edelstahl Siegen	Thyssen Krupp VDM	
Schmelze Nummer	922185/922186	316000	413768
Erschmelzung	Vakuum-Induktionsofen (VIM)		
Umschmelzung	Elektro-Schlacke (ESU)		Vakuum-Lichtbogen (VAR)
Schmiedeprozess	Stange rund mit Durchmesser von 220 mm		
Lösungsglühung	1200 °C/3 h/Wasser	1180 °C/4,75 h/Wasser	1150 °C/2 h/Wasser
Bearbeitung	Ausbohren der geschmiedeten Stangen mit $d_i = 120$ mm		

Tabelle 4.1: Ablauf der Herstellung der dickwandigen Rohre

Wie bereits in Abschnitt 2.4 beschrieben, enthalten Nickelbasislegierungen eine Vielzahl an Legierungselementen. In den Tabellen 4.2 und 4.4 sind die Vorgaben der Werkstoffdatenblätter für die chemischen Zusammensetzungen des Alloy 617 mod. [32, 36] sowie des Alloy 263 [42, 44] angegeben. Zur Überprüfung, ob die chemischen Zusammensetzungen, der in HWT II verwendeten Schmelzen, die Anforderungen der Werkstoffdatenblätter erfüllen, sind die prozentualen Legierungszusammensetzungen, ebenfalls in den Tabellen aufgeführt. Die in HWT II verwendeten Schmelzen 316000 bzw. 922185/922186 des Alloy 617 mod. wurden von Thyssen Krupp VDM (VDM) und der BGH Edelstahl Siegen GmbH (BGH) mittels Erschmelzung im Vakuum-Induktionsofen (VIM) und Umschmelzung durch das Elektro-Schlacke-Umschmelzverfahren (ESU) hergestellt. Zur Erzeugung

der Schmelze 413768 des Alloy 263, welche ebenfalls von Thyssen Krupp VDM stammt, wurde zur Erschmelzung ebenfalls das Vakuum-Induktionsschmelz- (VIM) und zur Umschmelzung das Vakuum-Lichtbogenverfahren (VAR) eingesetzt. Ein Vergleich mit den Vorgaben der Werkstoffdatenblätter zeigt, dass die prozentualen Anteile der Legierungselemente in den vorgegebenen Grenzen liegen.

			Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	Fe	Mn	Si	C
VdTÜV	WB 573	min.	Rest	21	11	8	0,25	0,8	-	-	-	0,05
		max.		23	13	10	0,5	1,3	1,5	0,5	0,3	0,08
VDM	WB 485	min.	Rest	20	10	8	0,2	0,6	-	-	-	0,05
		max.		23	13	10	0,5	1,5	2	0,7	0,7	0,1
HWT II	922185		54,55	22,60	11,505	8,67	0,49	1,21	0,52	0,05	0,16	0,071
HWT II	922186		55,1	22,36	11,305	8,72	0,445	1,22	0,46	0,04	0,16	0,073
HWT II	316000		55	21,8	11,6	8,7	0,33	1	1,2	0,05	0,13	0,07
DE4	933753		Rest	22,38	12	8,96	0,45	0,96	0,94	0,01	0,09	0,057
MARCKO700	312477		Rest	22	11,6	8,8	0,4	1,2	0,9	0,05	0,17	0,06
DE2	310500		Rest	21,7	11,3	8,6	0,39	1,21	0,58	0,03	0,11	0,055
			P	S	V	Nb	B	Cu*	N	Pb	As	Bi
VdTÜV	WB 573	min.	-	-	-	-	0,001	-	-	-	-	-
		max.	0,012	0,008	0,6	0,6	0,005	-	-	-	-	-
VDM	WB 485	min.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
		max.	0,012	0,008	-	-	0,006	0,5	-	-	-	-
HWT II	922185		0,004	0,001	-	-	0,0028	0,02	0,0075	0,001	0,0013	0,001
HWT II	922186		0,005	0,001	-	-	0,0033	0,02	0,0085	0,001	0,0014	0,001
HWT II	316000		0,003	0,002	-	-	0,002	0,02	0,01	0,0002	0,001	0,00003
DE4	933753		0,006	0,001	-	-	0,004	0,01	0,005	0,00005	0,003	0,00002
MARCKO700	312477		0,002	0,002	-	-	0,002	0,03	0,02	<0,001	0,001	<0,0001
DE2	310500		0,002	0,002	-	-	-	-	-	0,001	0,001	0,0001

Tabelle 4.2: Chemische Zusammensetzungen des Alloy 617 mod. nach VdTÜV-/VDM-Datenblatt und der Projektschmelzen

Projekt	Hersteller	Schmelze	Abmessungen ($d_a \times s$)	Lösungsglühung (T/t/Medium)
HWT II	BGH	922185/922186	220x50	1200 °C/3h/Wasser
HWT II	VDM	316000	220x50	1180 °C/4,75h/Wasser
DE4	Saarschmiede	933753	360x80	1160 °C/2h/Wasser
MARCKO700	V&M	312477	460x80	1175 °C/1h/Wasser
DE2	V&M	310500	400x50	keine Angabe

Tabelle 4.3: Erzeugnisform und Wärmebehandlung der Schmelzen des Alloy 617 mod.

Im Abschnitt 2.3 wurde beschrieben, dass in der naheliegenden Vergangenheit in den Forschungsvorhaben MARCKO DE2 [33], COORETEC DE4 [20] und MARCKO700 [34] bereits verschiedene Untersuchungen am Alloy 617 mod. und am Alloy 263 durchgeführt wurden. Da diese Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit zum Teil verwendet werden, sind die chemischen Zusammensetzungen

			Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	Al+Ti	Fe	Mn	Si
VDM		min.	Rest	19	19	5,6	1,9	0,3	2,4	-	-	-
		max.		21	21	6,1	2,4	0,6	2,8	0,7	0,6	0,4
Special Metals		min.	Rest	19	19	5,6	1,9	-	2,4	-	-	-
		max.		21	21	6,1	2,4	0,6	2,8	0,7	0,6	0,4
HWT II	413768		51,3	19,8	19,9	5,8	2,1	0,5	2,6	0,4	0,04	0,1
DE4	933754		Rest	19,15	19,93	5,76	2,28	0,52	2,8	0,31	0,15	0,1
DE4	314021		51,01	20	19,8	5,8	2,1	0,45	2,55	0,44	0,15	0,09
DE4	314023		51,03	20	19,7	5,8	2,1	0,46	2,56	0,45	0,15	0,09
			C	P	S	Cu	B	Pb*	Ag*	Zr*	Bi	As
VDM		min.	0,04	-	-	-	-	-	-	-	-	-
		max.	0,08	0,015	0,007	0,2	0,005	0,002	0,0005	0,02	-	-
Special Metals		min.	0,04	-	-	-	-	-	-	-	-	-
		max.	0,08	-	0,007	0,2	0,005	0,002	0,0005	-	0,0001	-
HWT II	413768		0,06	0,002	0,002	0,01	0,002	0,0002	0,0001	0,01	0,00003	0,001
DE4	933754		0,051	-	0,001	0,02	0,004	-	-	-	-	-
DE4	314021		0,05	<0,002	0,002	0,01	0,003	-	-	-	-	-
DE4	314023		0,05	<0,002	0,002	<0,01	0,003	-	-	-	-	-

Tabelle 4. 4: Chemische Zusammensetzungen des Alloy 263 nach VDM-/Special Metals-Datenblatt und der Projektschmelzen

Projekt	Hersteller	Schmelze	Abmessungen (d _e x s)	Lösungsglühung (T/t/Medium)
HWT II	VDM	413768	220x50	1150 °C/2 h/Wasser
DE4	Saarschmiede	933754	360x80	1150 °C/1,75 h/Wasser
DE4	V&M	314021	380x60	1160 °C/1 h/Wasser
DE4	V&M	314023	380x60	1160 °C/1 h/Wasser

Tabelle 4. 5: Erzeugnisform und Wärmebehandlung der Schmelzen des Alloy 263

der dort untersuchten Schmelzen zusätzlich in den Tabellen aufgeführt. Die Herstellung der Rohre in den genannten Projekten, erfolgte bei der Saarschmiede sowie bei Vallourec & Mannesmann (V&M). Wie in der Tabelle 4. 1 angegeben ist, wurden die geschmiedeten Stangen bevor der Innendurchmesser eingearbeitet wurde, einer Lösungsglühung unterzogen. In den Tabellen 4. 3 und 4. 5 sind die Parameter der Wärmebehandlungen, wie die Glühtemperatur, Glühdauer und das verwendete Abschreckmedium für beide Werkstoffe aufgeführt. Weiterhin sind die geometrischen Abmessungen, welche letztendlich vorlagen, angegeben.

4.2 Experimentelle Untersuchungen

Zur Grundcharakterisierung des Werkstoffverhaltens der dickwandigen Rohre aus Alloy 617 mod. und Alloy 263 wurden eine Vielzahl an Laborversuchen durchgeführt. Es wurden Zug-, Kerbschlagbiege-, Zeitstand- sowie iso- und anisotherme Ermüdungsversuche durchgeführt. Die Entnahme der Proben

des Alloy 617 mod. erfolgte einerseits aus dem lösungsgeglühten Rohrmaterial der Schmelze von VDM sowie andererseits aus von Bilfinger Piping Technologies (BPT) bzw. Kraftanlagen München artgleich geschweißten Rohren der Schmelze 922186 von BGH. Zur Reduktion der Schweißspannungen wurden die geschweißten Rohre mittels Mattenglühung über eine Länge von 500 mm bei 980 °C für 3 h stabilgeglüht. Weil die geschweißten Rohre aufgrund der lokalen Wärmebehandlungen Bereiche mit unterschiedlichen Ausscheidungscharakteristiken aufweisen können, wurden diese Rohre, wie in Bild 4.1 gezeigt, in Abschnitte aufgeteilt.

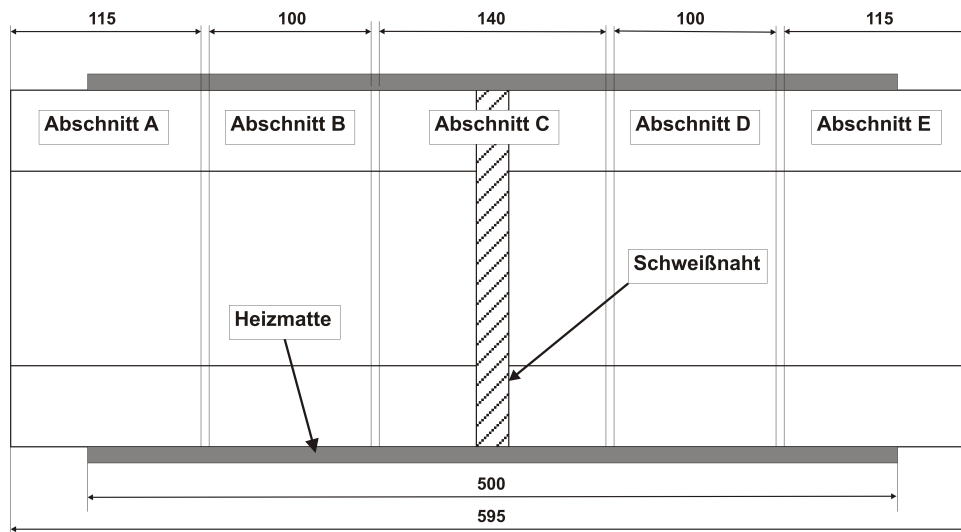


Bild 4.1: Darstellung der Segmentierung des geschweißten Rohres

Wie schon in Abschnitt 2.4 beschrieben, wird der Alloy 263 im ausscheidungsgehärtenden Zustand eingesetzt. Hierzu wird das lösungsgeglühte Rohrmaterial von VDM bei 800 °C für 4 h wärmebehandelt, bevor es eingesetzt wird. In der Tabelle A.1 im Anhang A.1 ist eine Übersicht über die Gesamtheit der im Rahmen von HWT II durchgeführten Versuche gegeben. Des Weiteren ist angegeben, welche Wärmebehandlungen durchgeführt wurden und aus welcher Rohrschmelze sowie welchem Abschnitt die Proben entnommen wurden. In der letzten Spalte ist aufgeführt, welche Versuche am Institut für Werkstoffkunde (IfW) in Darmstadt, am Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik (IWM) in Freiburg und an der MPA Universität Stuttgart durchgeführt worden sind.

Die Ergebnisse der Versuche werden in den folgenden Abschnitten 4.2.1 bis 4.2.4 beschrieben und dargestellt. Weiterhin werden im Abschnitt 4.3 Ergebnisse von Mikrostrukturuntersuchungen präsentiert.

4.2.1 Zugversuche

Zur Untersuchung des Kurzzeitverhaltens wurden am IfW Darmstadt, Zug- und Warmzugversuche nach DIN EN ISO 6892 [84, 85] durchgeführt. Die Geometrie der verwendeten Proben ist in Bild 4.2 dargestellt.

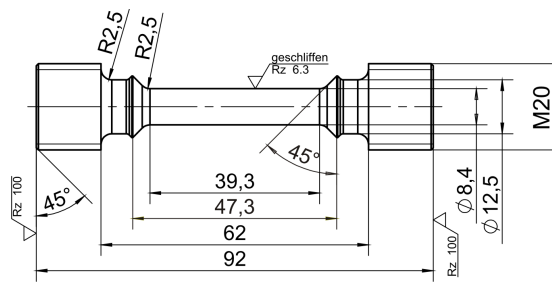


Bild 4.2: Geometrie der Zugversuchsproben des IfW Darmstadt

In den Tabellen A. 2 und A. 3 sind die Versuchsergebnisse der Zug- und Warmzugversuche zusammengestellt. Neben den ermittelten Werkstoffkennwerten, wie Elastizitätsmodul (E), 0,2 %-Dehngrenze ($R_{p0,2}$), Zugfestigkeit (R_m) sowie Bruchdehnung (A) und Brucheinschnürung (Z) beider Versuchswerkstoffe sind in den Tabellen die Probenbezeichnungen, Prüftemperaturen und Entnahmeabschnitte aufgeführt.

Zur Bewertung der Versuchsergebnisse sind in Bild 4.3 die ermittelten E-Module sowie in Bild 4.4 die 0,2 %-Dehngrenzen, Zugfestigkeiten und die Vorgabewerte des VdTÜV-Datenblatts des Alloy 617 mod. [32] bzw. des Werkstoffdatenblatt von Special Metals (SM) des Alloy 263 [44] vergleichend über der Temperatur aufgetragen.

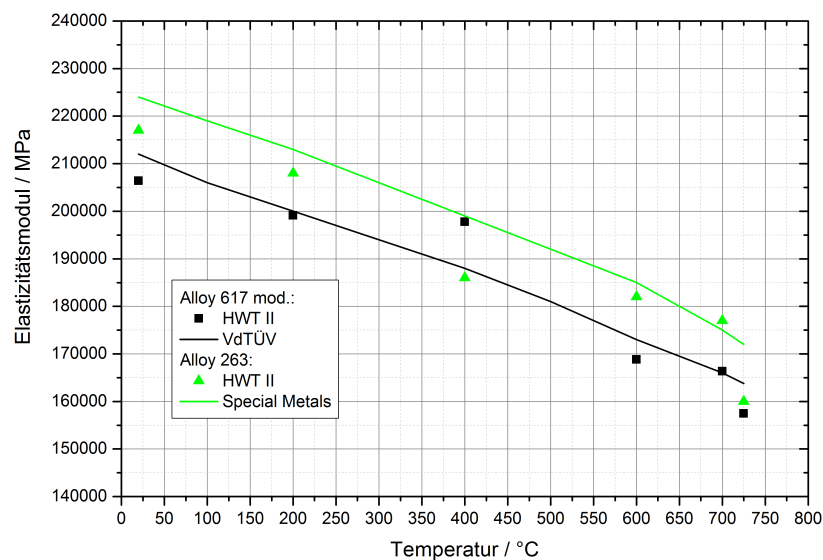


Bild 4.3: Vergleich der E-Module von Alloy 617 mod. und Alloy 263 - VdTÜV bzw. Special Metals und HWT II

Der Vergleich der E-Module zeigt, dass die in den Versuchen ermittelten Werte zum Teil unterhalb der Vorgaben der Datenblätter liegen. Hierbei muss jedoch berücksichtigt werden, dass ein anderer Wärmebehandlungszustand vorlag als im Datenblatt. Aus dem Vergleich der Vorgaben und den ermittelten Werten der 0,2 %-Dehngrenzen und Zugfestigkeiten des Alloy 617 mod. ist zu erkennen, dass die aus den Versuchen resultierenden Kennwerte in der Regel deutlich oberhalb der Vorgabewerte liegen. Die Versuchs- und Datenblattkennwerte des Alloy 263 sind nahezu kongruent. Insgesamt ist

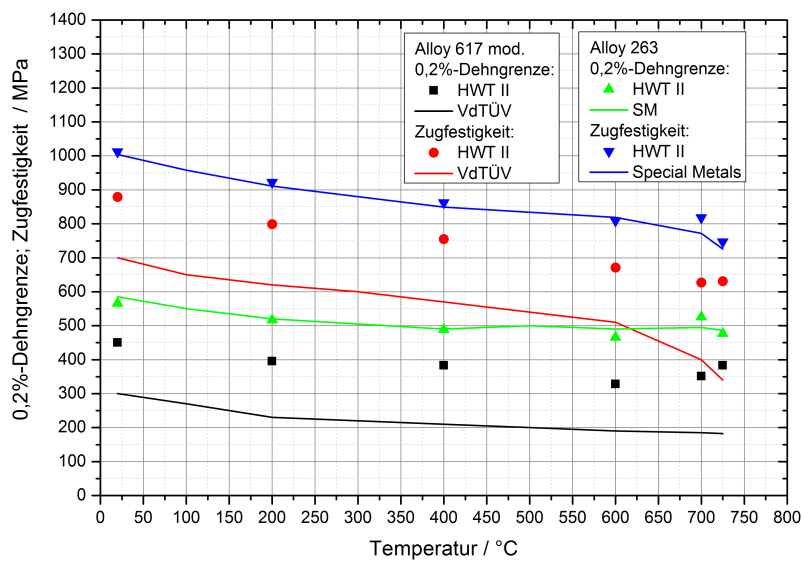


Bild 4.4: Vergleich der 0,2%-Dehngrenze und Zugfestigkeit von Alloy 617 mod. und Alloy 263 - VdTÜV bzw. Special Metals und HWT II

noch zu erwähnen, dass der Alloy 263 deutlich bessere Festigkeitseigenschaften besitzt als der Alloy 617 mod.. Die in den Versuchen ermittelten Bruchdehnungen und Brucheinschnürungen liegen bei beiden Werkstoffen oberhalb von 20 % und weisen somit eine hinreichend hohe Duktilität auf (siehe Tabellen A. 2 und A. 3).

4.2.2 Kerbschlagbiegeversuche

Zur Untersuchung und Einordnung der Zähigkeitseigenschaften der in HWT II betrachteten Schmelzen des Alloy 617 mod. und Alloy 263 wurden an der MPA Universität Stuttgart je drei Kerbschlagbiegeversuche bei Raumtemperatur, 650 °C und 700 °C gemäß DIN EN ISO 148-1 [86] durchgeführt. Die resultierenden Kerbschlagarbeiten wurden mit den Vorgabewerten des VdTÜV-Datenblatts des Alloy 617 mod. [32] bzw. des Werkstoffdatenblatt von Special Metals (SM) des Alloy 263 [44] verglichen. Im Bild 4.5 sind die Vorgabewerte der Datenblätter und die im Versuch ermittelten Kerbschlagarbeiten über der Temperatur aufgetragen. Weiterhin sind Ergebnisse von Kerbschlagbiegeversuchen des Forschungsvorhabens COORETEC DE4 [20] dargestellt.

Die aus den jeweils drei Versuchen gebildeten Mittelwerte der Kerbschlagarbeiten der Proben aus den HWT II-Schmelzen liegen für den Alloy 263 unterhalb und für den Alloy 617 mod. oberhalb der Vorgabewerte der Datenblätter. Bei höheren Temperaturen wurden für beide Werkstoffe größere Kerbschlagarbeiten ermittelt.

Im Forschungsvorhaben DE4 wurden ausschließlich Kerbschlagbiegeversuche am Werkstoff Alloy 263 durchgeführt. Die Versuche erfolgten bei Raumtemperatur und bei Temperaturen von 600 °C, 650 °C, 700 °C und 725 °C. Die Ergebnisse der Raumtemperaturversuche liegen ebenfalls unterhalb des Vorga-

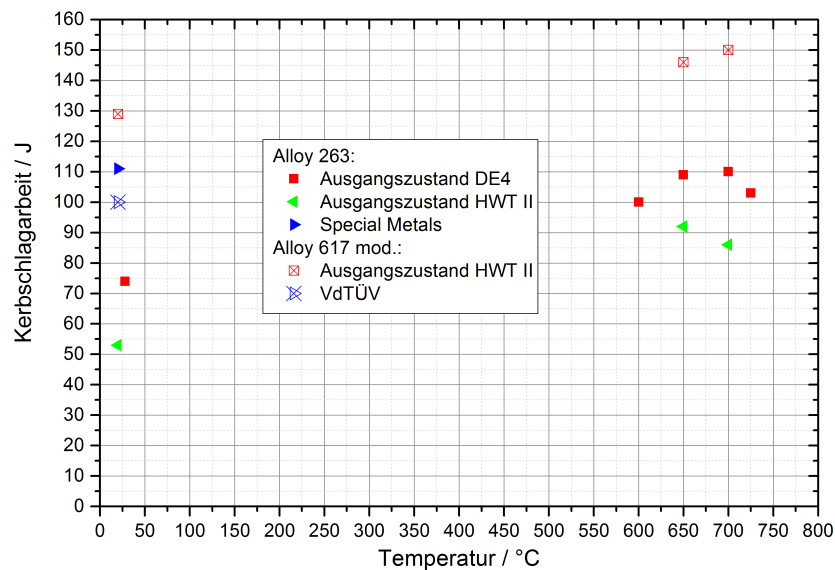


Bild 4.5: Einordnung der ermittelten Kerbschlagarbeiten von Alloy 617 mod. und Alloy 263

bewertes des Werkstoffdatenblattes. Ein Blick auf die Versuche bei höheren Temperaturen zeigt auch hier, dass die ermittelten Kerbschlagarbeiten zunehmen.

Die größer werdenden Kerbschlagarbeiten bei den höheren Temperaturen sind überraschend, weil normalerweise die Kerbschlagarbeiten bei Werkstoffen mit kfz-Gitterstruktur nahezu unabhängig von der Temperatur sind.

4.2.3 Zeitstandversuche

Versuche an den HWT II-Schmelzen

Zur Charakterisierung des zeitabhängigen Materialverhaltens der Alloy 617 mod. Schmelze 922186 von BGH und der Alloy 263 Schmelze 413768 von VDM wurden am IfW Darmstadt, Zeitstandversuche nach DIN EN ISO 204 [46] bei 700 °C und 725 °C durchgeführt [87]. Die Form der Zeitstandproben war identisch zu der der Zugversuche. Die Entnahme der Proben erfolgte mit Ausnahme einer Alloy 617 mod. Probe, welche dem Abschnitt B entnommen wurde, aus dem Abschnitt A des Versuchsrohres. Zusätzlich zu den am IfW durchgeführten Versuchen wurden drei weitere Zeitstandversuche bei 700 °C an Proben des Werkstoffs Alloy 617 mod. aus der Schmelze 316000 von VDM an der MPA Universität Stuttgart durchgeführt. Die Ergebnisse der noch laufenden und beendeten Versuche sind in den Tabellen A. 4 und A. 5 zusammengestellt. In den Bildern 4. 6 und 4. 7 sind die Kriechkurven sowie für die bereits gebrochenen Proben die Bruchpunkte und Bruchdehnungen bei der Prüftemperatur von 700 °C über der Zeit aufgetragen.

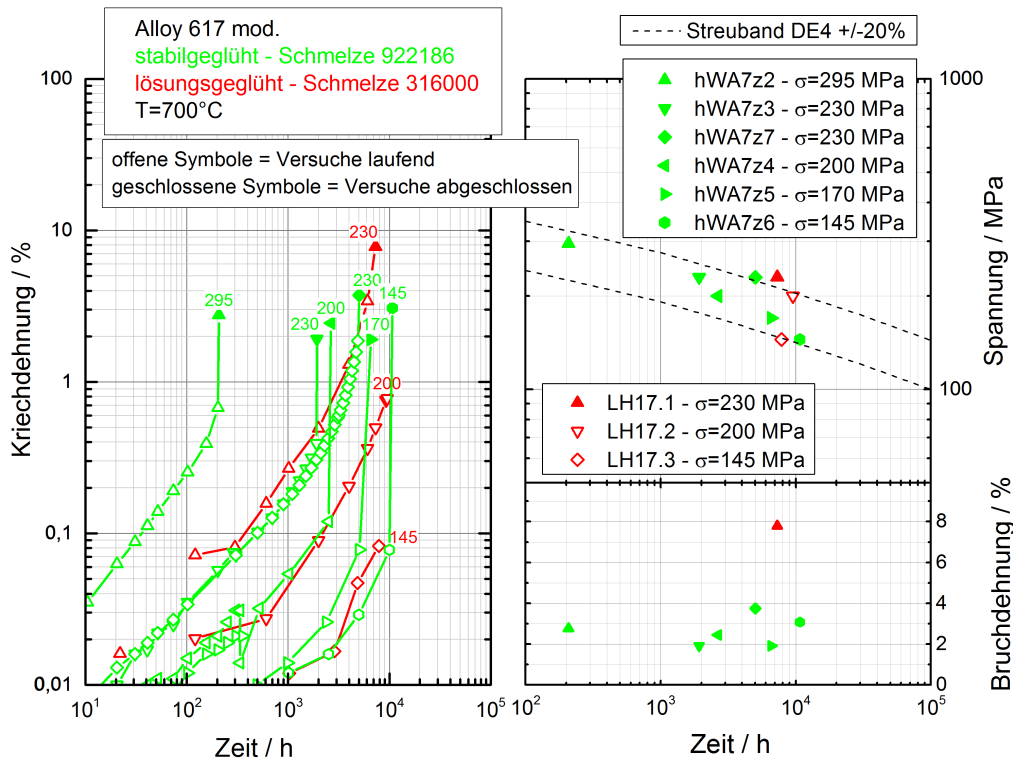


Bild 4.6: Ergebnisse der Zeitstandversuche am Alloy 617 mod. im Rahmen von HWT II

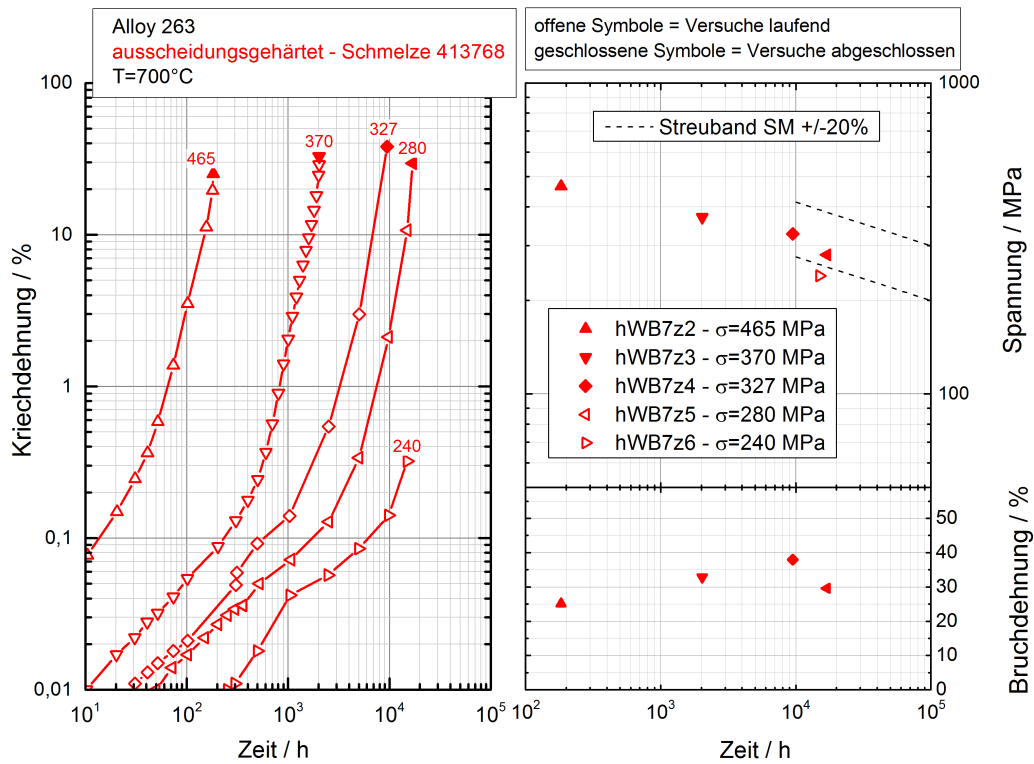


Bild 4.7: Ergebnisse der Zeitstandversuche am Alloy 263 im Rahmen von HWT II

Einordnung des Kriechverformungsverhaltens der HWT II-Schmelzen

Zur Einordnung der in HWT II verwendeten Schmelzen des Alloy 617 mod. und Alloy 263 im Hinblick auf das Verformungsverhalten bei Kriechbeanspruchung, wurden die Kriechkurven mit den Ergebnissen aus den Forschungsvorhaben MARCKO DE2 [33], MARCKO700 [34] und COORETEC DE4 [20] verglichen. Weil die Prüfspannungen der genannten Vorhaben nicht identisch mit denen aus HWT II sind, wurden für die Zeitstandversuche jedes Projektes eine Larson-Miller-Anpassung durchgeführt. Da der Larson-Miller-Parameter, wie in 3.1.1 beschrieben unabhängig von der Spannung und der Temperatur ist, ist es möglich für beliebige Spannungen Kriechkurven zu generieren. Für die Prüfspannungen aus HWT II sind in Bild 4.8 für den Alloy 617 mod. und in Bild 4.9 für den Alloy 263 die für 700 °C generierten Kriechkurven den Zeitstandergebnissen aus HWT II gegenübergestellt.

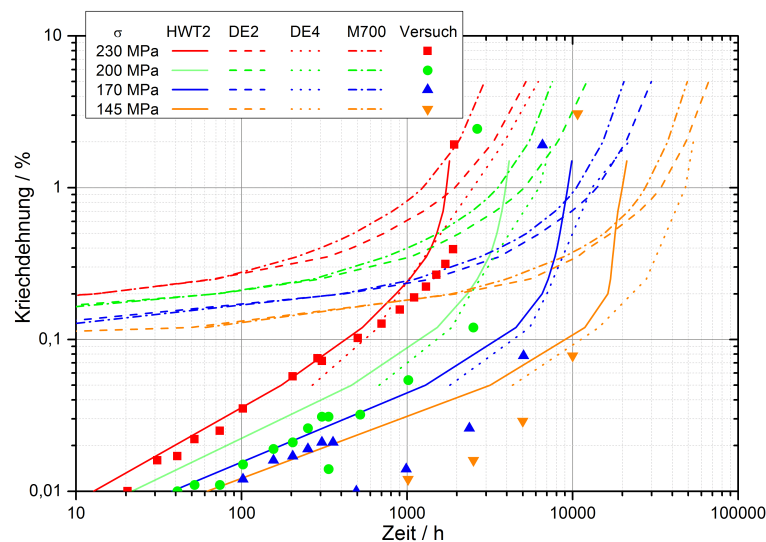


Bild 4.8: Larson-Miller generierte Kriechkurven des Alloy 617 mod. verschiedener Schmelzen bei $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$

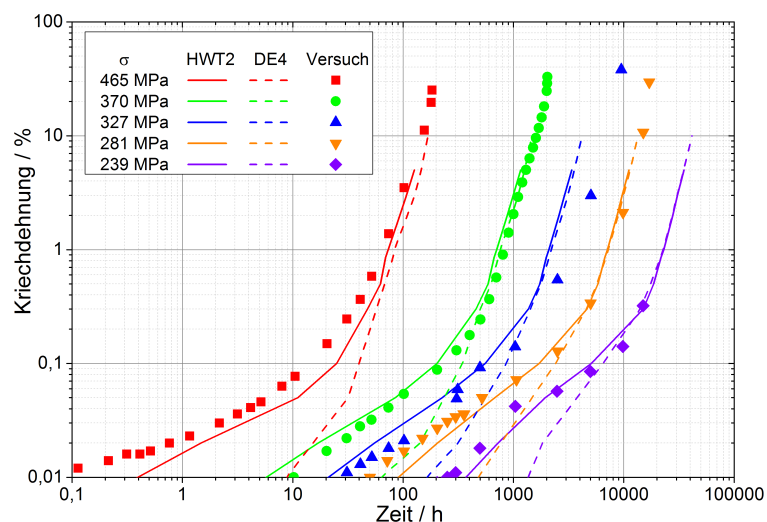


Bild 4.9: Larson-Miller generierte Kriechkurven des Alloy 263 verschiedener Schmelzen bei $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$

Der Vergleich der generierten Kriechkurvenverläufe zeigt, dass die Kriechdehnungen der in HWT II verwendeten Schmelze 922186 des Alloy 617 mod. im sekundären Kriechbereich kleiner als die Kriechdehnungen aus den Projekten DE2 und MARCKO700 sind. Die Kriechkurvenverläufe der Versuche aus DE4 sind verglichen mit den Verläufen aus HWT II im sekundären Kriechbereich sehr ähnlich. Im tertiären Kriechbereich ist allerdings festzustellen, dass die Zunahme der Kriechdehnungen der Proben aus HWT II deutlich schneller erfolgt als bei den Versuchen der anderen Projekte. Der Vergleich der Versuche am Alloy 263 zeigt, dass im sekundären Kriechbereich die Kriechdehnungen bei der HWT II-Schmelze größer gegenüber der Schmelze aus DE4 sind. Im Tertiärbereich liegen die Kriechkurvenverläufe nahezu kongruent aufeinander.

Einordnung des Zeitstandbruchverhaltens der HWT II-Schmelzen

Neben dem Verformungsverhalten wurde auch das Zeitstandbruchverhalten der HWT II-Zeitstandsversuche mit den Versuchen der anderen Forschungsvorhaben verglichen. In den Bildern 4.10 und 4.12 sind für beide Werkstoffe bei 700 °C die Zeitstandschaubilder für Bruch dargestellt. Die Bilder 4.11 und 4.13 zeigen die Versuchsspannungen aufgetragen über den Bruchdehnungen.

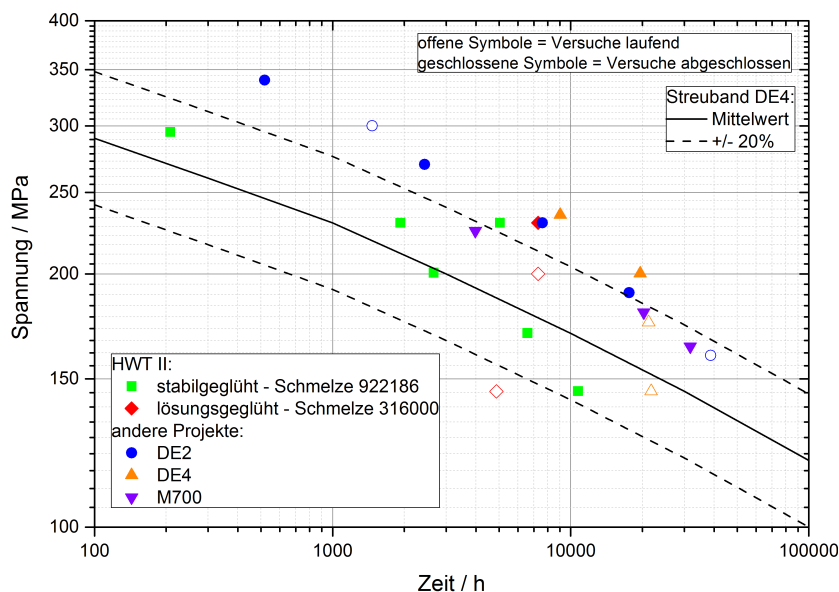


Bild 4.10: Zeitstandbruchkurven für verschiedene Schmelzen des Alloy 617 mod. bei T=700 °C

Zur Einordnung der Zeitstandbruchkennwerte wurde ein Streuband verwendet, welches im Projekt DE4 auf der Basis einer Vielzahl an Zeitstandsversuchen ermittelt wurde. Das Zeitstandschaubild des Alloy 617 mod. für Bruch zeigt, dass alle Bruchpunkte im Streuband von DE4 liegen. Was jedoch auffällig ist, ist dass bei hohen Prüfspannungen von 230 MPa bzw. 295 MPa die Bruchpunkte auf bzw. oberhalb der Mittelwertkurve liegen und dass bei kleineren Spannungen von 200 MPa, 170 MPa und 145 MPa die Bruchpunkte sich immer mehr Richtung unteres Streuband bewegen. Dies bedeu-

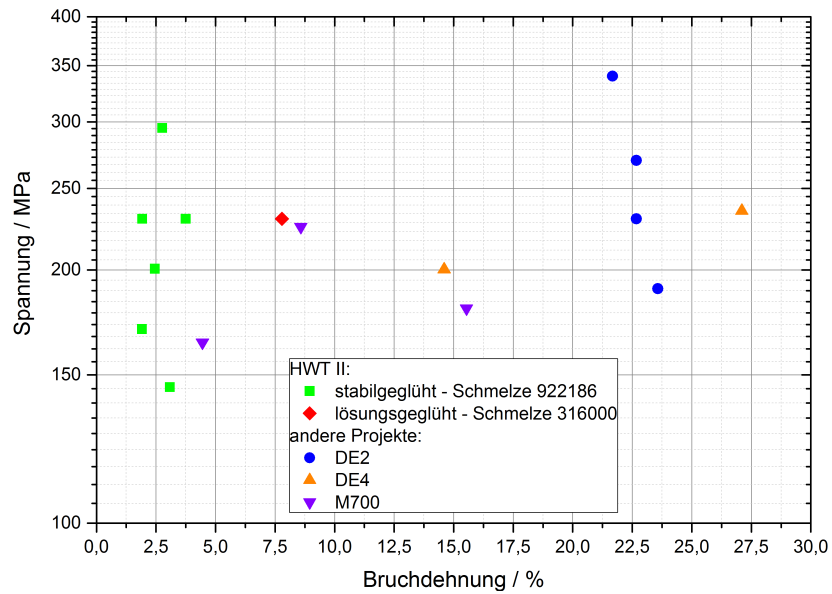


Bild 4.11: Spannung über Bruchdehnung für verschiedene Schmelzen des Alloy 617 mod. bei T=700 °C

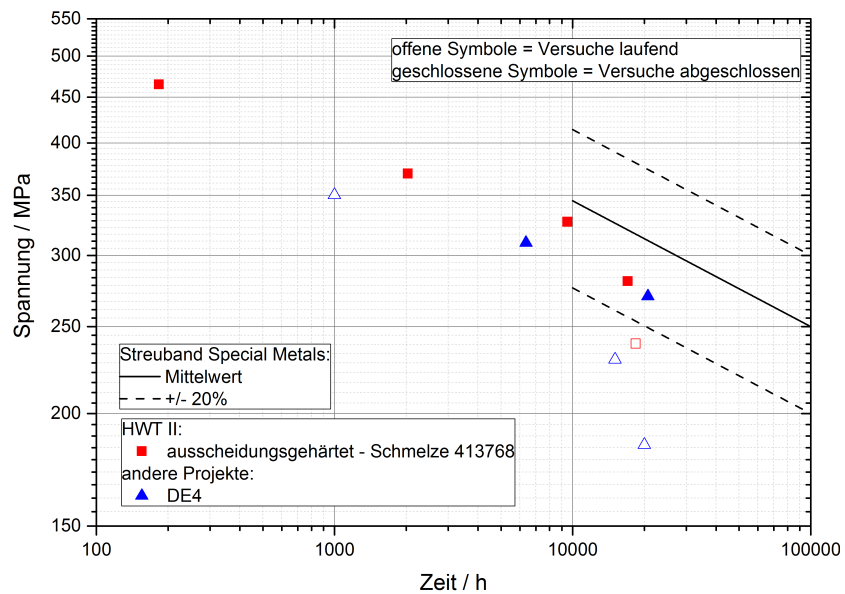


Bild 4.12: Zeitstandbruchkurven für verschiedene Schmelzen des Alloy 263 bei T=700 °C

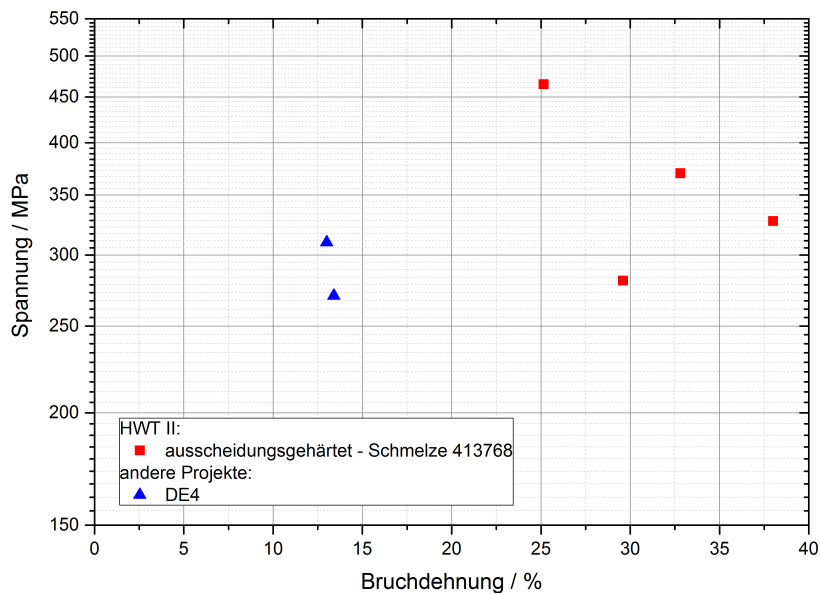


Bild 4.13: Spannung über Bruchdehnung für verschiedene Schmelzen des Alloy 263 bei $T=700\text{ °C}$

tet, dass das Zeitstandbruchverhalten mit kleiner werdenden Prüfspannungen schlechter ist als das der Schmelze aus dem Projekt DE4. Des Weiteren zeigt die Auftragung der Spannungen über den Bruchdehnungen in Bild 4. 11, dass die Proben der HWT II- Schmelze 922186 im Vergleich zu den in den anderen Projekten geprüften Proben wesentlich geringere Bruchdehnungen erreichen. Die Bruchdehnung der gebrochenen Probe der Schmelze 316000 ist etwas größer als die der Versuche an der Schmelze 922186, jedoch immer noch deutlich kleiner gegenüber der in anderen Vorhaben ermittelten Bruchdehnungen. Die in den Bildern 4. 12 und 4. 13 dargestellten Ergebnisse der Zeitstandversuche am Alloy 263 zeigen keinerlei Auffälligkeiten. Aus dem Zeitstandschaubild der Bruchpunkte (siehe Bild 4. 12) ist zu erkennen, dass die Versuche in einem Streuband von $\pm 20\%$ der Zeitstandfestigkeitskennwerte aus dem Datenblatt von Special Metals [44] liegen. Weiterhin sind die Bruchdehnungen (siehe Bild 4. 13) im Vergleich zu den Versuchen aus DE4 deutlich größer.

4.2.4 Ermüdungsversuche

LCF-Versuche bei einer Dehnrage von $6\% \text{ min}^{-1}$

Zur Charakterisierung des zyklischen Werkstoffverhaltens der in HWT II verwendeten Schmelzen wurden am IfW Darmstadt, IWM Freiburg und der MPA Universität Stuttgart Ermüdungsversuche gemäß ASTM E606 [88] durchgeführt [87]. Die in den Versuchen an den verschiedenen Instituten verwendeten Probenformen sind Bild 4. 14 zusammengestellt.

