Lebensdauerbewertung von Solarturmreceivern mit Salzschmelze am Beispiel eines neuartigen Receiverkonzeptes

Lifetime Calculation of Solar Power Towers with Molten Salt as Heat Transfer Media Applied as An Example to A New Receiver Concept

Von der Fakultät für Maschinenwesen der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Matthias Binder

Berichter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Robert Pitz-Paal
Univ.-Prof. Dr.-Ing. Christoph Broeckmann

Tag der mündlichen Prüfung: 07.09.2026

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Universitätsbibliothek online verfügbar.

Vorwort

Diese Arbeit entstand während meiner Zeit als Doktorand bei der DWE GmbH (früher MAN Energy Solutions SE) im Rahmen der Projekte HPMS-II und STERN. Teilergebnisse der Arbeit wurden bereits publiziert. Sie erschienen in Solar Energy 226 (2021) mit dem Titel ‹Monitoring of service life consumption for tubular solar receivers: Review of contemporary thermomechanical and damage modeling approaches›, in Solar Energy 234 (2022) mit dem Titel ‹Comparison of different safety concepts for evaluation of molten salt receivers› sowie in Solar Energy 248 (2022) mit dem Titel ‹Design study for the lifetime of double-sided irradiated absorber tubes›.

Mein Dank gilt Prof. Dr.-Ing. Robert Pitz-Paal für die Betreuung der Arbeit. Ich bedanke mich ebenfalls bei Prof. Dr.-Ing. Christoph Broeckmann für die Übernahme des Koreferats, bei Prof. Dr.-Ing. habil. Manfred Christian Wirsum für die Übernahme des Vorsitzes in der Prüfungskommission und auch bei Prof. Dr. Ruth Schwaiger, die mich während der gesamten Zeit fachlich betreute.

Zudem möchte ich mich ganz herzlich bei meinen Betreuern Dr.-Ing. Christian Schuhbauer, Ralf Uhlig und Peter Schwarzbözl für das Ermöglichen dieser Arbeit sowie die hilfreichen und anregenden Diskussionen bedanken. Ein wichtiger Beitrag bei der Erstellung dieser Arbeit war die Unterstützung meiner Kolleginnen und Kollegen bei der DWE GmbH. Hier möchte ich besonders David Niedermeier und Dr.-Ing. Veronika Sötz danken. Mein Dank gilt auch Prof. Dr. Michael Spiegel von Salzgitter Mannesmann Forschung für sehr viele interessante Einblicke in die Werkstofftechnik und viele angeregte Diskussionen. Insgesamt waren an dieser Arbeit sehr viele verschiedene Personen mit ihren entsprechenden Einrichtungen beteiligt, weshalb ich mich bei den KollegInnen vom Institut für Solarforschung und Institut für Technische Thermodynamik des Deutschen Zentrums für Luft- und Raumfahrt sowie vom Institute of Energy Materials and Devices des Forschungszentrums Jülich sehr herzlich für die Unterstützung bei der Materialana-

lyse bedanken möchte. Zu guter Letzt möchte ich mich noch ganz herzlich bei meiner Familie für die Unterstützung auf meinem gesamten bisherigen Weg bedanken. Nur deshalb konnte ich mit dieser Arbeit in die Welt der Wissenschaft eintreten.

Landau im September 2026
Matthias Binder

Zusammenfassung

Solarthermische Kraftwerke besitzen aufgrund der guten Speicherbarkeit thermischer Energie ein großes Potenzial für die Energiewende. Zur Reduktion des Investitionsrisikos werden in dieser Arbeit zwei Ansätze für Receiver von solaren Turmkraftwerken untersucht: Zum einen wird ein Lebensdauermodell entwickelt, das neben Kriechen und Ermüdung auch Korrosion berücksichtigt. Zum anderen wird das sogenannte sternförmige Receiverkonzept mit beidseitig bestrahlten Absorberrohren eingeführt und bewertet.