Die Versuche erfolgten unter Wechselbeanspruchung ($R = -1$) und dehnungskontrolliert. In den Tabellen A. 6 und A. 7 im Anhang A.4 sind die Versuchsparameter und Anrisszyklenzahlen bei

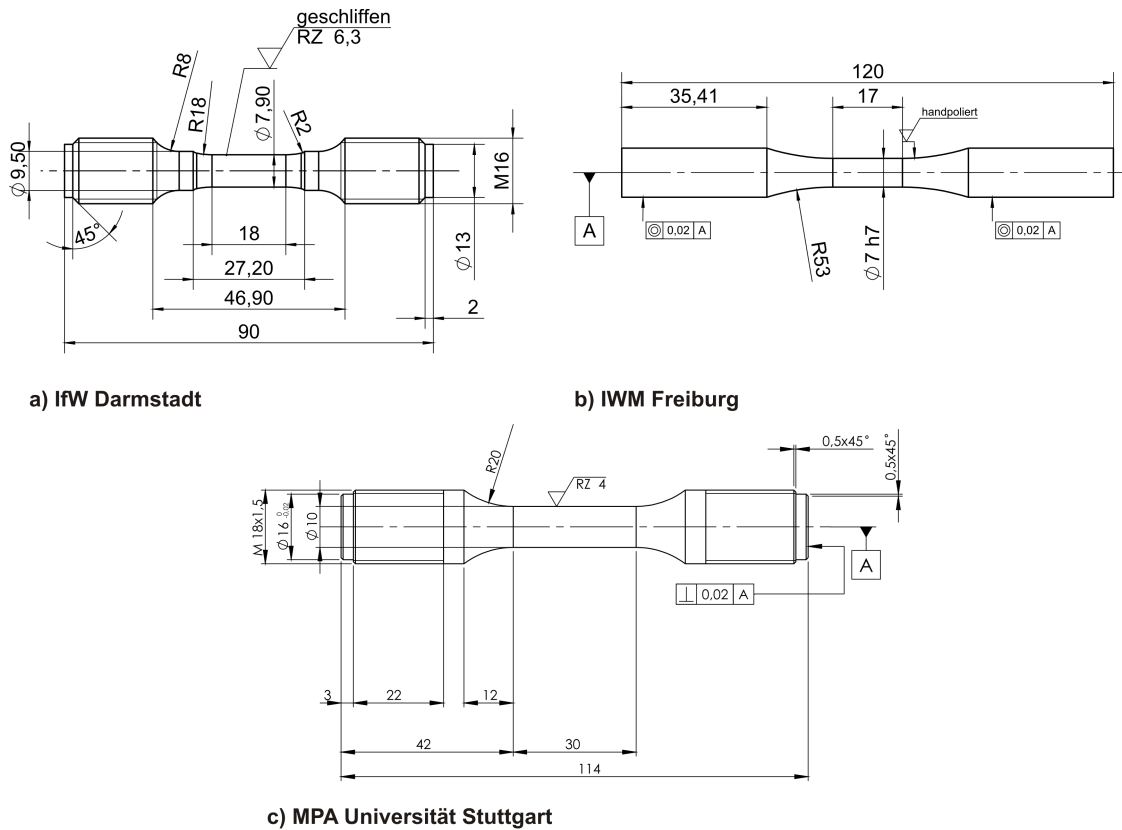


Bild 4. 14: LCF-Proben Geometrien des IfW Darmstadt, des IWM Freiburg und der MPA Universität Stuttgart

Erreichen des 5 %-Lastabfallkriteriums der Versuche mit einer Dehnrates von $6\% \text{ min}^{-1}$ tabellarisch zusammengestellt. Am IWM Freiburg und der MPA Universität Stuttgart erfolgten die Versuche mit einem Vorprogramm vor dem eigentlichen Ermüdungsversuch. Der Grund dieses Vorprogramms ist, anhand eines LCF-Versuchs die Parameter des numerischen viskoplastischen Verformungsmodells anzupassen [89]. Schematisch ist der Ablauf im Bild 4. 15 abgebildet.

Im Wesentlichen besteht das Vorprogramm aus zwei Blöcken mit unterschiedlichen Dehnungsamplituden. Während des ersten Blocks ist die Dehnungsamplitude kleiner als im eigentlichen LCF-Versuch. Das Versuchsprogramm beginnt mit 4,75 Zyklen mit einer Dehnrates von $6\% \text{ min}^{-1}$, gefolgt von zwei Einzelzyklen mit Dehnrates von 0,6 bzw. 0,06 $\% \text{ min}^{-1}$. Danach folgt je eine 30-minütige Haltezeit am Zug- bzw. Druckmaximum. Während des Übergangs von der Zug- zur Druckhaltezeit erfolgt die Umschaltung auf die höhere Dehnungsamplitude, welcher der des eigentlichen LCF-Versuchs entspricht. Nach der Druckhaltezeit werden nochmal je ein Zyklus mit den genannten Dehnrates durchgeführt, ehe der LCF-Versuch bei der Dehnrates von $6\% \text{ min}^{-1}$ startet.

Das Bild 4. 16 zeigt für die HWT II-Schmelzen des Alloy 617 mod. und Alloy 263 bei einer Versuchstemperatur von 700 °C und einer Dehnungsamplitude von 0,3 % im ersten und von 0,4 % im zweiten Block vergleichend die Spannungsverläufe während des Vorprogramms.

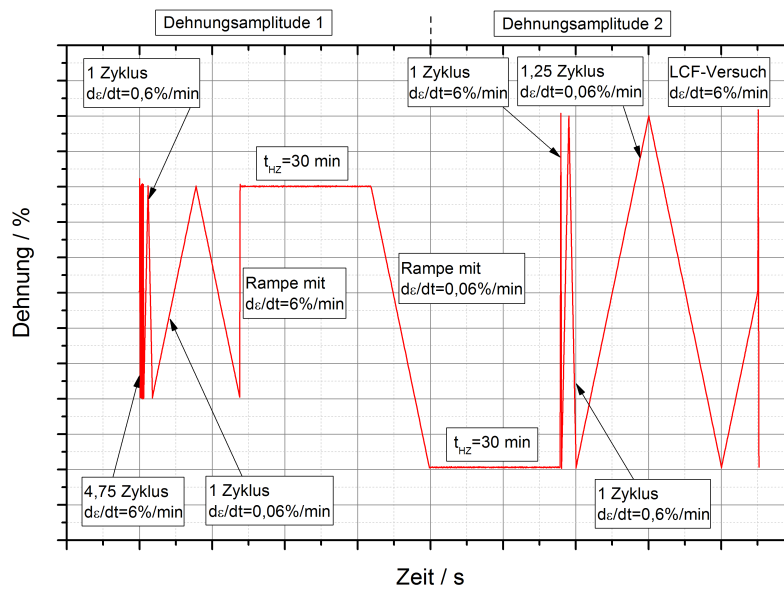


Bild 4.15: Schematischer Ablauf des Vorprogramms [89]

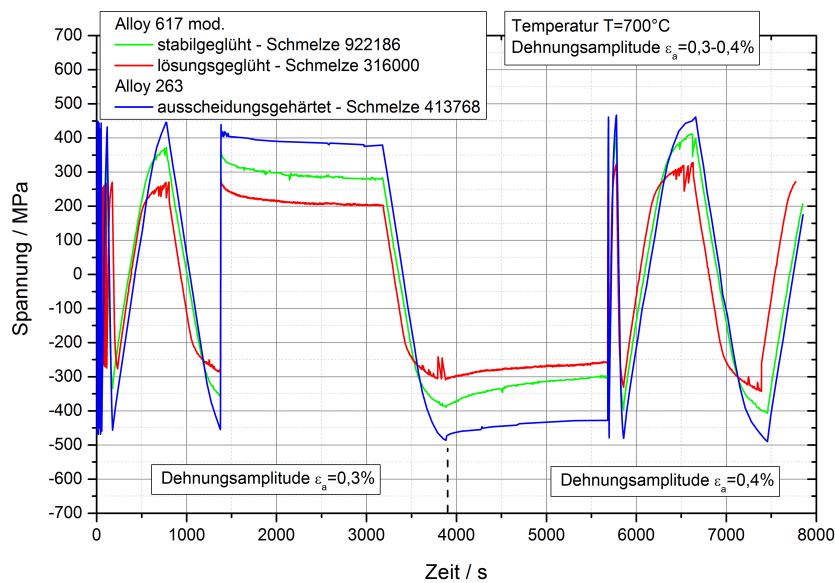


Bild 4.16: Spannungsverläufe während des Vorprogramms bei $T=700^\circ C$ und $\varepsilon_a=0,3-0,4\%$

Aus den Verläufen ist zu erkennen, dass der Alloy 263 gegenüber dem Alloy 617 mod. höhere Festigkeiten besitzt. Der Vergleich der Versuche am Alloy 617 mod. zeigt, dass das Festigkeitsniveau im lösungsgeglühten Zustand (roter Verlauf) kleiner ist als im stabilgeglühten Zustand (grüner Verlauf). Die Einzelbetrachtungen jedes Versuches zeigen, dass weder bei den zwei Versuchen am Alloy 617 mod. noch bei dem einen Versuch am Alloy 263 ein Einfluss der unterschiedlichen Dehnraten zu identifizieren ist. Die Maximal- und Minimalspannungen liegen bei den unterschiedlichen Dehnraten von $0,06\% \min^{-1}$, $0,6\% \min^{-1}$ bzw. $6\% \min^{-1}$ in etwa auf einem ähnlichen Spannungsniveau. Während der dehnungskontrollierten Haltezeiten relaxieren die Spannungen sowohl in der Zug- als auch in der Druckphase. Obwohl das Spannungsniveau beim Alloy 263 höher liegt, ist der Abfall

der Spannungen über die Haltezeit beim Alloy 617 mod. größer. In den 30-minütigen Haltezeiten relaxieren die Spannungen der Proben aus Alloy 617 mod. um 92 MPa (lösungsgeglühte Probe) bzw. um 79 MPa (stabilgeglühte Probe) und der Probe aus Alloy 263 um 60 MPa.

Im Bild 4.17 sind die minimalen und maximalen Spannungsverläufe des rein zyklischen Teils bei $\varepsilon_a=0,4\%$ und $6\% \text{ min}^{-1}$ nach dem Vorprogramm dargestellt.

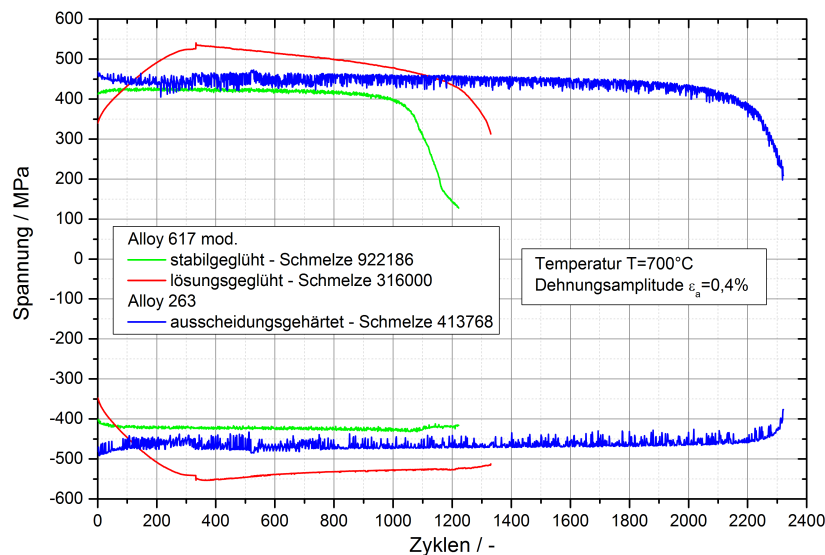


Bild 4.17: Verläufe der minimalen und maximalen Spannungen bei $T=700\text{ °C}$ und $\varepsilon_a=0,4\%$

Der Vergleich der Spannungsverläufe zeigt, dass das Verfestigungsverhalten des Alloy 617 mod. abhängig vom Wärmebehandlungszustand ist. Bei der lösungsgeglühten Probe (rote Verläufe) ist gegenüber der stabilgeglühten Probe (grüne Verläufe) zu Beginn eine deutlich stärkere Verfestigung zu erkennen. Nach Erreichen eines Spannungsmaximum fällt die Spannung bei der lösungsgeglühten Probe kontinuierlich ab, wohingegen bei der stabilgeglühten Probe nach einer minimalen Verfestigung bei zunehmender Zyklenzahl ein gleichbleibendes Spannungsniveau vorliegt. Obwohl das Verfestigungsverhalten so unterschiedlich ist, erreichen beide Proben beim 5 %-Lastabfallkriterium eine ähnliche Zyklenzahl. Die minimalen und maximalen Spannungsverläufe der Alloy 263 Probe liegen geringfügig oberhalb jener der stabilgeglühten Alloy 617 mod. Probe und die Form der Verläufe ist ähnlich. Im Vergleich zur stabilgeglühten Probe aus Alloy 617 mod., hält die Probe aus Alloy 263 bis zum Erreichen des 5 %-Lastabfallkriteriums in etwa die doppelte Lastspielzahl aus.

Um temperaturabhängige schmelzenspezifische Anrisskennlinien der Vielzahl an Ermüdungsversuchen von HWT II zu beschreiben, wurden sowohl für die Versuche an der stabilgeglühten Schmelze 922186 des Alloy 617 mod. als auch der ausscheidungsgehärteten Schmelze 413768 des Alloy 263 Manson-Coffin-Anpassungen durchgeführt. Um die werkstoff- und temperaturabhängigen Manson-Coffin-Parameter zu bestimmen, wurden aus den Hysteresen bei halber Lebensdauerlastspielzahl, wie in Bild 3.7 gezeigt, die elastischen und plastischen Dehnungsanteile ermittelt.

Die temperatur- und werkstoffabhängigen Parameter $\frac{\sigma_B^*}{E}$ und ε_B^* sowie die Exponenten b und c (siehe Gleichung 3.7) zur Beschreibung der HWT II schmelzenspezifischen Anrisskennlinien der Werkstoffe Alloy 617 mod. und Alloy 263 sind im Anhang A.5 in Tabelle A. 10 zusammengefasst.

In den Bildern 4.18 und 4.19 sind die Verläufe der Anrisskennlinien beider Werkstoffe abgebildet. Zusätzlich sind die Zyklenzahlen jedes Versuches mit einer Dehnrate von $6\% \text{ min}^{-1}$ bei Erreichen des 5%-Lastabfallkriteriums anhand von Punkten dargestellt.

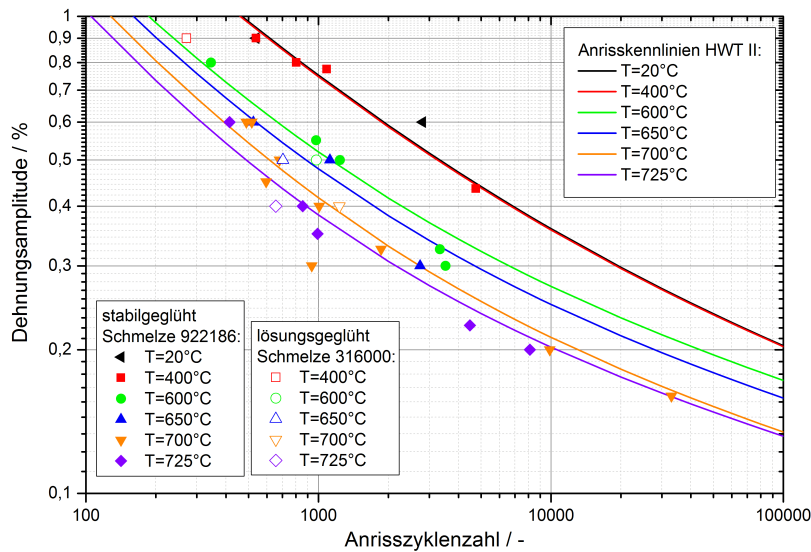


Bild 4.18: Anrisskennlinien bei 5%-Lastabfall - Versuche Alloy 617 mod. mit $6\% \text{ min}^{-1}$

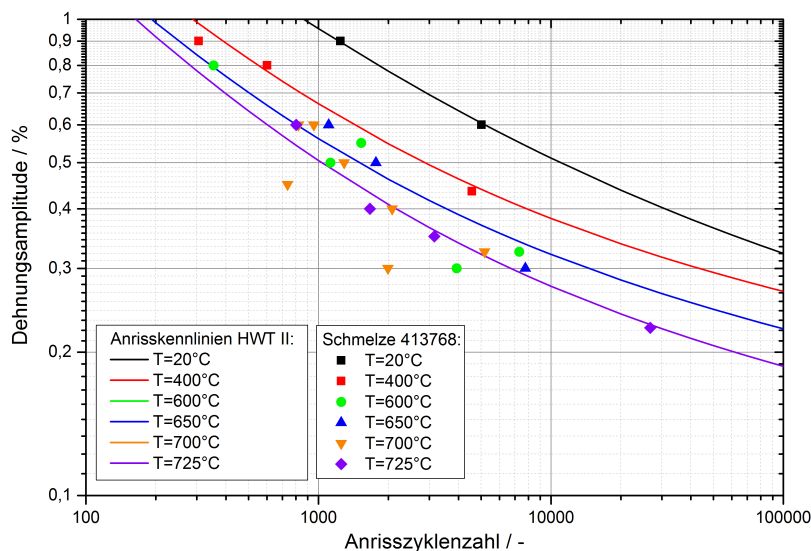


Bild 4.19: Anrisskennlinien bei 5%-Lastabfall - Versuche Alloy 263 mit $6\% \text{ min}^{-1}$

Einfluss von Haltezeiten und langsamen Dehnraten

Zur Untersuchung des Kriechermüdungsverhaltens wurden am IfW Darmstadt für beide Werkstoff-

fe dehnungskontrollierte Ermüdungsversuche mit 10-minütiger Haltezeit während der Zug- und Druckphase bei einer Prüftemperatur von 700 °C durchgeführt [87]. Die resultierenden Zyklenzahlen bei Erreichen des 5%-Lastabfallkriteriums sind im Bild 4. 20 den Anrisskennlinien der reinen Ermüdungsversuche gegenübergestellt.

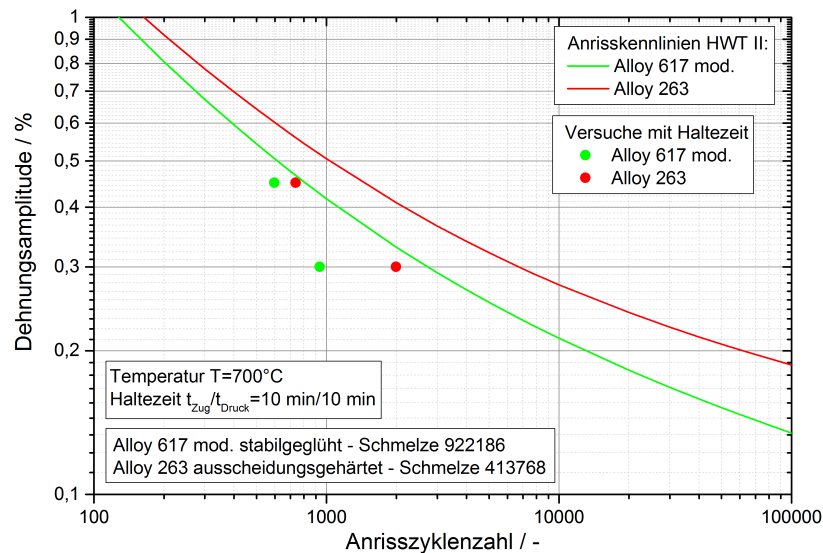


Bild 4.20: Einordnung der Haltezeitversuche

Es wurden je Werkstoff zwei Versuche mit Dehnungsamplituden von 0,3 % und 0,45 % durchgeführt. Der Vergleich der Anrisspunkte mit den Anrisskennlinien zeigt, dass die Haltezeiten bei beiden Werkstoffen einen lebensdauerverkürzenden Einfluss haben. Des Weiteren fällt auf, dass der Einfluss der Haltezeit bei der kleineren Dehnungsamplitude von 0,3 % größer ist als bei der größeren Dehnungsamplitude von 0,45 %.

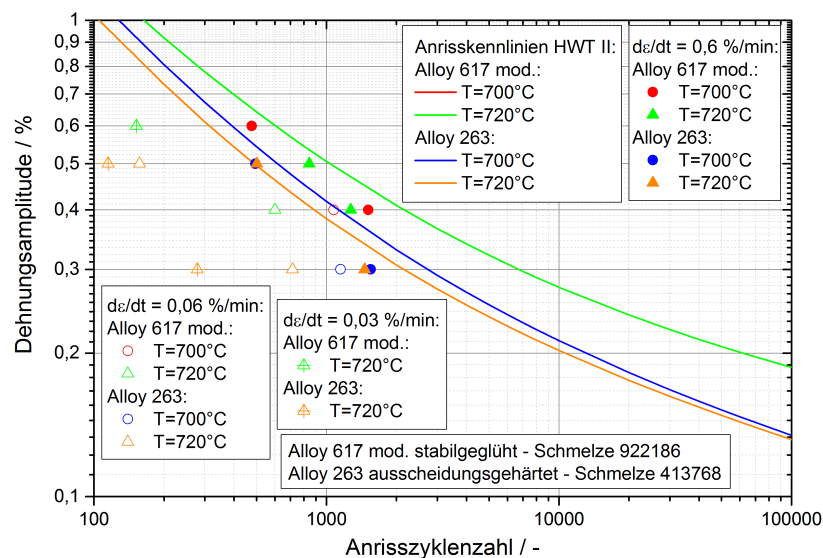


Bild 4.21: Einordnung der Versuche mit langsamen Dehnraten

Am IWM Freiburg wurden zur Untersuchung des Einflusses der Dehngeschwindigkeit dehnungs-kontrollierte Versuche mit langsamen Dehnraten von $0,03 \text{ min}^{-1}$, $0,06 \text{ min}^{-1}$ und $0,6 \text{ min}^{-1}$ bei Prüftemperaturen von 700 °C bzw. 725 °C durchgeführt [87]. In Bild 4. 21 sind die bei Erreichen des 5 %-Lastabfallkriteriums vorliegenden Zyklenzahlen der Versuche beider untersuchten Nickelbasislegierungen den schmelzenspezifischen Anrisskennlinien gegenübergestellt.

Die Gegenüberstellung der Anrisskennlinien aus den Versuchen mit 6 min^{-1} und der Versuche mit langsameren Dehnraten von $0,03 \text{ min}^{-1}$, $0,06 \text{ min}^{-1}$ und $0,6 \text{ min}^{-1}$ zeigt, dass die ertragbare Zyklenzahl bis zum Erreichen des 5 %-Lastabfallkriteriums bei beiden Werkstoffen von der Dehngeschwindigkeit abhängig ist. Sowohl die Ergebnisse der Versuche am Alloy 617 mod., welche in rot und grün dargestellt sind als auch die Ergebnisse der Versuche am Alloy 263, welche in blau und orange dargestellt sind, zeigen dass sich mit kleiner werdender Dehngeschwindigkeit die ertragbare Zyklenzahl verringert. In den Tabellen A. 8 und A. 9 im Anhang A.4 sind die Versuchsergebnisse zusammengefasst.

Vergleich zu anderen Vorhaben

Zur Einordnung des zyklischen Verhaltens der HWT II-Schmelzen sind in den Bildern 4. 22 und 4. 23 die Ergebnisse der LCF-Versuche mit und ohne Haltezeit des Forschungsvorhaben DE4 [20] den HWT II-Anrisskennlinien gegenübergestellt. In DE4 wurden Ermüdungsversuche an einer Schmelze des Alloy 617 mod. und an zwei Schmelzen des Alloy 263 bei Prüftemperaturen von 20 °C und 700 °C am lösungsgeglühten sowie am zusätzlich bei 700 °C für 3 h ausgelagerten Probenmaterial durchgeführt.

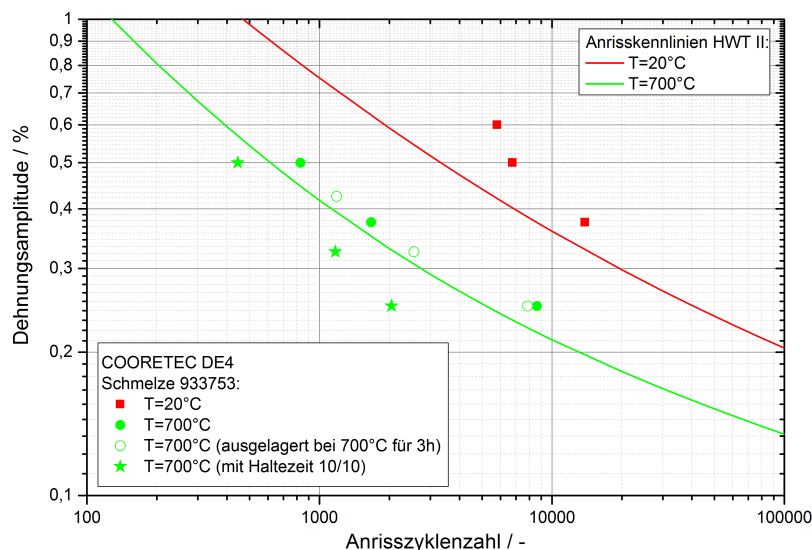


Bild 4. 22: Vergleich der LCF-Versuche aus DE4 mit den HWT II-Anrisskennlinien für den Alloy 617 mod.

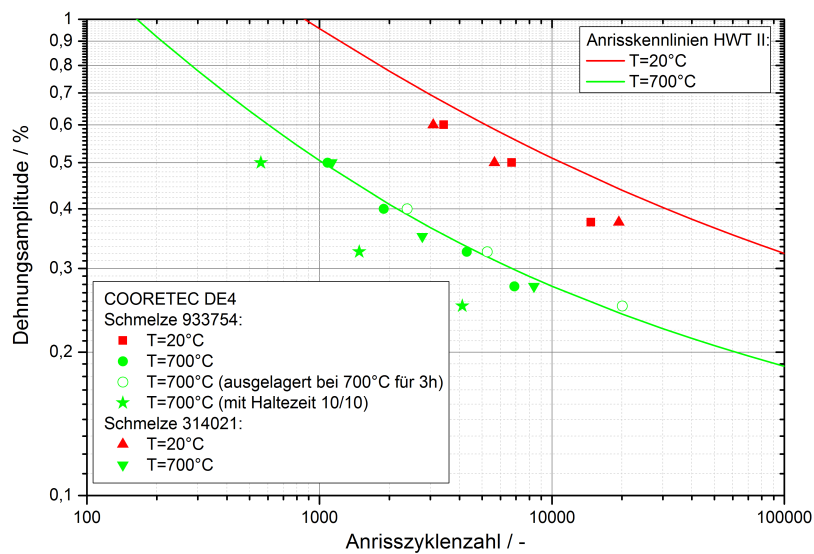


Bild 4. 23: Vergleich der LCF-Versuche aus DE4 mit den HWT II-Anrisskennlinien für den Alloy 263

Dem Vergleich der LCF-Versuche aus DE4 mit den Anrisskennlinien aus HWT II ist für den Alloy 617 mod. zu entnehmen, dass die HWT II-Schmelze im Hinblick auf das Ermüdungsverhalten bei 20 °C deutlich und bei 700 °C geringfügig schlechter ist (siehe Bild 4. 22).

Für den Alloy 263 ist in Bild 4. 23 der Vergleich der Anrisskennlinien aus HWT II mit den Versuchsergebnissen aus DE4 dargestellt. Es zeigt sich, dass die Versuche mit den Proben der DE4-Schmelzen bei 20 °C unterhalb der Anrisskennlinie aus HWT II liegen (rot dargestellt) und somit schlechtere Ermüdungseigenschaften aufweisen. Bei 700 °C liegen die LCF-Versuche aus DE4 auf der Anrisskennlinie aus HWT II.

Die Ergebnisse der LCF-Versuche mit Haltezeit, welche in grün mit einem Sternsymbol dargestellt sind, liegen bei beiden Werkstoffen erwartungsgemäß unterhalb der Versuchsergebnisse der rein wechselnden Versuche, was auch schon bei den Haltezeitversuchen in HWT II festgestellt werden konnte.

Werkstoffverhalten bei thermo-mechanischer Ermüdung

Zusätzlich zu den isothermen Ermüdungsversuchen wurden in HWT II für den Alloy 617 mod. am IWM Freiburg anisotherme thermo-mechanische (TMF) Ermüdungsversuche im Temperaturbereich zwischen 400 °C und 720 °C durchgeführt [87]. Die Aufprägung der Dehnungsamplitude erfolgte in den Versuchen gleichphasig (in phase = IP) und gegenphasig (out-of-phase = OP) zum Temperaturverlauf. Zur Veranschaulichung sind in Bild 4. 24 exemplarisch beide Phasenbeziehungen für einen Zyklus dargestellt.

Die Lastparameter und resultierenden Versuchsergebnisse der durchgeführten TMF-Versuche sind in Tabelle 4. 6 zusammengefasst.

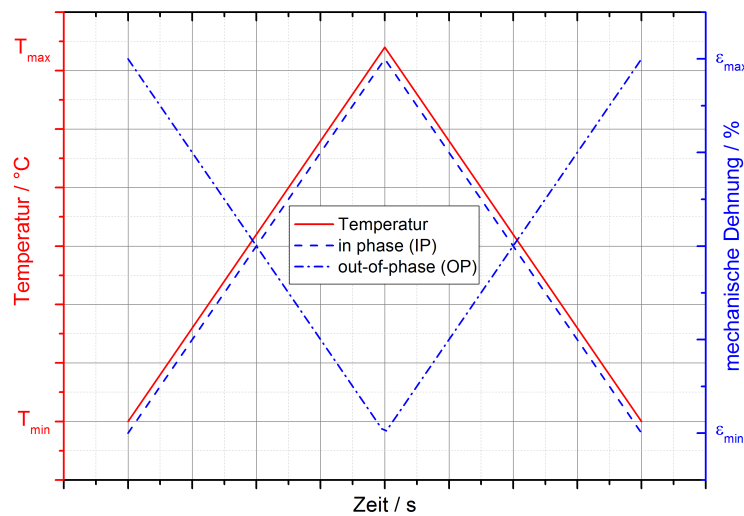


Bild 4. 24: Phasenbeziehungen der Temperatur- bzw. Dehnungsverläufe im TMF-Versuch (schematisch) [87]

Probenr.	Abschnitt	Temperatur $T/^\circ\text{C}$	Phasenbeziehung	Dehnrates $\dot{\epsilon} / \% \text{ min}^{-1}$	Dehnungsamplitude $\epsilon_a / \%$	Anrisszyklenzahl $N_{A5\%} / -$
Alloy 617 mod.						
4da10A2	A	400-720	IP	0,06	0,6	377
4da20C2	A	400-720	OP	0,06	0,8	804

Tabelle 4. 6: Übersicht der TMF-Versuche - Lastbedingungen und Ergebnisse

Die Ergebnisse zeigen, dass die ertragbaren Lastwechselzahlen bei 5% Lastabfall der IP Versuche deutlich kleiner sind, obwohl die mechanischen Dehnungsamplituden geringfügig kleiner gegenüber der OP Versuche sind.

4.3 Mikrostruktur

Zur Untersuchung der Einflüsse thermisch-mechanischer Beanspruchungen auf die Schädigungsentwicklung und Ausscheidungscharakteristik, wurden an der MPA Universität Stuttgart für die in HWT II eingesetzten Schmelzen der Werkstoffe Alloy 617 mod. und Alloy 263, mikroskopische Untersuchungen am Material im wärmebehandelten Ausgangszustand sowie im thermisch-mechanisch beanspruchten Zustand durchgeführt [87]. Die untersuchten Zustände sind in der Tabelle 4. 7 zusammengefasst.

Werkstoff	Alloy 617 mod.	Alloy 263
Ausgangszustand	1200 °C/3 h/Wasser + 980 °C/3 h/Luft	1150 °C/2 h/Wasser + 800 °C/4 h/Luft
Probennr.;	hWA7z7; T=700 °C	hWB725z2; T=725 °C
Zeitstand	$\sigma=230$ MPa; $t_f=5046$ h	$\sigma=290$ MPa; $t_f=2982$ h
Probennr.;	hWA7dh2; T=700 °C	hWB7dh2; T=700 °C
Kriechermüdung	$\epsilon_a=0,3\%$; $t_{Hz}/t_{Hd}=10$ min/10 min; $N_{A5\%}=936$	$\epsilon_a=0,3\%$; $t_{Hz}/t_{Hd}=10$ min/10 min; $N_{A5\%}=1992$

Tabelle 4. 7: Übersicht der hinsichtlich Mikrostruktur untersuchten Zustände

Zur Charakterisierung der Mikrostruktur der untersuchten Nickellegierungen sind in den Bildern 4. 25 und 4. 26 lichtmikroskopische Aufnahmen der wärmebehandelten Ausgangszustände dargestellt.

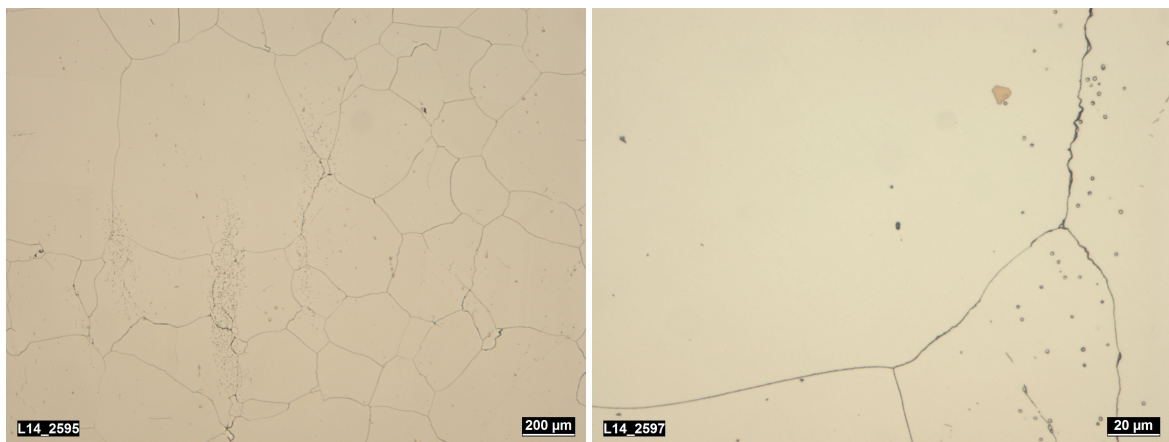


Bild 4. 25: Lichtmikroskopaufnahmen des Ausgangszustands Alloy 617 mod.

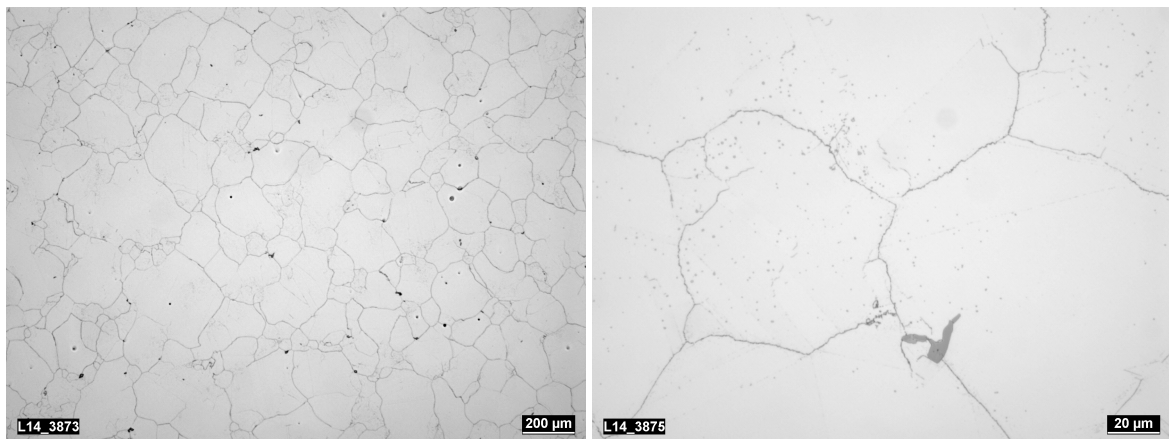


Bild 4. 26: Lichtmikroskopaufnahmen des Ausgangszustands Alloy 263

Die oberen Aufnahmen zeigen das Gefüge des Alloy 617 mod. nach der Stabilglühung bei 980 °C für 3 h. In den unteren Aufnahmen ist das Gefüge des Alloy 263 nach vierstündiger Glühung bei 800 °C abgebildet. Für beide Werkstoffe ist jeweils links die 50-fache und rechts die 500-fache Vergrößerung des Gefüges dargestellt.

Die Aufnahmen zeigen, dass beide Nickellegierungen inhomogene Kornstrukturen besitzen. Unter

Berücksichtigung der Angaben aus der DIN EN ISO 643 [90] wurden anhand der Aufnahmen die Korngrößen bestimmt. Die Korngrößen des Alloy 617 mod. liegen zwischen -2 bis -1 und die des Alloy 263 zwischen 2 bis 2,5. Weiterhin wurden für beide Ausgangszustände die Härten nach Vickers [91] ermittelt. Für den Alloy 617 mod. ergibt sich eine Härte von 231 HV10 und für den Alloy 263 eine Härte von 265 HV10.

In den lichtmikroskopischen Aufnahmen beider Legierungen sind ungleichmäßig grobe, blockförmige Teilchen zu erkennen, bei denen es sich vermutlich um Titankarbide und -karbonitride handelt.

Zur Untersuchung der aus Zeitstand- bzw. Kriechermüdungsbeanspruchung resultierenden Schädigungsmechanismen wurden für beide Werkstoffe an den in Tabelle 4.7 angegebenen thermisch-mechanisch beanspruchten Zuständen im Schaftbereich weitere lichtmikroskopische Untersuchungen durchgeführt. In Bild 4.27 ist links eine Aufnahme der Zeitstandprobe hWA7z7 sowie rechts der Kriechermüdungsprobe hWA7dh2 aus Alloy 617 mod. dargestellt. Das Bild 4.28 zeigt links die Aufnahme der Zeitstandprobe hWB725z2 und rechts die der Kriechermüdungsprobe hWB7dh2 aus Alloy 263.

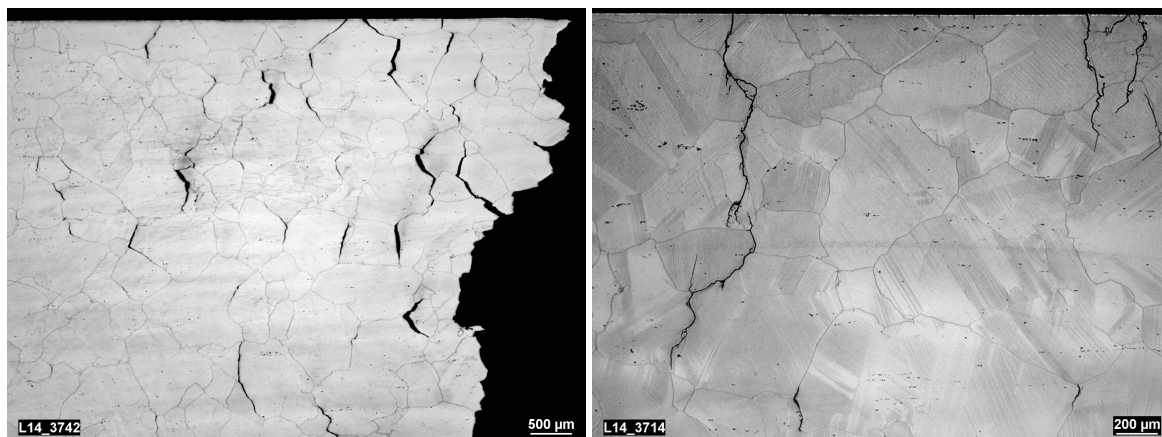


Bild 4.27: Lichtmikroskopaufnahmen des Alloy 617 mod. nach Zeitstand- (links) und Kriechermüdungsbeanspruchung (rechts)

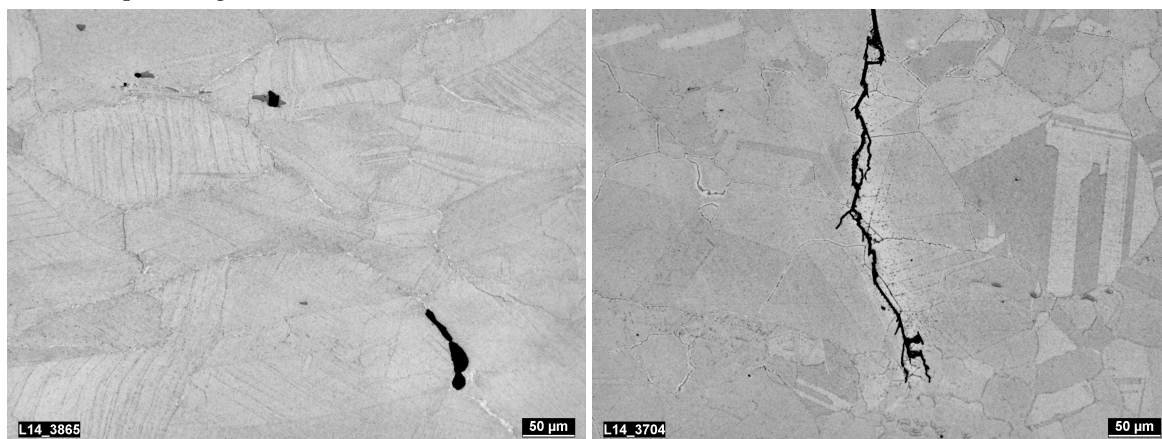


Bild 4.28: Lichtmikroskopaufnahmen des Alloy 263 nach Zeitstand- (links) und Kriechermüdungsbeanspruchung (rechts)

Die zeitstandbeanspruchte Probe des Alloy 617 mod. (Bild 4. 27 links) weist zahlreiche interkristalline Mikrorisse senkrecht zur Beanspruchungsrichtung auf. In den meisten Fällen sind aneinander grenzende Korngrenzen geschädigt.

An der kriechermüdungsbeanspruchten Probe des Alloy 617 mod. (Bild 4. 27 rechts) sind mehrere transkristalline Anrisse ausgehend von der Probenoberfläche auszumachen. Dieser Schädigungsmechanismus ist typisch bei Ermüdungsbeanspruchungen. Die Anrisse sind leicht verzweigt und es sind viele Gleitlinien in den Körnern zu sehen. Neben transkristallinen Anrissen sind in der Probenmitte interkristalline Mikrorisse und Kriechporen auf den Korngrenzen zu erkennen. Da diese jedoch nur sehr vereinzelt vorzufinden sind, deutet es darauf hin, dass die transkristalline Ermüdungsschädigung dominierend ist.

Anhand der in Bild 4. 28 links dargestellten Aufnahme der kriechbeanspruchten Probe des Alloy 263 ist zu sehen, dass es vereinzelt zu interkristallinen Mikroanrissen ausgehend von Tripelpunkten kommt. Zusätzlich ist zu erkennen, dass die Karbonitride im Korn aufgebrochen werden.

Wie schon bei der kriechermüdungsbeanspruchten Alloy 617 mod. Probe, ist auch bei der Alloy 263 Probe (Bild 4. 28 rechts) eine transkristalline Schädigung ausgehend von der Probenoberfläche erkennbar. Interkristalline Anrisse sind nicht zu erkennen.

Zur Identifizierung, welche Typen von Ausscheidungen im Gefüge vorliegen und wie sich diese aufgrund von thermisch-mechanischer Beanspruchung entwickeln, wurden Untersuchungen im Transmissionselektronenmikroskop (TEM) durchgeführt. Verwendet wurde ein TEM der Firma Jeol vom Typ JEM 2000 FX. Die Untersuchungen erfolgten an Metallfolien. Für die Herstellung dieser wurden Scheiben mit 3 mm Durchmesser vom Material abgetrennt und dann bis zu einer Restdicke von etwa 80 μm geschliffen. Danach wurde eine elektrolytische Ätzung mit Perchlorsäure und einer Ethanol-Mischung in einer Poliereinheit mit Typenbezeichnung Tenupol-3 der Firma Struers durchgeführt. Die Phasenidentifizierung erfolgte kristallographisch durch Elektronenbeugung (Feinbereichsbeugung) und Energiedisperse Röntgenspektroskopie (EDX). Für die Bestimmung der Ausscheidungsgrößen wurde das Bildanalyse Programm Image J verwendet.

Das Bild 4. 29 zeigt die TEM-Aufnahmen des Ausgangsmaterials (Aufnahmen a), b) und c)) sowie des zeitstand- (Aufnahmen d), e) und f)) bzw. kriechermüdungsbeanspruchten (Aufnahmen g), h) und i)) Probenmaterials des Alloy 617 mod.. In den Aufnahmen sind jeweils die Bereiche auf den Korngrenzen (KG) und im Korninneren (K) dargestellt.

In allen Zuständen sind chromreiche $M_{23}C_6$ -Karbide sowohl auf den Korngrenzen als auch im Korninneren zu identifizieren. Durch die Zeitstand- bzw. Kriechermüdungsbeanspruchung bei 700 °C bilden sich γ' -Ausscheidungen in den Körnern. Des Weiteren sind nach langzeitiger Beanspruchung molybdänreiche M_6C -Karbide auf den Korngrenzen nachweisbar. Auf den Korngrenzen liegen die Karbidausscheidungen dicht aneinander und haben im Mittel eine Größe von 161 nm ($M_{23}C_6$) bzw.

255 nm (M_6C). Die Dichte an $M_{23}C_6$ -Karbiden im Korn ist nach der Beanspruchung im Zeitstandbereich hoch, wohingegen deren mittlere Größe mit 42 nm kleiner ist als im Ausgangszustand (54 nm). Die sich im Korn thermisch gebildeten γ' -Ausscheidungen haben eine mittlere Größe von 64 nm.

Nach der Kriechermüdungsbeanspruchung liegt eine ähnliche Ausscheidungscharakteristik, wie in Folge der Zeitstandsbeanspruchung vor. Die $M_{23}C_6$ -Karbide weisen mit mittleren Größen von 170 nm auf den Korngrenzen und 48 nm im Korn ähnliche Werte auf. Die M_6C -Korngrenzenkarbide sind mit 177 nm deutlich kleiner, genauso wie die γ' -Ausscheidungen im Korn, welche nach der Kriechermüdungsbeanspruchung mittlere Größen von 31 nm erreichen.

Zusätzlich zur Typen- bzw. Größenbestimmung der Ausscheidungen wurden die Versetzungsdichten ausgewertet. Diese Auswertung zeigt, dass die Versetzungsdichte nach der Zeitstandsbeanspruchung etwa $12,5 \times 10^9$ pro cm^2 und nach der Kriechermüdungsbeanspruchung etwa 5×10^9 pro cm^2 beträgt.

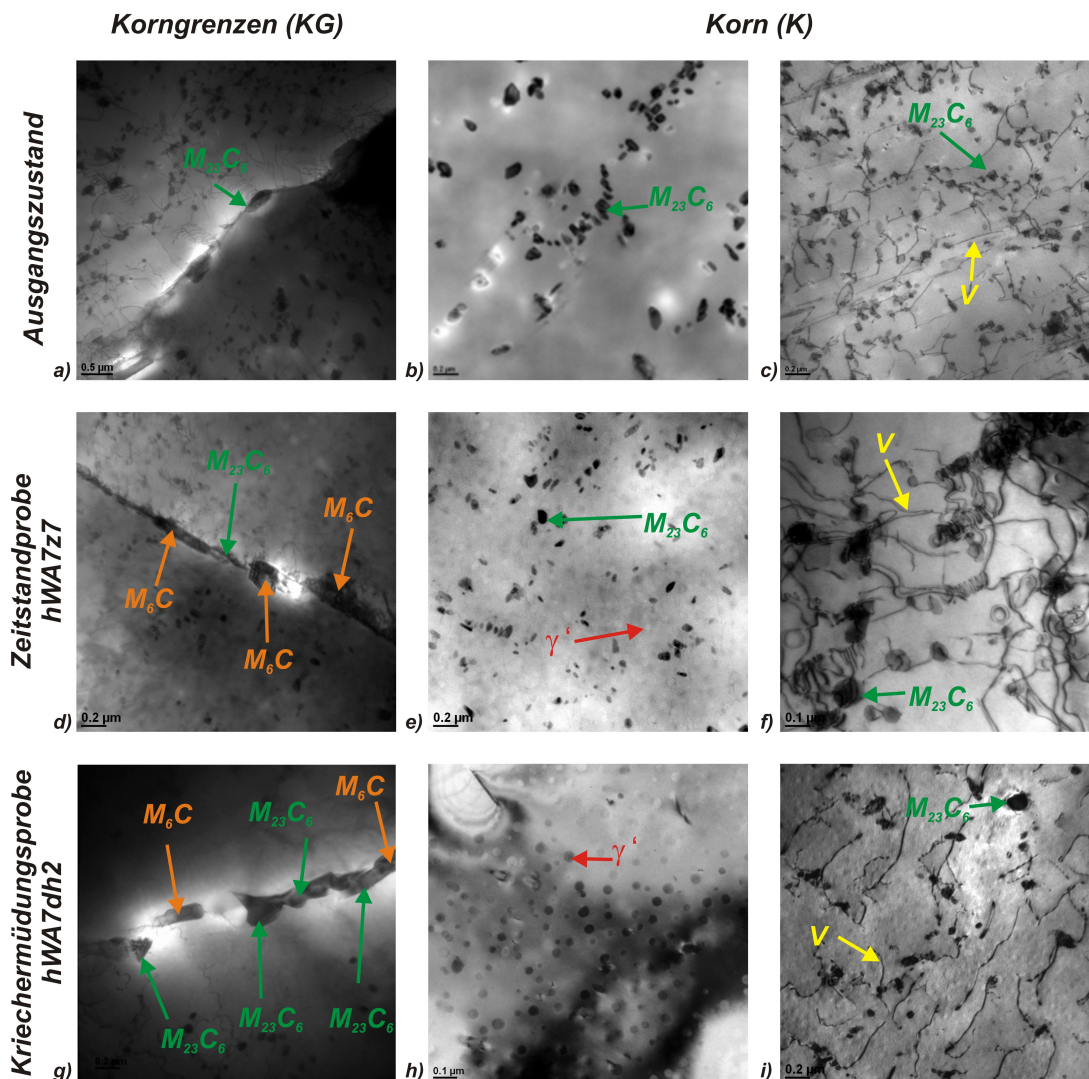


Bild 4.29: TEM-Aufnahmen des Alloy 617 mod. für verschiedene Zustände

In Bild 4.30 sind die TEM-Aufnahmen des Ausgangsmaterials (Aufnahmen a), b) und c)) sowie des

zeitstand- (Aufnahmen d), e) und f)) bzw. kriechermüdungsbeanspruchten (Aufnahmen g), h) und i)) Probenmaterials jeweils links im Bereich der Korngrenzen (KG) und rechts im Korn (K) für den Alloy 263 dargestellt.

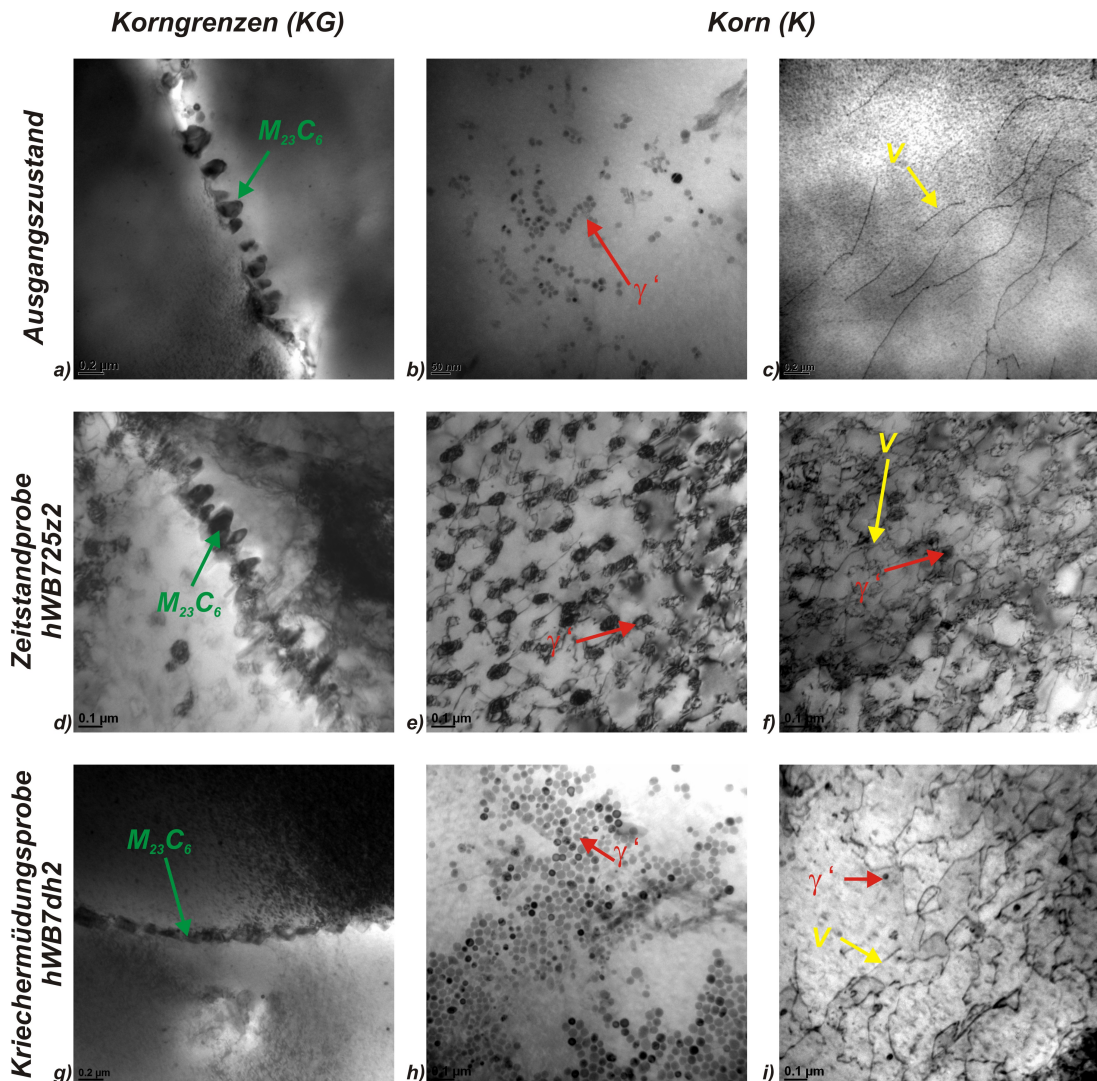


Bild 4. 30: TEM-Aufnahmen des Alloy 263 für verschiedene Zustände

Im Ausgangszustand sind sowohl auf den Korngrenzen als auch im Korninneren $M_{23}C_6$ -Karbide mit mittleren Größen von 114 nm bzw. 206 nm vorzufinden. Aufgrund der Zeitstandbeanspruchung nimmt die Größe der $M_{23}C_6$ -Karbide auf den Korngrenzen geringfügig (95 nm) und in den Körnern deutlich (86 nm) ab. Des Weiteren sind im Ausgangszustand im Korn aufgrund der Glühung bei 800 °C für 4 h, γ' -Teilchen mit mittleren Größen von 15 nm zu identifizieren, welche in Folge der Zeitstandbeanspruchung bei 725 °C vergrößern und ihre Morphologie von einer runden zu einer elliptischen Form verändern. Die mittlere Größe der γ' -Teilchen beträgt in etwa 59 nm.

Hinsichtlich der Ausscheidungsgrößen sind bei der kriechermüdungsbeanspruchten Probe ähnliche Veränderungen zu identifizieren wie bei der kriechbeanspruchten Probe. Die Kriechermüdungsbean-

spruchung hat eine Vergrößerung der γ' -Ausscheidungen (31 nm) im Korn und Verfeinerungen der $M_{23}C_6$ -Karbide auf den Korngrenzen (112 nm) und in den Körnern (107 nm) zur Folge.

Die Auswertung der Versetzungsdichte lieferte für den Alloy 263 ein identisches Bild wie für die Auswertung des Alloy 617 mod.. Bei der kriechbeanspruchten Probe war die Versetzungsdichte mit etwa 26×10^9 pro cm^2 wesentlich größer als bei der kriechermüdungsbeanspruchten Probe mit etwa 5×10^9 pro cm^2 .

Einordnung der Ergebnisse

Um einen Eindruck zu bekommen, wie sich die Ausscheidungen des Alloy 617 mod. zeitlich entwickeln, sind in Bild 4. 31 für jeden Ausscheidungstyp deren Größen sowie deren Dichte pro $25 \mu\text{m}^2$ über der Zeit aufgetragen. In den Diagrammen sind zusätzlich vergleichend die TEM-Ergebnisse der Forschungsvorhaben MARCKO DE2 [33], COORETEC DE4 [20] und MARCKO700 [34] dargestellt, um die Schmelze von HWT II einordnen zu können. Bei den Vergleichen muss berücksichtigt werden, dass der Werkstoffausgangszustand in HWT II stabilgeglüht und in den anderen Projekten lösungsgeglüht ist.

Aus dem direkten Vergleich der Ergebnisse der Ausgangszustände ist zu erkennen, dass die $M_{23}C_6$ -Karbide auf den Korngrenzen vergleichbare Größen aufweisen (siehe rote Punkte Bild 4. 31 a)), jedoch deren Dichte bezogen auf eine Fläche von $25 \mu\text{m}^2$ (siehe rote Punkte Bild 4. 31 b)) streuen. Zeitlich gesehen scheint eine thermische Auslagerung wenig Einfluss auf die Entwicklung der $M_{23}C_6$ -Korngrenzenkarbide (siehe grüne Punkte Bild 4. 31 a)+b)) zu haben, wohingegen Kriechbeanspruchungen mit zunehmender Laufzeit zu einer Vergrößerung und Verringerung der Anzahl führen (siehe blaue Punkte Bild 4. 31 a)+b)). Die M_6C -Korngrenzenkarbide sind in keinem Ausgangszustand vorhanden (siehe rote Punkte Bild 4. 31 c)+d)). Sie entwickeln sich und wachsen jedoch zeitlich bei thermischer sowie thermisch-mechanischer Beanspruchung (siehe grüne bzw. blaue Punkte Bild 4. 31 c)+d)). Zur Entwicklung der flächenbezogenen Dichte ist keine Aussage zu treffen. Die Größenordnungen der $M_{23}C_6$ -Karbide im Korn sind im Ausgangszustand sehr unterschiedlich (siehe rote Punkte Bild 4. 31 e)). Bezogen auf die HWT II-Ergebnisse ist keine zeitliche Größenänderung zu identifizieren. Bei der Bewertung der mengenmäßigen Entwicklung scheint die Dichte der $M_{23}C_6$ -Karbide zuzunehmen (siehe Bild 4. 31 f)). Die Ausscheidungen der γ' -Phase sind in keinem Ausgangszustand zu identifizieren. Über die Zeit gesehen, wachsen diese jedoch kontinuierlich (siehe Bild 4. 31 g)). Die Dichte der γ' -Ausscheidungen bezogen auf eine Fläche von $25 \mu\text{m}^2$ nimmt zu (siehe Bild 4. 31 h)). Weil die Auswertung der Dichte der Ausscheidungen an jeweils nur einer Metallfolie erfolgte und das Gefüge des Alloy 617 mod. inhomogen ist, stellen die Aussagen über die zeitlichen Entwicklungen nur eine Tendenz dar.

Für den Alloy 263 liegen aus COORETEC DE4 [20] nur TEM-Untersuchungen am Ausgangszustand vor, weswegen auf die vergleichenden zeitlichen Entwicklungen der Ausscheidungsgrößen und -mengen verzichtet wird. Der Vergleich der ausscheidungsgehärteten Ausgangszustände aus HWT II und DE4 zeigt keine großen Unterschiede. In beiden Fällen liegen auf den Korngrenzen und im Korn $M_{23}C_6$ -Karbide sowie im Korn γ' -Ausscheidungen vor. Die Größe und Anzahl der Ausscheidungen erreichen bei beiden Schmelzen vergleichbare Werte.

Einflüsse auf die Festigkeit und Verformungsfähigkeit

Durch die Veränderungen der Mikrostruktur im Korninneren sowie auf den Korngrenzen wird das Festigkeits- und Versagensverhalten der Nickelbasislegierungen beeinflusst.

Die dreistündige Stabilglühung bei 980 °C bewirkt beim Alloy 617 mod. eine Ausscheidung von $M_{23}C_6$ -Karbiden im Korninneren. Zusätzlich sorgt die Stabilglühung dafür, dass die Vergrößerung der $M_{23}C_6$ -Karbide auf den Korngrenzen geringer ausfällt, sodass die Festigkeit der Korngrenzen im Vergleich zum lösungsgeglühten Zustand größer ist. Insgesamt wird so die Verformungsfähigkeit des Werkstoffs in diesem Zustand erhöht, sodass dieser über plastische Verformungen Spannungen besser abbauen kann. Bei thermisch-mechanischer Beanspruchung fördert die zunehmende Ausscheidung der γ' -Phase in Verbindung mit der Bildung von feinen $M_{23}C_6$ -Karbiden die Festigkeit. Allerdings wird durch die Vergrößerung der $M_{23}C_6$ -Karbide und die Entstehung der M_6C -Karbide auf den Korngrenzen deren Festigkeit vermindert, wodurch sich bei zeitabhängiger Beanspruchung der Ort des Versagens zunehmend in Richtung der Korngrenzen verlagert. Dies führt zu einer Reduzierung des Kriechverformungsvermögens. Auf die Zeitstandfestigkeit und das -bruchverhalten hat der Ausgangszustand (lösungsgeglüht oder stabilgeglüht) keinen nennenswerten Einfluss [92].

Beim Alloy 263 wird durch die vierstündige Glühung bei 800 °C im Ausgangszustand eine homogene Ausscheidung der γ' -Phase im Korn herbeigeführt, wodurch die Festigkeit infolge der Ausscheidungsverfestigung gesteigert wird. In Folge der thermisch-mechanischen Beanspruchung vergrößern diese Ausscheidungen, was die Festigkeit reduziert.

Sowohl beim Alloy 617 mod. als auch beim Alloy 263 ist aus dem Vergleich der Mikrostrukturuntersuchungen der zeitstand- und kriechermüdungsbeanspruchten Proben zu erkennen, dass die Ausscheidungsstrukturen ähnlich sind. Was allerdings auffällt, sind große Unterschiede in der Versetzungsdichte. Bei der kriechermüdungsbeanspruchten Probe ist die Versetzungsdichte wesentlich geringer gegenüber der Zeitstandprobe. Dies ist auf die relativ niedrige plastische Verformung zurückzuführen, die durch eine konstante Dehnungsamplitude von 0,3 % erzeugt wird. Im Zeitstandversuch wird schon zu Versuchsbeginn eine hohe plastische Verformung eingebracht, wodurch sich die Versetzungsdichte erhöht.

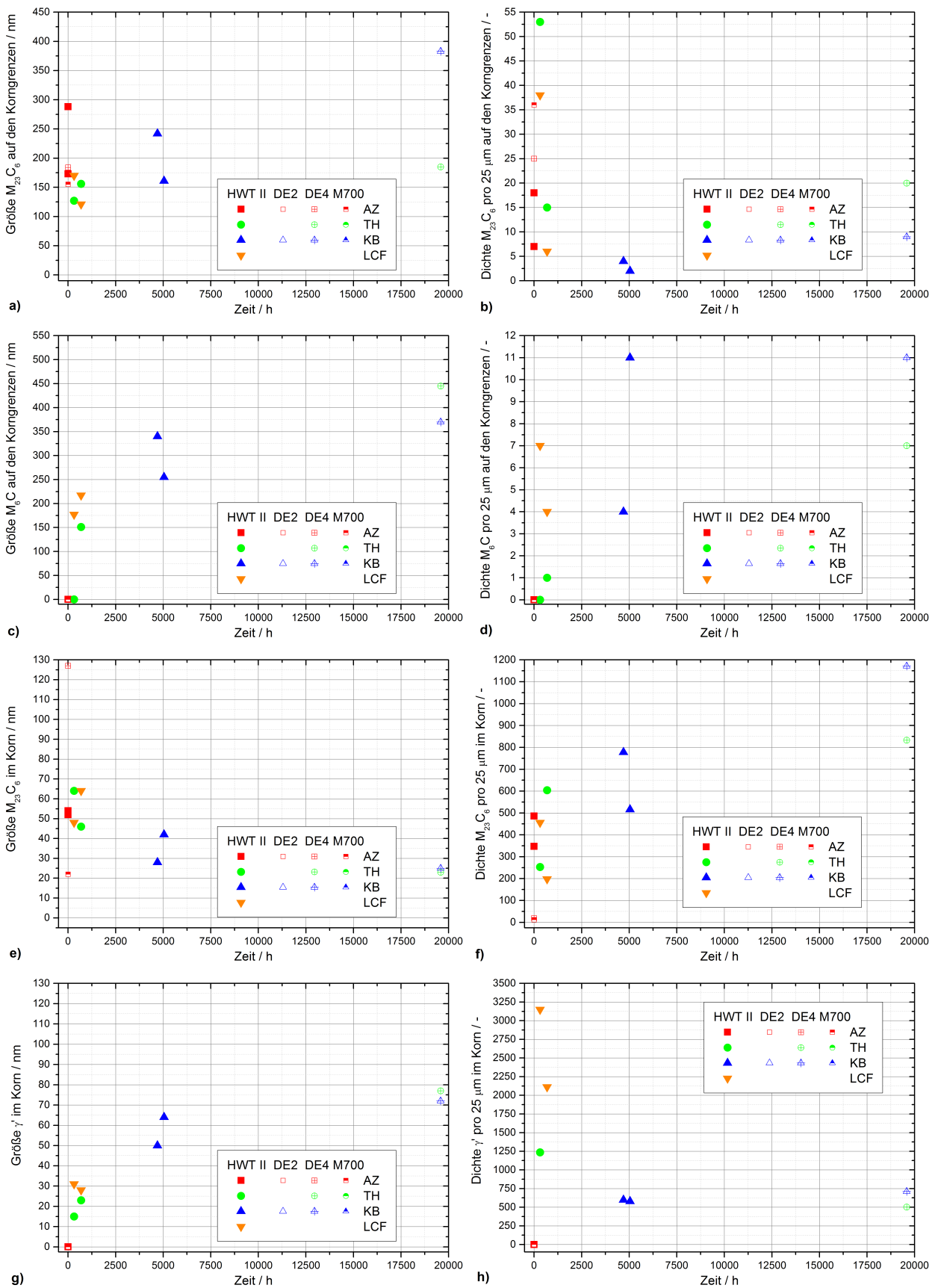


Bild 4.31: Ausscheidungsgrößen und deren Dichte pro $25 \mu m^2$ für den Alloy 617 mod. im Ausgangszustand (AZ), nach thermischer (TH), Kriech- (KB) und Ermüdungsbeanspruchung (LCF)

Kapitel 5

Betriebsnahe Labor- und Bauteilversuche

Insbesondere in dickwandigen Kraftwerkskomponenten des Dampfkreislaufes treten mehrachsige Spannungszustände auf, welche bei der zukünftigen Betriebsweise häufigen Lastwechseln mit großen Belastungsamplituden ausgesetzt sind. Für die Auslegung und Dimensionierung dieser Komponenten aus temperaturbeständigen Nickelbasislegierungen besitzt die Bewertung des Kriech- und Ermüdungsverhaltens einen hohen Stellenwert. Zur Untersuchung dieses Verhaltens wurden in der Teststrecke HWT II unter anderem ein Halbkugelformstück und ein Sammler eingebaut. Die beiden genannten Komponenten werden detailliert in Abschnitt 5.4 hinsichtlich ihrer geometrischen Abmessungen und der auf sie wirkenden Beanspruchungen vorgestellt. In den Abschnitten 5.1 bis 5.3 werden Ergebnisse unterschiedlicher Zeitstand- und Kriechermüdungsversuche mit ein- und mehrachsigen Spannungszuständen präsentiert. Das Ziel der Untersuchungen ist es, das Werkstoffverhalten an kritischen Bereichen der Komponenten zu charakterisieren. Mit den daraus gewonnenen Erkenntnissen können die Auswirkungen der Bauteilgeometrie oder die realen, zyklischen Lastbedingungen auf die Lebensdauer zukünftig analytisch bewertet werden. Um die bestmögliche Übertragbarkeit zur Komponente herstellen zu können, wurden die Randbedingungen so festgelegt, dass sowohl in den Laborversuchen als auch an den kritischen Bauteilbereichen der Teststrecke vergleichbare Spannungszustände auftreten. Bei Formstücken und Sammlern sind diese die innenliegenden Übergangsradien an den Lochrändern. Zur Ermittlung der Bauteilbelastung wurden für einen charakteristischen Teststreckenzyklus die zeitlich veränderlichen, räumlichen Spannungsverteilungen mit Hilfe von numerischen Simulationen mit einem elastisch-plastischen Materialmodell bestimmt und damit die Lastparameter für die Laborversuche an kleinen Proben abgeleitet. Des Weiteren wurde das Probenmaterial einer identischen Wärmebehandlung unterzogen, wie sie bei der Bauteilfertigung durchgeführt wurde. Die Proben aus dem Werkstoff Alloy 617 mod. wurden über 4 h und die Proben aus Alloy 263 über 8 h bei 800 °C gegläht.

5.1 LCF-Versuche an Kerbproben

Aufgrund der Kerbwirkung an Querschnittübergängen, welche zwar durch Übergangsradien gemindert werden, treten hohe lokale, mehrachsige Spannungskonzentrationen (siehe Abschnitt 3.1.2) auf, welche versagensbestimmend sein können und deshalb in Bezug auf das Werkstoffverhalten zu bewerten sind. Zur Untersuchung des Werkstoffverhaltens an diesen Stellen wurden Ermüdungs- und Kriechermüdungsversuche mit gekerbten Proben aus den Werkstoffen Alloy 617 mod. und Alloy 263 durchgeführt. Bei der Versuchsauslegung wurde angestrebt, dass an der gekerbten Probe ein vergleichbarer Spannungszustand wie an den Übergangsradien des Sammlers eingestellt wird. Als Maß hierfür wird die Kerbformzahl α_k nach Gleichung 3.9 verwendet. Für das reale Bauteil wurde die Spannungsverteilung im Bereich des maximal belasteten Übergangsradius am Lochrand des Sammlers mit Hilfe numerischer Simulationen ermittelt. Die Auswertung ergab eine Kerbformzahl α_k von 2,3, was bei der verwendeten Probengeometrie, welche in Bild 5.1 dargestellt ist, einem Kerbradius von 1 mm entspricht.

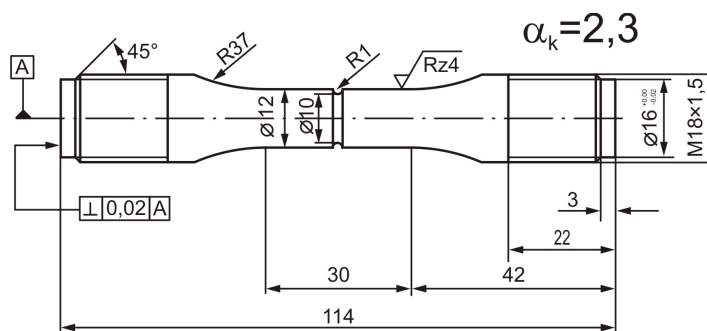


Bild 5.1: Geometrie der Kerbproben

Insgesamt wurden fünf Versuche für den Alloy 617 mod. und vier Versuche für den Alloy 263 bei Temperaturen von 650 °C und 700 °C durchgeführt. Je ein Versuch pro Werkstoff hatte eine 10-minütige Zughaltezeit bei Maximalkraft. Weil aufgrund der Kerbgeometrie eine lokale Dehnungsmessung zur Realisierung einer dehnungskontrollierten Versuchsweise nicht möglich war, erfolgte die Regelung in den Versuchen kraftkontrolliert. In der Tabelle 5.1 sind die Versuchsparameter und die Anrisszyklenzahlen der einzelnen Versuche zusammengefasst.

Aufgrund der kraftkontrollierten Prüfweise ist eine geeignete Methode notwendig, welche die Umrechnung der gemessene Spannungsschwingbreite in eine äquivalente Dehnungsschwingbreite erlaubt. Das Verformungsverhalten bei zyklischer Beanspruchung lässt sich über die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven beschreiben. Die Ermittlung der Kurve erfolgte für die Prüftemperaturen von 650 °C und 700 °C für die Hysterese bei halber Lebensdauerlastspielzahl nach der in Abschnitt 3.1.2 beschriebenen Vorgehensweise. Zur numerischen Beschreibung der isothermen zyklischen Fließkurven

Werkstoff	Probennr.	Temperatur T / °C	Nennspannung σ_n / MPa	Zug Haltezeit t _{Hz} / min	Anriss- bzw. Bruchzyklenzahl N _A bzw. N _B / -
A617 mod.	A617.2	650	313	0	5680
A617 mod.	A617.1	700	266	0	9255
A617 mod.	A617.3	700	266	0	9980
A617 mod.	A617.6	700	414	0	1129
A617 mod.	A617.5	700	414	10	599
A263	A263.2	650	362	0	8695
A263	A263.1	700	297	0	15550
A263	A263.5	700	477	0	1648
A263	A263.4	700	477	10	534

Tabelle 5.1: Versuchsparameter und Ergebnisse der Versuche an den Kerbproben

wurde die Ramberg-Osgood-Beziehung nach Gleichung 3.8 verwendet. In Tabelle A.12 im Anhang A.6 sind der Elastizitätsmodul E , der Verfestigungskoeffizient K' und der Verfestigungsexponent n' für die Prüftemperaturen 650 °C und 700 °C beider Werkstoffe angegeben.

Über den in Formel 3.14 gegebenen Zusammenhang kann für jede Nennspannung eine Neuber-Hyperbel beschrieben werden. In den Bildern 5.2 und 5.3 sind die zyklischen Fließkurven sowie die für die in Tabelle 5.1 angegebenen Nennspannungen ermittelten Neuber-Hyperbeln für den Alloy 617 mod. und den Alloy 263 abgebildet.

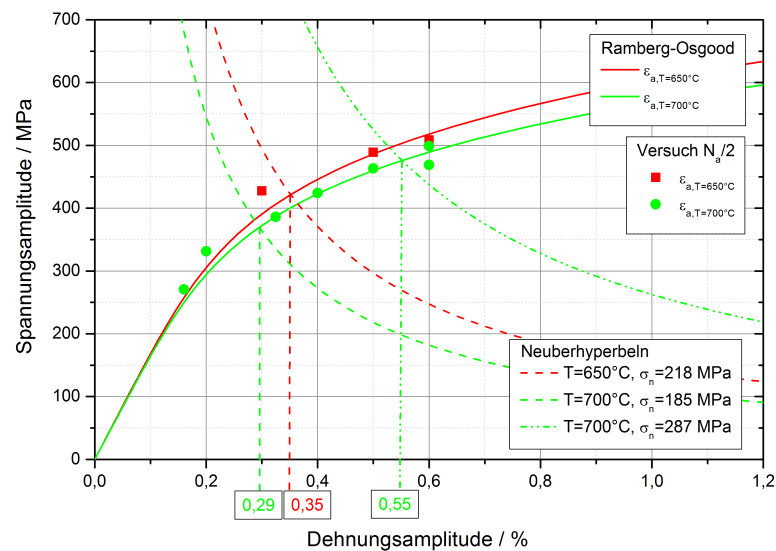


Bild 5.2: Abschätzung der Dehnungsamplitude der kraftkontrollierten Kerbversuche - Alloy 617 mod.

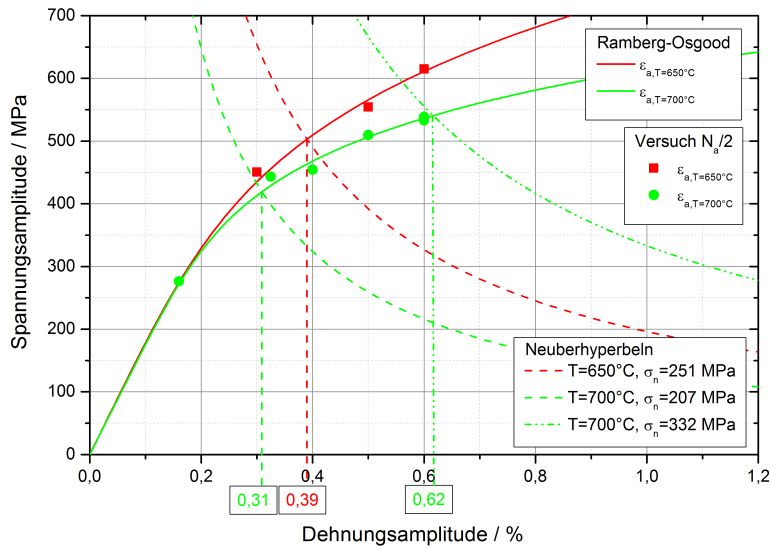


Bild 5.3: Abschätzung der Dehnungsamplitude der kraftkontrollierten Kerbversuche - Alloy 263

Aus den Diagrammen kann für die kraftkontrollierten Versuche, anhand der Schnittpunkte von Fließkurve und Neuber-Hyperbel näherungsweise die im Kerbgrund vorliegende Dehnungsamplitude abgeschätzt werden.

Die Bilder 5.4 und 5.5 zeigen die HWT II-Anrisskennlinien aus den Versuchen an den glatten Proben beider Werkstoffe für die Temperaturen 650 °C und 700 °C. In die Diagramme sind zusätzlich die Lastwechselzahlen der Versuche an den gekerbten Proben als Punkte eingetragen.

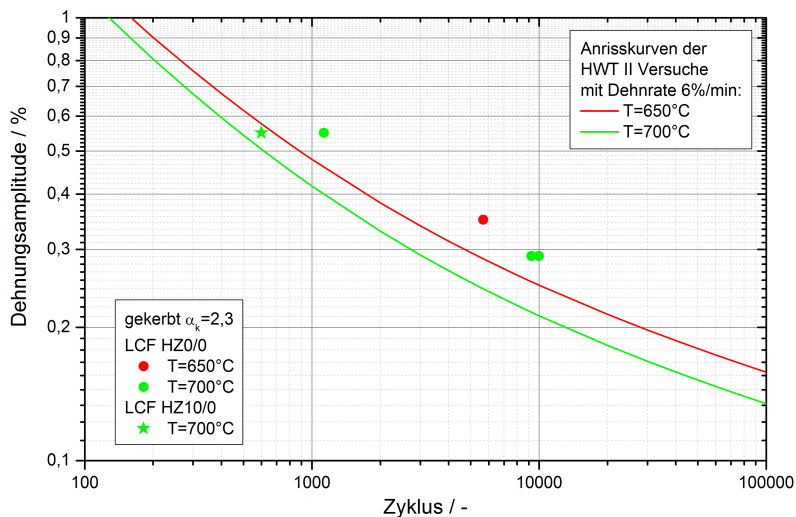


Bild 5.4: Einordnung der LCF-Versuche an Kerbproben - Alloy 617 mod.

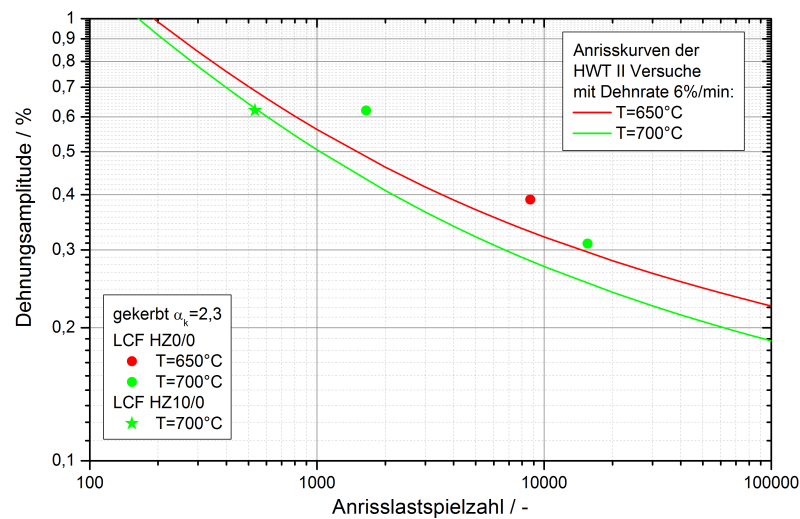


Bild 5.5: Einordnung der LCF-Versuche an Kerbproben - Alloy 263

Es ist zu erkennen, dass die Kerbe bei beiden untersuchten Materialien einen positiven Einfluss auf die Lebensdauer hat. Diese Erkenntnis ist damit zu begründen, dass die lokalen hohen Spannungskonzentrationen im Kerbgrund sich durch Plastifizieren mit ansteigender Zyklenzahl vermindern und der Spannungsgradient über den Kerbquerschnitt kleiner wird. Bei diesem Vergleich gilt es zu berücksichtigen, dass die Ermittlung der lokalen Dehnungsschwingbreite mit dem Ansatz von Neuber einer gewissen Unsicherheit unterliegt, da es sich nur um eine Abschätzung handelt.

5.2 Zeitstandversuche an Hohlzylindern

Zur Untersuchung des zeitabhängigen Verhaltens unter mehrachsigen Beanspruchungen wurden Zeitstandversuche an je einem Hohlzylinder aus Alloy 617 mod. und Alloy 263 durchgeführt. Bei der Versuchsauslegung war das Ziel einen möglichst hohen Mehrachsigkeitsgrad einzustellen. Der Mehrachsigkeitsgrad q lässt sich anhand der Formel 5.1 berechnen [93].

$$q = \frac{\sigma_{vM}}{\sqrt{3}\sigma_{hyd}} \quad (5.1)$$

Um den Mehrachsigkeitseinfluss quantifizieren zu können, wurden der stationäre Innendruck und die axiale Zugkraft so gewählt, dass die resultierende Vergleichsspannung in der Mitte der Wand des Hohlzylinders identisch mit der Prüfspannung eines am IfW Darmstadt durchgeführten einachsigen Zeitstandversuchs ist. Die Geometrie der verwendeten Hohlzylinderproben ist in Bild 5.6 abgebildet. Der Innendurchmesser der Probe beträgt 20 mm, sodass eine Wanddicke von 3 bzw. 3,5 mm verbleibt. Die Hohlzylinder sind aufgrund ihrer Geometrie als dickwandig einzustufen, da das Durchmesserverhältnis $u = \frac{d_a}{d_i}$, welches zur Beurteilung verwendet wird, Werte größer als 1,2 erreicht [52]. Zur

Verringerung des Innenvolumens wurden zusätzlich Füllkörper eingesetzt.

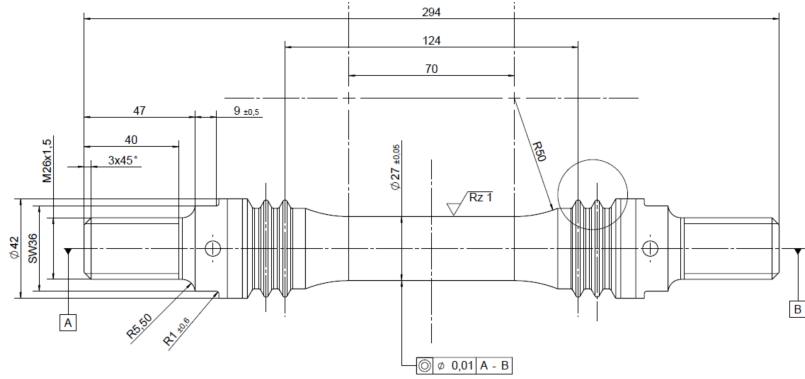


Bild 5.6: Geometrie der Hohlzylinderproben

In Tabelle 5.2 sind die verwendeten Lastbedingungen sowie die axialen Kriechdehnungen und Versuchslaufzeiten zusammengefasst. Weiterhin sind in Bild 5.7 die Kriechkurven der Hohlzylinder- versuche den einachsigen Ergebnissen bei ähnlichen Prüfspannungen gegenübergestellt.

Werkstoff	Proben- nr.	Temperatur T / °C	Axial- kraft F _{ax} / kN	Innen- druck p _i / bar	Mehrachsigkeit Mitte der Wand q / -	Vergleichsspannung nach von Mises Mitte der Wand σ _{vM} / MPa	Lauf- zeit t / h	axiale Kriech- dehnung ε _{cr,ax} / %
Alloy 617 mod.	A617.1/2	700	54,96	400	1,16	240	2907	12,06
Alloy 263	A263.1/2	700	54,96	400	1,15	284	7232	22,43

Tabelle 5.2: Versuchsparameter und Ergebnisse der Kriechversuche an den Hohlzylindern

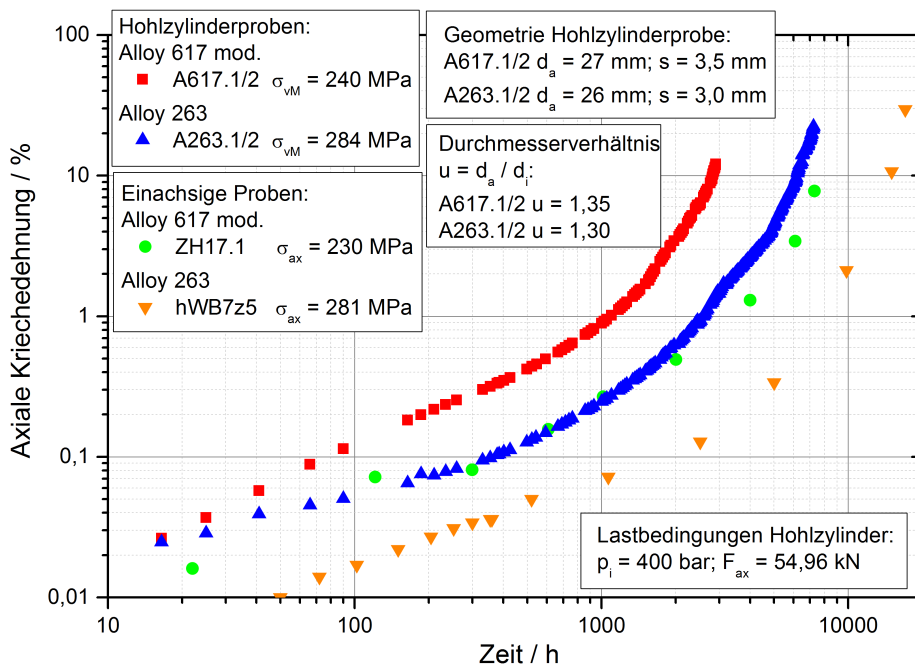


Bild 5.7: Vergleich der Kriechkurven aus den mehrachsigen Hohlzylinder- und einachsigen Zeitstandversuchen

Die axialen Kriechdehnungen an den Hohlzylindern werden lokal mit kapazitiven Dehnungsaufnehmern gemessen, welche außenseitig in der Probenmitte appliziert sind. Der Vergleich der mehrachsigen und einachsigen Versuche zeigt, dass es bei den Hohlzylindern im sekundären Kriechbereich zu einem deutlich stärkeren Anstieg der Dehnungen kommt. Weiterhin ist festzustellen, dass die Dehnungszunahme auch im Tertiärbereich beim Hohlzylinder schneller erfolgt. Die Bruchdehnungen der mehrachsigen Hohlzylinderprobe aus Alloy 617 mod. sind mit etwa 12,1 % größer als bei der einachsigen Probe. Aus dem Vergleich der Bruchdehnungen der Versuche am Alloy 263 ist zu erkennen, dass im einachsigen Versuch mit 29,6 % eine größere Bruchdehnung erreicht wird als im mehrachsigen Versuch mit 22,4 %.

5.3 LCF-Versuche mit komplexer Kriechermüdigungsbeanspruchung

Infolge der flexiblen Betriebsweise treten in den dickwandigen Rohrleitungen sich schnell verändernde und große Temperaturgradienten auf, welche auch ohne überlagerte mechanische Belastungen in der Rohrwand entsprechende Spannungs-/Dehnungsverteilungen erzeugen. Bei einem Anfahrvorgang strömt der heiße Dampf ins Rohr und erwärmt die im Ausgangszustand kalte Rohrinneenseite kontinuierlich. Aufgrund der thermischen Trägheit des dickwandigen Rohres bleibt die Rohraußenseite kühler und der Temperaturanstieg ist flacher. Nach längerer Zeit stellt sich ein stationäres Temperaturgleichgewicht ein, bei dem die Temperaturen an der Innen- und Außenseite nahezu gleich sind. Bei dem Abfahrvorgang wird der im Rohr strömende Dampf kälter, wodurch jetzt die Temperatur an der Rohrinneenseite entsprechend schnell abfällt, aber die Rohraußenseite noch auf einem höheren Temperaturniveau bleibt und der Temperaturabfall dort langsamer verläuft.

Im Bild 5.8 ist in grün das zeitliche Temperaturprofil aus einer FE-Simulation eines geraden dickwandigen Rohrstücks ($u = 1,83$) aus Alloy 617 mod. mit einem Innendurchmesser von 120 mm und einer Wanddicke von 50 mm exemplarisch dargestellt. Der verwendete Temperaturverlauf entspricht einem Zyklus der HWT II-Teststrecke und startet bei einer Temperatur von 400 °C.

Während des Aufheizens wird nach ca. 1800 s an der Innenseite und nach ca. 2700 s an der Außenseite der stationäre Zustand erreicht, welcher bis ca. 4400 s nach dem Aufheizen gehalten wird. Während des zweistufigen Abkühlvorgangs mit einer kurzen Haltezeit von 300 s bei einer Temperatur von ca. 575 °C fällt die Temperatur auf den Ausgangswert von 400 °C. Aus den zeitlichen Verläufen der ersten und dritten Hauptspannungen, welche für die Rohrrinnen- (durchgezogene Linien) bzw. -außenseite (gestrichelte Linien) in Bild 5.8 dargestellt sind, ist zu entnehmen, dass beim Aufheizvorgang an der heißeren Innenseite hohe Druck- und an der Außenseite Zugspannungen entstehen.

Da sich schnelle Temperaturänderungen im Rahmen von Versuchen nur schwer realisieren lassen, wurde ein mechanischer rein isothermer Ersatzzyklus entwickelt, welcher annähernd die Beanspru-

chungssituation an der Rohrinneite beschreibt. Dieser Zyklus ist in Bild 5.9 dargestellt.