Zur Entwicklung des Lebensdauermodells werden zunächst Versuche in Solarsalz durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen, dass unter thermo-mechanischer Beanspruchung die entstehenden Oxidschichten etwa doppelt so dick werden, als unter isothermen Bedingungen. Zudem zeigt sich in nachgelagerten Kerbschlagbiege- und Zugversuchen, dass sich die Duktilität einiger Werkstoffe durch Exposition in der Salzschmelze bei 600 °C reduziert. Aus den Versuchsergebnissen wird ein dreistufiges Lebensdauermodell abgeleitet. Die erste Ebene berücksichtigt den zusätzlichen thermischen Widerstand der Oxidschicht beim Wärmedurchgang, die zweite Veränderungen der mechanischen Werkstoffeigenschaften. Die dritte Ebene reduziert die zulässige Beanspruchung aufgrund der Wechselwirkung von Kriechen, Ermüdung und Korrosion.

Das Lebensdauermodell wird auf das sternförmige Receiverkonzept angewandt und zum Vergleich mit dem externen Receiver verwendet. Dazu wird in einem numerischen Modell die auftretende Beanspruchung simuliert und dann die Lebensdauer in Jahren berechnet. Unter Berücksichtigung von Korrosion sinkt die Lebensdauer des beidseitig bestrahlten Receivers von 32 auf 12 Jahre. Für das einseitig bestrahlte Rohr resultiert eine Lebensdauer von 6,6 beziehungsweise 3,4 Jahren. Das beidseitig bestrahlte Konzept weist damit eine deutlich höhere Lebensdauer auf und ermöglicht potenziell den Einsatz kostengünstiger Edelstähle. Zur Validierung des Modells sind weitere Werkstoffversuche oder Untersuchungen an realen Anlagen erforderlich.

Abstract

Concentrated solar power plants offer significant potential for the energy transition due to the efficient storage capability of thermal energy. To reduce investment risk, this thesis investigates two approaches for receivers in solar tower plants. First, a lifetime assessment model is developed that accounts not only for creep and fatigue but also for corrosion. Second, the so-called star-shaped receiver concept with absorber tubes irradiated from both sides is introduced and evaluated.

To develop the lifetime model, corrosion experiments are conducted in molten solar salt. The results show that oxide layers formed under thermomechanical loading are approximately twice as thick as those formed under isothermal conditions. Furthermore, subsequent Charpy impact and tensile tests reveal a reduction in the ductility of several materials following exposure to molten salt at 600 °C. Based on these experimental findings, a three-stage lifetime assessment model is derived. The first level accounts for the additional thermal resistance of the oxide layer during heat transfer, while the second level considers changes in the mechanical properties of the material. The third level reduces the allowable stress by accounting for the interaction between creep, fatigue, and corrosion.

The lifetime model is applied to the star-shaped receiver concept and used for comparison with a conventional external receiver. For this purpose, the operating loads are simulated in a numerical model and the resulting lifetime in years is calculated. When corrosion is considered, the predicted lifetime of the double-side irradiated receiver decreases from 32 to 12 years. For the single-side irradiated tube, lifetimes of 6.6 and 3.4 years are obtained. The double-side irradiated concept therefore exhibits a substantially longer service life and may enable the use of lower-cost stainless steels. Further material testing and validation using data from operating plants are required to confirm the predictive capability of the lifetime model.