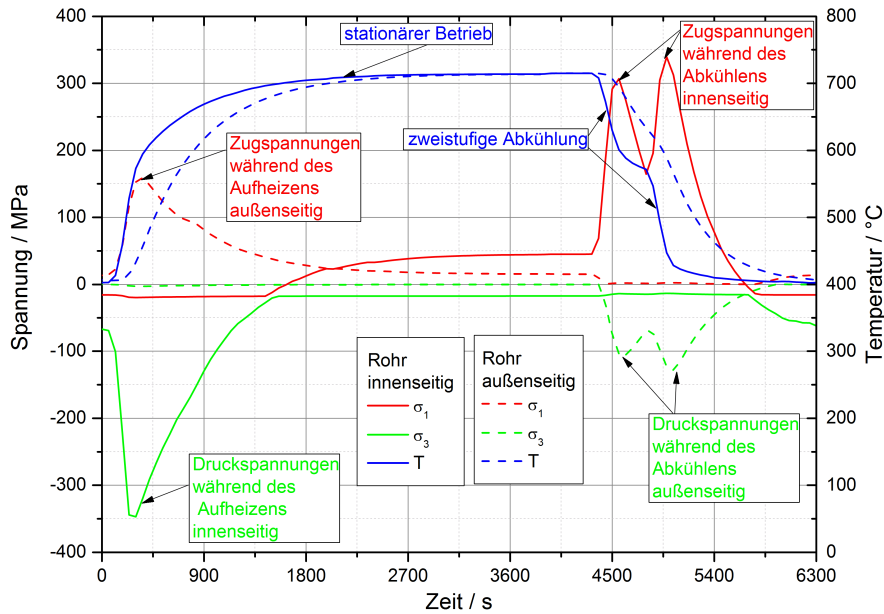


Bild 5.8: Beanspruchungen in einem dickwandigen geraden Rohr bei Temperaturwechseln

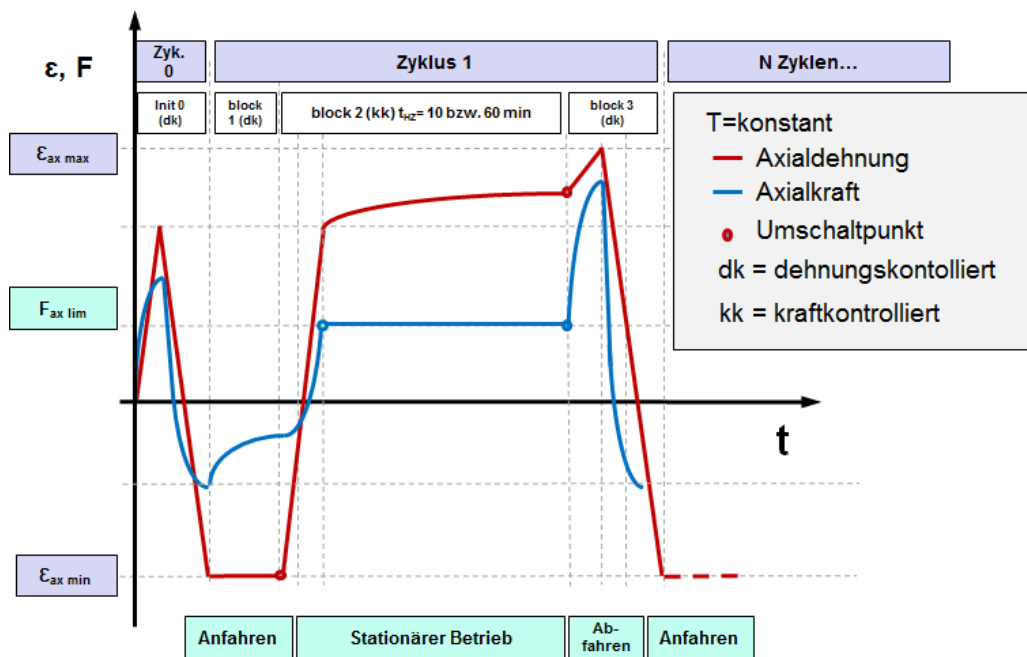


Bild 5.9: Isothermer Ersatzzyklus zur Simulation von Temperaturwechseln

In einem Initialisierungszyklus wird die Probe zuerst dehnungskontrolliert (dk) in Zugrichtung belastet. Von dort aus startet der eigentliche Zyklus. Die Probe wird dehnungskontrolliert in den Druckbereich geregelt, was die Druckspannungen während des Aufheizens abbilden soll. Danach wird in Kraftregelung umgeschaltet und eine definierte Zugkraft aufgebracht. Die Zugkraft wird von der Vergleichsspannung nach von Mises abgeleitet, welche im Bauteil aus der superponierten

Innendruckbeanspruchung sowie der äußeren Systemlasten während der Haltezeit resultiert. Nach einer festgelegten Zeit wird wieder in eine dehnungskontrollierte Prüfweise umgeschaltet und eine Zugdehnung eingestellt, was den Abfahrvorgang nachbildet. Von da beginnt der Zyklus erneut. Insgesamt wurden vier einachsige Kriechermüdigungsversuche mit der beschriebenen Prüfweise für den Alloy 617 mod. der Schmelze 316000 von VDM an der MPA Universität Stuttgart durchgeführt. Für die Versuche wurden Proben mit der in Bild 4.14 c) dargestellten Geometrie verwendet. Es wurden jeweils zwei Versuche mit dem lösungsgeglühten (LG) Ausgangsmaterial und zwei mit dem geglühten (LG+800 °C/4 h) Material unter Einhaltung einer 10- bzw. 60-minütigen Haltezeit durchgeführt. Die Dehnungsamplitude ϵ_a betrug während der dehnungskontrollierten zyklischen Versuchsphase 0,3 % und die Kraft während der kraftkontrollierten Haltezeit 18,85 kN. Zur Übersicht sind die Lastparameter der Versuche neben den aus den Versuchen resultierenden Anrisszyklenzahlen in Tabelle 5.3 zusammengefasst.

Probennr.	Dehnungsamplitude ϵ_a / %	Haltezeitkraft $F_{ax,HZ}$ / kN	Haltezeitdauer t_{HZ} / min	Anrisszyklenzahl N_a / -	Wärmebehandlung
LH17.10*	0,3	18,85	10	798	LG
LH17.13	0,3	18,85	10	1781	LG + 800 °C/4 h
LH17.12	0,3	18,85	60	640	LG
LH17.14	0,3	18,85	60	683	LG + 800 °C/4 h

*Regelproblem

Tabelle 5.3: Versuchsparameter und Ergebnisse der Versuche mit komplexer Kriechermüdigungsbeanspruchung

Der Vergleich der Versuche mit 10-minütiger Haltezeit zeigt, dass die Anrisszyklenzahlen beider Wärmebehandlungszustände sich unterscheiden. Dieser große Unterschied ist auf ein Regelproblem zurückzuführen. Während des Versuchsprogramms an der lösungsgeglühten Probe LH17.10 hat der Regler einmalig während der Zugphase auf eine Dehnungsamplitude von 0,85 % anstatt der vorgegebenen 0,3 % geregelt, was vermutlich zu einer erheblichen Schädigung geführt hat. Aus diesem Grund ist das Versuchsergebnis der Probe LH17.10 für eine Bewertung nicht verwendbar. Die Ergebnisse der Versuche beider Wärmebehandlungszustände mit 60-minütiger Haltezeit zeigen hinsichtlich ihrer Lebensdauer nur geringfügige Unterschiede.

Lichtmikroskopische Untersuchungen

Zur Identifizierung des wirkenden Schädigungsmechanismus wurde die Probe LH17.14 im Bereich nahe des Bruches lichtmikroskopisch untersucht. In Bild 5.10 ist links eine Aufnahme mit 50-facher Vergrößerung und rechts ein Detail im Randbereich mit 200-facher Vergrößerung dargestellt.

Den Aufnahmen ist zu entnehmen, dass ausgehend von der Probenoberfläche trans- und interkristalline Anrisse vorzufinden sind. Zu interkristallinen Anrissen kommt es bevorzugt an den Korngrenzen,

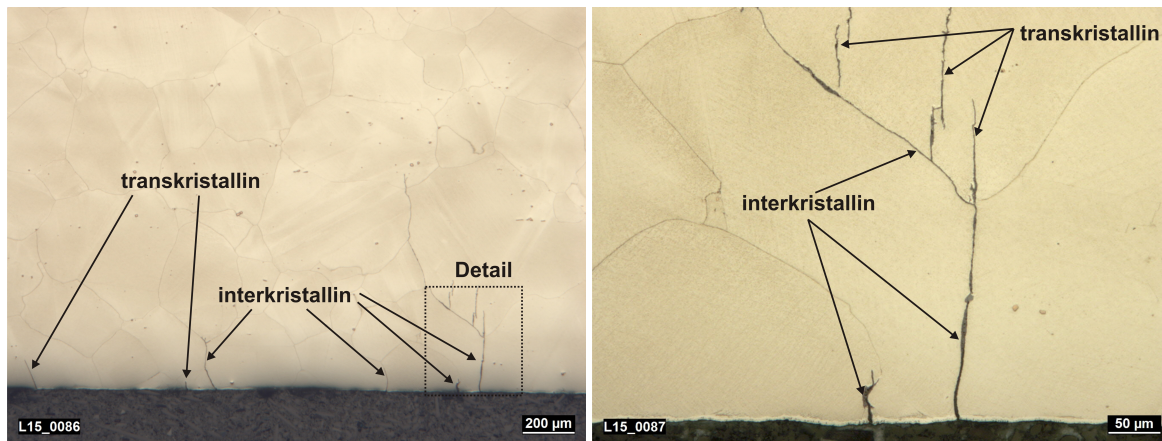


Bild 5.10: Lichtmikroskopaufnahmen der Probe LH17.14 im Bereich nahe des Bruchs

welche senkrecht zur Beanspruchungsrichtung liegen. In der Detailaufnahme im rechten Bild sind ausgehend von der Probenoberfläche und senkrecht zur Beanspruchungsrichtung zwei interkristalline Anrisse entlang der Korngrenze zu erkennen. Der rechte, längere Anriss teilt sich an einem Tripelpunkt auf in einen transkristallinen Anriss, welcher ins Nachbarkorn übergeht und die ursprüngliche Richtung des Ausgangsanrisses beibehält sowie einen weiteren interkristallinen Anriss, welcher der Richtung der Korngrenze des Nachbarkorns folgt. Da die Richtung dieser Korngrenze nicht mehr senkrecht zur äußeren Beanspruchung verläuft, gehen von dem schräg verlaufenden interkristallinen Anriss eine Reihe von transkristallinen Anrissen im Nachbarkorn aus, welche die gleiche Richtung wie der Ursprungsanriss haben.

Die Mischung aus inter- und transkristallinen Anrissen deutet auf eine Wechselwirkung aus Ermüdungs- und Kriechschädigung hin. Durch die zyklische Prüfweise kommt es zu transkristallinen und senkrecht zur Beanspruchungsrichtung zu interkristallinen Ermüdungsanrissen an der Probenoberfläche. Durch die 60-minütigen kraftkontrollierten Haltezeiten kommt es zu weiteren interkristallinen Kriechschädigungen. Mit ansteigender Zyklenzahl kommt es zur Neubildung weiterer Anrisse sowie zum Wachstum und Verbindung der Risse, was eine beschleunigte Schädigung zur Folge hat.

TEM-Untersuchungen

Zur Untersuchung der Ausscheidungscharakteristik sowie der Versetzungsdichte in der kriechermüdungsbeanspruchten Probe LH17.14 wurden TEM-Untersuchungen durchgeführt. In Bild 5.11 ist links eine Aufnahme einer Korngrenze und rechts zwei Aufnahmen im Korninneren dargestellt. Die Auswertungen zeigen, dass sich die Ausscheidungscharakteristik nicht wesentlich von der Kriechermüdungsprobe hWA7dh2 unterscheidet (siehe TEM-Aufnahmen g), h) und i) in Bild 4.29).

Auf den Korngrenzen wurden $M_{23}C_6$ - und M_6C -Karbide mit mittleren Größen von 121 nm bzw. 217 nm identifiziert. Im Vergleich zu den TEM-Ergebnissen der LCF-Probe hWA7dh2 sind die $M_{23}C_6$ -

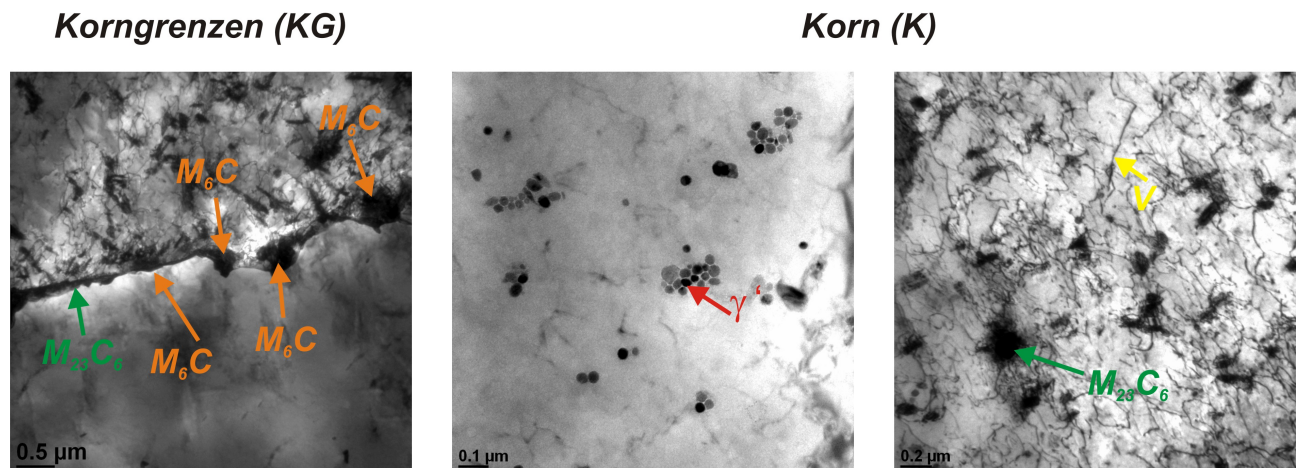


Bild 5.11: TEM-Aufnahmen der Probe LH17.14 auf den Korngrenzen (links) und im Korn (mitte + rechts)

Karbide kleiner (170 nm) und die M_6C -Karbide größer (177 nm) und die Dichte beider Korngrenzenkarbide bezogen auf eine Fläche von $25 \mu\text{m}^2$ ist bei der Probe LH17.14 deutlich kleiner. Im Korninneren konnten $M_{23}C_6$ -Karbide und γ' -Teilchen identifiziert werden. Mit mittleren Größen von 64 nm sind die Karbide geringfügig größer im Vergleich zur LCF-Probe hWA7dh2 (48 nm). Die mittlere Größe der γ' -Teilchen unterscheidet sich mit 28 nm nur unwesentlich von der Probe hWA7dh2 (31 nm). Im Hinblick auf die Dichte liegen bei der Probe LH17.14 im Vergleich zur Probe hWA7dh2 deutlich weniger Ausscheidungen im Korninneren vor. Bezogen auf eine Fläche von $25 \mu\text{m}^2$ liegt in der Probe LH17.14 die Anzahl der $M_{23}C_6$ -Karbide bei etwa 198 und die der γ' -Ausscheidungen bei etwa 2111. Dahingegen liegt bei der Probe hWA7dh2 die Anzahl der $M_{23}C_6$ -Karbide bei etwa 456 und die γ' -Ausscheidungen bei etwa 3149. Die abweichenden Größen und Dichten der Ausscheidungen sind auf die unterschiedlichen Versuchslaufzeiten der Probe LH17.14 (685 h) und hWA7dh2 (315 h) zurückzuführen.

Bei Betrachtung der Versetzungsdichte (siehe Bild 5.11 rechts) der Probe LH17.14 fällt auf, dass diese im Vergleich zur Kriechermüdungsprobe hWA7dh2 (5×10^9 pro cm^2) mit $15,2 \times 10^9$ pro cm^2 deutlich größer ist. Dies ist auf die 60-minütige kraftkontrollierte Zughaltezeit zurückzuführen, in welcher die Probe kriecht und es zu plastischen Verformungen kommt. Bei der Probe hWA7dh2 relaxieren die Spannungen in den Haltezeiten und es kommt aufgrund der dehnungskontrollierten Prüfweise zu keiner Neubildung von Versetzungen während der Haltezeiten.

5.4 Bauteilversuche

Beschreibung der HWT II-Teststrecke

Die HWT II-Teststrecke wurde mit 520°C heißem Dampf, welcher aus den Endüberhitzerschleifen des

Kessels entnommen wurde, bespeist. Um Temperaturen von über 700 °C realisieren zu können, wurde der Dampf vor dem Eintritt in den dickwandigen Abschnitt der Teststrecke in einem Superüberhitzer auf 725 °C erhitzt. Eine Isometriezeichnung der dickwandigen Teststrecke ist in Bild 5.12 abgebildet.

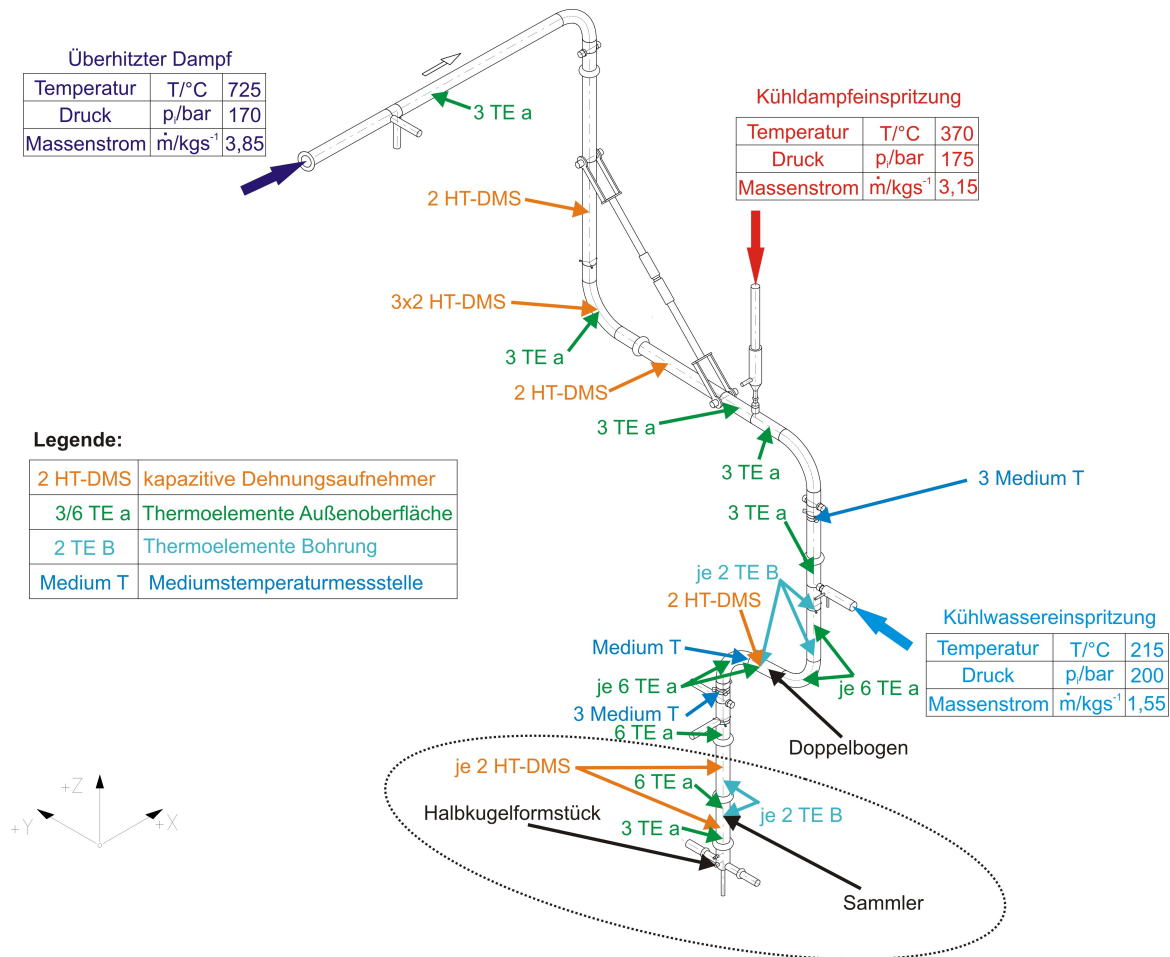


Bild 5.12: Isometriezeichnung der Teststrecke HWT II von BPT mit eingezeichneten Messstellen

Die Teststrecke besteht aus einem stationären und einem instationären Abschnitt. Der stationäre Abschnitt beginnt am Teststreckeneingang und endet kurz vor der Kühldampfeinspritzung. Um das zeitabhängige Werkstoffverhalten der Nickelbasislegierungen zu untersuchen, wurde die Rohrleitung stationär bei einer Maximaltemperatur von 725 °C in diesem Bereich beansprucht. Zur Untersuchung des Bauteilverhaltens bei thermischer Wechselbeanspruchung im Temperaturbereich zwischen 725 °C und 400 °C beginnt ab der Kühldampfeinspritzung der Teststreckenabschnitt mit instationärer Beanspruchung. Um die thermische Wechselbeanspruchung zu realisieren, wurde der 725 °C heiße Dampf in einem ersten Schritt mit etwa 370 °C warmen Dampf und dann in einem zweiten Schritt mit etwa 215 °C kaltem Wasser abgekühlt, ehe durch Abschaltung der Kühldampf- und -wassereinspritzungen ein erneutes Aufheizen erfolgte. Das Ziel dieser Fahrweise war es schnelle Aufheiz- und Abkühlraten zu simulieren, wie sie in einem Kraftwerk im Spitzenlastbetrieb auftreten könnten.

Zur Charakterisierung des Bauteilverhaltens im Betrieb wurden an der Teststrecke von der MPA Universität Stuttgart insgesamt 77 Temperaturmessstellen appliziert. Hiervon befinden sich 57 Messstellen an der Rohraußenseite und zehn Messstellen in Bohrungen mit 5 bzw. 20 mm Restrohrwand. Weiterhin sind zusätzlich zehn Mediumtemperaturmessstellen, jeweils drei am Teststreckeneingang, nach der Kühldampf- und nach der Kühlwassereinspritzung sowie eine im Doppelbogen angebracht. Zur Erfassung der Dehnungen während des Teststreckenbetriebes wurden 16 kapazitive Dehnungsaufnehmer (HT-DMS) verwendet, wovon zehn an einem mit einer Gelenkstrebe vorgespannten Rohrbogen im stationär betriebenen Teststreckenabschnitt appliziert wurden. Im instationären Teststreckenabschnitt wurden zwei HT-DMS im Doppelbogen und vier am Sammler angebracht. Die HT-DMS sind in der Lage die Dehnungen in axialer und tangentialer Richtung bezogen auf die Rohrachse zu erfassen. Die Lage der Temperatur- und Dehnungsmessstellen sind ebenfalls in die Rohrleitungsisometrie des Bildes 5.12 eingezeichnet.

Betriebsbedingungen der Teststrecke

Während des Betriebs der Teststrecke betrug der Innendruck konstant etwa 170 bar. Der Massenstrom lag im stationären Betrieb bei Maximaltemperatur bei etwa $3,85 \text{ kg s}^{-1}$ und in der Abkühlphase im instationären Bereich nach der Kühlwassereinspritzung bei etwa $8,55 \text{ kg s}^{-1}$. Exemplarisch für fünf Zyklen sind die zeitlichen Messverläufe der Dampftemperatur, des Innendrucks und des Massenstroms im Bild 5.13 dargestellt.

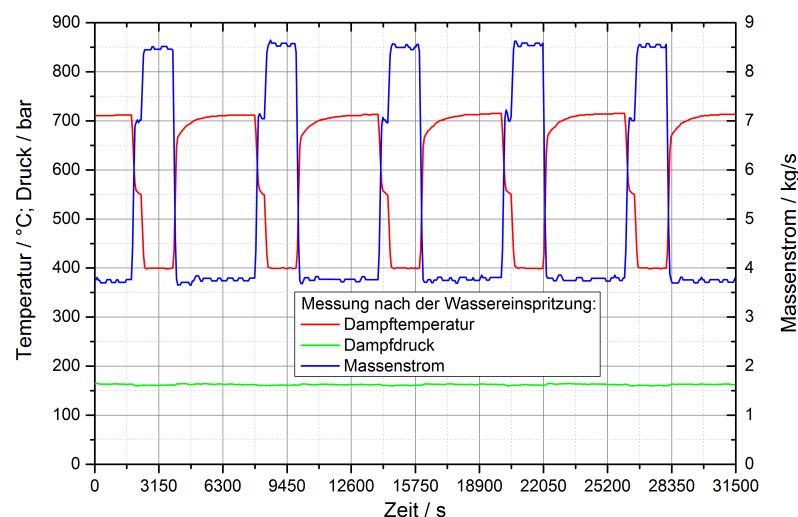


Bild 5.13: Messverläufe der Temperatur, des Innendrucks sowie des Massenstroms für fünf Zyklen

Ein Zyklus hat in etwa eine Dauer von 6300 s. Ausgehend von einer stationären Temperatur von etwa 715 °C im Abschnitt nach der Kühlwassereinspritzung, verringert sich diese durch die Kühldampfeinspritzung in 470 s auf etwa 580 °C. Daran anschließend erfolgt in 180 s die zweite Abkühlung mittels

Wasser auf 400 °C. Damit sich eine homogene Temperaturverteilung in den dickwandigen Komponenten einstellen kann, wird die Dampftemperatur für eine Zeit von 1380 s gehalten. Danach erfolgt das Aufheizen durch Abschalten der Kühlmediumseinspritzungen. Nach 1140 s erreicht der Dampf eine Temperatur von 700 °C. Während einer erneuten Haltezeit von 3130 s steigt die Temperatur auf die Ausgangstemperatur von 715 °C an.

Beschreibung der Komponenten

Im Rahmen dieser Arbeit werden zwei Komponenten, ein Sammler und ein Halbkugelformstück, welche sich im unteren Teil der instationären Teststrecke (eingekreister Bereich im Bild 5.12) befinden, untersucht. Die Geometrien der Komponenten mit den Hauptabmessungen zeigen die Bilder 5.14 und 5.15.

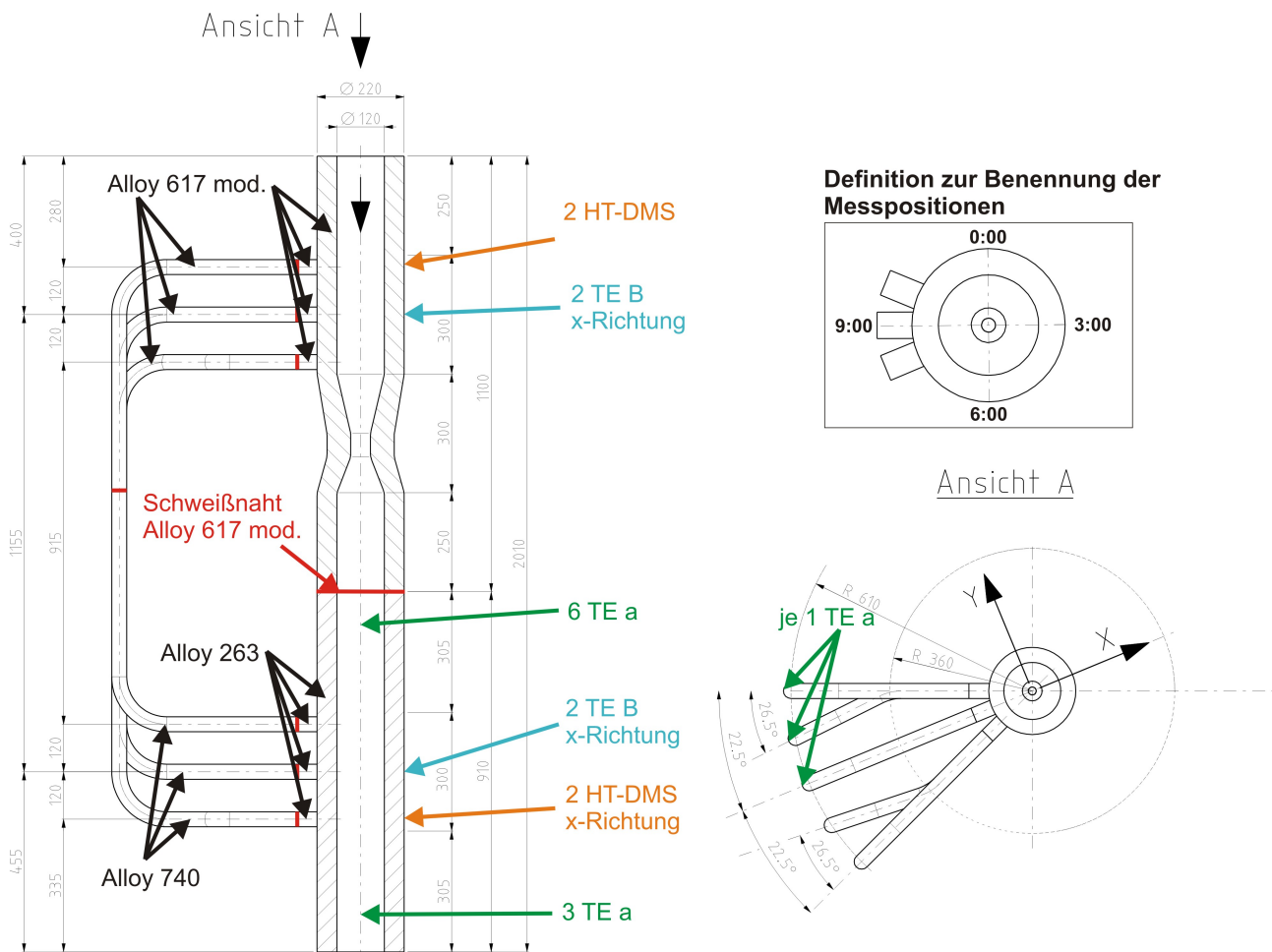


Bild 5.14: Ausschnitt der Technischen Zeichnung von BPT des Sammlers aus Alloy 617 mod. und Alloy 263

Der Sammler besteht aus einem in der Hauptflussrichtung des Mediums liegenden dickwandigem Rohr mit 120 mm Innendurchmesser und 50 mm Wanddicke, in welches eine Querschnittsverengung auf einen Innendurchmesser von 50 mm eingearbeitet ist. Die Querschnittsverengung wirkt als Drossel und sorgt dafür, dass die fünf dünnwandigen Kesselrohre mit Innendurchmesser 20,4 mm und

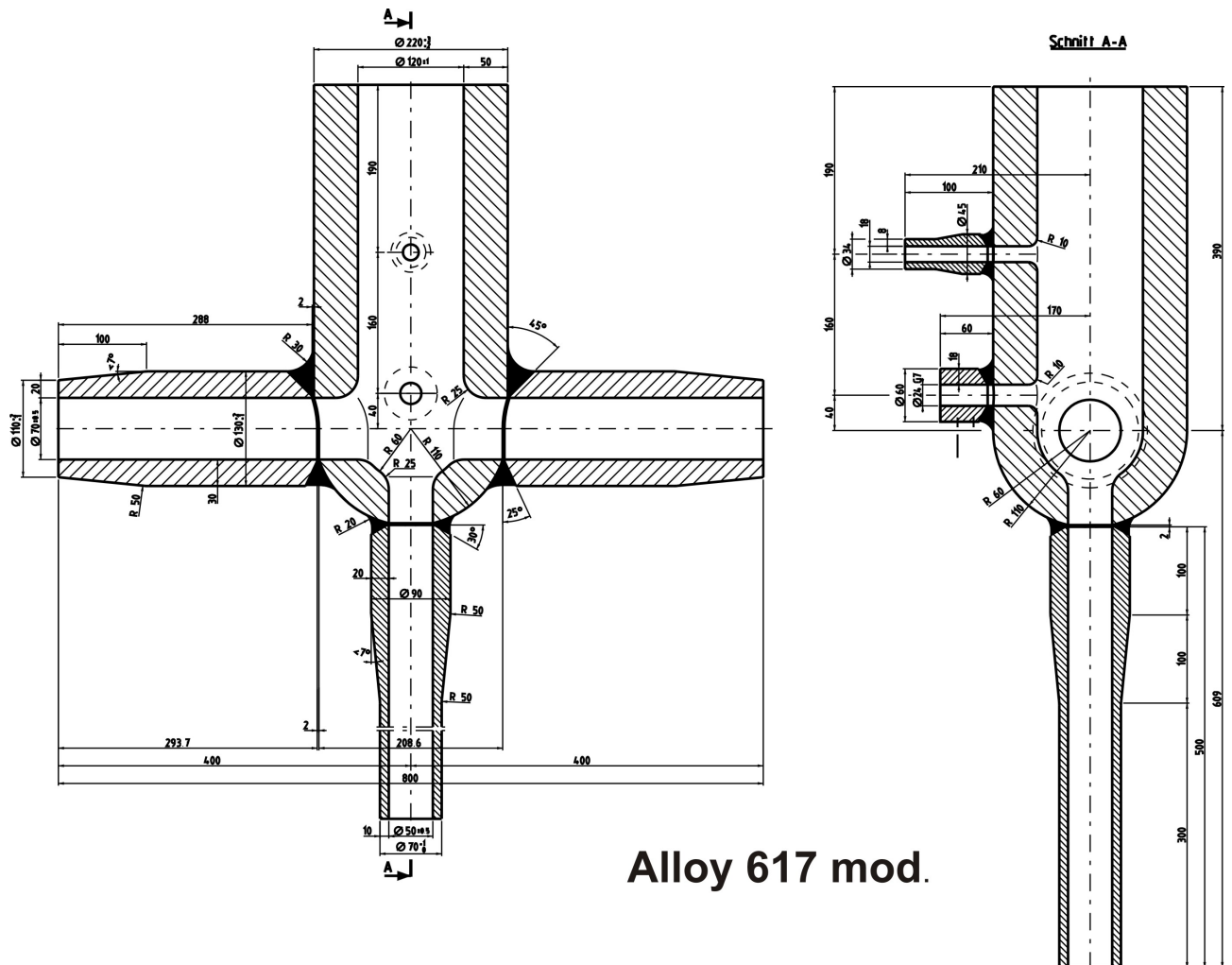


Bild 5.15: Ausschnitt der Technischen Zeichnung von BPT des Halbkugelformstücks aus Alloy 617 mod.

Wanddicke 8,8 mm, welche jeweils mit ihren Ein- und Austrittsöffnungen senkrecht an den Sammler angeschweißt sind, durchströmt werden. Der mediumseintrittsseitige Teil des Sammlers mit der Querschnittverengung ist aus dem Alloy 617 mod. (Schmelze 922185 der BGH - siehe Tabelle 4.2) gefertigt. Der mediumsaustrittsseitige Teil des Sammlers besteht aus dem Werkstoff Alloy 263 (Schmelze 413773 der VDM - siehe Tabelle 4.4). Die Schweißverbindung zwischen den beiden Teilen des Sammlers wurde mit einem Schweißzusatzwerkstoff aus Alloy 617 mod. von BPT hergestellt. Die Kesselrohre wurden über kurze Sammlernippel mit dem Sammler verbunden. Dabei wurden artgleiche Materialpaarungen gewählt, d. h. mediumseintrittsseitig Alloy 617 mod. und austrittsseitig Alloy 263. Die gebogenen, dünnwandigen Kesselrohre bestehen eintrittsseitig aus Alloy 617 mod. und austrittsseitig aus dem Material Alloy 740.

Das Halbkugelformstück wurde ebenfalls aus dem Material Alloy 617 mod. der BGH-Schmelze 922185 gefertigt. Weil das Halbkugelformstück unmittelbar an den Alloy 263 Bereich des Sammlers anschließt und eine Baustellenschweißung nur erschwert praktikabel gewesen wäre, wurde die Mischschweißnaht mit Alloy 617 mod. Schweißgut im Werk Dortmund von BPT durchgeführt.

Fertigung der Komponenten

Aufgrund der zahlreichen gleich- und ungleichartigen Schweißverbindungen wurde der Sammler und das Halbkugelformstück mehrfach wärmebehandelt. Die chronologische Schrittfolge des Herstellungsprozesses ist mit Angabe der Wärmebehandlungsparameter und des ausführenden Unternehmens nachfolgend aufgelistet:

1. Schweißung der Rundnähte zwischen den verschiedenen Materialbereichen (Alloy 617 mod. mit Alloy 263) des Sammlers sowie zwischen Sammler und Halbkugelformstück (Alloy 617 mod. mit Alloy 263) mit Alloy 617 mod. Schweißgut durch BPT
2. Lokale Stabilglühung der Schweißnähte bei 980 °C für 3 h durch BPT
3. Biegung der Kesselrohre aus Alloy 617 mod. und Alloy 740 im lösungsgeglühten Zustand mit Biegeradius $R = 105$ mm durch Alstom Neumark
4. Lösungsglühung der Kesselrohre aus Alloy 617 mod. bei 1190 °C für 5 min und aus Alloy 740 bei 1120 °C für 15 min durch Alstom Neumark
5. Einbringen der zehn Bohrungen im Sammler durch Alstom Neumark
6. Anbringen der innenliegenden Radien an den Innenkanten aller zehn Bohrungen: im Bereich Alloy 617 mod. wurden die fünf Radien mit 3 mm, im Bereich Alloy 263 ein Radius mit 3 mm und die restlichen vier mit 10 mm durch Alstom Neumark ausgeführt
7. Anschweißen der Sammlernippel aus Alloy 617 mod. und Alloy 263 artgleich an den Sammler durch Alstom Neumark
8. Schweißung der Rundnähte zwischen den Kesselrohren Alloy 617 mod. und Alloy 740 durch Alstom Neumark
9. Ausscheidungshärtung aller Teile bei 800 °C für 4 h im Ofen durch Alstom Neumark
10. Schweißung der Rundnähte zwischen den Sammlernippeln und den Kesselrohren durch Alstom Neumark
11. Lokale Ausscheidungshärtung der Sammlernippel/Kesselrohrverbindung aus Alloy 263 und Alloy 740 bei 800 °C für 4 h durch Alstom Neumark

Messinstrumentierung der Komponenten

Im Bild 5.14 sind die am Sammler applizierten Temperatur und Dehnungsmessstellen an den genauen Positionen eingezeichnet. Insgesamt wurden jeweils zwei HT-DMS in axialer und tangentialer

Richtung an den Außenseiten des Sammlers im Bereich Alloy 617 mod. und Alloy 263 auf der gegenüberliegenden Seite der ausgehenden Kesselrohre appliziert. Um das Temperaturprofil innerhalb des dickwandigen Bereichs zu ermitteln, wurden von außen je zwei Thermoelemente in Bohrungen mit Tiefen von 30 bzw. 45 mm in beiden Materialbereichen angebracht. Im dickwandigen Bereich Alloy 263 wurden weiterhin sechs bzw. drei außenliegende Thermoelemente vor und hinter den Kesselrohreingängen über den Rohrumfang appliziert. Um die Temperaturen der Kesselrohre zu messen wurden drei weitere Thermoelemente an den zum Sammler parallel verlaufenden Kesselrohren aufgefunktet.

Messergebnisse

Im Bild 5.16 sind für die Temperaturmessstellen die zeitlichen Verläufe der gemessenen Temperaturen für einen Zyklus abgebildet. Die Temperaturmessstellen sind bereits in Bild 5.14 benannt. Die von außen applizierten Messstellen haben die Bezeichnung „6 TE a“ und „3 TE a“ und die beiden Messstellen in den Bohrungen wurden mit „2 TE B“ bezeichnet. Die Zuordnung der Messpositionen erfolgt anhand von Uhrzeitangaben, welche in Bild 5.14 definiert wurden.

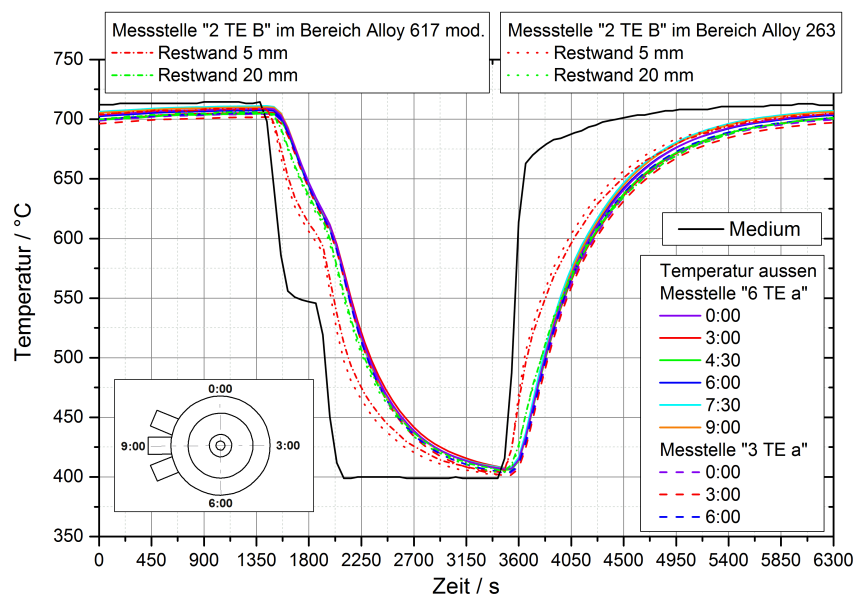


Bild 5.16: Auswertung der Temperaturmessungen am Sammler für einen Zyklus (Messpositionen Bild 5.14)

Aus den Messverläufen ist erwartungsgemäß zu erkennen, dass je geringer der Abstand des Thermoelements zum strömenden Dampf ist, die gemessene Metalltemperatur umso schneller der Mediumtemperatur folgt.

Das Diagramm in Bild 5.17 zeigt für drei Zyklen die gemessenen Dehnungsverläufe der HT-DMS im Bereich Alloy 617 mod. sowie den Temperaturmessverlauf an der 3:00 Position an der außenliegenden Messstelle „6 TE a“.

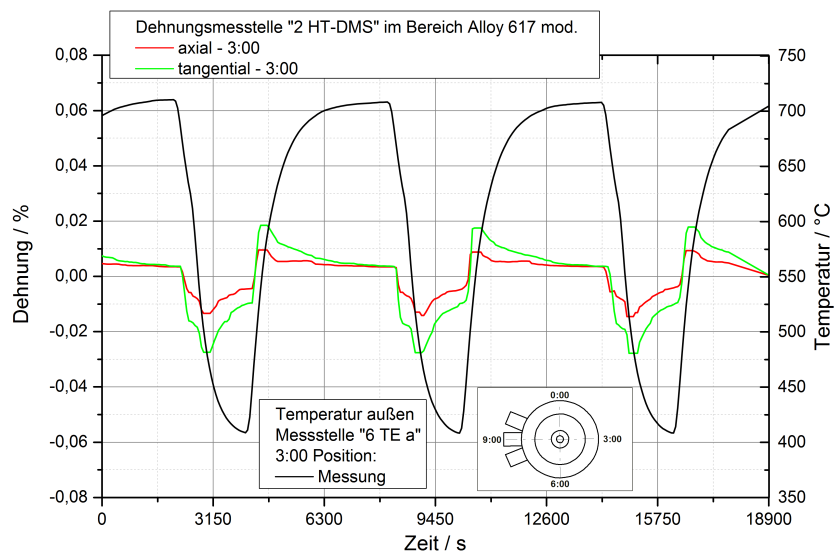


Bild 5.17: Auswertung der Dehnungsmessungen am Sammler für drei Zyklen (Messpositionen Bild 5.14)

Es ist zu sehen, dass in Axial- und Tangentialrichtung während des Abkühlens Druck- und während des Aufheizens Zugdehnungen auftreten. Die Zugdehnungen erreichen axial einen Maximalwert von etwa 0,01 % und tangential von etwa 0,02 %, während die Druckdehnungen Werte von etwa $-0,015$ % in axialer und von etwa $-0,028$ % in tangentialer Richtung erreichen.

Die Teststrecke HWT II wurde im GKM im Zeitraum vom 26.09.2012 bis zum 15.04.2014 betrieben. Während dieser Zeit haben die Komponenten insgesamt 2623 Lastwechsel erfahren und die Temperatur war über die gesamte Laufzeit gesehen für etwa 6018 h über 700 °C.

Zerstörungsfreie Prüfungen am Sammler

Um zerstörungsfreie Untersuchungen an den kritischen Lochrandbereichen durchführen zu können, wurde der Sammler aus der Teststrecke entnommen. An der MPA Universität Stuttgart wurden in einem ersten Schritt alle zehn Lochränder mit Hilfe eines Endoskops betrachtet und an allen Lochrändern wurden Anrisse identifiziert. Um die Ausprägung der Anrisse zu visualisieren, wurden Farbeindringprüfungen durchgeführt. Eine Zusammenstellung der Aufnahmen dieser Prüfungen ist in Bild 5.18 gezeigt. An allen Lochrändern sind Anrisse zu identifizieren, wobei an den Lochrändern aus Alloy 617 mod. besonders viele zu erkennen sind.

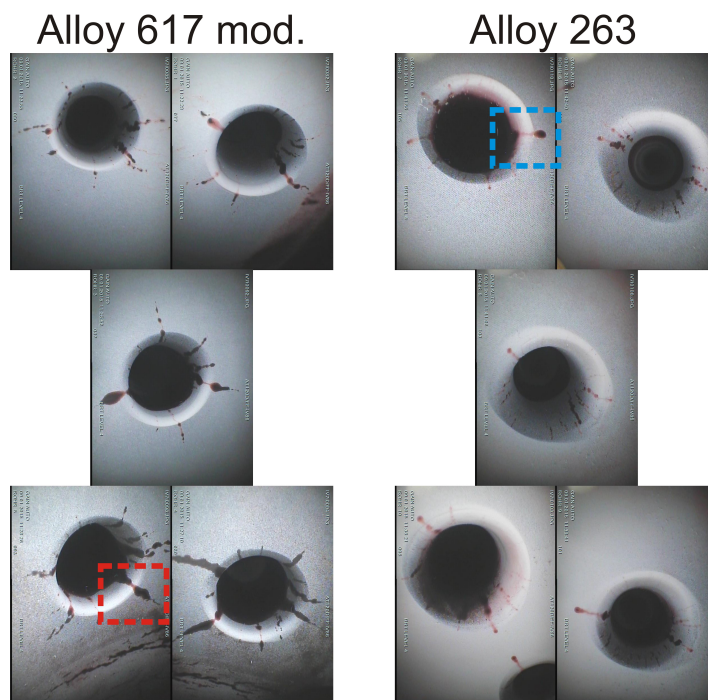


Bild 5.18: Ergebnisse der Farbeindringprüfungen an den Lochrändern des Sammlers

Zur Bestimmung der Risstiefen wurden die in Bild 5.18 markierten Risse aufgebrochen. Die Makroaufnahmen mit Blick auf die Bruchflächen sind in Bild 5.19 dargestellt.

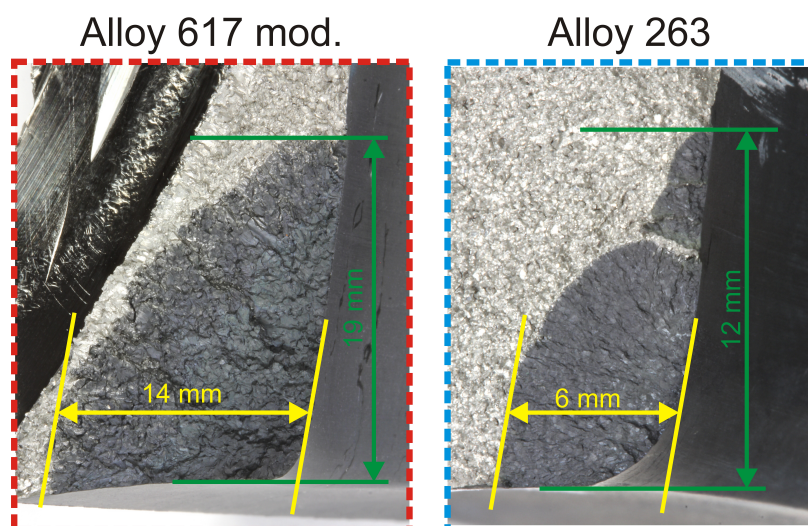


Bild 5.19: Makroaufnahmen der Bruchflächen

Im Bild 5.19 sind die Abmessungen der Rissgeometrien angegeben. Das Maß, welches in grün eingezeichnet ist, gibt die Risslänge in Richtung der Kesselrohre an und das gelb dargestellte Maß die Risslänge im Sammler. Die Ausmessung der Risslängen zeigt, dass die Risse in Richtung der Kesselrohre länger sind. Weiterhin ist die Bruchfläche im Werkstoff Alloy 617 mod. (rot umrandet) wesentlich größer als im Werkstoff Alloy 263 (blau umrandet). Dies deutet daraufhin, dass der Anriss im Werkstoff Alloy 617 mod. früher auftrat.

Kapitel 6

Numerische Untersuchungen

6.1 Anpassung der Parameter des Verformungsmodells

Zur numerischen Beschreibung des Verformungsverhaltens der untersuchten Nickelbasislegierungen wurde das in Abschnitt 3.2.1 beschriebene viskoplastische Materialmodell nach Chaboche, Nouailhas, Ohno und Wang in eine ABAQUS [94] Materialroutine implementiert. Zusätzlich wurde das in Abschnitt 3.3.2 erläuterte Schädigungsmodell von Lemaitre in die Routine integriert. Die material- und temperaturabhängigen Parameter des Verformungs- und Schädigungsmodells wurden auf der Basis von einachsigen Kriech-, Ermüdungs- und Kriechermüdungsversuchen angepasst.

Im ersten Schritt der Anpassung wurden die Parameter für vorwiegend niedrige Beanspruchungen auf Grundlage verschiedener Zeitstandergebnisse ermittelt. Für den Werkstoff Alloy 617 mod. erfolgte die Anpassung mit zwei unterschiedlichen Datenquellen. Zum einen wurden alle in den Forschungsvorhaben MARCKO DE2 [33], COORETEC DE4 [20], MARCKO700 [34] und HWT II bei Prüftemperaturen von 700 °C und 725 °C ermittelten Zeitstandergebnisse (im folgenden als „Kriechanpassung all“ bezeichnet) herangezogen. Zum anderen wurden die Daten aus der Materialcharakterisierung der Teststrecke HWT II (im folgenden als „Kriechanpassung HWT II“ bezeichnet) zugrunde gelegt. Zur Anpassung der Parameter des Alloy 263 wurden die Zeitstandergebnisse aus den Vorhaben COORETEC DE4 und HWT II bei gleichen Prüftemperaturen verwendet. Um aus den zahlreichen Versuchsdaten gemittelte Kriechkurvenverläufe zu generieren wurde der in Abschnitt 3.1.1 beschriebenen Larson-Miller-Ansatz genutzt.

Zuerst wurden die Schlepptension K_2 und der Nortonexponent n_2 , welche in die Gleichung 3.26 der akkumulierten plastischen Dehnrate $\dot{\epsilon}_2$ eingehen und die Parameter a_2 und c_2 , welche wiederum zur Bestimmung der kinematischen Variable \dot{X}_2 (Formel 3.28) notwendig sind, an den Primär- und Sekundärbereichen der Kriechkurven angepasst. Die Beschreibung des beschleunigten Dehnungszuwachses im Tertiärbereich erfolgte im zweiten Schritt über die Anpassung der Parameter λ , α_2 und r ,

welche in der Entwicklungsgleichung der Kriechschädigungsvariable \dot{D}_c (Formel 3.54) enthalten sind. Im zweiten Anpassungsschritt wurden die Materialparameter der inelastischen Dehnrate $\dot{\epsilon}_{in,1}$ (Formel 3.24) und den kinematischen Variablen \dot{X}_{11} bzw. \dot{X}_{12} (Gleichung 3.27) für vorwiegend hohe Beanspruchungen auf der Basis des in Abschnitt 4.2.4 beschriebenen zyklischen komplexen Vorprogramms ermittelt. Sowohl für den Alloy 617 mod. als auch den Alloy 263 erfolgten die Anpassungen für die Temperaturstützstellen 400 °C, 600 °C, 650 °C, 700 °C und 725 °C.

Zur Bestimmung der Schleppspannung K_1 und des Nortonexponent n_1 in Formel 3.25 wurden die jeweils aufeinanderfolgenden Zyklen mit Dehnraten von 6 % min⁻¹, 0,6 % min⁻¹ und 0,06 % min⁻¹ herangezogen. Mittels dieser Parameter lässt sich ein variierendes Verfestigungsverhalten bei unterschiedlichen Dehnraten beschreiben. Über die Parameter a_{11} , a_{12} , c_{11} und c_{12} (Gleichung 3.27) ist es möglich die Form der Verfestigung zu beschreiben. Die Parameter a_{11} bzw. a_{12} bewirken eine Verschiebung des Spannungsniveaus, wohingegen c_{11} bzw. c_{12} die Verfestigung beschreiben. Mit Hilfe der Parameter β_{11} und r_{11} (Formel 3.27), welche im Erholungsterm der kinematischen Variablen enthalten sind, wurde bei den Temperaturen von 700 °C und 725 °C die Spannungsrelaxation während der Zug- und Druckhaltezeit angepasst. Die Parameter d_{11} , d_{12} , m_{11} , m_{12} , ϕ_{11} und ϕ_{12} in Gleichung 3.27 der kinematischen Variable, welche die Beschreibung des Ratchettingverhaltens ermöglichen, wurden durch geeignete Festlegung inaktiv geschaltet.

Im dritten Schritt wurden die Materialparameter der isotropen Variable \dot{R} (Gleichung 3.29) angepasst. Hierzu wurden die maximalen und minimalen Spannungsverläufe der LCF-Versuche mit 6 % min⁻¹ Dehnrate für die Temperaturstützstellen 400 °C, 600 °C, 650 °C, 700 °C und 725 °C verwendet.

Anhand der isotropen Variable lässt sich die zyklische Verfestigung vom Erstbelastungszyklus bis zum Erreichen eines stabilen Zustands (z.B. bei halber Lebensdauerlastspielzahl) beschreiben. Der Parameter Q in Gleichung 3.29 ist die Differenz zwischen der Maximalspannung bei der Erstbelastung und bei der halben Lebensdauerlastspielzahl. Mit Hilfe des Parameters b wird die Geschwindigkeit beschrieben, mit welcher die zyklische Verfestigung abläuft.

Zur Abbildung des Spannungsabfalls, welcher aus der Werkstoffschädigung resultiert, dienen die Parameter Ω , α_1 und γ , welche in die Ermüdungsschädigungsvariable D_f (Formel 3.53) eingehen. Die Anpassung erfolgte temperaturabhängig über die Gesamtheit der Ergebnisse aller Ermüdungsversuche und mit dem Ziel beim definierten 5 %-Lastabfallkriterium einen Schädigungswert von eins zu erhalten.

Eine Übersicht der ermittelten temperaturabhängigen Parameter des CNOW-Modells ist in Tabelle A. 14 für den Alloy 617 mod. und in Tabelle A. 15 für den Alloy 263 zusammengestellt.

6.2 Einordnung und Verifizierung der Anpassungen

Zur Einordnung und Verifizierung der Parameteranpassungen wurden verschiedene Versuche mittels FE-Simulationen in ABAQUS nachgerechnet. Um die Einflüsse der Materialparameter auf die Simulationsergebnisse separieren zu können, wurde die Komplexität der Modelle schrittweise gesteigert. Die ersten und einfachsten Nachrechnungen der einachsigen Versuche erfolgte an einem würfelförmigen 20-knotigen Eielement des Typs C3D20 mit Kantenlänge 1 mm, welches in Bild 6.1 dargestellt ist.

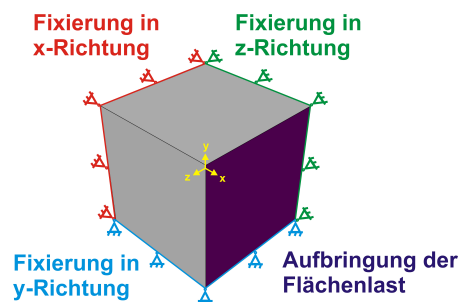


Bild 6.1: Modell des Eielements

Wie im Bild 6.1 dargestellt, wurde das Modell an drei Würfelseiten in x-, y- und z-Richtung fixiert. Die Aufbringung der Flächenlast erfolgte auf der lila dargestellten Würfelseite. In den Nachrechnungen wurden bei den LCF-Versuchen die Dehnungen und bei den Zeitstandversuchen die Spannungen auf diese Fläche aufgeprägt.

Für die Einordnung der Anpassungen der kinematischen Variablen für vorwiegend hohe Beanspruchungen wurden die in Abschnitt 4.2.4 vorgestellten LCF-Versuche mit komplexem Vorprogramm nachgerechnet. In den Bildern 6.2 und 6.3 sind exemplarisch die Simulationsergebnisse der Versuche bei einer Prüftemperatur von 700 °C sowie einer Dehnungsamplitude von 0,3 % im ersten Block bzw. 0,4 % im zweiten Block (siehe Bild 4.15) für den Alloy 617 mod. und den Alloy 263 dargestellt.

Die Diagramme zeigen jeweils vergleichend die zeitlichen Verläufe der Axialspannungskomponente der Simulationen (grüne durchgezogene Linie) und der Versuche (gepunktete rote Verläufe). Aus den Vergleichen ist zu entnehmen, dass für beide Werkstoffe das zyklische Werkstoffverhalten für die unterschiedlichen Dehnungsamplituden sowie Dehnraten in guter Übereinstimmung beschrieben werden kann. Ebenso ist zu sehen, dass die Spannungsrelaxation während den 30-minütigen Haltezeiten gut abgebildet wird.

Für die Einordnungen der Anpassungen der isotropen Modellanteile sowie der Parameter der Schädigungsvariablen wurden die in HWT II durchgeführten dehnungskontrollierten LCF-Versuche nachgerechnet. Im Bild 6.4 sind für den Alloy 617 mod. die Verläufe der minimalen und maximalen Axialspannung aus Versuch und Simulation des Versuchs bei 700 °C mit einer Dehnrates von 6 \% min^{-1} , einer Dehnungsamplitude von 0,3 % und 10-minütiger Haltezeit dargestellt.

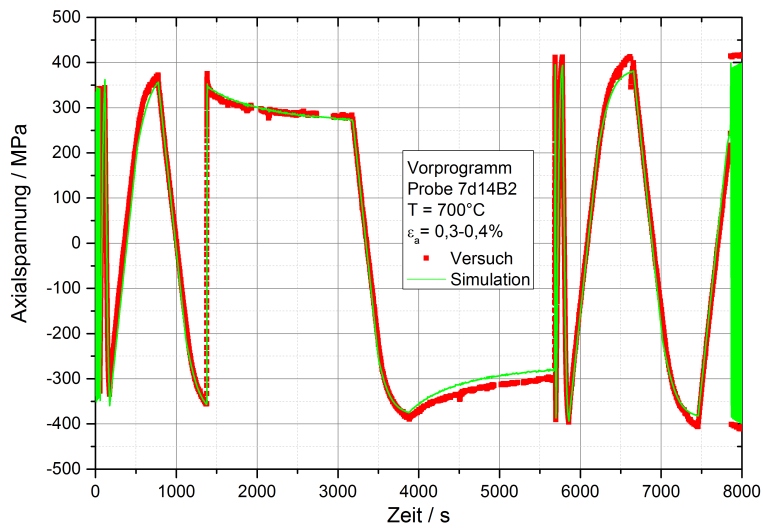


Bild 6.2: Axialspannungsverläufe aus Versuch und Simulation während des Vorprogramms - Alloy 617 mod.

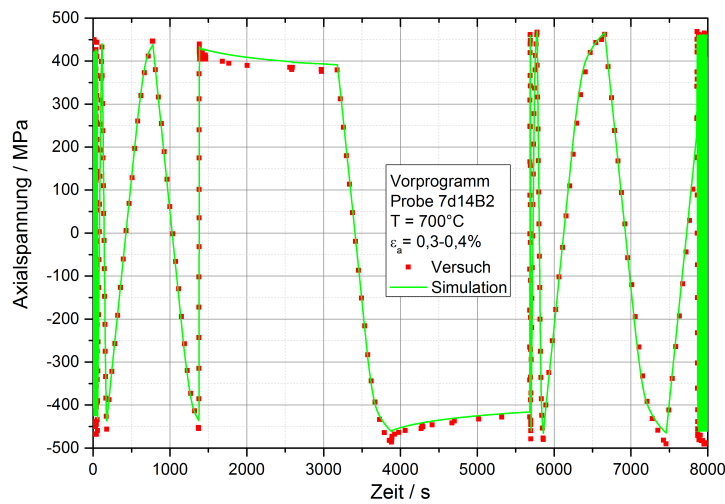


Bild 6.3: Axialspannungsverläufe aus Versuch und Simulation während des Vorprogramms - Alloy 263

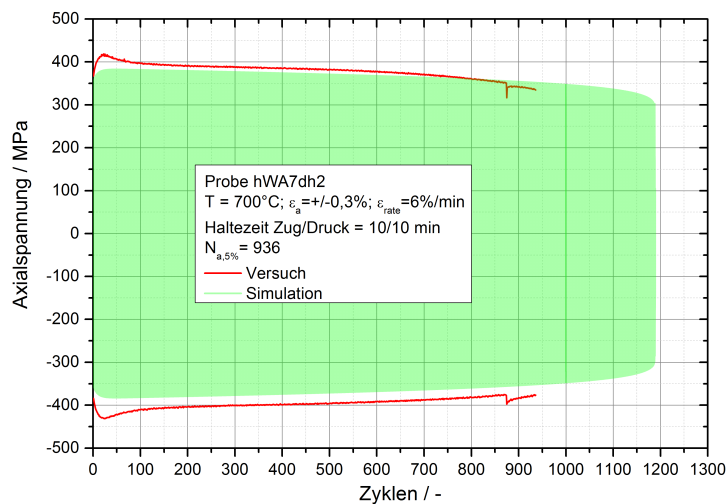


Bild 6.4: Verläufe der minimalen und maximalen Axialspannung aus Versuch und Simulation - Alloy 617 mod.

Der Vergleich zeigt, dass die zyklische Verfestigung zu Beginn des Versuchs in der Nachrechnung geringfügig unterschätzt wird. Nach Erreichen des stabilisierten Spannungsniveaus sind die Extremwertverläufe aus Simulation und Versuch nahezu kongruent und der zyklische Spannungsabfall, welcher aus der Werkstoffschädigung resultiert, kann numerisch gut beschrieben werden.

In Bild 6.5 sind die Ergebnisse des LCF-Versuchs am Alloy 263 bei 700 °C mit einer Dehnrates von 0,06 % min⁻¹ und einer Dehnungsamplitude von 0,4 % aus Versuch und Simulation gegenübergestellt.

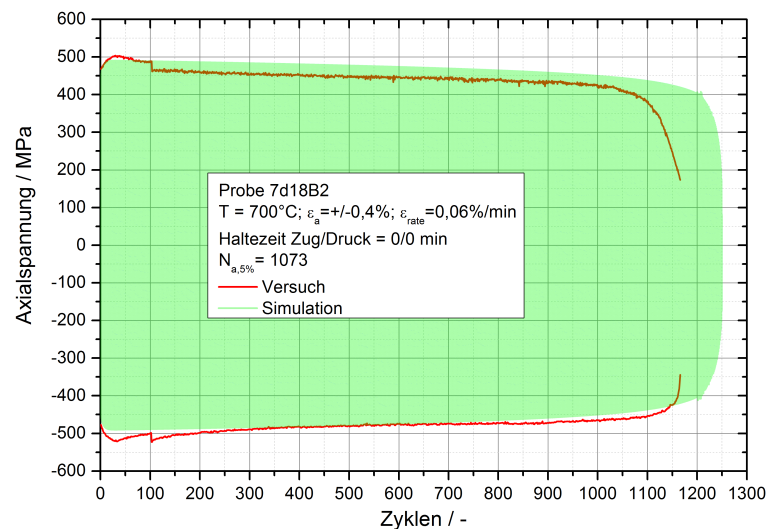


Bild 6.5: Verläufe der minimalen und maximalen Axialspannung aus Versuch und Simulation - Alloy 263

Hieraus geht hervor, dass sowohl die anfängliche Verfestigung als auch der Spannungsfall resultierend aus der zyklischen Materialschädigung durch das Modell relativ gut beschrieben werden können. Zur Einordnung und Verifikation der Kriechanpassungen beider Werkstoffe wurden die mehrachsigen Zeitstandversuche an Hohlzylinderproben aus Abschnitt 5.2 nachgerechnet. Für die Nachrechnungen der Hohlzylinderversuche wurde ein halbes achsensymmetrisches Modell verwendet, welches in Bild 6.6 abgebildet ist. Das Modell besteht aus 1743 Elementen des Typs CAX8 und 5558 Knoten.

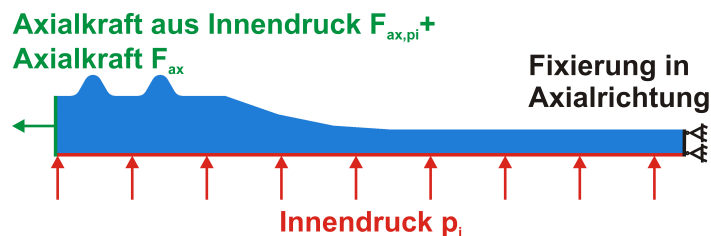


Bild 6.6: FE-Modell des Hohlzylinders mit eingezeichneten Randbedingungen

Wie im Bild 6.6 zu erkennen, wurde die axiale Symmetriebedingung am rechten Modellende durch eine Fixierung in Axialrichtung berücksichtigt. Der Druck von 400 bar wurde auf die Innenfläche des Hohlzylinders aufgeprägt. Am breiteren freien Ende wurden die Axialkraft aus dem Innendruck

sowie die zusätzliche Axialkraft von 54,96 kN aufgebracht.

Das Bild 6.7 zeigt die Verteilung der Vergleichskriechdehnungen (SDV7) exemplarisch für die Nachrechnung des Hohlzylindersversuchs am Alloy 617 mod. mit der „Kriechanpassung all“. Im Rahmen der Simulationsauswertungen wurden an der außenliegenden HT-DMS Position die Kriechdehnungen in axialer Richtung ausgewertet, um die Simulationsergebnisse mit den Messergebnissen aus den Versuchen direkt vergleichen zu können. Für die Versagensbewertung wurden außerdem die Vergleichskriechdehnungen am Ort mit den maximalen Dehnungen an der Hohlzylinderinnenseite ausgewertet. Die Positionen, an denen die Auswertungen erfolgten, sind im Bild 6.7 gekennzeichnet.

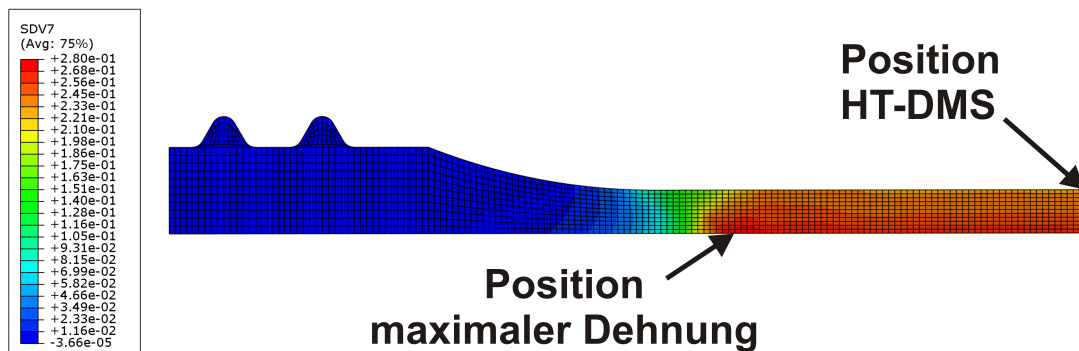


Bild 6.7: Verteilung der Vergleichskriechdehnungen (SDV7) in der Hohlzylinderprobe

In den Bildern 6.8 und 6.9 sind die Ergebnisse der Nachrechnungen den Versuchsergebnissen gegenübergestellt. Die Versuchsergebnisse sind jeweils als Punkte und die Simulationsverläufe als durchgezogene bzw. gestrichelte Linien dargestellt. Neben den Ergebnissen der Hohlzylindersversuche sind Simulationsergebnisse von Nachrechnungen einachsiger Versuche dargestellt. Die Spannung wurde in den Simulationen der einachsigen Versuche identisch der im Hohlzylinder vorliegenden Vergleichsspannung nach von Mises gewählt, um zu untersuchen inwieweit das Materialmodell den Mehrachsigeinfluss abbilden kann.

Für den Alloy 617 mod. erfolgten die Simulationen sowohl mit der „Kriechanpassung all“ als auch mit der „Kriechanpassung HWT II“. Der Vergleich der Dehnungsverläufe im sekundären Kriechbereich zeigt, dass die gemessenen axialen Dehnungen durch die Nachrechnung mit der „Kriechanpassung all“ überschätzt werden, wohingegen die Nachrechnung mit der „Kriechanpassung HWT II“ die gemessenen axialen Dehnungen unterschätzt. Bei Betrachtung der Dehnungsentwicklung im Tertiärbereich der „Kriechanpassung all“ ist die Zunahme langsamer als im Versuch und liefert somit eine längere Laufzeit. Im Vergleich liefert die Nachrechnung mit der „Kriechanpassung HWT II“ eine deutlich kürzere Laufzeit. Das könnte darauf zurückzuführen sein, dass die Hohlzylinderprobe aus dem Material der VDM-Schmelze stammt und die „Kriechanpassung HWT II“ auf Grundlage der Zeitstandversuche am BGH-Material erfolgte, welches schlechtere Zeitstandeigenschaften besitzt (siehe Bild 4.6).

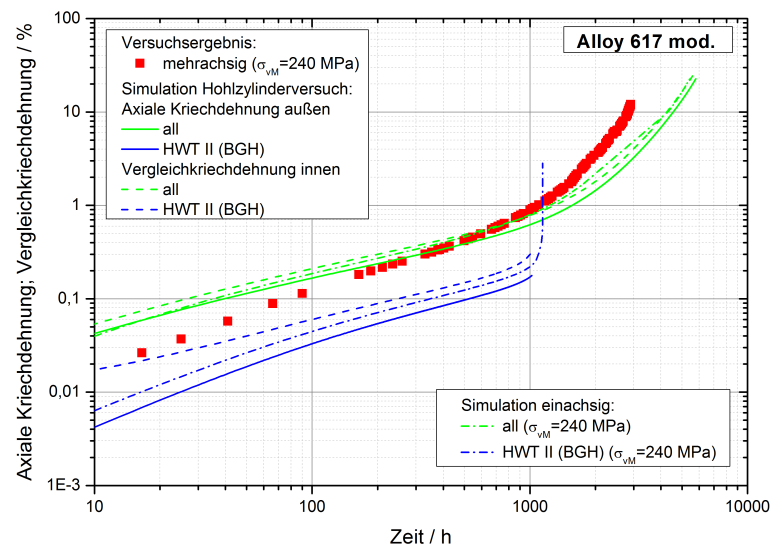


Bild 6.8: Kriechkurven ein- und mehrachsiger Proben aus Versuchen und Simulationen - Alloy 617 mod.

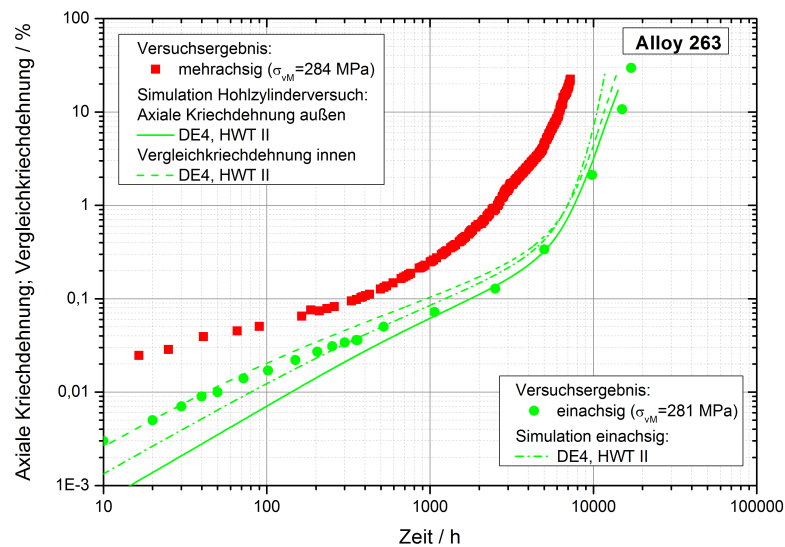


Bild 6.9: Kriechkurven ein- und mehrachsiger Proben aus Versuchen und Simulationen - Alloy 263

Die Nachrechnung des Zeitstandversuchs an der Hohlzylinderprobe aus Alloy 263 zeigt (siehe Bild 6.9), dass die numerisch ermittelten axialen Dehnungen im sekundären und tertiären Kriechbereich (grüne durchgezogene Linie) die mit dem HT-DMS gemessenen axialen Dehnungen (rote Punkte) unterschätzen. Rechnerisch liegt der Verlauf für den Ort der maximalen Vergleichskriechdehnung (grüne gestrichelte Linie) höher, aber auch noch unterhalb der Messpunkte. Dies führt dazu, dass aus der Simulation eine längere Laufzeit bis zum Bruch resultiert. Tendenziell liegen alle Simulationsergebnisse eher auf der Kriechkurve des einachsigen Zeitstandversuchs (grüne Punkte) bei einer Prüfspannung von 281 MPa.

Insgesamt ist festzustellen, dass bei den Simulationen der ein- bzw. mehrachsigen Versuche beider Werkstoffe im Sekundärbereich die Dehnungen aus der Nachrechnung der Hohlzylinderversuche in allen Fällen größer sind, jedoch im Tertiärbereich keine großen Unterschiede auftreten. Dies deutet daraufhin, dass der aus der Mehrachsichtigkeit resultierende beschleunigte Dehnungszuwachs durch das CNOW-Modell nicht entsprechend abgebildet werden kann.

6.3 Simulation der Teststreckenkomponenten

Die zyklischen Spannungs- und Dehnungsverteilungen im Sammler und im Halbkugelformstück, welche in der in Abschnitt 5.4 beschriebenen HWT II-Teststrecke eingebaut sind, wurden mit Hilfe von numerischen Simulationen ermittelt. Die Vorgehensweise bei der Durchführung ist schematisch in Bild 6.10 dargestellt.

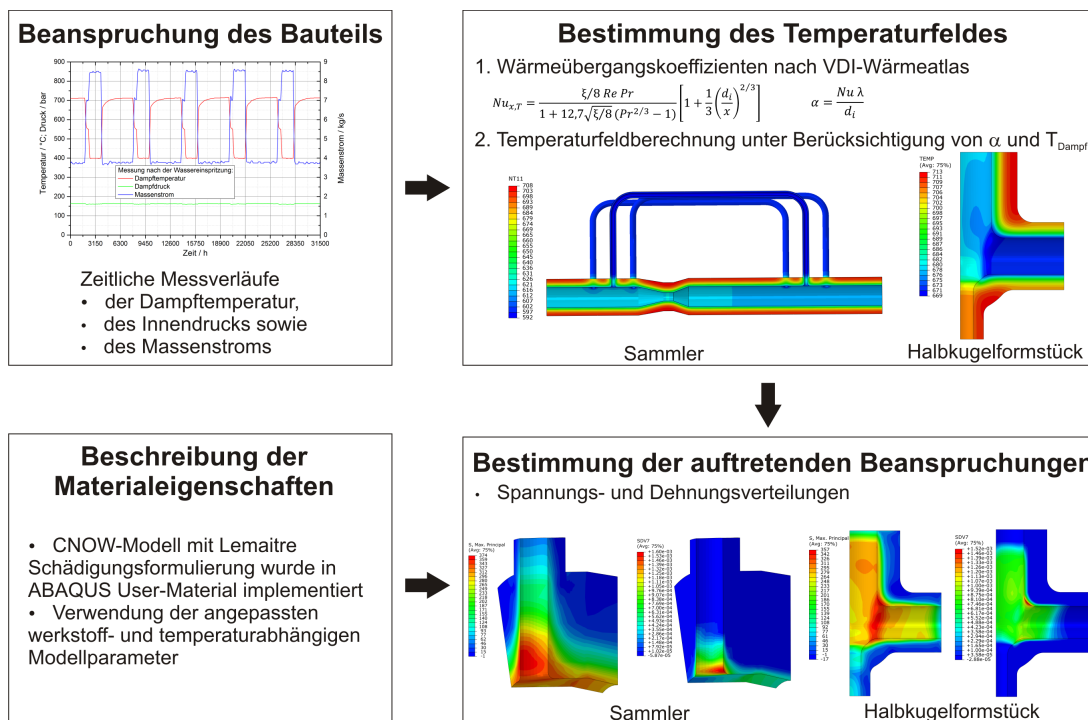


Bild 6.10: Ablauf der FE-Simulationen zur Ermittlung der Beanspruchungssituation im Bauteil

Zunächst wurden die während des Teststreckenbetriebs gemessenen zeitlichen Verläufe der Dampftemperatur, des Innendrucks und Massenstroms zusammen mit den Abmessungen der Komponenten verwendet, um mit Hilfe der Formeln des VDI-Wärmeatlas [95] die zeit- und temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten zu bestimmen.

Als Nächstes wurde die Geometrie der Komponente mit Hilfe eines FE-Modells nachgebildet und die notwendigen thermischen Materialkennwerte, wie die temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeiten und spezifischen Wärmekapazitäten des Alloy 617 mod. bzw. Alloy 263, aus den Werkstoffdatenblättern [36, 42] entnommen. Die im ersten Schritt ermittelten Verläufe der Wärmeübergangskoeffizienten

und der gemessenen Dampftemperatur wurden auf die Rohrrinnenwand aufgeprägt und bestimmen wesentlich den Wärmefluss in bzw. aus der Komponente. Mit Hilfe der instationären, thermischen Simulation, wird der zeitliche Verlauf der räumlichen Temperaturverteilung innerhalb der Komponente ermittelt.

Um die Auswirkungen dieser Temperaturfelder auf die mechanische Beanspruchung und das Bauteilverhalten ermitteln zu können, ist ein zweites FE-Modell notwendig, welches ebenso die Geometrie der Komponenten dreidimensional abbildet. Zur Berücksichtigung der Werkstoffeigenschaften in Bezug auf das Verformungs- und Schädigungsverhaltens wurde das CNOW-Modell für die beiden Werkstoffe mit den Parametern aus Tabelle A. 14 für Alloy 617 mod. und Tabelle A. 15 für Alloy 263 verwendet. Als Beanspruchung wurden die zeitlichen Temperaturverläufe aus der ersten Simulation sowie der gemessene zeitliche Verlauf des Innendrucks auf die Bauteilinnenoberfläche aufgeprägt und auf dieser Basis die zeitliche und räumliche Dehnungs- bzw. Spannungsverteilung in den Komponenten bestimmt.

Die in den Simulationen verwendeten FE-Modelle sowie die Ergebnisse für beide Komponenten werden in den folgenden Abschnitten vorgestellt.

6.3.1 Sammler

Das Modell des Sammlers besteht aus 299320 Elementen des Typs C3D8 und 340464 Knoten. Im Bild 6. 11 ist eine Schnittansicht des FE-Modells mit Blick auf die Lochränder aus Alloy 617 mod. (mittleres Bild) sowie aus Alloy 263 (rechtes Bild) dargestellt. Da die Lochränder mit zwei unterschiedlichen Übergangsradien ausgeführt wurden, ist zur eindeutigen Zuordnung jedem Lochrand ein Buchstabe zugewiesen worden und die Größe des Radius angegeben. Da diese Bereiche hinsichtlich der Versagensbewertung kritisch sind, wurde hier eine höhere Netzfeinheit als in den übrigen Bauteilbereichen realisiert. Die Bauteilbereiche aus dem Werkstoff Alloy 617 mod. sind grau und die aus dem Alloy 263 blau dargestellt. Im Bild 6. 11 links ist weiterhin das gesamte Sammlermodell mit farblicher Hervorhebung der Materialbereiche zur Erläuterung der in den mechanischen Simulationen angenommenen Randbedingungen abgebildet.

Da das Modell nur ein Teil der Teststrecke ist, müssen die Randbedingungen an den gelb markierten Schnittebenen angepasst werden, um die realen Gegebenheiten in der Teststrecke durch das vereinfachte Modell abbilden zu können. Zur Realisierung der Fixierung des Modells und der Aufbringung der Schnittkräfte, wurde an beiden freien Schnittflächen jeweils ein Masterknoten mit zylindrischen Koordinatensystemen im Rohrzentrum definiert. Diese Masterknoten wurden über „Kinematic Coupling“-Randbedingungen an die gelb dargestellten Schnittflächen gekoppelt. Bei der Definition der Randbedingungen wurden alle Freiheitsgrade mit Ausnahme der Radialkomponente blockiert, um ein Aufweiten in Folge des auf die Innenoberfläche der Komponente wirkenden Innendrucks zu

ermöglichen. Am Masterknoten im Bereich Alloy 263 (siehe Ansicht B) erfolgte die Fixierung des FE-Modells in Richtung sämtlicher Freiheitsgrade. Im Bereich Alloy 617 mod. (siehe Ansicht A) erfolgte am Masterknoten die Aufprägung der Axialkraftkomponente resultierend aus dem Innendruck. Aufgrund der Komplexität des Sammlers sowie des CNOV-Materialmodells, sind die Rechenzeiten sehr lang, weswegen in der Simulation insgesamt nur fünf Lastzyklen nachgerechnet wurden.

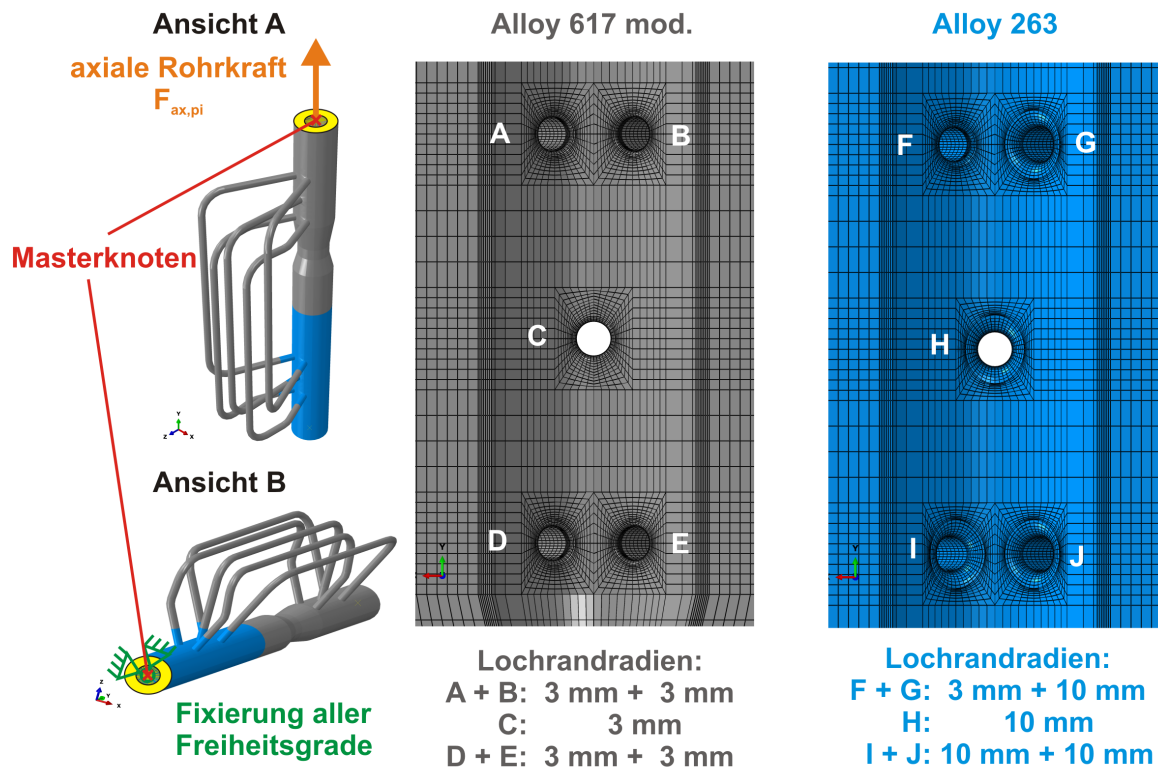


Bild 6.11: Randbedingungen für die Simulation des Sammlers

Zur Überprüfung inwieweit die angenommenen thermischen Randbedingungen und Einspannungsrandbedingungen die Realität widerspiegeln, wurden die Simulationsergebnisse mit den Messergebnissen der in Bild 5.14 dargestellten Messstellen verglichen. In Bild 6.12 ist für die Dehnungsmessstelle „2 HT-DMS“ im Bereich Alloy 617 mod. und für die außenliegende Temperaturmessstelle „6 TE a“ in 3:00 Uhr Position der Vergleich zwischen Simulation (gestrichelte Linien) und Messung (durchgezogene Linien) für einen Zyklus dargestellt.

Die Gegenüberstellung der Temperaturverläufe (schwarze Linien) zeigt, dass durch die Simulation der Messverlauf in guter Übereinstimmung abgebildet werden kann. Da die Temperaturverläufe über den gesamten Zyklus nahezu deckungsgleich sind, bilden die im ersten Schritt mit Hilfe der Formeln des VDI-Wärmeatlas [95] bestimmten zeit- und temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten die Wärmeübertragung vom Dampf in die Rohrwand realitätsnah ab.

Der Vergleich der axialen (rote Linien) und tangentialen (grüne Linien) Dehnungswerte zeigt, dass in beiden Fällen während des Abkühlens Druckdehnungen und während des Aufheizens Zugdehnungen

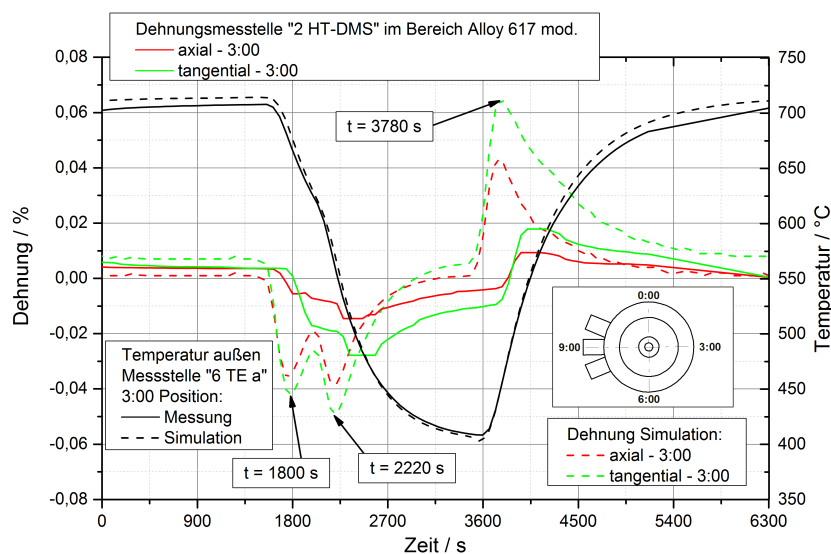


Bild 6.12: Vergleich der Verläufe der Dehnungen und Außenwandtemperatur aus Messung und Simulation (Messpositionen siehe Bild 5.14)

zu beobachten sind. Es ist allerdings festzustellen, dass die Beträge der Dehnungen aus den Messungen deutlich kleiner sind als aus der Simulation. Diese Unterschiede resultieren aus den spezifischen thermischen Eigenschaften der HT-DMS [96].

Um die räumliche Verteilung der Beanspruchung und damit die maximal beanspruchten Bereiche des Sammlers identifizieren zu können, wurden die zeitlichen Verläufe der ersten und dritten Hauptspannung bzw. -dehnung im Bereich der Lochränder ausgewertet. Im Bild 6.14 ist der zeitliche Verlauf der Temperatur (grüne Linie) beispielhaft für den Lochrand D dargestellt. Weiterhin wurden die zeitlichen Verläufe der ersten Hauptspannung (rote durchgezogene Linie), dritten Hauptspannung (rote gestrichelte Linie), ersten Hauptdehnung (blaue durchgezogene Linie) und dritten Hauptdehnung (blaue gestrichelte Linie) ausgewertet. Hierbei ist erkennbar, dass die erste Hauptspannung bzw. -dehnung zum Zeitpunkt $t = 4980$ s kurz nach der Zwischenstufe während des Abkühlens den Maximalwert erreicht.

In Bild 6.13 sind die räumlichen Verteilungen der ersten Hauptspannung an der Rohrinne mit den Anschlussbereichen der Kesselrohre mit den Lochrändern an den Werkstoff Alloy 617 mod. (linkes Bild) und Alloy 263 (rechtes Bild) zu diesem Zeitpunkt dargestellt. Es ist zu sehen, dass wie erwartet, die größten Spannungen (rote Färbung) an den Übergangsradien der Lochränder auftreten. Betragsmäßig sind die Spannungen im Bereich Alloy 263 mit 522 MPa größer als im Bereich Alloy 617 mod. mit einem Wert von 373 MPa.

Im Werkstoff Alloy 617 mod. liegt die höchste Beanspruchung (Pfeil im Bild 6.13 links) am unteren linken Lochrand D (siehe Bild 6.11) mit einem Lochrandradius von 3 mm vor. Die zeitlichen Verläufe für diese Stelle sind, wie bereits erläutert, im Bild 6.14 dargestellt.

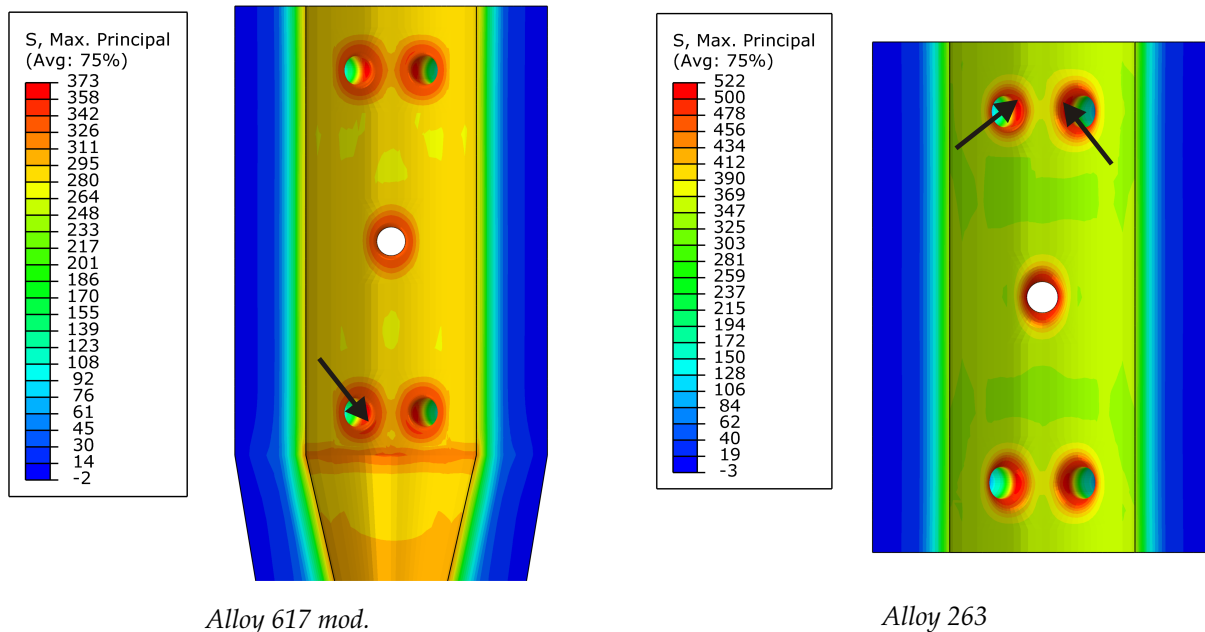


Bild 6. 13: Räumliche Verteilung der ersten Hauptspannung bei $t = 4980$ s

Für die Auswertung der zeitlichen Verläufe im Werkstoff Alloy 263 wurde der Lochrand F mit 3 mm Radius und der Lochrand G mit 10 mm Radius (siehe Bild 6. 11) ausgewählt. Für die beiden mit Pfeil gekennzeichneten Positionen (siehe Bild 6. 13 rechts) sind die zeitlichen Verläufe der ersten und dritten Hauptspannung sowie -dehnung und Temperatur in Bild 6. 15 bzw. Bild 6. 16 dargestellt. Zusätzlich sind jeweils rechts neben den Diagrammen tabellarisch die Extremwerte mit den daraus resultierenden Amplituden der Spannungen und Dehnungen sowie die Spannung in der Haltezeit des fünften Zyklus zusammengefasst. Der fünfte Zyklus wurde gewählt, da die Spannungen bzw. Dehnungen über alle fünf Zyklen gesehen in diesem vom Betrag die größten Werte erreichten. Die zeitlichen Verläufe zeigen, dass sich in Folge der zweistufigen Abkühlung mit Dampf und Wasser zwei Zugspannungs- bzw. -dehnungsmaxima an den Lochrändern ausbilden, wohingegen während der Aufheizphase ein Druckspannungs- bzw. -dehnungsminima entsteht. Die Orientierung der ersten Hauptspannungs- bzw. -dehnungskomponente während des Abkühlens sowie der dritten Hauptspannungs- bzw. -dehnungskomponente während des Aufheizens an den Lochrändern ist jeweils in Tangentialrichtung. Weiterhin ist zu erkennen, dass die aus der thermischen Belastung resultierenden Beanspruchungen an allen drei Lochrändern nahezu rein wechselnd sind. Die größten Dehnungsamplituden über einen Zyklus gesehen, treten mit etwa 0,415 % am Lochrand F mit 3 mm Radius im Bereich aus Alloy 263 auf. Am Lochrand G mit 10 mm Radius im gleichen Materialbereich sind die Dehnungsamplituden mit etwa 0,36 % kleiner. Die maximale Dehnungsamplitude am Lochrand D mit 3 mm Radius aus Alloy 617 mod. beträgt etwa 0,37 %.