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis . . . . . **v**

Nomenklatur . . . . . **vii**

Abbildungsverzeichnis . . . . . **xvii**

Tabellenverzeichnis . . . . . **xxvii**

1 Einleitung **1**

2 Grundlagen und Stand der Technik **7**

2.1 Thermomechanische Werkstoffbeanspruchung im Hochtemperaturbereich . 8

2.1.1 Kriechen – Zeitabhängige Werkstoffänderungen im Hochtemperaturbereich 8

2.1.2 Ermüdung – Zyklische Festigkeit und Verformung im Hochtemperaturbereich 16

2.1.3 Bauteilschädigung im Hochtemperaturbereich 24

2.2 Wechselwirkung zwischen Solarsalz und Metall 30

2.2.1 Die korrosive Wirkung von Solarsalz 30

2.2.2 Korrosionsarten ohne mechanische Beanspruchung 32

2.2.3 Korrosionsarten mit mechanischer Beanspruchung 35

2.2.4 Korrosionskinetik 36

2.3 Experimentelle Untersuchungen unter Einfluss von Solarsalz 40

2.3.1 Einteilung nach Werkstoffgruppen und deren Korrosionsverhalten . 40

2.3.2 Einfluss thermo-mechanischer Beanspruchung auf die Korrosion . . 43

2.4 Verfahren zur Bauteilbewertung im Hochtemperaturbereich 49

2.4.1 Kriech-Ermüdungsbewertung nach ASME Section III 50

2.4.2 Kriech-Ermüdungsbewertung in Anlehnung an ASME Section III . 52
2.4.3 Berücksichtigung von Korrosion bei der Bauteilauslegung 58
2.5 Neuartiges Receiverdesign zur Steigerung der Wirtschaftlichkeit 62
2.5.1 Geometrie 64
2.5.2 Verfahrenstechnische Randbedingungen 68
2.5.3 Werkstoffauswahl 70

3 Aufgabenstellung und Vorgehensweise 73

4 Materialversuche 77
4.1 Versuchsplanung und -durchführung 77
4.1.1 Versuchsplanung 77
4.1.2 Aufbau und Betrieb des Korrosionsprüfstands 82
4.1.3 Definition der Korrosionsproben 87
4.2 Versuchsergebnisse 92
4.2.1 Oxidschichtdicke 92
4.2.2 Materialverlust durch Korrosion 96
4.2.3 Kerbschlagzähigkeit 100
4.2.4 Zugfestigkeit und Bruchdehnung 102
4.2.5 Ermüdungsverhalten 105
4.2.6 Aufbau der Oxidschichten 107
4.3 Diskussion der experimentellen Ergebnisse 122
4.3.1 Aussagekraft der Versuchsergebnisse 123
4.3.2 Einfluss der thermo-zyklischen Beanspruchung in Salz 127
4.3.3 Bedeutung der Chromnitrid-Ausscheidungen 133
4.3.4 Ermüdungsversuche in der Salzschmelze 134

5 Lebensdauermodell 137
5.1 Ansatz zur Bestimmung der Lebensdauer 137
5.1.1 Einflussgrößen 138
5.1.2 Zulässige Beanspruchung 140
5.1.3 Darstellung der Bauteillebensdauer 143

5.2 Entwicklung des Lebensdauermodells . . . 146
5.2.1 Einfluss der Korrosion auf das thermische Modell . . . 147
5.2.2 Einfluss der Korrosion auf das strukturmechanische Modell . . . 150
5.2.3 Einfluss der Korrosion auf die zulässige Beanspruchung . . . 152

6 Anwendung des Lebensdauermodells . . . 157
6.1 Lebensdauerberechnung . . . 157
6.1.1 Ablauf der Lebensdauerbewertung . . . 158
6.1.2 Simulationsmodell . . . 162
6.1.3 Abgleich mit Experimenten . . . 165
6.2 Anwendung des Lebensdauermodells auf das sternförmige Receiverkonzept 167
6.2.1 Simulationsergebnisse . . . 167
6.2.2 Einflussgrößen auf die Bauteilschädigung . . . 171
6.2.3 Bewertung der Modellbildung . . . 173
6.3 Vergleich einseitig- und beidseitig bestrahlter Receiver . . . 178
6.3.1 Simulationsergebnisse . . . 178
6.3.2 Chancen des sternförmigen Receiverkonzeptes . . . 181
6.3.3 Risiken des sternförmigen Receiverkonzeptes . . . 182
6.3.4 Empfehlungen zum sternförmigen Receiverkonzept . . . 183

7 Zusammenfassung und Ausblick . . . 185

Literaturverzeichnis . . . 189

A Anhang . . . 205
A.1 Unsicherheitsbewertung von Messergebnissen . . . 205
A.2 Netzstudie . . . 212
A.3 Materialmodelle . . . 218
A.4 Werkstoffkennwerte . . . 220
A.5 Lichtmikroskopie . . . 220
A.6 Materialverlust . . . 226
A.7 Kerbschlagbiegeversuch . . . 233
A.8 Zugversuch . . . 239