Bei Betrachtung der Extremwerte der Spannungen fällt auf, dass im Alloy 263 das Niveau im Zug- und Druckbereich wesentlich höher liegt als im Alloy 617 mod.. Ein Blick auf die Haltezeitsspannungen

zeigt, dass in beiden Materialbereichen an den Lochrändern mit Radius 3 mm im Mittel Spannungen von etwa 250 MPa vorliegen, wohingegen die Spannungen am 10 mm Lochrand mit 166 MPa deutlich kleiner sind. Diese Analyse bestätigt, dass durch größere Rundungsradien das Beanspruchungsniveau konstruktiv herabgesenkt werden kann.

Im Abschnitt 7.3.2 wird detailliert untersucht inwieweit der verwendete Werkstoff, die Art der geometrischen Ausführung der Lochrandradien sowie die Spannungen und Dehnungen die Lebensdauer beeinflussen.

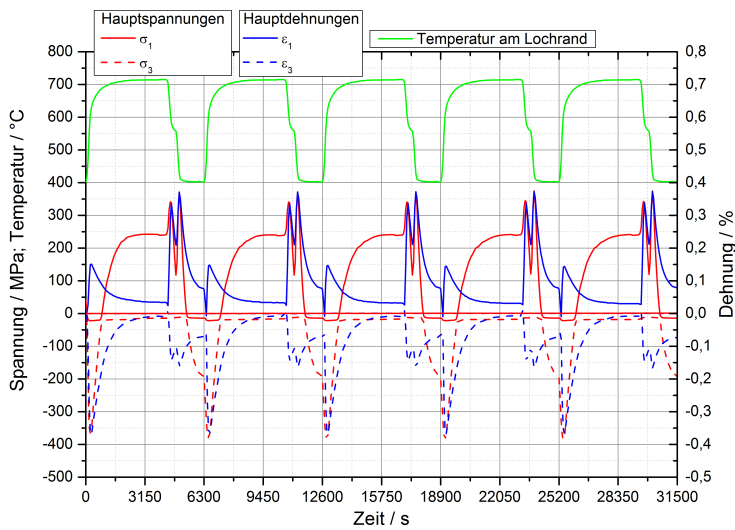


Bild 6.14: Auswertung des Lochrandes D mit $r = 3$ mm im Bereich aus Alloy 617 mod.

Maximaldehnung	ϵ_{1max}	0,37 %
Minimaldehnung	ϵ_{3min}	-0,37 %
Dehnungsamplitude	ϵ_{amax}	0,37 %
Maximalspannung	σ_{1max}	375 MPa
Minimalspannung	σ_{3min}	-385 MPa
Spannungsamplitude	σ_{amax}	380 MPa
Haltezeitspannung	σ_{HZ}	254 MPa

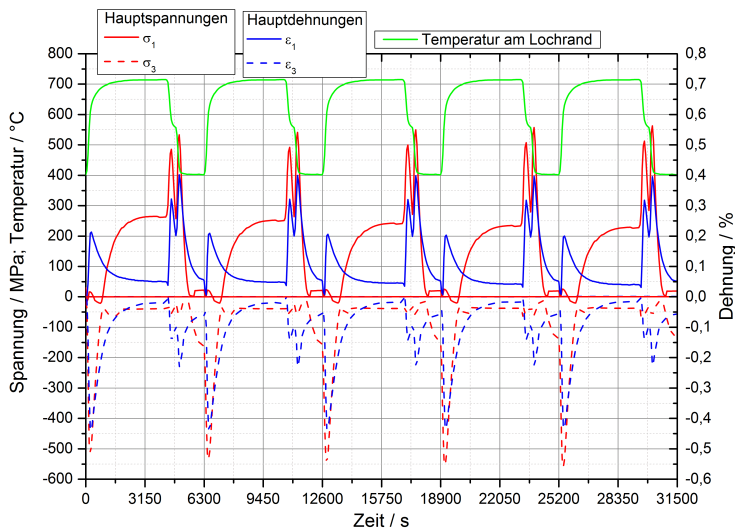


Bild 6.15: Auswertung des Lochrandes F mit $r = 3$ mm im Bereich aus Alloy 263

Maximaldehnung	ϵ_{1max}	0,40 %
Minimaldehnung	ϵ_{3min}	-0,43 %
Dehnungsamplitude	ϵ_{amax}	0,415 %
Maximalspannung	σ_{1max}	563 MPa
Minimalspannung	σ_{3min}	-559 MPa
Spannungsamplitude	σ_{amax}	561 MPa
Haltezeitspannung	σ_{HZ}	252 MPa

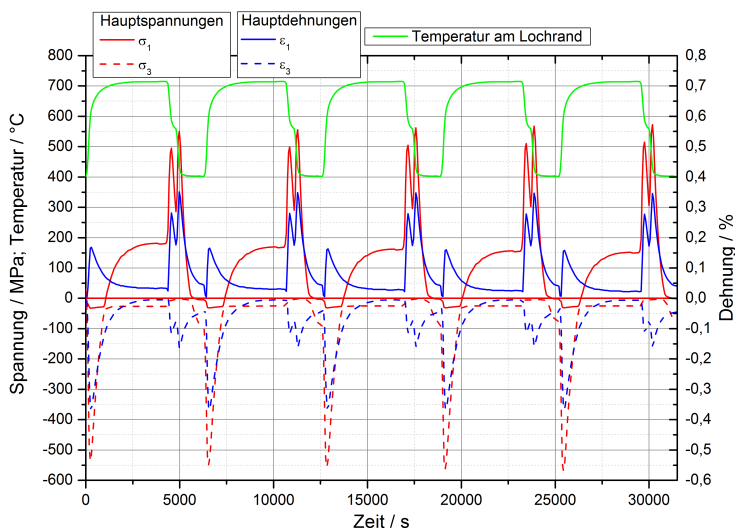


Bild 6.16: Auswertung des Lochrandes G mit $r = 10$ mm im Bereich aus Alloy 263

Maximaldehnung	ϵ_{1max}	0,35 %
Minimaldehnung	ϵ_{3min}	-0,37 %
Dehnungsamplitude	ϵ_{amax}	0,36 %
Maximalspannung	σ_{1max}	572 MPa
Minimalspannung	σ_{3min}	-568 MPa
Spannungsamplitude	σ_{amax}	570 MPa
Haltezeitspannung	σ_{HZ}	166 MPa

6.3.2 Halbkugelformstück

Aufgrund der Bauteilsymmetrie des Halbkugelformstücks wurde im Rahmen der FE-Modellierung nur ein Viertelmodell bestehend aus 48690 Elementen des Typs C3D8 und 56441 Knoten erstellt, welches in Bild 6. 17 dargestellt ist.

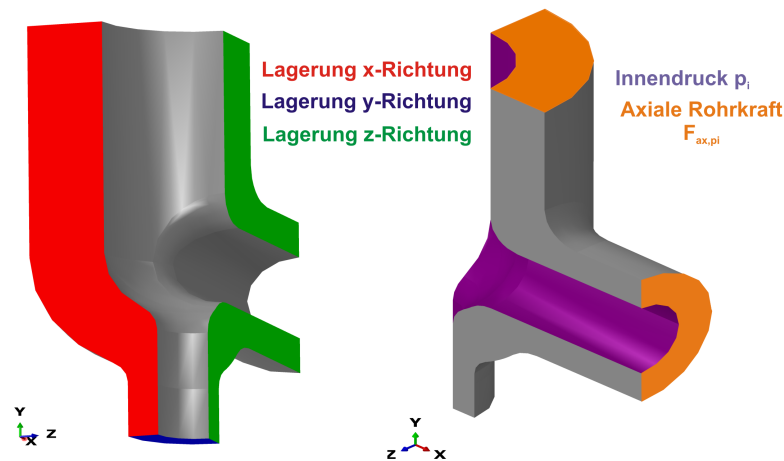


Bild 6. 17: Randbedingungen für die Simulation des Halbkugelformstücks

Entsprechend den Symmetriebedingungen wurden die Freiheitsgrade (Verschiebung senkrecht zur Ebene) an den im Bild 6. 17 links rot, blau und grün dargestellten Flächen fixiert.

In Bild 6. 17 rechts sind farblich die Flächen hervorgehoben, auf denen die Belastung aufgebracht wurde. An den zwei freien Modellenden (orange Flächen) wurden die Schnittkräfte als axiale Rohrkraft aufgeprägt, welche aus dem Innendruck des nicht modelliertem Systembereichs resultieren. Die lila dargestellte Innenoberfläche wurde mit dem Innendruck belastet. Durch die Vereinfachung des FE-Modells konnte die Anzahl der Elemente und Knoten deutlich reduziert werden und so trotz des komplexen CNOW-Modells die Rechenzeit verkürzt werden.

Für die Bewertung der maximal beanspruchten Bereiche im Halbkugelformstück wurde die zeitliche und räumliche Verteilung der ersten Hauptspannung ausgewertet. Im Bild 6. 18 ist die räumliche Verteilung zum Zeitpunkt des Erreichens des lokalen Maximalwerts während des Abkühlens (bei $t = 4980$ s) abgebildet. Der Maximalwert in Höhe von 358 MPa (siehe Pfeil) tritt im Übergangsradius von 25 mm vom vertikalen Rohrabschnitt mit 120 mm Innendurchmesser zum horizontalen Rohrabschnitt mit 70 mm Innendurchmesser auf und ist in tangentialer Richtung orientiert.

Im Bild 6. 19 ist der zeitliche Verlauf der Temperatur (grüne Linie) beispielhaft für diese Position dargestellt. Weiterhin sind die zeitlichen Verläufe der ersten Hauptspannung (rote durchgezogene Linie), dritten Hauptspannung (rote gestrichelte Linie), ersten Hauptdehnung (blaue durchgezogene Linie) und dritten Hauptdehnung (blaue gestrichelte Linie) abgebildet.

Weil die Spannungen und Dehnungen über alle Zyklen gesehen im fünften Zyklus vom Betrag her

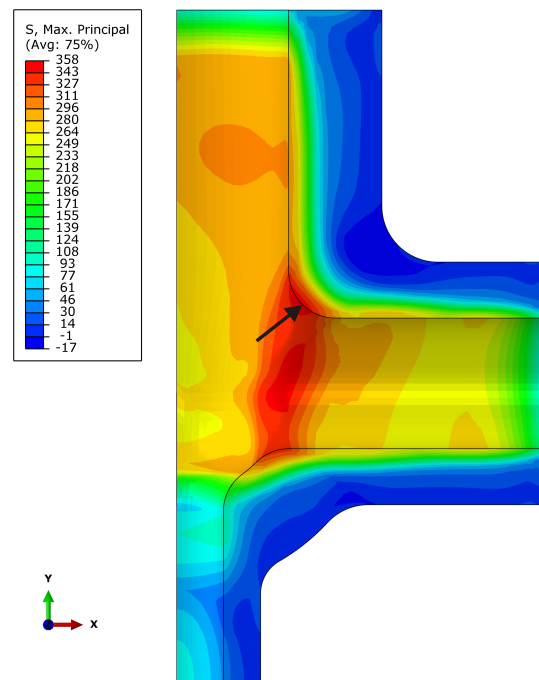
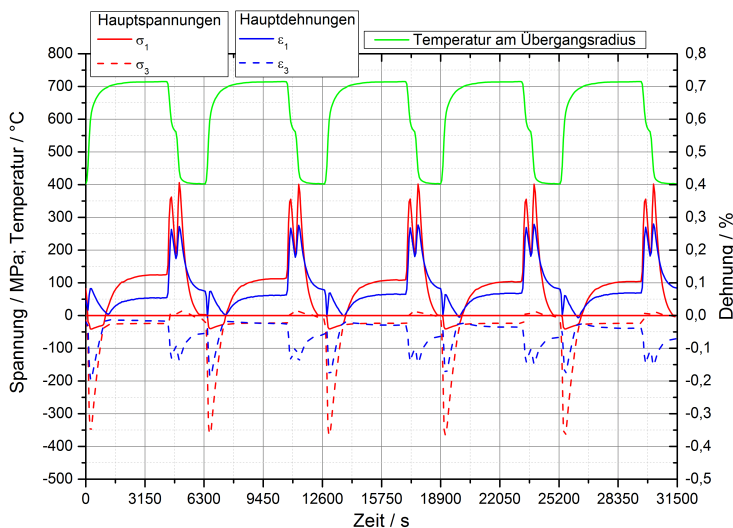


Bild 6.18: Räumliche Verteilung der ersten Hauptspannung im Halbkugelformstück bei $t = 4980$ s

die maximalen Werte erreichten, sind in tabellarischer Form die Extremwerte, die daraus abgeleiteten Amplituden sowie die Spannung während der Haltezeit für diesen Zyklus rechts in Bild 6.19 zusammengestellt.



Maximaldehnung	ϵ_{1max}	0,28 %
Minimaldehnung	ϵ_{3min}	-0,18 %
Dehnungsamplitude	ϵ_{amax}	0,23 %
Maximalspannung	σ_{1max}	401 MPa
Minimalspannung	σ_{3min}	-366 MPa
Spannungsamplitude	σ_{amax}	383,5 MPa
Haltezeitsspannung	σ_{HZ}	115 MPa

Bild 6.19: Auswertung der maximal beanspruchten Position am Übergangsradius

Wie schon beim Sammler ergeben sich bei der Abkühlung zwei Zugspannungs- bzw. -dehnungsmaxima sowie ein Druckspannungs- bzw. -dehnungsminima während des Aufheizens, welche in tangentialer Richtung orientiert sind. Die maximale Dehnungsamplitude beträgt 0,23 % und die Spannung während der Haltezeit 115 MPa. Im Abschnitt 7.3.2 wird unter Berücksichtigung der zeitlichen Beanspruchungen detailliert die ertragbare Lebensdauer des Halbkugelformstücks bewertet.

Kapitel 7

Bewertung/Anwendung verschiedener Methoden zur Lebensdauerbestimmung

In Abschnitt 3.3 wurden die verschiedenen Ansätze zur Lebensdauerbewertung von Komponenten unter Kriechermüdungsbeanspruchungen auf der Basis der europäischen Norm DIN EN 12952, des amerikanischen ASME-Regelwerks, des französischen RCC-MR-Regelwerks sowie der britischen R5-Empfehlungen vorgestellt. Da speziell im ASME-Regelwerk und der RCC-MR ausschließlich werkstoffabhängige Bewertungskennlinien für ausgewählte ferritische und austenitische Materialien enthalten sind, wird im Abschnitt 7.1 erläutert, wie die notwendigen Werkstoffparameter der Nickelbasislegierungen Alloy 617 mod. und Alloy 263 zur Beschreibung des Schädigungsverhaltens in der vorliegenden Arbeit angepasst wurden. Danach werden die normativen Ansätze sowie zusätzlich das phänomenologische Schädigungsmodell nach Lemaitre für die Bewertung verschiedener FE-Simulationen von Versuchen an Laborproben angewendet und die resultierenden Lebensdauern der Modelle mit den realen Versuchslebensdauern verglichen. Zur Beurteilung inwieweit die Bewertungsansätze auf komplexere Bauteile übertragbar sind, werden diese ebenfalls zur Lebensdauerbewertung des Sammlers und des Halbkugelformstücks verwendet. Um die Güte der verschiedenen Ansätze zur Lebensdauerbewertung beurteilen und eine Anwendungsempfehlung geben zu können, welcher der verwendeten Ansätze für Komponenten aus Nickelbasislegierungen anwendbar bzw. geeignet ist, werden abschließend alle Ergebnisse untereinander verglichen.

7.1 Anpassung der Lebensdauerbewertungsansätze

Eine wesentliche Voraussetzung für die Anwendung der Lebensdauerbewertungsansätze ist, dass die Anteile der Ermüdungsschädigung und Kriechschädigung ermittelt werden können. Für die Bestimmung des Ermüdungsschädigungsanteils wird die Anrisskennlinie mit Hilfe der Palmgren-Miner

Regel (Formel 3.33) ausgewertet. Des Weiteren sind die Bruchzeiten bzw. -dehnungen erforderlich, um nach der Time-Fraction Regel (Formel 3.31) bzw. dem Ductility Exhaustion Ansatz (Formel 3.32) die Anteile der Kriechschädigung zu ermitteln.

Zyklenzahl bei LCF-Beanspruchung

Wie in Abschnitt 3.1.2 beschrieben, können Anrisskennlinien mit Hilfe der Beziehung nach Manson-Coffin beschrieben werden. Die temperaturabhängigen Parameter $\frac{\sigma_B^*}{E}$, b , ε_B^* , c zur Beschreibung der Anrisskennlinien der Werkstoffe Alloy 617 mod. und Alloy 263 wurden bereits in Abschnitt 4.2.4 im Rahmen der Versuchsauswertung der LCF-Versuche ermittelt und sind in Tabelle A. 10 angegeben. Da sich die Beziehung nach Manson-Coffin nicht ohne weiteres nach der Anrisslastwechselzahl auflösen lässt, wurde die Gleichung 7.1 nach [97] mit den werkstoff- und temperaturabhängigen Parametern A , B , C und D verwendet. Für die beiden betrachteten Nickelbasislegierungen sind die Parameter im Anhang A.5 in Tabelle A. 11 zusammengestellt.

$$N_A = A\Delta\varepsilon_t^{-B} + C\Delta\varepsilon_t^{-D} \quad (7.1)$$

In den Bildern 7.1 und 7.2 sind die LCF-Ergebnisse aus den Versuchen sowie der Vorhersagen der Manson-Coffin-Anpassung für den Alloy 617 mod. und den Alloy 263 gegenübergestellt.

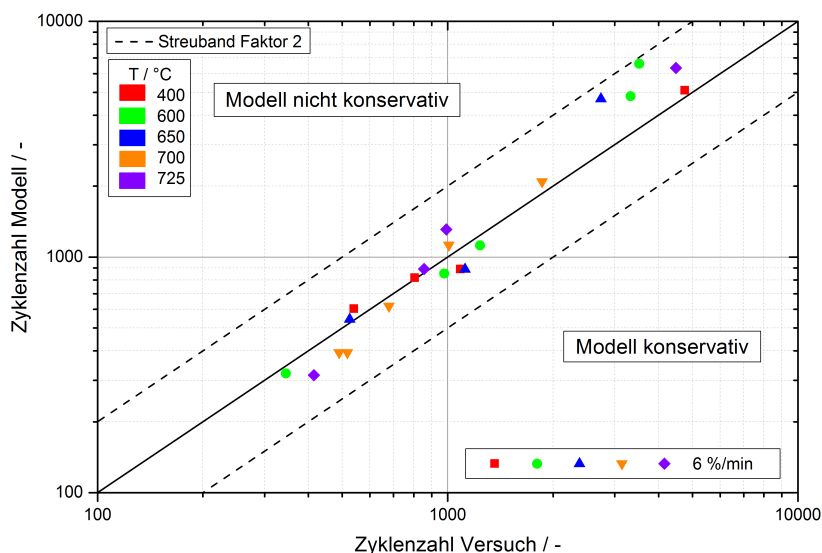


Bild 7.1: Vergleich der LCF-Ergebnisse aus Versuch und Manson-Coffin-Auswertung - Alloy 617 mod.

Zusätzlich ist zur Einordnung der Anpassungen eine Ideallinie eingezeichnet, auf welcher im Bestfall die Punkte liegen sollten, weil dann die Anpassungen exakt die Versuchsergebnisse wiedergeben würden. Da dieser Fall aufgrund der zahlreichen Versuche, welche für die Anpassungen herangezogen wurden, in Realität jedoch nicht eintritt, wurde zusätzlich ein oberes und unteres Streuband mit einem

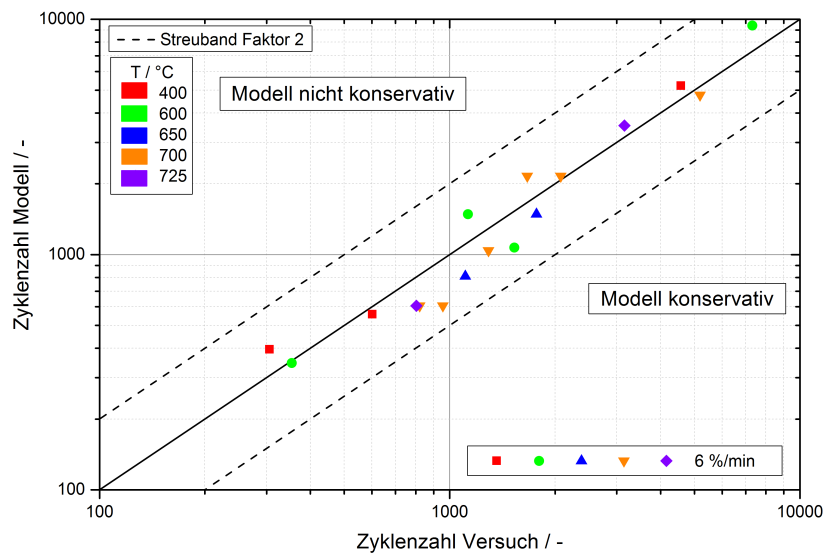


Bild 7.2: Vergleich der LCF-Ergebnisse aus Versuch und Manson-Coffin-Auswertung - Alloy 263

Faktor von zwei angegeben, wie es in der Literatur u. a. von Fournier [98] und Takahashi [99] verwendet wird. Für den Fall, dass die Punkte oberhalb der Ideallinie liegen, ist die Modellvorhersage nicht konservativ, was bedeutet, dass das Modell höhere Lebensdauern ausgibt als aus dem Versuch resultieren. Sobald die Punkte unterhalb der Ideallinie liegen, ist die Modellvorhersage konservativ, weil geringere Lebensdauern berechnet werden als real vorliegen.

Aus der Gegenüberstellung der LCF-Versuchsergebnisse mit den Auswertungen nach Manson-Coffin in Bezug auf die ertragbare Zyklenzahl ist zu sehen, dass für beide Werkstoffe alle Punkte innerhalb des Streubandes liegen. Dies bedeutet, dass die Anwendung der Gleichung 7.1 in Verbindung mit den werkstoff- und temperaturabhängigen Parametern A , B , C und D (Anhang A.5 in Tabelle A. 11) für die beiden betrachteten Nickelbasislegierungen eine sinnvolle Vorhersage der Zyklenzahl bei LCF-Beanspruchung ermöglicht.

Bruchzeit bei Zeitstandsbeanspruchung

Zur temperatur- und spannungsabhängigen Bestimmung der Bruchzeiten für die Berechnung der Kriechschädigungsanteile nach der Time-Fraction Regel wurden die Formeln 3.1 und 3.2 des in Abschnitt 3.1.1 vorgestellten Larson-Miller-Parameters verwendet. Auf der Basis der Zeitstandsbruchwerte von Versuchen bei unterschiedlichen Spannungen und Temperaturen von 700 °C und 725 °C, wurden für den Alloy 617 mod. und den Alloy 263 mittels Regressionsrechnungen [56], jeweils die Parameter B_1 , B_2 , B_3 , C_{LM} und m ermittelt. Durch Gleichsetzen und Umstellen der Larson-Miller-Formeln nach der Zeit, ergibt sich der in Formel 7.2 angegebene Zusammenhang zur Bestimmung der Bruchzeit t_f .

$$t_f = 10 \cdot \exp \left[\frac{1000 \cdot (B_1 + B_2 \sigma^m + B_3 \sigma^{2m})}{T + 273,15} - C_{LM} \right] \quad (7.2)$$

Für die Berechnung der Kriechschädigungsanteile nach dem Ductility Exhaustion Ansatz ist die Kenntnis über die Bruchdehnung erforderlich. Zur Bestimmung dieser wurde der durch Formel 3.49 gegebene Zusammenhang nach Spindler verwendet, mit welchem es möglich ist, die Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Temperatur, Kriechdehnrate und Spannung zu beschreiben. Zur Anpassung der werkstoffabhängigen Parameter A_{DE} , p_{DE} , m_{DE} und n_{DE} , wurde die mittlere Kriechdehnrate $\dot{\epsilon}$, aus dem Quotient der Bruchdehnung ϵ_f und Bruchzeit t_f gebildet. Unter Verwendung des Quotienten der mittleren Dehnrate in Formel 3.49, ergibt sich durch Umformung die Beziehung nach Formel 7.3.

$$\epsilon_f = \left(\frac{A_{DE} \cdot \exp \left(\frac{p_{DE}}{T+273,15} \right)}{t_f^{n_{DE}} \cdot \sigma_1^{m_{DE}}} \right)^{\frac{1}{1-n_{DE}}} \quad (7.3)$$

Durch Einsetzen der Formel 7.2 zur Bestimmung der Bruchzeit ergibt sich ein Zusammenhang, mit welchem die Bruchdehnung sich ausschließlich in Abhängigkeit von der Spannung und Temperatur beschreiben lässt. Anhand der Bruchdehnungen und Prüfspannungen aus den Zeitstandversuchen lassen sich die Werkstoffparameter bestimmen. Im Anhang in Tabelle A.13 sind die ermittelten Parameter zur Bestimmung der Bruchzeit bzw. -dehnung für den Alloy 617 mod. und den Alloy 263 zusammengefasst.

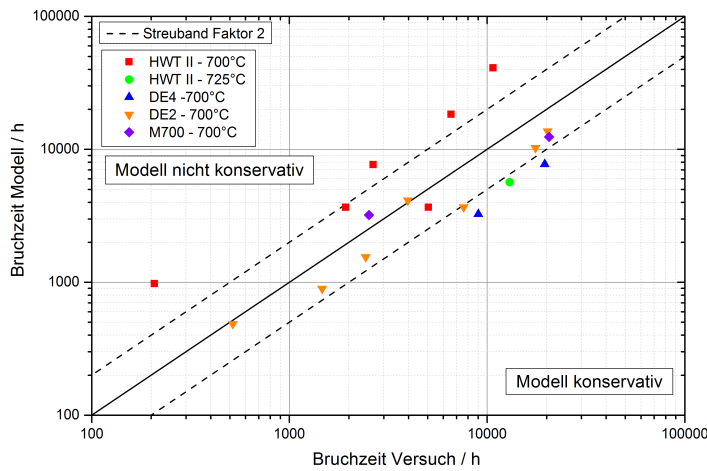
Für den Alloy 617 mod. wurden die Parameter zur Berechnung der Bruchzeiten und -dehnungen auf Grundlage der Versuchsergebnisse der Forschungsvorhaben MARCKO DE2 [33], COORETEC DE4 [20], MARCKO700 [34] und HWT II („Kriechanpassung all“) und alleine auf der Basis der Ergebnisse aus HWT II („Kriechanpassung HWT II“) ermittelt. Die Parameter für den Alloy 263 wurden anhand der Zeitstandergebnisse aus COORETEC DE4 und HWT II hergeleitet. Im Bild 7.3 sind die Bruchzeiten für die beiden Werkstoffe aus den Versuchen und Berechnungen mit Gleichung 7.2 gegenübergestellt. Die entsprechenden Bruchdehnungen aus den Versuchen und Berechnungen mit Gleichung 7.3 sind im Bild 7.4 dargestellt.

Aus den Bildern 7.3 a) und 7.4 a) für den Werkstoff Alloy 617 mod. mit der „Kriechanpassung all“ ist sowohl für die Bruchzeit als auch für die Bruchdehnung erkennbar, dass die Datenpunkte aus der Versuchsreihe HWT II bei 700 °C (rote quadratische Punkte) systematisch im nicht-konservativen Bereich liegen. Die übrigen Datenpunkte sind überwiegend im Streuband sowohl ober- als auch unterhalb der Diagonalen, sodass die Vorhersage eine akzeptable Aussage liefert.

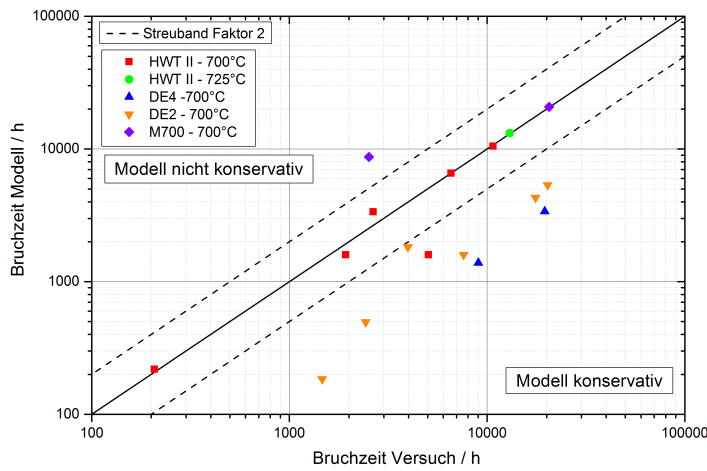
Um die systematische Abweichung der Datenpunkte aus der Versuchsreihe HWT II näher zu untersuchen, wurden in einer zweiten Parameteranpassung nur die Ergebnisse aus HWT II verwendet und die Bruchzeiten und Bruchdehnungen in den Bildern 7.3 b) und 7.4 b) eingetragen. Es zeigt sich, dass der Großteil der Versuche aus MARCKO DE2, COORETEC DE4 und MARCKO700 außerhalb des

Streubandes im konservativen Bereich liegen. Die Vorhersagen der HWT II-Versuche sind bei den Bruchzeiten nahe der Ideallinie, jedoch bei den Bruchdehnungen auch teilweise im nicht konservativen Bereich. Die Auswertung zeigt, dass eine einheitliche Parameteranpassung für den Werkstoff Alloy 617 mod. mit den Daten aus allen Versuchsreihen nicht möglich ist und sich die Schmelzen in Bezug auf das Zeitstandverhalten unterscheiden.

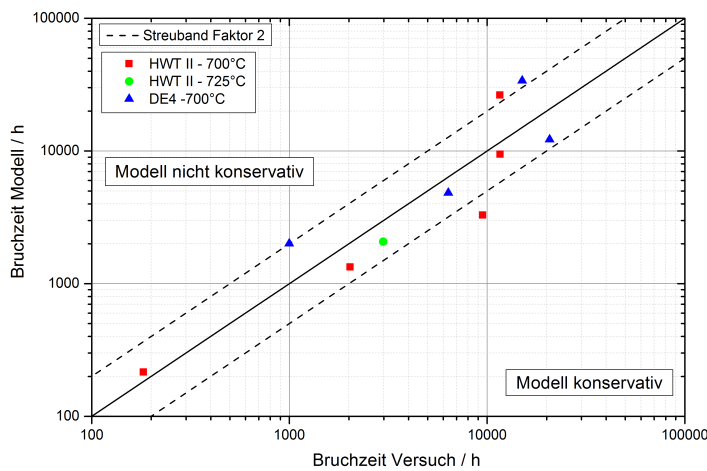
Aus der Betrachtung der Vorhersagen der Bruchzeiten für den Alloy 263 dargestellt in Bild 7.3 c) ist zu erkennen, dass die Vorhersagen zum Teil außerhalb des Streubandes liegen. Da die Abweichungen sowohl im konservativen als auch im nicht-konservativen Bereich liegen, ist eine Systematik der Abweichungen nicht zu erkennen. Die Modellvorhersagen der Bruchdehnungen (siehe Bild 7.4 c)) befinden sich alle im Streuband.



a) Alloy 617 mod. „Kriechanpassung all “

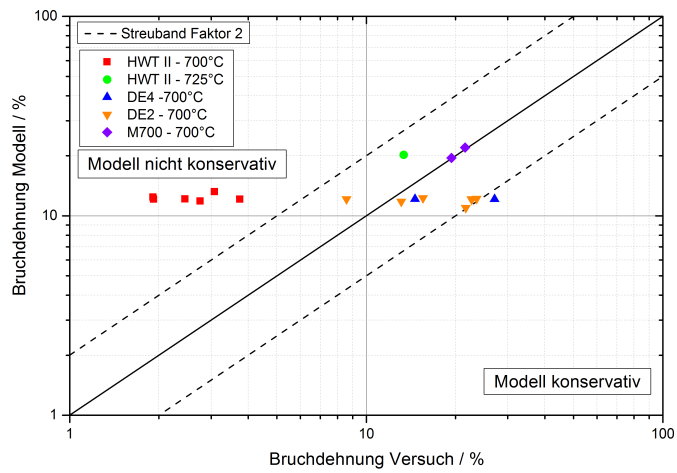


b) Alloy 617 mod. „Kriechanpassung HWT II “

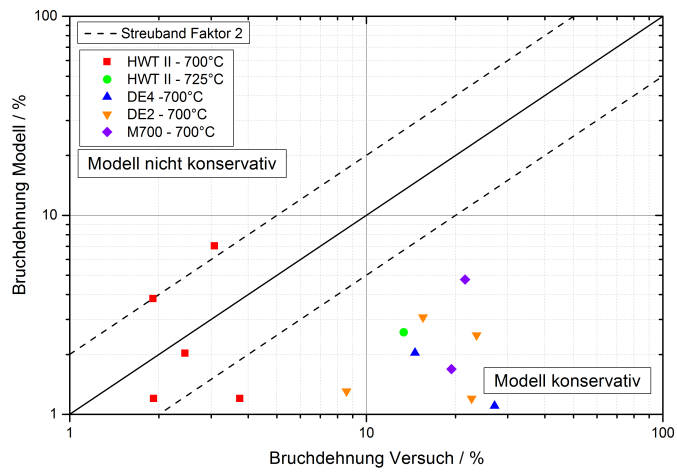


c) Alloy 263

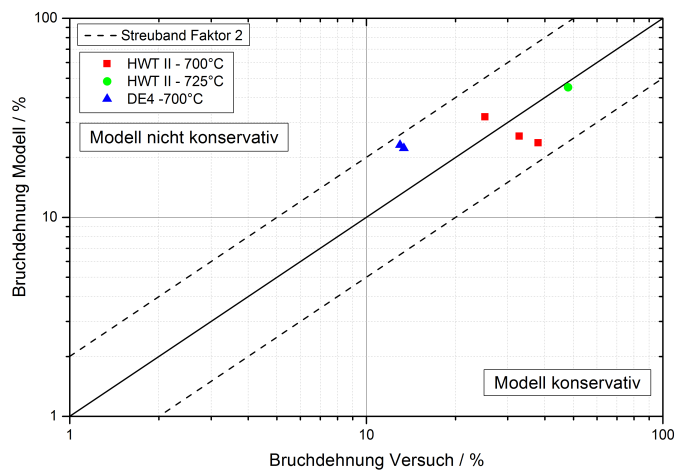
Bild 7.3: Vergleich der Zeitstandbruchzeiten aus Versuch und Modell



a) Alloy 617 mod. „Kriechanpassung all “



b) Alloy 617 mod. „Kriechanpassung HWT II “



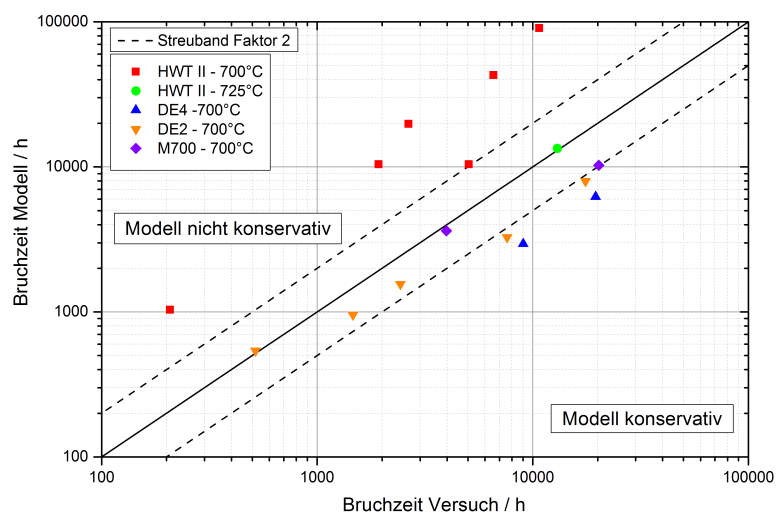
c) Alloy 263

Bild 7.4: Vergleich der Zeitstandbruchdehnungen aus Versuch und Modell

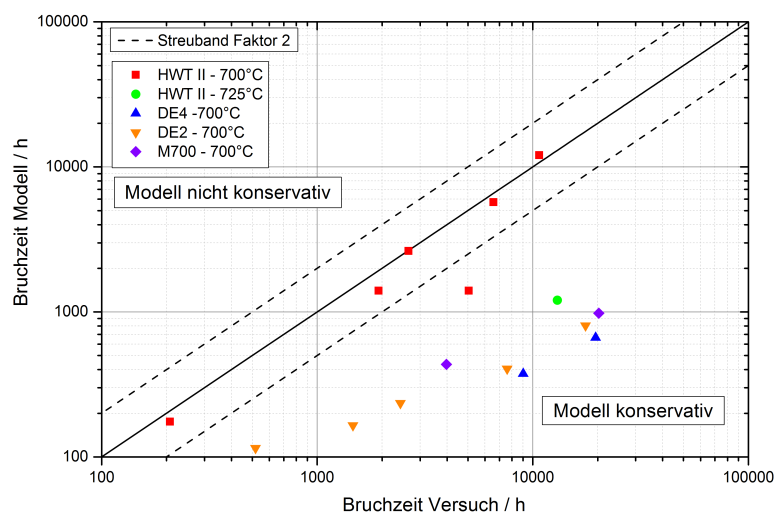
7.2 Einordnung der Anpassungen des Lemaitre-Modells

Zur Überprüfung der Anpassungsgüte des Lemaitre-Schädigungsmodells wurden die einachsigen Zeitstandversuche und die LCF-Versuche mit Dehnraten von $0,03 \text{ min}^{-1}$, $0,06 \text{ min}^{-1}$, $0,6 \text{ min}^{-1}$ und 6 min^{-1} sowie die Versuche mit 10-minütiger Haltezeit während der Zug- und Druckphase nachgerechnet, welche im Rahmen von HWT II am IfW Darmstadt und IWM Freiburg durchgeführt worden sind.

Die Simulationsergebnisse der Zeitstandversuche sind in Bild 7.5 für beide Kriechanpassungen des Alloy 617 mod. und in Bild 7.6 für den Alloy 263 den Versuchsergebnissen gegenübergestellt.



a) „Kriechanpassung all“



b) „Kriechanpassung HWT II“

Bild 7.5: Zeitstandbruchzeiten aus Versuch und Simulation mit dem Lemaitre-Modell für den Alloy 617 mod.

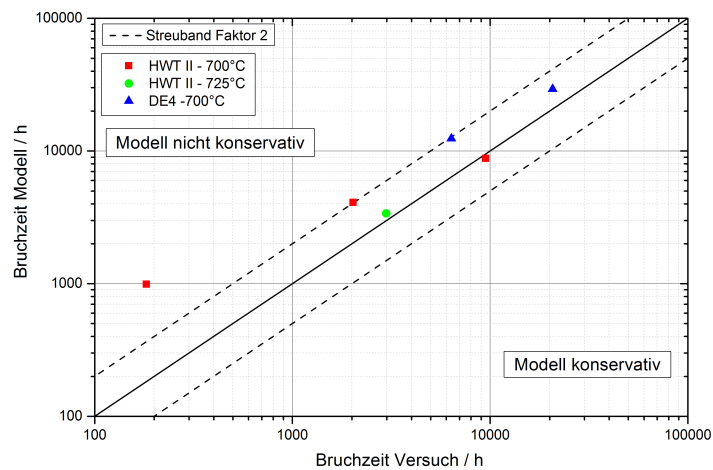


Bild 7.6: Zeitstandbruchzeiten aus Versuch und Simulation mit dem Lemaitre-Modell für den Alloy 263

Aus dem Vergleich der Versuchsergebnisse und der Simulationen mit der „Kriechanpassung all“ (siehe Bild 7.5 a)) ist zu sehen, dass sich die Vorhersagen der Bruchzeiten der Versuche aus den Projekten MARCKO DE2, COORETEC DE4 und MARCKO700 innerhalb des Streubandes oder außerhalb diesem in konservativen Bereich befinden, wohingegen die HWT II-Versuche bei 700 °C außerhalb im nicht konservativen Bereich liegen. Unter Verwendung der „Kriechanpassung HWT II“ (siehe Bild 7.5 b)) werden die Bruchzeiten der HWT II-Versuche durch die Simulation, wie erwartet, gut wiedergegeben. Sämtliche Ergebnisse der anderen Projekte befinden sich unterhalb des Streubandes im konservativen Bereich. Der Vergleich der Zeitstandbruchzeiten aus Simulation und Versuch für den Alloy 263 (siehe Bild 7.6) zeigt, dass mit Ausnahme eines Versuchs alle Versuche im Streuband liegen.

In den Bildern 7.7 und 7.8 sind für beide Werkstoffe, die in den LCF-Versuchen ermittelten Zyklenzahlen den Vorhersagen des Lemaitre-Modells gegenübergestellt.

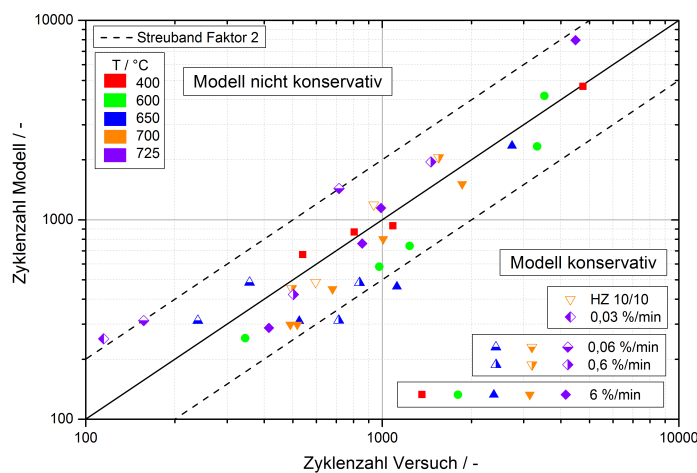


Bild 7.7: LCF-Ergebnisse aus Versuch und Simulation mit dem Lemaitre-Modell für den Alloy 617 mod.

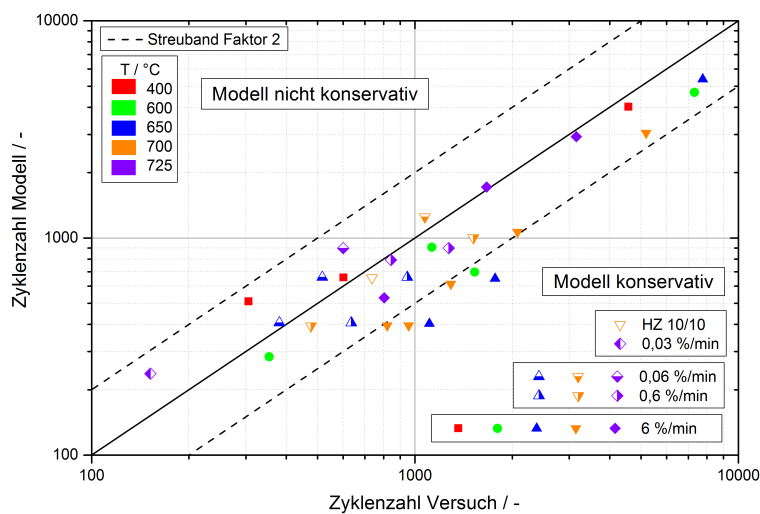


Bild 7. 8: LCF-Ergebnisse aus Versuch und Simulation mit dem Lemaitre-Modell für den Alloy 263

Aus der Gegenüberstellung ist zu erkennen, dass sowohl für den Alloy 617 mod. (siehe Bild 7. 7) als auch den Alloy 263 (siehe Bild 7. 8) der Großteil der Versuche im Streuband liegen. Mit Ausnahme des Versuches mit Dehnrates von $0,03 \text{ \% min}^{-1}$ bei 725 °C am Alloy 617 mod. sind alle Versuche innerhalb der Streubänder bzw. im konservativen Bereich.

7.3 Anwendung der Lebensdauerbewertungsansätze

7.3.1 Laborproben

Um zu identifizieren inwieweit die Lebensdauervorhersagen des Lemaitre-Modells unter komplexen Beanspruchungssituationen sich mit der Realität decken, wurden die in den Abschnitten 5.2 und 5.3 vorgestellten Hohlzylinderzeitstandversuche und LCF-Versuche mit komplexer Kriechermü- dungsbeanspruchung nachgerechnet. Neben der Lebensdauerbewertung mit dem Lemaitre-Modell wurden zusätzlich die Ansätze des ASME- und RCC-MR-Regelwerks sowie der R5-Empfehlungen angewendet.

Zeitstandversuche an Hohlzylindern

Die Tabelle 7. 1 fasst die Bruchzeiten der Zeitstandversuche an Hohlzylindern aus Versuch und Nachrechnung zusammen.

Für den Werkstoff Alloy 617 mod. ist festzustellen, dass die mit dem Lemaitre-Modell prognostizierte Bruchzeit sehr stark von der Datenbasis für die Parameteranpassung abhängt. Verwendet man die Daten aller Forschungsvorhaben MARCKO DE2, COORETEC DE4, MARCKO700 und HWT II („Kriechanpassung all “), so wird eine nicht-konservative und ca. 25 % längere Bruchzeit vorhergesagt

	Versuch	„Kriechanpassung all“				„Kriechanpassung HWT II“			
Alloy 617 mod. bei $T=700\text{ °C}$ mit $\sigma_{vM}=240\text{ MPa}$									
Bewertungsansatz	A617.1/2	ASME	RCC-MR	R5	Lemaitre	ASME	RCC-MR	R5	Lemaitre
Bruchzeit	3196	355	1105	3540	4255	11	275	1352	1322
Alloy 263 bei $T=700\text{ °C}$ mit $\sigma_{vM}=284\text{ MPa}$									
Bewertungsansatz	A263.1/2	ASME	RCC-MR	R5	Lemaitre				
Bruchzeit	7232	357	2936	11714	11286				

Tabelle 7.1: Ergebnisse der Lebensdauerbewertung für die statischen Hohlzylinderversuche

als im Versuch ermittelt. Es kommt zu einem anderen Ergebnis, wenn alleine die Daten der Schmelze aus dem Vorhaben HWT II für die Anpassung verwendet werden. Hierbei liegt die berechnete Bruchzeit deutlich unter der Versuchszeit (ca. 40 % des Wertes). Dies ist zwar konservativ, aber keine gute qualitative Prognose.

Unter Berücksichtigung, dass die „Kriechanpassung HWT II“ für die BGH-Schmelze gemacht wurde und die Hohlzylinderprobe aus der VDM-Schmelze gefertigt wurde, welche bessere Zeitstandeigenschaften (siehe Bild 4.6 rote Verläufe) besitzt, war dieses Ergebnis zu erwarten.

Für die Hohlzylinderprobe aus dem Alloy 263 wird mit dem Lemaitre-Modell eine Laufzeit von 11 286 h vorhergesagt. Der Vergleich mit der Versuchslaufzeit von 7232 h zeigt, dass das Modell eine nicht-konservative Vorhersage liefert, welche die Bruchzeit aus dem Versuch um ca. 35 % überschätzt. Ein Blick auf die Ergebnisse der Regelwerke bzw. Empfehlungen zeigt, dass der Ansatz nach ASME in allen Fällen die kleinsten Bruchzeiten liefert, welche weit unterhalb der in den Versuchen ermittelten Zeiten liegen. Dies ist zwar konservativ, aber aufgrund der großen Abweichung auch unrealistisch. In Bezug auf die Bruchzeit ist festzustellen, dass eine Erweiterung des Geltungsbereichs des ASME-Ansatzes auf Nickelbasislegierungen nicht sinnvoll ist.

Der Ansatz des französischen Regelwerks RCC-MR liefert ebenfalls deutlich geringere Bruchzeiten als die im Versuch ermittelten. Die Werte sind allerdings deutlich höher als die nach ASME ermittelten Bruchzeiten. Eine sinnvolle qualitative Vorhersage ist mit diesem Regelwerk jedoch auch nicht möglich.

Bei Verwendung des Ansatzes der britischen R5-Empfehlungen ergeben sich prognostizierte Bruchzeiten, welche sehr dicht bei den mit dem Lemaitre-Modell berechneten Zahlenwerten liegen. Die Prognose der Bruchzeit ist im Vergleich mit den anderen Regelwerken qualitativ am nächsten an den Versuchsdaten.

LCF-Versuche mit komplexer Kriechermüdigungsbeanspruchung

In Tabelle 7.2 sind für die LCF-Versuche mit komplexer Kriechermüdigungsbeanspruchung die Zyklenzahlen bis Anriss aus den Versuchen und Nachrechnungen gegenübergestellt.

	Versuch		„Kriechanpassung all“				„Kriechanpassung HWT II“			
	Kriechermüdungsversuch bei $T=700\text{ °C}$ mit $\epsilon=0,3\%$ und $t_{HZ}=10\text{ min}$									
Bewertungsansatz	LH17.13		ASME	RCC-MR	R5	Lemaitre	ASME	RCC-MR	R5	Lemaitre
ertragbare Zyklenzahl	1781		262	699	2435	2131	3	261	1795	1603
	Kriechermüdungsversuche bei $T=700\text{ °C}$ mit $\epsilon=0,3\%$ und $t_{HZ}=60\text{ min}$									
	LH17.12	LH17.14	ASME	RCC-MR	R5	Lemaitre	ASME	RCC-MR	R5	Lemaitre
ertragbare Zyklenzahl	640	683	136	191	2396	1615	3	149	942	709

Tabelle 7.2: Ergebnisse der Lebensdauerbewertung für die LCF-Versuche mit komplexer Kriechermüdungsbeanspruchung

Die Vorhersagen des Lemaitre-Modells mit „Kriechanpassung all“ überschätzen die ertragbare Zyklenzahl sowohl bei den Versuchen mit kurzer als auch längerer Haltezeit. Allerdings ist die Überschätzung beim Versuch mit 60-minütiger Haltezeit mit einem Faktor von ca. 2,5 deutlich höher. Bei der Verwendung der „Kriechanpassung HWT II“ im Lemaitre-Modell zeigt sich, dass sich sowohl für den Versuch mit 10-minütiger als auch für die Versuche mit 60-minütiger Haltezeit, Zyklenzahlen ergeben, welche ziemlich nah an den Versuchsdaten liegen.

Bei Betrachtung der Ergebnisse, welche sich bei Anwendung der Regelwerke und Empfehlung ergeben, ist festzustellen, dass sowohl der ASME- als auch der RCC-MR-Ansatz deutlich zu niedrige Zyklenzahlen prognostizieren. Der R5-Ansatz liefert Zyklenzahlen, welche insbesondere bei den Versuchen mit längerer Haltezeit deutlich oberhalb der Versuchsergebnisse liegen. Auch hier liegen die Ergebnisse des R5-Ansatzes und des Lemaitre-Modells nicht weit auseinander.

Zusammenfassung zur Lebensdauerbewertung der Laborprobenversuche

Zusammenfassend ist festzustellen, dass die Berechnungsansätze nach ASME und RCC-MR in allen Fällen deutlich zu niedrige Bruchzeiten bzw. ertragbare Zyklenzahlen vorhersagen, als die in den Versuchen ermittelten. Die Ergebnisse sind zwar konservativ aber für eine qualitative Bewertung ungeeignet.

Wie in Abschnitt 4.2.3 veranschaulicht (siehe Bild 4.8), zeigen die in den verschiedenen Forschungsvorhaben eingesetzten Schmelzen des Werkstoffs Alloy 617 mod. ein unterschiedliches Kriechverhalten. Aus diesem Grund wurden die Parameteranpassungen zum einen mit den Materialdaten aus allen Forschungsvorhaben („Kriechanpassung all“) und zum anderen nur mit den Daten aus der HWT II-Schmelze („Kriechanpassung HWT II“) durchgeführt. Die Lebensdauerbewertung der Hohlzylinderexperimente nach R5 und mit dem Lemaitre-Modell zeigen, dass die Vorhersage mit der „Kriechanpassung all“ die Versuchslebensdauer überschätzt, aber bei Verwendung der „Kriechanpassung HWT II“ diese deutlich unterschätzt. Dieses Ergebnis war auch zu erwarten, weil die Versuchsproben nicht aus Material der BGH-Schmelze, sondern aus der VDM-Schmelze gefertigt

wurden, welche bessere Zeitstandeigenschaften besitzt (siehe Bild 4. 6).

Insgesamt liefern der R5-Ansatz und das Lemaitre-Modell qualitativ eine gute Vorhersage der ertragbaren Lebensdauer. Da das Lemaitre-Modell geringere Werte ergibt, ist es tendenziell besser zur Vorhersage geeignet.

7.3.2 Komponenten

Um die an den Laborproben gewonnenen Erkenntnisse auf Komponenten zu übertragen, wurden auf der Basis der in den Abschnitten 6.3.1 und 6.3.2 vorgestellten Simulationsergebnisse des Sammlers und Halbkugelformstücks Lebensdauervorhersagen nach ASME, RCC-MR, R5 sowie mit dem Lemaitre-Modell durchgeführt. Zusätzlich wurde auf beide Komponenten der elastische Ansatz nach DIN EN 12952-3/4 angewendet.

Sammler

In Abschnitt 6.3.1 wurden die zeitlichen Beanspruchungen an drei ausgewählten Lochrändern des Sammlers ausgewertet. Wegen der hohen Komplexität des Sammlermodells konnten rechenzeitbedingt nur fünf Lastzyklen gerechnet werden. Deshalb wurden die Ergebnisse des fünften Zyklus verwendet, um durch Extrapolation der Kriech- und Ermüdungsschädigung die Lebensdauern abzuschätzen.

Eine Zusammenstellung der ermittelten Lebensdauern ist in Tabelle 7. 3 aufgeführt. Für den Lochrand D mit Radius 3 mm aus Alloy 617 mod. erfolgten die Berechnungen der Lebensdauern sowohl für die Simulation mit der „Kriechanpassung all“ als auch mit der „Kriechanpassung HWT II“.

Die Lebensdauerbewertungen für den Bereich aus dem Werkstoff Alloy 263 wurden für beide Lochrandausführungen mit 3 mm und 10 mm Radius durchgeführt. Neben den ertragbaren Zyklenzahlen bis Anriss sind die einzelnen Schädigungsanteile aus Kriechen und Ermüdung in der Tabelle enthalten.

Bei einem ersten Blick auf diese Ergebniszusammenstellung fällt auf, dass die mit dem Bewertungsansatz nach DIN EN 12952 ermittelte ertragbare Zyklenzahl deutlich über den Werten der anderen Methoden liegt. Weiterhin ist, wie schon bei den Laborproben beobachtet, die mit dem ASME-Ansatz ermittelte ertragbare Zyklenzahl am niedrigsten. Der RCC-MR-Ansatz liefert hier auch etwas höhere Werte als der ASME-Ansatz, liegt jedoch noch deutlich unter den ertragbaren Zyklenzahlen des R5-Ansatzes bzw. des Lemaitre-Modells.

Die Lebensdauerbewertung für den Lochrand D mit Rundungsradius 3 mm aus dem Werkstoff Alloy 617 mod. wurde sowohl mit den Parametern aus der „Kriechanpassung all“ als auch „Kriechanpassung HWT II“ durchgeführt. Da diese Anpassungen nicht in die Auswertung nach DIN EN 12952 eingehen, ergeben sich hier gleiche Zahlenwerte. Auffällig ist, dass nach DIN EN 12952, nach R5

Bewertungsansatz	DIN EN 12952	ASME	RCC-MR	R5	Lemaitre
Simulation	elastisch	inelastisch	inelastisch	inelastisch	inelastisch
Grenzkurve material-	unabhängig	abhängig	abhängig	unabhängig	unabhängig
Lochrand D aus Alloy 617 mod. mit r = 3 mm					
„Kriechanpassung all “					
ertragbare Zyklenzahl	1885	128	204	769	456
Ermüdungsschädigung	0,95	0,06	0,09	0,70	0,94
Kriechschädigung	0,05	0,47	0,16	0,30	0,06
„Kriechanpassung HWT II “					
ertragbare Zyklenzahl	1885	23	197	384	318
Ermüdungsschädigung	0,95	0,01	0,09	0,35	0,46
Kriechschädigung	0,05	0,90	0,19	0,65	0,54
Lochrand F aus Alloy 263 mit r = 3 mm					
Kriechanpassung DE4, HWT II					
ertragbare Zyklenzahl	12443	106	536	1703	770
Ermüdungsschädigung	0,96	0,10	0,50	1,00	0,98
Kriechschädigung	0,04	0,11	0,06	0,00	0,02
Lochrand G aus Alloy 263 mit r = 10 mm					
Kriechanpassung DE4, HWT II					
ertragbare Zyklenzahl	31528	1003	1768	2758	2224
Ermüdungsschädigung	0,90	0,49	0,87	1,00	1,00
Kriechschädigung	0,10	0,06	0,01	0,00	0,00

Tabelle 7.3: Ergebnisse der Lebensdauerbewertung an drei Sammlerlochrandern (Positionen siehe Bild 6. 11)

und dem Lemaitre-Modell mit „Kriechanpassung all “ die Schädigung fast ausschließlich durch Ermüdung dominiert wird. Bei Anwendung des R5-Ansatzes oder des Lemaitre-Modells zeigen sich je nach Verwendung des Anpassungsdatensatzes signifikante Unterschiede sowohl in der ertragbaren Zyklenzahl als auch in der Aufteilung der Schädigungsanteile. Mit der „Kriechanpassung HWT II “ ergeben sich deutlich niedrigere ertragbare Zyklenzahlen und ein höherer Anteil an Kriechschädigung, sodass beide Schädigungsanteile in etwa gleich groß sind. Da der Sammler in der HWT II-Teststrecke eingebaut ist, ist der Parametersatz der „Kriechanpassung HWT II “ als Erwartungswert für die Lebensdauerprognose einzustufen.

Die Auswirkungen des anderen Werkstoffs Alloy 263 auf die Lebensdauerbewertung kann am Lochrand F, welcher ebenfalls einen Rundungsradius von 3 mm hat, bewertet werden. Nach der DIN EN 12952 wird eine deutlich höhere ertragbare Zyklenzahl (Faktor 6,6) ermittelt als für den Alloy 617 mod.. Die Schädigung erfolgt mit diesem Ansatz zum größten Anteil durch Ermüdung. Bei der Bewertung mit dem R5-Ansatz und dem Lemaitre-Modell wird die Schädigung nahezu ausschließlich durch Ermüdung hervorgerufen. Weiterhin sind die ertragbaren Zyklenzahlen gegenüber dem mit DIN EN 12952 ermittelten Wert signifikant niedriger, wobei das Lemaitre-Modell hier im Vergleich zum R5-Ansatz eine noch kleinere Zyklenzahl als ertragbar ausweist. Im Vergleich mit dem Werkstoff

Alloy 617 mod. ist die Lebensdauer des Alloy 263 bei gleichem Rundungsradius am Lochrand um den Faktor 2 bis 2,5 höher und in beiden Ansätzen durch Ermüdungsschädigung dominiert. Da der Lochrand G im Werkstoff Alloy 263 einen größeren Rundungsradius von 10 mm aufweist, kann hieran der Einfluss der konstruktiven Gestaltung am Bauteil bewertet werden. Es ist festzustellen, dass mit allen Ansätzen die ertragbare Zyklenzahl angehoben wird. Am deutlichsten ist der Anstieg bei Verwendung des Lemaitre-Modells (Faktor 2,9). Bei dem R5-Ansatz und Lemaitre-Modell erfolgt die Schädigung auch in diesem Fall ausschließlich durch Ermüdung und Kriechen hat hier keinen nennenswerten Anteil. Nach dem Ansatz der DIN EN 12952 ist der Anteil der Ermüdungsschädigung ebenfalls dominant, jedoch macht die Kriechschädigung ebenfalls 10 % an der Gesamtschädigung aus. Insgesamt ist festzustellen, dass die Lebensdauerbewertungen mit dem R5-Ansatz und dem Lemaitre-Modell qualitativ eng zusammenliegen und die Schädigungsanteile ähnlich ausweisen. Der Ansatz nach DIN EN 12952 liefert in allen Fällen deutlich zu hohe ertragbare Zyklenzahlen und ist deshalb nicht konservativ und für eine qualitative Bewertung nicht sinnvoll. Die Bewertungsansätze nach ASME und RCC-MR ergaben demgegenüber die niedrigsten ertragbaren Zyklenzahlen.

Halbkugelformstück

In Abschnitt 6.3.2 wurden die zeitlichen Beanspruchungen am Übergangsradius des Halbkugelformstücks ausgewertet. Auf der Basis der ermittelten Beanspruchungen erfolgten Lebensdauerbewertungen nach den gleichen Ansätzen wie in den vorherigen Abschnitten beschrieben. Da das Halbkugelformstück ebenfalls, wie der obere Teil des Sammlers aus dem Werkstoff Alloy 617 mod. gefertigt worden ist, erfolgten die Berechnungen der Lebensdauer sowohl mit der „Kriechanpassung all“ als auch mit der „Kriechanpassung HWT II“. Die mit den unterschiedlichen Ansätzen ermittelten ertragbaren Zyklenzahlen und Schädigungsanteile sind in Tabelle 7.4 zusammengestellt.

Bewertungsansatz	DIN EN 12952	ASME	RCC-MR	R5	Lemaitre
Simulation	elastisch	inelastisch	inelastisch	inelastisch	inelastisch
Grenzkurve material-	unabhängig	abhängig	abhängig	unabhängig	unabhängig
„Kriechanpassung all“					
ertragbare Zyklenzahl	6351	1148	3412	5961	5158
Ermüdungsschädigung	0,43	0,16	0,47	1,00	0,98
Kriechschädigung	0,57	0,09	0,06	0,00	0,02
„Kriechanpassung HWT II“					
ertragbare Zyklenzahl	6351	90	2014	5926	4302
Ermüdungsschädigung	0,43	0,01	0,28	0,99	0,55
Kriechschädigung	0,57	0,89	0,08	0,01	0,45

Tabelle 7.4: Ergebnisse der Lebensdauerbewertung für das Halbkugelformstück

Für das Halbkugelformstück sind die qualitativen Aussagen, wie sie bereits für den Bereich des Sammlers aus dem Werkstoff Alloy 617 mod. getroffen worden sind, ebenfalls gültig. Auch hier liefern die Ansätze nach ASME und RCC-MR die geringsten ertragbaren Zyklenzahlen. Die DIN EN 12952 prognostiziert die höchste Zyklenzahl, wobei die Schädigung fast zu gleichen Teilen durch Ermüdung und Kriechen verursacht wird. Die Lebensdauerbewertung mit dem R5-Ansatz und dem Lemaitre-Modell mit der „Kriechanpassung all“ weist aus, dass auch hier die Schädigung durch Ermüdung verursacht wird, wobei die Zyklenzahlen in der gleichen Größenordnung, aber mit dem Lemaitre-Modell niedriger sind. Unterschiede sind jedoch bei der Anwendung der „Kriechanpassung HWT II“ und der Lebensdauerprognose mit dem Lemaitre-Modell zu erkennen. In diesem Fall reduziert sich die ertragbare Zyklenzahl um 20 %, wobei der Anteil der Kriechschädigung deutlich zunimmt und in etwa gleich hoch mit der Ermüdungsschädigung ist. Die Anwendung des R5-Ansatzes mit der „Kriechanpassung HWT II“ liefert gegenüber der „Kriechanpassung all“ nur geringfügige Änderungen.

Zusammenfassung der Lebensdauerbewertungen des Sammlers bzw. des Halbkugelformstücks

Die Lebensdauerbewertungen an den Lochrändern des Sammlers und am Übergangsradius des Halbkugelformstücks zeigen eine identische Staffelung der mit den verschiedenen Ansätzen ermittelten Lebensdauern. Der Ansatz nach ASME liefert die kleinste und der Ansatz nach R5 die größte ertragbare Zyklenzahl. Die ermittelten Lebensdauern nach dem Ansatz der RCC-MR und des Lemaitre-Modells liegen dazwischen, wobei die Lebensdauern des Lemaitre-Modells in der Nähe des R5-Ansatzes liegen. Für die Lebensdauerbewertung der Komponenten wurde zusätzlich der auf elastischen Ergebnissen basierende Ansatz der DIN EN 12952 verwendet. Die ermittelten Lebensdauern liegen deutlich oberhalb der jeweiligen, die mit den inelastischen Ansätzen ermittelt wurden.

7.4 Diskussion

Die Ergebnisse der Lebensdauerbewertungen für die Laborprobenversuche haben gezeigt, dass das Lemaitre-Modell am besten die realen Lebensdauern vorhersagt, sodass dieser Ansatz für den Vergleich mit den Prüfergebnissen der Teststrecke herangezogen wird.

Bei Anwendung dieses Ansatzes auf die Lebensdauervorhersagen für den Sammler ist zu erwarten, dass am Lochrand D mit Radius 3 mm im Bereich Alloy 617 mod. bereits nach einer Zyklenzahl zwischen 318 („Kriechanpassung HWT II“) und 456 („Kriechanpassung all“) die ersten Anrisse zu identifizieren sein werden. Im Bereich des Sammlers aus Alloy 263 gibt das Lemaitre-Modell an, dass die ersten Anrisse am Lochrand F mit Radius 3 mm nach 770 Zyklen und am Lochrand G mit Radius 10 mm nach 2224 Zyklen auftreten müssten.

Am Übergangsradius des Halbkugelformstücks müssten nach dem Lemaitre-Modell die ersten Anrisse

nach Zyklenzahlen zwischen 4302 („Kriechanpassung HWT II“) und 5158 („Kriechanpassung all“) vorzufinden sein.

Wie in Abschnitt 5.4 beschrieben, haben der Sammler und das Halbkugelformstück während des Teststreckenbetriebs 2623 Zyklen erfahren, sodass unter Berücksichtigung der Ergebnisse der Lebensdauerbewertung an allen Lochrändern des Sammlers, Anrisse vorliegen müssten. Am Halbkugelformstück sind nach den Ergebnissen der Lebensdauerbewertungen keine Anrisse zu erwarten.

Der Sammler wurde nach Beendigung des Teststreckenbetriebs ausgebaut und es wurden an den Lochrändern Farbeindringprüfungen durchgeführt. Die Ergebnisse wurden bereits in Abschnitt 5.4 vorgestellt und haben Anrisse bestätigt. In Bild 7.9 sind für den Lochrand D aus Alloy 617 mod. und in Bild 7.10 für den Lochrand F aus Alloy 263 Aufnahmen der Farbeindringprüfungen sowie der aufgebrochenen Bruchflächen den tangentialen Spannungsplots aus der FE-Simulation gegenübergestellt. Das Bild 7.11 zeigt für den Lochrand G aus Alloy 263 den Vergleich der Ergebnisse der Farbeindringprüfung und der Simulation.

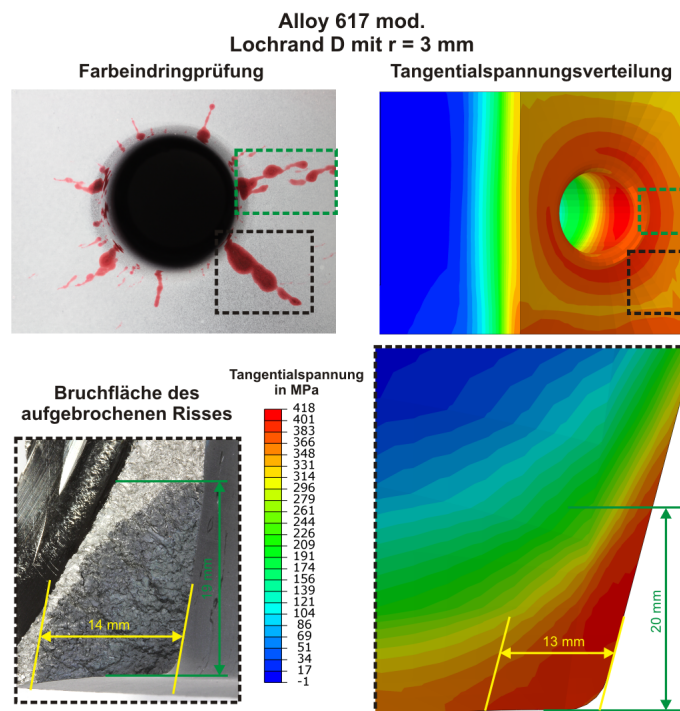


Bild 7.9: Ergebnisse der Farbeindringprüfung sowie der Auswertung der aufgebrochenen Bruchfläche im Vergleich zum Simulationsergebnis für den Lochrand D aus Alloy 617 mod.

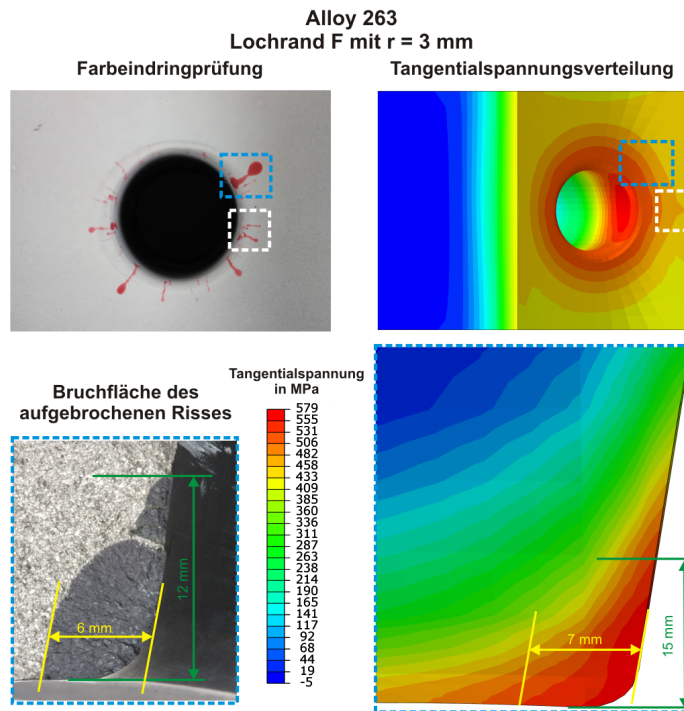


Bild 7.10: Ergebnisse der Farbeindringprüfung sowie der Auswertung der aufgebrochenen Bruchfläche im Vergleich zum Simulationsergebnis für den Lochrand F aus Alloy 263

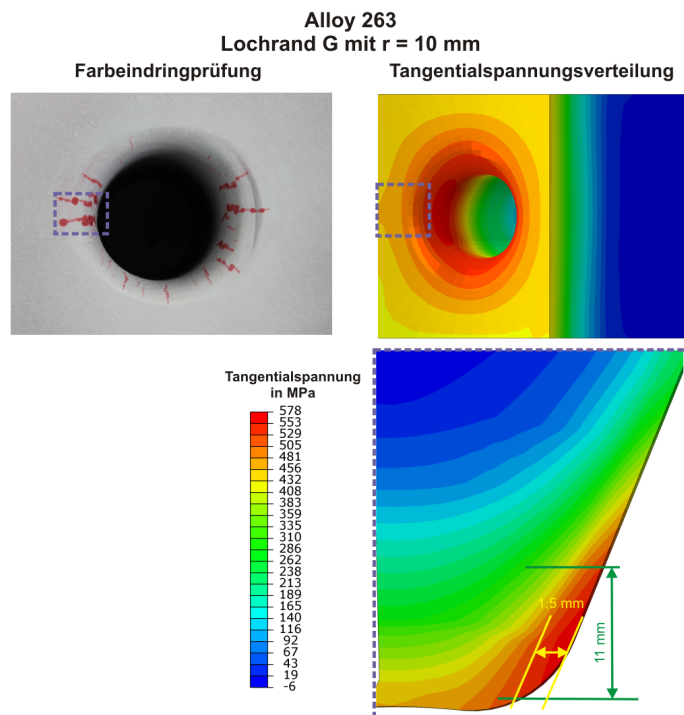


Bild 7.11: Ergebnisse der Farbeindringprüfung im Vergleich zu den Simulationsergebnissen für den Lochrand G aus Alloy 263

An allen drei Lochrändern zeigen die Vergleiche der Ergebnisse der Farbeindringprüfungen und der Simulation, dass in den Übergangsbereichen zu den benachbarten Lochrändern (in den Bildern 7.9, 7.10 bzw. 7.11 grün, weiß bzw. violett gestrichelt umrandet), in denen die Farbeindringprüfungen Anzeigen lieferten, auch durch die Simulation Spannungsmaxima zu identifizieren waren. Des Weiteren wurden durch die Farbeindringprüfungen am Lochrand D aus Alloy 617 mod. sowie an den Lochrändern F und G aus Alloy 263 deutliche Rissanzeigen sichtbar, welche im Bild 7.9 schwarz gestrichelt im Bereich Alloy 617 mod., im Bild 7.10 blau gestrichelt im Bereich Alloy 263 für den Lochrand mit Radius 3 mm und im Bild 7.11 violett gestrichelt im Bereich Alloy 263 für den Lochrand mit Radius 10 mm gekennzeichnet sind. Die Positionen dieser Anzeigen decken sich mit den in Abschnitt 6.3.1 ausgewerteten Positionen.

Für die Lochränder mit Radius 3 mm beider Materialbereiche sind in den Bildern 7.9 und 7.10 weiterhin die Bruchflächen der schwarz bzw. grün gestrichelt umrandeten Anrisse dem Simulationsergebnis gegenübergestellt. Um einen Vergleich zur realen Bruchfläche herzustellen, wurden die maximal beanspruchten Bereiche (tief rote Bereiche im Spannungsplot) unmittelbar an den Radien ausgemessen und mit den ausgemessenen Bruchflächen verglichen. Der Vergleich zeigt, dass sowohl am Lochrand D aus Alloy 617 mod. als auch am Lochrand F aus Alloy 263 die Bruchflächen und die Bereiche der maximalen Spannungen aus der Simulation ähnliche Formen und Größen aufweisen. Des Weiteren ist der maximal beanspruchte Bereich am Lochrand D aus Alloy 617 mod. größer als am Lochrand F aus Alloy 263. Für den Lochrand G aus Alloy 263 ist in Bild 7.11 die Verteilung der Tangentialspannungen dargestellt. Gegenüber der Simulationsergebnisse der Lochränder D und F ist der maximal beanspruchte Bereich am Radius kleiner. Diese Erkenntnis deckt sich mit den Ergebnissen der Farbeindringprüfungen, in welchen am Lochrand D aus Alloy 617 mod. deutlichere Anzeigen als an den Lochrändern F bzw. G aus Alloy 263 zu erkennen waren. Des Weiteren bestätigt diese Erkenntnis die Ergebnisse der Lebensdauerbewertung, dass zuerst am Lochrand D aus Alloy 617 mod., dann am Lochrand F aus Alloy 263 mit Radien von jeweils 3 mm und schließlich am Lochrand G mit Radius 10 mm Anrisse entstanden sind.

Aus den Vergleichen der Ergebnisse lässt sich folgern, dass für den Sammler aus den Nickelbasislegierungen Alloy 617 mod. und Alloy 263 mit Hilfe der numerischen Simulationen mit dem viskoplastischen CNOW-Modell die Bereiche der maximalen Beanspruchungen ermittelt werden können. Weiterhin konnte durch den Vergleich der Bruchflächen mit dem Simulationsergebnis gezeigt werden, dass die Größe und Geometrie eines möglichen Anrisses, anhand der Spannungsmaxima an den kritischen Lochrändern in erster Näherung abgeschätzt werden kann. Aufgrund der Tatsache, dass der Sammler nach der vorhergesagten Zyklenzahl weiter betrieben wurde, ist nicht mehr nachzuprüfen, ob zu dem prognostizierten Zeitpunkt schon ein Anriss vorlag. Da am Lochrand G aus Alloy 263 mit Radius 10 mm das Lemaitre-Modell eine Vorhersage von 2224 Zyklen bis zum Anriss

lieferte, welche nah an der realen Teststreckenzyklenzahl von 2623 liegt und ein Anriss durch die Farbeindringprüfung bestätigt werden konnte, lässt sich schließen, dass mit Hilfe des Lemaitre-Modells eine zuverlässige Vorhersage eines Anrisses möglich ist.

Da durch das Lemaitre-Modell allerdings kein Risswachstum berücksichtigt wird, sollten nach der vorhergesagten ertragbaren Zyklenzahl, zerstörungsfreie Prüfungen und bruchmechanische Bewertungen durchgeführt werden, um einen sicheren Betrieb auch weiterhin zu gewährleisten und ein vorzeitiges Versagen der Komponente ausschließen zu können.

Die Lebensdauerbewertungen nach dem amerikanischen ASME- sowie dem französischen RCC-MR-Regelwerk haben zwar ebenfalls Anrisse an allen Lochrändern erwarten lassen, allerdings lagen die prognostizierten Zyklenzahlen z. B. am Lochrand D zwischen 23 und 204 Zyklen und sind somit sehr niedrig. Die Auswertungen der Laborprobenversuche zeigten, dass diese Ergebnisse die Versuchslebensdauer deutlich unterschätzen. Diese Erkenntnis lässt sich auch anhand der Lebensdauerbewertungen an den Komponenten bestätigen, da die vorhergesagten ertragbaren Zyklenzahlen der Ansätze nach ASME und RCC-MR deutlich kleiner sind als die Zyklenzahlen der Lemaitre-Vorhersage. Eine genaue Analyse der Ansätze nach ASME und RCC-MR zeigt, dass wohl ursächlich für die Konservativitäten die Sicherheitswerte K'_{ASME} bzw. K'_{RCC-MR} sind, welche in die Bestimmung der maßgebenden Spannungen zur Berechnung der Kriechschädigungsanteile eingehen. Da weder in der ASME noch der RCC-MR der Alloy 617 mod. bzw. der Alloy 263 enthalten ist, wurde jeweils der K' -Wert des Alloy 800 H verwendet, welcher in der ASME 0,67 und in der RCC-MR 0,9 beträgt. Dies erklärt warum die ermittelten Lebensdauern nach ASME kleiner sind als die der RCC-MR. Mit der Annahme, dass K' in beiden Fällen eins beträgt, würden die Ansätze im einachsigen Fall identische Lebensdauern liefern, da die Bestimmung des Schädigungsanteiles aus der Ermüdung gleichermaßen erfolgt. Im mehrachsigen Fall würden sich auch bei der Annahme $K' = 1$ aufgrund der unterschiedlichen Gewichtungen der Mehrachsigkeiten geringfügige Unterschiede ergeben. Weitere Konservativitäten ergeben sich bei der Bestimmung der ertragbaren Zyklenzahl auf der Basis der Anrisskennlinien bei maximaler Zyklustemperatur, da die Extrema der Spannungen und Dehnungen nicht bei den Maximaltemperaturen, sondern während der An- bzw. Abfahrten auftreten, wo die Temperaturen bedeutend niedriger sind.

Der Lebensdaueransatz nach R5 hat richtig vorhergesagt, dass während des Teststreckenbetriebs, Anrisse an den Lochrändern F und D mit Radien von 3 mm entstehen. Für den Lochrand G mit Radius 10 mm aus Alloy 263 wurden jedoch keine Anrisse prognostiziert, was anhand der Farbeindringprüfungen widerlegt wurde. Aus den Lebensdauerbewertungen der Laborprobenversuche nach R5 war ebenfalls die Tendenz zu erkennen, dass der R5-Ansatz in den meisten Fällen eine nicht konservative Vorhersage der Zyklenzahlen liefert.

Der Ansatz der DIN EN 12952 überschätzt die reale Lebensdauer an allen Lochrändern und liefert

eine nicht konservative Vorhersage. Dies ist darauf zurückzuführen, dass zur Bewertung der Ermüdungsschädigung auf werkstoffunabhängige Anrisskennlinien zurückgegriffen wird, welche für die Nickelbasislegierungen nicht gültig sind, wie das Bild 7.12 zeigt.

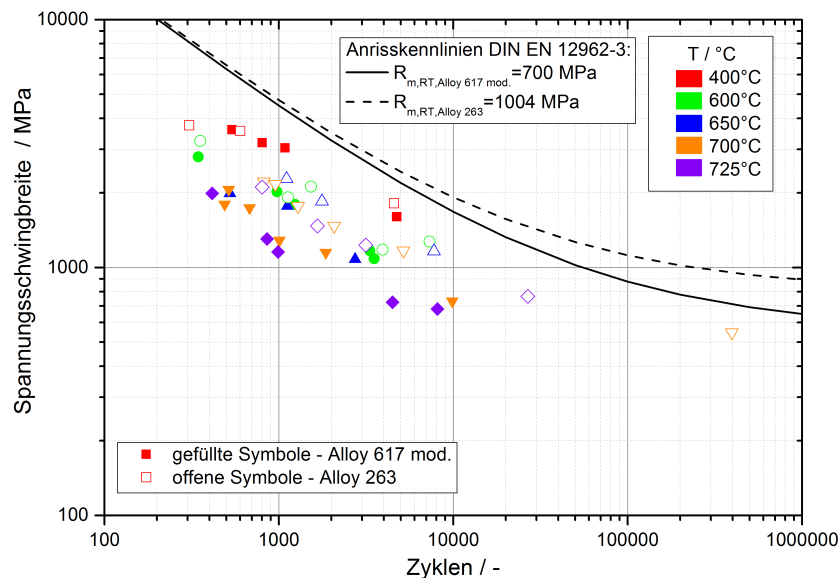


Bild 7.12: Einordnung der LCF-Versuche aus HWT II in die Anrisskennlinien der DIN EN 12952-3 [45]

Im Diagramm sind die Anrisskennlinien der DIN EN 12952-3 für die Zugfestigkeiten des Alloy 617 mod. bzw. Alloy 263 bei Raumtemperatur dargestellt. Zusätzlich sind im Diagramm die Ergebnisse der LCF-Versuche beider Werkstoffe aus HWT II dargestellt. Die elastischen Spannungsschwingbreiten, welche in DIN EN 12952-3 verwendet werden, wurden aus der Multiplikation des E-Moduls bei der Hysterese der halben Lebensdauer und Dehnungsschwingbreite des LCF-Versuchs bestimmt. Die als Punkte dargestellten Ergebnisse der Nickelbasislegierungen liegen unterhalb der Anrisskennlinien der Norm, was zeigt, dass diese für den Alloy 617 mod. und Alloy 263 keine Gültigkeit besitzen.

Fazit

Anhand der Ergebnisse von Laborprobenversuchen sowie von Farbeindringprüfungen und von Bruchflächenbewertungen konnte gezeigt werden, dass mit dem Lemaitre-Modell zuverlässig Anrisse vorhergesagt werden können. Die Ansätze nach ASME und RCC-MR sind zur Lebensdauerbewertung nicht empfehlenswert, da diese sehr konservative Vorhersagen liefern, wodurch zwar ein vorzeitiges Versagen verhindert wird, allerdings aufgrund von zerstörungsfreien Prüfungen bzw. dem vorzeitigen Ausbau der Komponente unnötige Kosten entstehen. Aufgrund der nicht konservativen Lebensdauererhersagen der Ansätze nach R5 und DIN EN 12952 sind diese für die Nickelbasislegierungen ebenfalls nicht empfehlenswert. Beim Ansatz der DIN EN 12952 könnte allerdings eine Überarbeitung der Ermüdungskurven dazu führen, eine gute Lebensdauererhersage möglich zu machen.

Kapitel 8

Zusammenfassung

Aufgrund der steigenden Anteile der erneuerbaren Energien in der Stromerzeugung werden konventionelle Kraftwerke weniger zur Deckung der Grundlast-, sondern vielmehr zur Deckung der Mittel- und Spitzenlastversorgung eingesetzt. Dies bedeutet für die Anlagen, dass diese einerseits für kürzere Zeiten stationär betrieben werden und andererseits deutlich häufiger mit hohen Laständerungsgeschwindigkeiten an- und abgefahren werden, um die Residuallast zu decken. Dies führt dazu, dass die Komponenten einer überlagerten Beanspruchung aus Kriechen und Ermüden ausgesetzt sind, welche einen Lebensdauer verkürzenden Einfluss hat.

Das Ziel dieser Arbeit ist es, ein Konzept zur Lebensdauerbewertung von kriechermüdungsbeanspruchten dickwandigen Komponenten aus den Nickelbasislegierungen Alloy 617 mod. und Alloy 263 auf der Basis numerischer phänomenologischer Ansätze sowie Ansätzen gängiger Regelwerke/Empfehlungen zu entwickeln und zu verifizieren. Zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens wird ein viskoplastisches Verformungsmodell mit einer implementierten Schädigungsformulierung verwendet. Anhand von einachsigen Zeitstand- sowie (Kriech-)Ermüdungsversuchen im Temperaturbereich von 400 °C bis 725 °C wird das Modell für beide Werkstoffe angepasst und verifiziert. Zur Verifizierung der Modelle werden weiterhin, komplexe Kriechermüdungsversuche und Versuche mit mehrachsigen Spannungszuständen verwendet. Nach der Verifizierung werden die Modellanpassungen zur Nachrechnung zweier Bauteile der HWT II-Teststrecke, einem Sammler und einem Halbkugelformstück verwendet. Für die Bauteile erfolgt eine Lebensdauerbewertung mit Hilfe des implementierten Schädigungsmodells sowie auf der Basis der Regelwerke DIN EN 12952, ASME, RCC-MR und der Empfehlungen R5. Abschließend werden die resultierenden Ergebnisse miteinander verglichen, Konservativitäten aufgedeckt und Empfehlungen gegeben, anhand welcher kriechermüdungsbeanspruchte Bauteile hinsichtlich ihrer Lebensdauer bestmöglich bewertet werden können.

Zur Grundcharakterisierung der in HWT II verwendeten Schmelzen der Nickelbasislegierungen Alloy 617 mod. bzw. Alloy 263 sind bei Prüftemperaturen im Bereich von 20 °C bis 725 °C einachsi-

ge Zugversuche, (Kriech-)ermüdungsversuche, Zeitstandversuche sowie Kerbschlagbiegeversuche durchgeführt worden. Um die Ergebnisse bewerten zu können, sind diese mit den Vorgaben der Werkstoffdatenblätter und mit Versuchsergebnissen der Forschungsvorhaben COORETEC DE4, MARCKO DE2 und MARCKO700 verglichen worden. Die Vergleiche der Ergebnisse der Zug- und Kerbschlagbiegeversuche zeigten gegenüber den Vorgaben keine Auffälligkeiten.

Bei den Ergebnissen der LCF-Versuche mit Dehnraten von $6\% \text{ min}^{-1}$ sind keine großen Unterschiede gegenüber dem Vorhaben COORETEC DE4 auszumachen gewesen. Die Ergebnisse der Kriechermüdungsversuche bei identischer Dehnrates mit 10-minütigen Haltezeiten an den Dehnungsextrema sind vergleichbar mit den Ergebnissen aus DE4. Es zeigt sich, dass die Haltezeiten eine lebensdauerverkürzende Wirkung haben. Gegenüber der Ermüdungsversuche ohne Haltezeit erreichen die Versuche mit Haltezeit und einer Dehnungsamplitude von $0,3\%$ in etwa die $0,4$ -fache Anrisszyklenzahl. Mit ansteigender Dehnungsamplitude wird der Einfluss der Haltezeit kleiner. Um den Einfluss von verschiedenen Belastungsgeschwindigkeiten zu untersuchen, sind Versuche mit langsamen Dehnraten durchgeführt worden. Es zeigt sich für beide Werkstoffe, dass je geringer die Geschwindigkeit bei der Aufbringung der Dehnungsamplitude ist, desto kleiner sind die Zyklenzahlen bis zum Anriss. Im Vergleich zu den Versuchen bei einer Dehnrates von $6\% \text{ min}^{-1}$ ist die Anrisszyklenzahl bei einer Dehnrates von $0,06\% \text{ min}^{-1}$ etwa 58% (Alloy 617 mod.) bzw. 48% (Alloy 263) kleiner.

Bei den Ergebnissen der Zeitstandversuche am Alloy 617 mod. konnten Unterschiede gegenüber den Ergebnissen aus COORETEC DE4, MARCKO DE2 und MARCKO700 festgestellt werden. Sämtliche Zeitstandkennwerte lagen zwar im Streuband aus DE4, jedoch konnte identifiziert werden, dass die Bruchverformungskennwerte der HWT II-Schmelze deutlich kleiner sind. Die Ergebnisse der Zeitstandversuche am Alloy 263 zeigen keine großen Unterschiede gegenüber den Ergebnissen anderer Forschungsvorhaben.

Zur Untersuchung des Werkstoffverhaltens bei mehrachsigen Beanspruchungen sind Zeitstandversuche an Hohlzylindern mit einem konstanten Innendruck und (Kriech-)Ermüdungsversuche an Kerbproben für den Alloy 617 mod. und den Alloy 263 durchgeführt worden. Die Ergebnisse der Hohlzylinderversuche zeigen, dass der mehrachsige Spannungszustand, im Vergleich zu Versuchen an einachsigen Proben, zu einem schnelleren Dehnungsanstieg führt und letztendlich auch zu einem früheren Versagen. Die Laufzeiten der Hohlzylinderversuche sind um etwa 43% (Alloy 617 mod.) bzw. 58% (Alloy 263) kürzer. Aus den Ergebnissen der Versuche an den gekerbten Proben ist zu erkennen, dass die Kerbe eine positive Stützwirkung hat. Die erreichten Anrisszyklenzahlen der wechselnden Versuche an den Kerbproben sind im Mittel $2,5$ -mal so groß wie die Anrisszyklenzahlen aus den Versuchen an ungekerbten Proben. Dieses Erkenntnis ist darauf zurückzuführen, dass sich die lokalen hohen Spannungskonzentrationen im Kerbgrund durch Plastifizieren mit ansteigender Zyklenzahl vermindern und der Spannungsgradient über den Kerbquerschnitt kleiner wird. Bei dem

Vergleich sollte jedoch berücksichtigt werden, dass die Versuche an den gekerbten Proben kraftkontrolliert durchgeführt worden sind und über den Ansatz nach Neuber die Spannungsamplituden in Dehnungsamplituden umgerechnet wurden. Eine Dehnungsregelung wie bei den Ermüdungsversuchen an den ungekerbten Proben war nicht möglich, weil aufgrund der Kerbgeometrie eine lokale Dehnungsmessung im Kerbquerschnitt nicht möglich war.

Um das Werkstoffverhalten bei betriebsähnlichen Beanspruchungen zu untersuchen, sind einachsige LCF-Versuche mit komplexer Kriechermüdungsbeanspruchung am Alloy 617 mod. durchgeführt worden. Während des Zyklrierens mit einer Dehnungsamplitude von 0,3 % war die Prüfweise dehnungskontrolliert und während der Zughaltezeiten mit Dauern von 10 bzw. 60 min kraftkontrolliert. Die Ergebnisse zeigen einen deutlichen Einfluss der Haltezeitdauer. Im Vergleich zum Ermüdungsversuch ohne Haltezeit ist die ertragbare Anrisszyklenzahl bei 10-minütiger Haltezeit etwa 35 % und bei 60-minütiger Haltezeit sogar etwa 75 % kleiner.

Ergänzend zu den Versuchen sind für beide Werkstoffe am Ausgangsmaterial sowie am zeitstand- bzw. kriechermüdungsbeanspruchten Material metallographische Untersuchungen im Lichtmikroskop und Transmissionselektronenmikroskop durchgeführt worden. Im zeitstandbeanspruchten Material sind bei beiden Werkstoffen interkristalline Anrisse identifiziert worden. Beim kriechermüdungsbeanspruchten Material Alloy 617 mod. waren trans- und interkristalline Anrisse zu erkennen. Am kriechermüdungsbeanspruchten Material Alloy 263 sind hauptsächlich transkristalline Anrisse zu sehen.