A.9 Ermüdungsversuch 242

Abkürzungsverzeichnis

3D	dreidimensional
III.5	Section III Division 5
III.5.HBB-T	Section III Division 5 Subsection HBB Appendix T
VIII	Section VIII
AISI	American Iron and Steel Institute
ASME	American Society of Mechanical Engineers
BPVC	Boiler and Pressure Vessel Code
CERT	statischer Warmzugversuch (engl. constant extension rate test)
CSP	konzentrierende Solarkraftwerke (engl. Concentrated Solar Power)
DIN	Deutsches Institut für Normung
DNI	Direktnormalstrahlung (engl. Direct Normal Irradiance)
EDX	energiedispersive Röntgenspektroskopie
EN	Europäische Norm
FEM	Finite-Element-Methode
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau
FKZ	Förderkennzeichen
HCF	hochfrequente Ermüdung (engl. High Cycle Fatigue)
HPMS-II	High Performance Molten Salt Tower Receiver System – Phase 2
ISO	Internationale Organisation für Normung
ISO	isotropes Verfestigungsmodell
KZP	Kurzzeitprobe
LCF	niederfrequente Ermüdung (engl. Low Cycle Fatigue)
LKIN	linear kinematisches Verfestigungsmodell
LZP	Langzeitprobe

MAFT	Multi-Axial-Fatigue-Tool
MEMO	Verfestigungsmodell mit Gedächtnis
MLIN	multilineares Verfestigungsmodell
MZP	Mittelzeitprobe
NLKIN	nichtlineares kinematisches Verfestigungsmodell
PBR	Pilling-Bedworth Ratio
PD	Published Document (Ergänzung zum British Standard)
PV	Photovoltaik
REM	Rasterelektronenmikroskopie
TF	thermische Ermüdung (engl. Thermal Fatigue)
TMF	thermo-mechanische Ermüdung (engl. Thermo Mechanical Fatigue)
WTM	Wärmeträgermedium

Nomenklatur

Skalare lateinische Symbole

$1-\alpha$	1	Vertrauensniveau
A	m	Konstante im logarithmischen Oxidationsgesetz
	m^2	Probenoberfläche
	MPa	Schädigungskoeffizient im Kriechschädigungsgesetz nach Rabotnov
	$\mathrm{s}^{-1}\,\mathrm{MPa}^{-n}$	Vorfaktor im Norton'schen Kriechgesetz
a	1	Konstante zur Beschreibung der Dehnratenabhängigkeit der kritischen Oxidschichtdicke im Neu-Sehitoglu Modell
A_0	MPa	Schädigungskoeffizient im Kriechschädigungsgesetz
$a_0, a_1, \ldots, a_n$	1	konstante Glieder einer Funktion
A_5	1	Bruchdehnung
a_i	–	untere Grenze der Eingangsgröße X_i
B	m	Probenbreite
	s^{-1}	Vorfaktor für die temperaturabhängige Kriechrate
	$\mathrm{MPa}^{-m}\,\mathrm{s}^{-1}$	Vorfaktor für nichtlineares Kriechgesetz
	m	Vorfaktor für Neu-Sehitoglu Modell
b	1	Ermüdungs-Festigkeitsexponent
	MPa^{-1}	Materialkonstante im Wöhler-Miner Gesetz
B_0	1	Materialkonstante im Wöhler-Miner Gesetz
b_i	–	obere Grenze der Eingangsgröße X_i
C	1	Materialkonstante

		Konstante bei der Bestimmung des Larson-Miller-Parameters
	s^{-1}	Vorfaktor für nichtlineares Kriechgesetz
c	1	Ermüdungs-Duktilitätsexponent
C_1 bis C_4	MPa	Materialkonstanten für Chaboche-Modell
c_1, c_2	1	Konstanten bei der Iso-Stress-Methode
D	1	zulässige Gesamtschädigung
		Schädigungsvariable
	$MPa^{-\alpha}$	Vorfaktor für allgemeine Kriech-Gesetzmäßigkeit
$\dot{D}$	s^{-1}	Schädigungsänderung (Ableitung nach der Zeit)
d	m	Durchmesser
D_c	1	Kriechschädigung
D_f	1	Ermüdungsschädigung
D_{hc}	1	Schädigung durch Hochtemperaturkorrosion
D_x	1	Schädigung durch Oxidschichtwachstum
$\dot{D}_x$	s^{-1}	Schädigungsänderung durch Oxidschichtwachstum
D_O	1	Diffusionskoeffizient
d_o	m	Anfangsdurchmesser im Zugversuch
d_u	m	Durchmesser nach Bruch im Zugversuch
E	MPa	Elastizitätsmodul
e	1	Dehnung im Zugversuch
e_1	1	Dehnung bis Stützpunkt 1 im Zugversuch
e_2	1	Dehnung bis Stützpunkt 2 im Zugversuch
e_p	1	plastische Dehnung im Zugversuch
F	N	Kraft im Zugversuch
f	$-$	Modellfunktion
F_1	N	Kraft bei Dehnung e_1 im Zugversuch
F_2	N	Kraft bei Dehnung e_2 im Zugversuch
F_m	N	Kraft beim Bruch im Zugversuch
F_{n-1}	$-$	Verteilungsfunktion mit $n-1$ Freiheitsgraden
f_x	m	Funktion des Schichtwachstums

f_Y	MPa	Funktion von Spannungs- und Verfestigungstensor
G	MPa	Schubmodul
G_{krit}	J	Bruchwiderstandfähigkeit
H	m	Probenhöhe
h_{cr}	m	Oxidationsbedingte Rissgröße beim Bruch, Neu-Sehitoglu Modell
i	1	Zeitpunkt
j	1	Zyklustyp ($j = 1 \dots p$)
J_1	MPa	Summe der Hauptspannungen
J_2	MPa	Invarianten der Funktion f_Y
k	1	Beanspruchungszeitraum ($k = 1 \dots q$)
	1	Schädigungsexponent im Kriechschädigungsgesetz nach Rabotnov
	1	Materialkonstante beim Ermüdungsschädigungsgesetz
	$-$	Erweiterungskoeffizient zur Berechnung der Gesamtunsicherheit
k_l	$\mathrm{m\,s^{-1}}$	lineare Oxidationskonstante
k_{log}	m	logarithmische Oxidationskonstante
k_p	$\mathrm{m^2\,s^{-1}}$	parabolische Oxidationskonstante
K'	1	werkstoffspezifischer Faktor zur Bestimmung der zulässigen Beanspruchungszeit
K_p^{eff}	m	effektive Oxidationskonstante
KV_2	J	verbrauchte Kerbschlagenergie
L	m	Probenlänge
L_o	m	Anfangsmesslänge im Zugversuch
L_u	m	Messlänge nach Bruch im Zugversuch
LE	m	seitliche Ausdehnung beim Kerbschlagbiegeversuch
m	1	Exponent für nichtlineares Kriechgesetz
m_{kor}	kg	Probenmasse im korrodierten Zustand
m_{neu}	kg	Probenmasse im unkorrodierten Zustand

n	1	Anzahl der Zyklus-Wiederholungen
		Spannungsexponent in der Kriechmodellierung
	s^{-1}	Drehzahl
n'	1	zyklischer Verfestigungsexponent
N_B	1	Lastzyklenanzahl bis zum Bruch
N_d	1	zulässige Lastzyklenanzahl
N_F	1	Lastzyklenanzahl bis zum Ermüdungsbruch
n_i	$-$	Anzahl der Messungen für Eingangsgröße X_i
N_{ox}	1	Lastzyklen bis zum Bruch unter Oxidationseinfluss im Neu-Sehitoglu-Modell
p	1	Anzahl Zyklentypen
P_{LM}	1	Konstante (Larson-Miller-Parameter)
P_{SD}	1	Konstante (Sherby-Dorn-Parameter)
q	1	Anzahl Beanspruchungszeiträume
Q	$\mathrm{J\,mol^{-1}}$	Aktivierungsenergie
R	$\mathrm{J\,mol^{-1}\,K^{-1}}$	Gaskonstante
r	m	Probenradius unkorrodiert
	1	Schädigungsexponent im Kriechschädigungsgesetz
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	Streckgrenze
Re	1	Reynoldszahl
S	$\mathrm{m^2}$	nominelle Querschnittsfläche
s	m	Materialverlust
$\tilde{S}$	$\mathrm{m^2}$	effektive Querschnittsfläche
S_D	$\mathrm{m^2}$	geschädigte Querschnittsfläche
S_ε	1	Sicherheitsfaktor bzgl. Dehnung
S_i	$-$	i-ter Simulationslauf
s_i	$-$	Standardabweichung der Eingangsgröße X_i
S_N	1	Sicherheitsfaktor bzgl. Lastzyklen
S_s	MPa	Quadratwurzel der Hauptspannungs-Quadratsumme
T	K	Temperatur