Die TEM-Ergebnisse beider Werkstoffe decken sich mit den Erkenntnissen aus anderen Projekten. Beim Alloy 617 mod. sind im Ausgangszustand aufgrund der Stabilglühung bei 980 °C für 3 h feine $M_{23}C_6$ -Karbide im Korn und auf den Korngrenzen vorhanden. Im Vergleich zum lösungsgelühten Zustand ist die Festigkeit des stabilgelühten Zustands höher. Infolge der Zeitstand- bzw. Kriechermüdungsbeanspruchung entwickeln sich zusätzlich γ' -Teilchen im Korn, welche zu einer zusätzlichen Festigkeitssteigerung führen. Im zeitstandbeanspruchten Material wurden grobe M_6C -Karbide auf den Korngrenzen identifiziert, welche die Festigkeit vermindern. Beim Alloy 263 sind im Ausgangszustand im Korn und auf den Korngrenzen $M_{23}C_6$ -Karbide identifiziert worden. In den Körnern liegen resultierend aus der Ausscheidungshärtung zusätzlich homogen verteilt γ' -Ausscheidungen vor, welche zu einer Festigkeitssteigerung beitragen. Aufgrund der Zeitstand- bzw. Kriechermüdungsbeanspruchung kommt es zu einer Größenabnahme der $M_{23}C_6$ -Karbide und einem Wachstum der γ' -Teilchen. Das Vergrößern der γ' -Ausscheidungen hat zur Folge, dass sich die Festigkeit reduziert. Zusätzlich zu den Ausscheidungen sind im TEM die Versetzungsdichten bestimmt worden. Für beide Werkstoffe zeigt sich, dass im zeitstandbeanspruchten Zustand die Versetzungsdichte höher ist als im kriechermüdungsbeanspruchten Zustand. Dieses Erkenntnis ist drauf zurückzuführen, dass durch die konstanten Dehnungsamplituden in den Kriechermüdungsversuchen relativ kleine plastische

Verformungen erzeugt werden, wohingegen in den Zeitstandversuchen schon zu Beginn eine hohe plastische Verformung eingebracht wird.

Zur numerischen Beschreibung des Verformungsverhaltens der Werkstoffe Alloy 617 mod. und Alloy 263 wurde ein komplexes viskoplastisches Materialmodell verwendet. Die Anpassung der Modellparameter beider Werkstoffe erfolgt anhand der Zeitstand- und Ermüdungsversuche im Temperaturbereich 400 °C bis 725 °C. Da die HWT II-Schmelze des Alloy 617 mod. gegenüber anderen Vorhaben abweichende Zeitstandeigenschaften zeigt, erfolgt die Kriechanpassung neben der Anpassung an den Ergebnissen der HWT II-Schmelze zusätzlich an mit Hilfe des Larson-Miller-Ansatzes gemittelten Kriechkurven der Vorhaben COORETEC DE4, MARCKO DE2 und MACRKO700. Die FE-Nachrechnungen der Zeitstand- und Ermüdungsversuche zeigen, dass mit den ermittelten temperaturabhängigen Modellparametern das Verformungsverhalten in guter Übereinstimmung mit den Versuchen beschrieben werden kann.

Um mit Hilfe numerischer Simulationen neben dem Verformungsverhalten auch das Schädigungsverhalten beschreiben zu können, ist eine phänomenologische Schädigungsformulierung nach Lemaitre in das Verformungsmodell integriert worden. Diese Formulierung ermöglicht es, die nichtlineare Schädigungsentwicklung bei Kriechermüdungsbeanspruchung abzubilden. Die Parameter des Schädigungsmodells sind anhand von Zeitstand- und (Kriech-)Ermüdungsversuchsergebnissen angepasst worden. Durch die Nachrechnung aller Zeitstandversuche und Ermüdungsversuche bei sämtlichen Dehnraten sowie mit Haltezeiten ist gezeigt worden, dass die in den Versuchen am HWT II-Material ermittelten Lebensdauern mit dem Modell gut reproduzierbar sind und sich größtenteils in einem Streuband mit Faktor zwei befinden. Zur Verifizierung sind mehrachsige Zeitstandversuche sowie einachsige Kriechermüdungsversuche mit kraftkontrollierten Haltezeiten nachgerechnet worden und es zeigte sich, dass die Versuchslebensdauer mit dem Lemaitre-Modell in guter Weise vorhergesagt werden kann.

Anhand von Nachrechnungen von komplexen dickwandigen Bauteilen (Sammler, Halbkugelformstück) unter realitätsnahen thermischen und mechanischen Belastungsbedingungen konnte gezeigt werden, dass das im Rahmen dieser Arbeit an den Werkstoffen Alloy 617 mod. bzw. Alloy 263 angepasste Verformungs- und Lemaitre-Schädigungsmodell geeignet ist, um die anrissgefährdeten Stellen und die Lebensdauer bis zum Anriss vorherzusagen. Dies konnte anhand von Farbeindringprüfungen sowie Auswertungen der Bruchflächen des untersuchten Sammlers belegt werden. Die Ergebnisse der Lebensdauerwertungen nach Regelwerken und Empfehlungen zeigten, dass die Ansätze nach ASME und RCC-MR aufgrund sehr konservativer Vorhersagen und die Ansätze nach R5 und DIN EN 12952 aufgrund nicht konservativer Vorhersagen für die Nickelbasislegierungen Alloy 617 mod. und Alloy 263 nicht geeignet sind.

Literaturverzeichnis

- [1] NITSCH, J. ET AL.: *Langfristszenarien und Strategien für den Ausbau der erneuerbaren Energien in Deutschland bei Berücksichtigung der Entwicklung in Europa und global*. http://www.dlr.de/dlr/Portaldata/1/Resources/bilder/portal/portal_2012_1/leitstudie2011_bf.pdf, 2012. – Schlussbericht
- [2] SCHLESINGER, M.; LINDENBERGER, D.; LUTZ, C.: *Energierferenzprognose 2014*. In: *Energie-wirtschaftliche Tagesfragen 64.Jg. Heft 10* (2014)
- [3] BUNDESMINISTERIUM DER JUSTIZ UND FÜR VERBRAUCHERSCHUTZ: *Gesetz für den Ausbau erneuerbarer Energien (Erneuerbare-Energien-Gesetz - EEG 2014)*. <http://www.bmwi.de/BMWi/Redaktion/PDF/G/gesetz-fuer-den-ausbau-erneuerbarer-energien,property=pdf,bereich=bmwi2012,sprache=de,rwb=true.pdf>, 2014
- [4] ELSEN, R.: *Energiewende Herausforderungen und Lösungsansätze für konventionelle Kraftwerke*. http://www.fge.rwth-aachen.de/fileadmin/Uploads/PDF/FGE_Kolloquium_2013/FGE-Kolloquiumsvortrag_Dr._Elsen.pdf, 2013. – Präsentation der RWE Generation
- [5] BUNDESMINISTERIUM FÜR WIRTSCHAFT UND TECHNOLOGIE: *Forschung für eine umweltschonende, zuverlässige und bezahlbare Energieversorgung*. <http://www.bmwi.de/BMWi/Redaktion/PDF/E/6-energieforschungsprogramm-der-bundesregierung,property=pdf,bereich=bmwi2012,sprache=de,rwb=true.pdf>, 2011
- [6] MAILE, K. ET AL.: *Untersuchung des Betriebs- und Versagensverhaltens dickwandiger Bauteile für hocheffiziente Kraftwerke - HWT II / BMWi-PTJ-Forschungsvorhaben, Förderkennzeichen 03ET2017*. 2015. – Forschungsbericht
- [7] METZGER, K. ET AL.: *Auslegung, Errichtung und Betrieb der Hochtemperatur-Werkstoff-Teststrecke II (HWT II) im Grosskraftwerk Mannheim GKM*. In: *VGB PowerTech 8/2015, S.16-26* (2015)
- [8] LEINER, W.: *Geschichte der Elektrizitätswirtschaft in Württemberg*. 1. Stuttgart: Energie-Versorgung Schwaben AG, 1982
- [9] SCHILLING, H.-D.: *Wie haben sich die Wirkungsgrade der Kohlekraftwerke entwickelt und was ist künftig zu erwarten?* <http://www.energie-fakten.de/pdf/wirkungsgrade.pdf>, 2004

- [10] AGE B AG ENERGIEBILANZEN E.V.: *Brennstoffeinsatz zur Stromerzeugung*. <http://www.ag-energiebilanzen.de/12-0-Zeitreihen-bis-1989.html>, 2013
- [11] AGE B AG ENERGIEBILANZEN E.V.: *Auswertungstabellen 1990 - 2014 (Stand 03.08.2015)*. <http://www.ag-energiebilanzen.de/>, 2015
- [12] EICHHOLZ, A.: *Entwicklung und Stand der Technik in der Braunkohlenverstromung*. http://www.nf-niederaussem.de/fileadmin/pdf/03_Praesentation_Aktueller_Stand_der_Technik__Dr._Eichholz_.pdf, 2010. – Präsentation der RWE Power beim 2. Nachbarschaftsforum in Pulheim
- [13] BRUNNE, T.: *Betrieb von Grosskraftwerken am Beispiel der Vattenfall Europe Generation AG*. http://tu-dresden.de/die_tu_dresden/fakultaeten/fakultaet_maschinenwesen/ifvu/evt/Lehre/Vorlesung_Betrieb_Instandhaltung/7_Vattenfall_Dr.%20Brunne_02.12.2009_Betrieb_von_Grosskraftwerken.pdf, 2009. – Präsentation der Vattenfall an der TU Dresden
- [14] VATTENFALL EUROPE GENERATION AG: *Ostdeutsche Braunkohlenwirtschaft im 21. Jahrhundert - Das Kraftwerk Lippendorf*. https://media.sodis.de/open/melt/4602311_Kraftwerk_Lippendorf.pdf, o. J.. – Broschüre der Vattenfall Europe
- [15] RWE POWER: *Kraftwerk Niederaußem - Ein Standort voller Energie*. https://media.sodis.de/open/melt/B0A_Niederaussem.pdf, 2006. – Broschüre der RWE Power
- [16] ELSÉN, E.: *Kraftwerk Neurath 1100 MW Blöcke F/G (BoA 2&3)*. <https://www.bscw.nrw.de/pub/bscw.cgi/d4820846/TOP%2001%20Anlage%204.pdf>, 2007. – Präsentation der RWE Power bei der Besichtigung der Baustelle Neurath durch den Braunkohlenausschuss am 17. August 2007
- [17] STEAG: *Neubau der Rauchgasentschwefelungsanlage im Kraftwerk Voerde*. http://www.steag-energyservices.com/fileadmin/user_upload/steag-energyservices.com/unsere_leistungen/energy_technologies/plant_process_engineering/refblatt_voerde_rea_d_neu.pdf, o. J.. – Broschüre der STEAG Energy Services GmbH
- [18] BAUER, F. ET AL.: VGB Gutachten Kraftwerk Staudinger (KWS 6) - Bewertung der Feuerungsanlage für das Neubauprojekt. In: *VGB PowerTech* (2008)
- [19] RWE POWER: *Neubauprojekt Blöcke D und E Kraftwerk Westfalen*. <https://www.rwe.com/web/cms/mediablob/de/610382/data/235584/2/rwe-power-ag/presse-downloads/steinkohle/Kraftwerk-Westfalen-Neubauprojekt-Blocke-D-und-E.pdf>, 2007. – Broschüre der RWE Power
- [20] SPEICHER, M. ET AL.: *Verbundprojekt COORETEC DE4: Untersuchungen zum langzeitigen Festigkeitsverhalten von Rohren und Schmiedeteilen aus Nickelbasislegierungen / MPA Stuttgart*. 2013. – Forschungsbericht

- [21] UHLIG, E.: *Stromerzeugung aus Braunkohle mit optimierter Anlagentechnik und zukünftige Technologieentwicklungsoptionen*. <http://wfgrkn.de/download/2008-03%20Vortrag%20Hr.%20Dr.%20Uhlig%20-%20RWE%20Power.pdf>, 2008. – Präsentation der RWE Power
- [22] BHR ENGINEERING & CONSULTING: *RWE KW Neurath BoA 2 & 3*. http://www.die-verbindungs-spezialisten.de/dvs-bv---ruhrgebiet-mitte/fileadmin/_migrated/content_uploads/1672_bhr_boa_dt_02_web.pdf, 2010. – Broschüre von BHR Engineering & Consulting
- [23] KELLER, D. ET AL.: *Statusreport 2013: Fossil befeuerte Großkraftwerke in Deutschland*. Verein Deutscher Ingenieure, 2013
- [24] BUNDESMINISTERIUM FÜR WIRTSCHAFT UND TECHNOLOGIE (BMWi): *Energiekonzept für eine umweltschonende, zuverlässige und bezahlbare Energieversorgung*. <http://www.bmwi.de/BMWi/Redaktion/PDF/E/energiekonzept-2010,property=pdf,bereich=bmwi2012,sprache=de,rwb=true.pdf>, 2010
- [25] HÖFLICH, B. ET AL.: *Integration der erneuerbaren Energien in den deutschen/europäischen Strommarkt*. http://www.dena.de/fileadmin/user_upload/Presse/Meldungen/2012/Endbericht_Integration_EE.pdf, 2012. – Endbericht
- [26] HOBOHM, J. ET AL.: *Bedeutung der thermischen Kraftwerke für die Energiewende*. http://www.prognos.com/fileadmin/pdf/publikationsdatenbank/121107_Prognos_Studie_Bedeutung_thermische_Kraftwerke.pdf, 2012. – Endbericht
- [27] MAYER, J.N.; KREIFELS, N.; BURGER, B.: *Kohleverstromung zu Zeiten niedriger Börsenstrompreise*. <http://www.ise.fraunhofer.de/de/downloads/pdf-files/aktuelles/kohleverstromung-zu-zeiten-niedriger-boersenstrompreise.pdf>, 2013. – Kurzstudie
- [28] FACHVERBAND ANLAGENBAU ENERGIE, UMWELT, PROZESSINDUSTRIE (FDBR): *Anpassung thermischer Kraftwerke an künftige Herausforderungen im Strommarkt - Maßnahmenkatalog*. http://www.fdbbr.de/fileadmin/Dateien/Publikationen/FDBR-Katalog_Retrofit-Kraftwerke_Brosch.pdf, 2012
- [29] BUNDESNETZAGENTUR UND BUNDESKARTELLAMT: *Monitoringbericht 2012*. http://www.bundesnetzagentur.de/SharedDocs/Downloads/DE/Allgemeines/Bundesnetzagentur/Publikationen/Berichte/2012/MonitoringBericht2012.pdf?__blob=publicationFile, 2012
- [30] EUROPEAN CREEP COLLABORATIVE COMMITTEE (ECCC): *ECCC Data Sheets [Issue 2, Revision 001]*. 2014. – Werkstoffdatenblätter
- [31] DIN EN 10302: *Warmfeste Stähle, Nickel- und Cobaltlegierungen; Deutsche Fassung EN 10302:2008*. 2008

- [32] VDTÜV: *Hochwarmfeste Nickelbasislegierung NiCr23Co12Mo; Werkstoff Nr. 2.4673 Stab, Schmiedestück*. 2013. – Werkstoffdatenblatt
- [33] KLENK, A. ET AL.: *MARCKO-DE 2: Neue Rohrwerkstoffe für Dampferzeuger mit Wirkungsgraden über 50 % / MPA Stuttgart*. 2005. – Forschungsbericht
- [34] SCHMIDT, K. ET AL.: *MARCKO700: Werkstoffqualifizierung für das 700/720°C-Kraftwerk / MPA Stuttgart*. 2010. – Forschungsbericht
- [35] SPEICHER, M. ET AL.: *Optimierung der Schweißverfahren an Nickelbasislegierungen in dick- und dünnwandigen Kesselbauteilen zur Vermeidung von Fehlern in hochtemperaturbeanspruchten Schweißnähten / MPA Stuttgart*. 2013. – Forschungsbericht
- [36] THYSSENKRUPP VDM: *Nicrofer 5520 Co - Alloy 617 Werkstoffdatenblatt Nr. 4119*. 2005. – Werkstoffdatenblatt
- [37] KLEIN, T. ET AL.: *Projekt 725 HWT GKM - Untersuchungen zum langzeitigen Betriebsverhalten von Rohren, Guss und Schmiedeteilen aus Legierungen für zukünftige hocheffiziente Kraftwerke / MPA Stuttgart*. 2012. – Forschungsbericht
- [38] KERFOOT, D. G. E.: *Nickel in Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry*. 1. Wiley - VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2000
- [39] REED, R. C.: *The Superalloys Fundamentals and Applications*. 1. Cambridge University Press, 2006
- [40] ROOS, E.; MAILE, K.: *Werkstoffkunde für Ingenieure*. 2. Springer-Verlag, 2005
- [41] BÜRCEL, R.; MAIER, H.J.; NIENDORF, T.: *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik*. 4. Vieweg+Teubner, 2011
- [42] THYSSENKRUPP VDM: *Nicrofer 5120 CoTi - Alloy C-263 Material Data Sheet No. 4020*. 1993. – Werkstoffdatenblatt
- [43] RÖSLER, J.; HARDERS, H.; BÄKER, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. 2. Teubner, 2006
- [44] SPECIAL METALS: *NIMONIC Alloy 263*. 2004. – Werkstoffdatenblatt
- [45] DIN EN 12952-3: *Wasserrohrkessel und Anlagenkomponenten - Teil 3: Konstruktion und Berechnung für drucktragende Kesselteile; Deutsche Fassung EN 12952-3:2011*. 2012
- [46] DIN EN ISO 204: *Metallische Werkstoffe - Einachsiger Zeitstandversuch unter Zugbeanspruchung - Prüfverfahren (ISO 204:2009); Deutsche Fassung EN ISO 204:2009*. 2009
- [47] VISWANATHAN, R.: *Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components*. 2. ASM International, 1993
- [48] MAILE, K. ET AL.: *Charakterisierung der Schädigungsentwicklung zur Lebensdauerbewertung von Rohrleitungskomponenten aus den neuen 9% - Chromstählen / MPA Stuttgart*. 2004. – Forschungsbericht
- [49] LARSON, F.R.; MILLER J.: *A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses / ASM*. 1952. – Forschungsbericht

- [50] GRANACHER, J.; PFENNING, A.: Kriechgleichungen II - rechnergestützte Beschreibung des Kriechverhaltens ausgewählter hochwarmfester Legierungen / Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen, Forschungsvorhaben Nr. 432. 1991. – Forschungsbericht
- [51] EUROPEAN CREEP COLLABORATIVE COMMITTEE (ECCC): *ECCC Recommendations - Volume 5 Part Ia, Generic Recommendations and guidance for the assessment of full size creep rupture datasets*. 2014
- [52] ROOS, E.: *Festigkeitslehre I - Vorlesungsmanuskript*. IMWF Universität Stuttgart, 2008
- [53] MANSON, S.S.: *Behaviour of materials under conditions of thermal stress*. Technical Report No. 2933, NACA, 1954
- [54] COFFIN, L.F.: A study of effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. In: *Transactions of ASME, Volume 76, pp. 931-950* (1954)
- [55] WIESE, S.: *Verformung und Schädigung von Werkstoffen der Aufbau- und Verbindungstechnik*. 1. Springer-Verlag, 2010
- [56] RAUCH, M.: *Entwicklung eines Lebensdauerkonzeptes für Schaufel-Welle-Verbindungen stationärer Turbinen aus Nickelbasis- und 10 %-Chromlegierungen*, Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart, Diss., 2006
- [57] DIN EN 3988: *Luft- und Raumfahrt - Prüfverfahren für metallische Werkstoffe - Dehnungsgesteuerter Kurzzeit-Ermüdungsversuch (LCF)*. 1998
- [58] RAMBERG, W.; OSGOOD, W. R.: *Description of Stress-Strain-Curves by Three Parameters*. Technical Report, Technical Note No. 902, NACA, 1943
- [59] NEUBER, H.: *Theory of Stress Concentration for Shear-Strained Prismatical Bodies with Arbitrary Nonlinear Stress-Strain Law*. Trans. ASME, J. Appl. Mech., 28, 1961
- [60] MAILE, K.: *Fortgeschrittene Verfahren zur Beschreibung des Verformungs- und Schädigungsverhaltens von Hochtemperaturbauteilen im Kraftwerksbau*. Shaker Verlag, 1999. – Habilitation
- [61] XU, H.: *Anwendung eines viskoplastischen Schädigungsmodells zur Beschreibung des Verformungs- und Versagensverhaltens einer hochtemperatur Schraubenverbindung*, Universität Stuttgart, Diss., 1998
- [62] ISSLER, S.: *Entwicklung eines Verfahrens zur Lebensdauer vorhersage für Schaufel-Scheibe-Verbindungen bei Gasturbinen*, Universität Stuttgart, Diss., 2001
- [63] RAUCH, M.; MAILE, K.; RINGEL, M.: Numerical Calculation and Experimental Validation of Damage Development in 9 Cr Steels. In: *30. MPA Seminar*, 2004
- [64] NOUAILHAS, D.: Unified modelling of cyclic viscoplasticity - application to austenitic stainless steels. In: *International Journal of Plasticity*, S.501-520 (1989)

- [65] OHNO, N.; WANG, J.D.: Transformation of a nonlinear kinematic hardening rule to a multisurface form under isothermal and nonisothermal conditions. In: *International Journal of Plasticity*, S.879-891 (1992)
- [66] CHABOCHE, J.L.: A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. In: *International Journal of Plasticity*, Vol. 24 (2008)
- [67] SCHEMMEL, J.: *Beschreibung des Verformungs-, Festigkeits- und Versagensverhaltens von Komponenten im Kriechbereich unter instationärer Beanspruchung mit einem elastisch-viskoplastischen Werkstoffmodell*, Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart, Diss., 2003
- [68] CHABOCHE, J. L.: Viscoplastic constitutive equations for the description of cyclic and anisotropic behaviour of metals. In: *Bulletin de l'Académie Polonaise des Science, Série des Science techniques*, Vol. XXV, No.1 (1977)
- [69] CHABOCHE, J. L.; LEMAITRE J.: *Mechanics of solid materials*. 1. Cambridge University Press, 1990
- [70] CHABOCHE, J. L.: Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. In: *International Journal of Plasticity*, Vol. 5, S.247-302 (1989)
- [71] NOUAILHAS, D.; POLICELLA, H.; KACZMAREK, H.: On the description of cyclic hardening under complex loading histories. In: *Constitutive Laws for Engineering Materials. Theory and Applications* (1983)
- [72] DIN EN 12952-4: *Wasserrohrkessel und Anlagenkomponenten - Teil 4: Betriebsbegleitende Berechnung der Lebensdauererwartung; Deutsche Fassung EN 12952-4:2011*. 2011
- [73] AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS: Section III: Rules for Construction of nuclear facility components, Division 1 - Subsection NH. In: *ASME Boiler & Pressure Vessel Code* (2011)
- [74] AFCEN: Design and Construction Rules for Mechanical Components of FBR Nuclear Islands. In: *RCC-MR* (1987)
- [75] DEAN, D.W. ET AL.: *Assessment Procedure R5, Issue 3, Volume 2/3 - Creep-Fatigue crack initiation procedure for defect-free structures*. EDF Energy, 2003
- [76] LEE, H.-Y.; KIM, Y.-W.; SONG, K.-N.: Preliminary application of the draft code case for alloy 617 for a high temperature component. In: *Journal of Mechanical Science and Technology*, S.856-863 (2008)
- [77] HALES, R.; AINSWORTH, R.A.: Multiaxial creep-fatigue rules. In: *Nuclear Engineering and Design* 153, S.257-264 (1995)
- [78] AINSWORTH, R.A.: Defect procedures at high temperature. In: *Nuclear Engineering and Design* 130, S.211-219 (1990)
- [79] PINEAU, A.: High temperature fatigue behaviour of engineering materials in relation to microstructure. In: *Elsevier Applied Science Publishers*, S.305-364 (1983)

- [80] SPINDLER, M. W.: An improved method for calculation of creep damage during creep-fatigue cycling. In: *Materials Science and Technology Vol.23* (2007)
- [81] LEMAITRE, J.; PLUMTREE, A.: Application of Damage Concepts to Predict Creep-Fatigue Failures. In: *Transaction of the ASME* (1979)
- [82] JIANPING, J. ET AL.: An effective continuum damage mechanics model for creep-fatigue life assessment of a steam turbine rotor. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 80, S.389-396 (2003)
- [83] DE BOER, N. ET AL.: Herstellung und Verarbeitung der Nickellegierungen für die Hochtemperatur-Werkstoff-Teststrecke II (HWT II) im Grosskraftwerk Mannheim GKM. In: *VGB PowerTech* 8/2015, S.35-43 (2015)
- [84] DIN EN ISO 6892-1: *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO 6892-1:2009); Deutsche Fassung EN ISO 6892-1:2009*. 2009
- [85] DIN EN ISO 6892-2: *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur (ISO 6892-2:2011); Deutsche Fassung EN ISO 6892-2:2011*. 2011
- [86] DIN EN ISO 148-1: *Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 148-1:2009); Deutsche Fassung EN ISO 148-1:2010*. 2011
- [87] HÜGGENBERG, D. ET AL.: Hochtemperatur-Werkstoff-Teststrecke HWT II - Begleitende experimentelle und numerische Untersuchungen an Werkstoffen und Komponenten. In: *VGB PowerTech* 8/2015, S.52-62 (2015)
- [88] ASTM E606: *Standard Test Method for Strain - Controlled Fatigue Testing*. 2012
- [89] SEIFERT, T.: Ein komplexes LCF-Versuchsprogramm zur schnellen und günstigen Werkstoffparameteridentifikation. In: *Tagung Werkstoffprüfung 2006 - Fortschritte der Kennwertermittlung für Forschung und Praxis*, S.409-414, 2006
- [90] DIN EN ISO 643: *Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße (ISO/FDIS 643:2015); Deutsche und Englische Fassung FprEN ISO 643:2015*. 2015
- [91] DIN EN ISO 6507-1: *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 6507-1:2005); Deutsche Fassung EN ISO 6507-1:2005*. 2006
- [92] KNEZEVIC, V.; SCHNEIDER, A.; LANDIER, C.: Creep behaviour of thick-wall Alloy 617 seamless pipes for 700 °C power plant technology. In: *6th International Conference on Creep, Fatigue and Creep-Fatigue Interaction (CF-6)*, S.496-501, 2012
- [93] CLAUSMEYER, H.: *Über die Beanspruchung von Stahl bei mehrachsigen Spannungszuständen*. Konstruktion, Band 20, S.395-401, 1968
- [94] ABAQUS: *Version 6.12 Documentation*. Dassault Systemes, 2012
- [95] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE: *VDI-Wärmeatlas*. 10. Springer-Verlag, 2005

- [96] FORTMANN, M. ET AL.: Anwendungsspezifikation für kapazitive Hochtemperatur-Dehnungsmeßgeber INTERATOM-HT-DMS / Interatom GmbH. 1985. – Forschungsbericht
- [97] TAKAHASHI, Y.; DOGAN, B.; GANDY, D.: Systematic Evaluation of Creep-Fatigue Life Prediction Methods for Various Alloys. In: *Journal of Pressure Vessel Technology, Volume 135* (2012)
- [98] FOURNIER, B.: *Fatigue-fluage des aciers martensitiques à 9-12%Cr : comportement et endommagement*, L'Ecole des Mines de Paris, Diss., 2007
- [99] TAKAHASHI, Y.: Prediction of deformation and failure of modified 9Cr-1Mo steel under creep-fatigue interaction. In: *Materials at High Temperatures, Volume 29, S.280-292* (2012)

Anhang A

Anhang

A.1 Zusammenstellung der Versuche von HWT II

Werkstoff	Schmelze	Wärmebehandlung	Abschnitt	Versuchstyp	Institut
Alloy 617 mod.	922186	1200 °C/3 h/Wasser + 980 °C/3 h/Luft	A	Warmzug	IfW
			A	Zeitstand	IfW
			A	LCF	IfW
			B	Zeitstand	IfW
			B	LCF	IfW
			D	Warmzug	IfW
Alloy 617 mod.	922186	1200 °C/3 h/Wasser + 980 °C/3 h/Luft	A	LCF	IWM
			A	TMF	IWM
Alloy 617 mod.	922186	1200 °C/3 h/Wasser + 980 °C/3 h/Luft	A	Kerbschlag	MPA
Alloy 617 mod.	316000	1180 °C/4,75 h/Wasser	A	Zeitstand	MPA
			A	LCF	MPA
Alloy 263	413768	1150 °C/2 h/Wasser + 800 °C/4 h/Luft	A	Warmzug	IfW
			A	Zeitstand	IfW
			A	LCF	IfW
			B	LCF	IfW
			D	Warmzug	IfW
Alloy 263	413768	1150 °C/2 h/Wasser + 800 °C/4 h/Luft	A	LCF	IWM
			A	TMF	IWM

Tabelle A. 1: Übersicht der im Rahmen von HWT II durchgeführten Versuche

A.2 Ergebnisse Zugversuche

Probennr.	Abschnitt	Temperatur T / °C	E-Modul E / MPa	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ / MPa	Zugfestigkeit R_m / MPa	Bruchdehnung A / %	Brucheinschnürung Z / %
hWARTz1	D	20	206388	450	879	37,3	29
hWA2z1	D	200	199096	395	799	40,3	35
hWA4z1	D	400	197781	383	755	42,5	37
hWA6z1	D	600	168796	328	671	41	33
hWA7z1	A	700	166341	351	627	45,4	42
hWA725z1	D	725	157460	383	631	29,6	24

Tabelle A. 2: Übersicht der (Warm-)zugversuche am Alloy 617 mod.

Probennr.	Abschnitt	Temperatur T / °C	E-Modul E / MPa	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ / MPa	Zugfestigkeit R_m / MPa	Bruchdehnung A / %	Brucheinschnürung Z / %
hWBRTz1	D	20	217000	566	1012	39,7	34
hWB2z1	D	200	208000	517	922	37,3	34
hWB4z1	D	400	186000	489	862	42,3	45
hWB6z1	D	600	182000	466	809	42,2	46
hWB7z1	A	700	177000	526	818	40	36
hWB725z1	D	725	160000	477	747	37,2	38

Tabelle A. 3: Übersicht der (Warm-)zugversuche am Alloy 263

A.3 Ergebnisse Zeitstandversuche

Probennr.	Abschnitt	Temperatur T / °C	Spannung σ / MPa	Zeit t / h	Dehnung ϵ / %	Status
IfW Darmstadt - Schmelze 922186						
hWA7z2	A	700	295	208	2,76	gebrochen
hWA7z3	A	700	230	1926	1,92	gebrochen
hWA7z4	A	700	200	2656	2,45	gebrochen
hWA7z5	A	700	170	6580	1,91	gebrochen
hWA7z6	A	700	145	10725	3,08	gebrochen
hWA7z7	B	700	230	5046	3,75	gebrochen
hWA725z2	A	725	170	13010	13,38	gebrochen
MPA Stuttgart - Schmelze 316000						
ZH17.1	-	700	230	7293	7,79	gebrochen
ZH17.2	-	700	200	9268	0,76	laufend
ZH17.3	-	700	145	7874	0,08	laufend

Tabelle A. 4: Zeitstandversuche am Grundwerkstoff Alloy 617 mod.

Probennr.	Abschnitt	Temperatur $T / ^\circ\text{C}$	Spannung σ / MPa	Zeit t / h	Dehnung $\varepsilon / \%$	Status
IfW Darmstadt - Schmelze 413768						
hWB7z2	A	700	465	183	25,15	gebrochen
hWB7z3	A	700	370	2030	32,81	gebrochen
hWB7z4	A	700	327	9502	38	gebrochen
hWB7z5	A	700	281	17022	29,6	gebrochen
hWB7z6	A	700	239	14976	0,32	laufend
hWB725z2	A	725	290	2982	47,9	gebrochen

Tabelle A. 5: Zeitstandversuche am Grundwerkstoff Alloy 263

A.4 Ergebnisse Ermüdungsversuche

Institution	Probennr.	Abschnitt	Temperatur $T / ^\circ\text{C}$	Dehnrate $\dot{\epsilon} / \% \text{min}^{-1}$	Dehnungsamplitude $\epsilon_a / \%$	Haltezeit Zug/Druck t_{HZ} / min	Anrisszyklenzahl $N_{A5\%} / -$
IWM	RTd1C2	A	20	6	0,6	0	2807
IWM	RTd11B2	A	20	6	0,9	0	539
IWM	2d1A2	A	200	6	0,9	0	666
IfW	hWA4d2	B	400	6	0,775	0	1087
IfW	hWA4d1	B	400	6	0,8	0	805
MPA	LH17.5	-	400	6	0,9	0	271
IWM	4d2C2	A	400	6	0,9	0	540
IWM	6d12B2	A	600	6	0,3	0	3522
IfW	hWA6d3	B	600	6	0,325	0	3328
MPA	LH17.4	-	600	6	0,5	0	980
IWM	6d2A2	A	600	6	0,5	0	1237
IfW	hWA6d2	B	600	6	0,55	0	977
IfW	hWA6d1	B	600	6	0,8	0	345
IWM	65d3C2	A	650	6	0,3	0	2739
MPA	LH17.1	-	650	6	0,5	0	704
IWM	65d13B2	A	650	6	0,5	0	1121
IWM	65d3A2	A	650	6	0,6	0	525
IfW	hWA7d4	B	700	6	0,16	0	33007
IWM	7d4C2	A	700	6	0,2	0	9887
IfW	hWA7d3	A	700	6	0,325	0	1860
MPA	LH17.2	-	700	6	0,4	0	1231
IWM	7d14B2	A	700	6	0,4	0	1008
IfW	hWA7d2	A	700	6	0,5	0	680
IWM	7d4A2	A	700	6	0,6	0	490
IfW	hWA7d1	A	700	6	0,6	0	517
IWM	725d5C2	A	725	6	0,2	0	8122
IfW	hWA725d3	B	725	6	0,225	0	4486
IfW	hWA725d2	B	725	6	0,35	0	991
IWM	725d15B2	A	725	6	0,4	0	856
IfW	hWA725d1	B	725	6	0,6	0	415

Tabelle A. 6: LCF-Versuche mit $\dot{\epsilon}=6 \% \text{min}^{-1}$ am Alloy 617 mod.

Institution	Probennr.	Abschnitt	Temperatur $T / ^\circ\text{C}$	Dehnrates $\dot{\epsilon} / \% \text{min}^{-1}$	Dehnungsamplitude $\epsilon_a / \%$	Haltezeit Zug/Druck t_{HZ} / min	Anrisszyklenzahl $N_{A5\%} / -$
IWM	RTd1A2	A	20	6	0,6	0	5028
IWM	RTd11B2	A	20	6	0,9	0	1245
IWM	2d1C2	A	200	6	0,9	0	580
IfW	hWB4d3	B	400	6	0,435	0	4577
IfW	hWB4d1	B	400	6	0,8	0	602
IWM	4d2A2	A	400	6	0,9	0	306
IWM	6d12B2	A	600	6	0,3	0	3931
IfW	hWB6d3	B	600	6	0,325	0	7310
IWM	6d2C2	A	600	6	0,5	0	1127
IfW	hWB6d2	B	600	6	0,55	0	1529
IfW	hWB6d1	B	600	6	0,8	0	354
IWM	65d3A2	A	650	6	0,3	0	7763
IWM	65d13B2	A	650	6	0,5	0	1769
IWM	65d3C2	A	650	6	0,6	0	1108
IfW	hWB7d4	B	700	6	0,16	0	396013
IfW	hWB7d3	A	700	6	0,325	0	5187
IWM	7d14B2	A	700	6	0,4	0	2076
IfW	hWB7d2	A	700	6	0,5	0	1291
IfW	hWB7d1	A	700	6	0,6	0	956
IWM	7d4C2	A	700	6	0,6	0	821
IWM	72d15B2	A	720	6	0,4	0	1665
IfW	hWB725d3	B	725	6	0,225	0	26773
IfW	hWB725d2	B	725	6	0,35	0	3154
IfW	hWB725d1	B	725	6	0,6	0	803

Tabelle A. 7: LCF-Versuche mit $\dot{\epsilon}=6 \% \text{min}^{-1}$ am Alloy 263

Institution	Probennr.	Abschnitt	Temperatur $T / ^\circ\text{C}$	Dehnrates $\dot{\epsilon} / \% \text{min}^{-1}$	Dehnungsamplitude $\epsilon_a / \%$	Haltezeit Zug/Druck $t_{\text{HZ}} / \text{min}$	Anrisszyklenzahl $N_{A5\%} / -$
IfW	hWA7dh2	B	700	6	0,3	10	936
IfW	hWA7dh1	B	700	6	0,45	10	596
IWM	72d18B2	A	720	0,03	0,3	0	278
IWM	72d8A2	A	720	0,03	0,5	0	115
IWM	65d7C2	A	650	0,06	0,5	0	357
IWM	65d17B2	A	650	0,06	0,6	0	239
IWM	7d7A2	A	700	0,06	0,3	0	1151
IWM	72d15C2	A	720	0,06	0,3	0	715
IWM	72d13A2	A	720	0,06	0,5	0	157
IWM	65d5A2	A	650	0,6	0,5	0	838
IWM	65d6C2	A	650	0,6	0,6	0	713
IWM	7d16B2	A	700	0,6	0,3	0	1549
IWM	7d6A2	A	700	0,6	0,5	0	495
IWM	72d14C2	A	720	0,6	0,3	0	1459
IWM	72d14A2	A	720	0,6	0,5	0	502

Tabelle A. 8: LCF-Versuche mit Haltezeiten bzw. langsamen Dehnraten am Alloy 617 mod.

Institution	Probennr.	Abschnitt	Temperatur $T / ^\circ\text{C}$	Dehnrates $\dot{\epsilon} / \% \text{min}^{-1}$	Dehnungsamplitude $\epsilon_a / \%$	Haltezeit Zug/Druck $t_{\text{HZ}} / \text{min}$	Anrisszyklenzahl $N_{A5\%} / -$
IfW	hWB7dh2	B	700	6	0,3	10	1992
IfW	hWB7dh1	B	700	6	0,45	10	737
IWM	65d7C2	A	650	0,06	0,5	0	517
IWM	65d8A2	A	650	0,06	0,6	0	381
IWM	7d18B2	A	700	0,06	0,4	0	1073
IWM	72d9A2	A	720	0,06	0,4	0	600
IWM	72d10A2	A	720	0,06	0,6	0	152
IWM	65d5C2	A	650	0,6	0,5	0	946
IWM	65d6A2	A	650	0,6	0,6	0	636
IWM	7d16B2	A	700	0,6	0,4	0	1514
IWM	7d6C2	A	700	0,6	0,6	0	477
IWM	72d7A2	A	720	0,6	0,4	0	1272
IWM	72d17B2	A	720	0,6	0,5	0	843

Tabelle A. 9: LCF-Versuche mit Haltezeiten bzw. langsamen Dehnraten am Alloy 263

A.5 Parameter der Manson-Coffin-Auswertung

Temperatur T / °C	Alloy 617 mod.				Alloy 263			
	$\frac{\sigma_B^*}{E} / -$	b / -	$\varepsilon_B^* / -$	c -	$\frac{\sigma_B^*}{E} / -$	b / -	$\varepsilon_B^* / -$	c -
400	0,00754	-0,134	0,15589	-0,514	0,00581	-0,077	0,12536	-0,530
600	0,00754	-0,135	0,15589	-0,615	0,00581	-0,090	0,12536	-0,567
650	0,00696	-0,135	0,15589	-0,627	0,00581	-0,090	0,12536	-0,567
700	0,00591	-0,135	0,15589	-0,643	0,00476	-0,090	0,12536	-0,567
725	0,00591	-0,135	0,15589	-0,672	0,00476	-0,090	0,12536	-0,567

Tabelle A. 10: Zusammenstellung der Manson-Coffin-Parameter

Temperatur T / °C	Alloy 617 mod.				Alloy 263			
	A / -	B / -	C / -	D -	A / -	B / -	C / -	D -
400	2326,32	3,81	916,42	1,62	1062,43	6,58	1769,05	2,65
600	250,96	5,34	870,57	2,26	334,37	6,63	1150,25	2,65
650	149,28	5,40	737,26	2,26	334,37	6,63	1150,25	2,65
700	57,52	5,45	561,17	2,26	102,95	6,63	936,96	2,68
725	37,74	5,70	455,45	2,26	102,95	6,63	936,96	2,68

Tabelle A. 11: Zusammenstellung der Parameter zur Bestimmung der Anrisszyklenzahlen

A.6 Parameter der Ramberg-Osgood-Auswertung

Werkstoff	Temperatur	E-Modul	Verfestigungskoeffizient	Verfestigungsexponent
	T / °C	E / MPa	K' / MPa	n' / -
A617 mod.	650	169500	1621	0,196
A617 mod.	700	166000	1520	0,196
A263	650	180000	2359	0,227
A263	700	176000	1468	0,173

Tabelle A. 12: Ramberg-Osgood-Parameter zur Beschreibung der zyklischen Fließkurve bei $N_a/2$

A.7 Parameter zur Bestimmung der Bruchzeit und -dehnung

	Parameter Bruchzeit			Parameter Bruchdehnung			
	Alloy 617 mod.		Alloy 263		Alloy 617 mod.		Alloy 263
	all	HWT II	DE4, HWT II		all	HWT II	DE4, HWT II
C	16,17	-15,88	18,67	A_{DE}	24,6	2,22	1087902,68
m	0,8	0,9	0,2	p_{DE}	15220,7	15218,8	1273,76
B_1	23,52	-11,11	26,70	n_{DE}	0,53	0	0,36
B_2	-0,07436	0,003459	1,54	m_{DE}	2,85	3,84	2,28
B_3	0,0002416	-0,0000948	-0,9867				

Tabelle A. 13: Zusammenstellung der Parameter zur Bestimmung der Bruchzeit bzw. -dehnung

A.8 Parameter des CNOW-Modells

$T / ^\circ\text{C}$	400	600	650	700	725
E / MPa	188000	173000	169500	166000	163750
$\nu / -$	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3
$\alpha_{th} / \text{K}^{-1}$	0,0000136	0,000014	0,0000144	0,0000148	0,00001495
Parameter für vorwiegend hohe Beanspruchungen					
K_1	32	25	25	25	25
n_1	15	15	15	15	15
k	310	244	244	244	244
a_{11}	85	85	120	120	120
c_{11}	450	935	950	1250	1250
m_{11}	1	1	1	1	1
ϕ_{11}	0	0	0	0	0
d_{11}	0	0	0	0	0
β_{11}	0	0	0	0,002	0,002
r_{11}	1	1	1	1	1
a_{12}	19	19	20	20	20
c_{12}	217	217	220	220	220
m_{12}	1	1	1	1	1
ϕ_{12}	0	0	0	0	0
d_{12}	0	0	0	0	0
β_{12}	0	0	0	0	0
r_{12}	1	1	1	1	1
b	0,19	1,25	1,5	25	25
Q	135	105	85	40	40
Ω	1,095	1,095	1,095	1,095	1,095
α_1	1,15	2,48	2,48	2,48	2,48
γ	0,55	0,41	0,33	0,33	0,32
Parameter für vorwiegend niedrige Beanspruchungen					
„Kriechanpassung all“					
K_2	306523,77	229892,83	183914,26	10193,77	7895,16
n_2	3	3	3	4,82	4,82
a_{21}	146	146	146	105,13	94,98
c_{21}	967	967	967	586,94	586,94
λ	13296,02	13296,02	13296,02	9786,42	7626,57
α_2	1	1	1	0,17	0,17
r	5,5	5,5	5,5	4,69	4,69
„Kriechanpassung HWT II“					
K_2	306523,77	229892,83	183914,26	31143,41	21580,64
n_2	3	3	3	4,13	4,13
a_{21}	146	146	146	175,60	233,60
c_{21}	649,75	649,75	649,75	649,75	901,24
λ	4935,50	4935,50	4935,50	8684,43	14384,95
α_2	1	1	1	4,66	4,73
r	7	7	7	4,72	3,83

Tabelle A. 14: Modellparameter des CNOW-Modells für den Alloy 617 mod.

$T / ^\circ\text{C}$	400	600	650	700	725
E / MPa	198000	184000	180000	176000	173250
$\nu / -$	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3
$\alpha_{th} / \text{K}^{-1}$	0,000013	0,0000141	0,0000145	0,0000149	0,00001515
Parameter für vorwiegend hohe Beanspruchungen					
K_1	30	25	25	25	25
n_1	15	15	15	15	15
k	360	330	330	305	280
a_{11}	70,75	72,91	72,91	76,67	89,67
c_{11}	8062,97	8062,97	7062,97	7062,97	7062
m_{11}	1	1	1	1	1
ϕ_{11}	0	0	0	0	0
d_{11}	0	0	0	0	0
β_{11}	0	0	0,0006	0,0011	0,0023
r_{11}	1	1	1	1,1	1,1
a_{12}	99,55	87,08	79,88	79,88	79,88
c_{12}	558,5	558,5	529,15	529,15	529,15
m_{12}	1	1	1	1	1
ϕ_{12}	0	0	0	0	0
d_{12}	0	0	0	0	0
β_{12}	0	0	0	0	0
r_{12}	1	1	1	1	1
b	0,25	40	40	40	40
Q	180	90	55	55	55
Ω	3,15	1,41	1,095	1,095	1,095
α_1	2,48	2,48	2,48	2,48	2,48
γ	0,355	0,355	0,355	0,355	0,41
Parameter für vorwiegend niedrige Beanspruchungen					
Kriechanpassung DE4, HWT II					
K_2	306523,77	229892,83	183914,26	3116,09	2778,21
n_2	3	3	3	9,02	9,03
a_{21}	68	68	68	68,50	304,21
c_{21}	967	967	967	782,07	128,94
λ	4967,92	4967,92	4967,92	5252,49	5793,59
α_2	1	1	1	0,14	0,05
r	9	9	9	6,27	5,46

Tabelle A. 15: Modellparameter des CNOW-Modells für den Alloy 263