t	s	Zeit
t_c	s	Zeit bis zum Kriechbruch
T_d	h	zulässige Beanspruchungszeit
t_j	s	j-ter Zeitpunkt
T_{max}	°C	maximale Temperatur
T_s	K	Temperatur des Schmelzpunktes
t_{zul}	s	zulässige Beanspruchungsdauer
t_{zykl}	s	Zykluszeit
U_{Ges}	–	Gesamtunsicherheit
u_M	–	Modellunsicherheit
u_{Ref}	–	Unsicherheit von Referenzproben
$u(x_i)$	–	Messunsicherheit der Eingangsgröße
$u(y)$	–	Messunsicherheit der Messgröße
v_{ij}	–	j Messwerte der Eingangsgröße X_i
W'	m	Breite abzüglich Nut bei Kerbschlagprobe
x	m	Schichtdicke
$\bar{x}_{krit}$	m	mittlere kritische Oxidschichtdicke
X_i	–	Eingangsgröße $i \in 1 \dots n$
x_i	–	Wert der Eingangsgröße X_i
x_{zul}	m	zulässige Schichtdicke
Y	–	Messgröße
y	–	Wert der Messgröße Y
Z	1	Einschnürung

Skalare griechische Symbole

α	1	Exponent für nichtlineares Kriechgesetz
	MPa	Exponent im verallgemeinerten Ermüdungsschädigungsgesetz
	$\mathrm{J\,m^{-2}}$	Kerbschlagzähigkeit
β	$\mathrm{s^{-1}}$	Faktor für nichtlineares Kriechgesetz
	1	Exponent für Neu-Sehitoglu Modell
		Exponent im Wöhler-Miner Gesetz
γ_1 bis γ_4	1	Materialkonstanten für Chaboche-Modell
γ_{xyi}	1	lokale Dehnungskomponente zum Zeitpunkt i in xy-Richtung
γ_{yzi}	1	lokale Dehnungskomponente zum Zeitpunkt i in yz-Richtung
γ_{zxi}	1	lokale Dehnungskomponente zum Zeitpunkt i in zx-Richtung
δ_0	1	Materialkonstante, Neu-Sehitoglu Modell
$\Delta\varepsilon$	1	Dehnungsschwingbreite
$\Delta\varepsilon_e$	1	elastische Dehnungsschwingbreite
$\Delta\varepsilon_{equiv,i}$	1	Vergleichsdehnungs-Schwingbreite zum Zeitpunkt i
$\Delta\varepsilon_{max}$	1	maximale Vergleichsdehnungs-Schwingbreite
$\Delta\varepsilon_{mech}$	1	mechanische Dehnungsschwingbreite
$\Delta\varepsilon_p$	1	plastische Dehnungsschwingbreite
$\Delta\varepsilon_{xi}$	1	Dehnungsschwingbreite in x-Richtung aus Dehnung zum Zeitpunkt i und $i = 0$
$\Delta\varepsilon_{yi}$	1	Dehnungsschwingbreite in y-Richtung aus Dehnung zum Zeitpunkt i und $i = 0$
$\Delta\varepsilon_{zi}$	1	Dehnungsschwingbreite in z-Richtung aus Dehnung zum Zeitpunkt i und $i = 0$
$\Delta\gamma_{xyi}$	1	Dehnungsschwingbreite in xy-Richtung aus Dehnung zum Zeitpunkt i und $i = 0$

$\Delta\gamma_{yzi}$	1	Dehnungsschwingbreite in yz-Richtung aus Dehnung zum Zeitpunkt i und $i = 0$
$\Delta\gamma_{zxi}$	1	Dehnungsschwingbreite in zx-Richtung aus Dehnung zum Zeitpunkt i und $i = 0$
$\Delta\sigma$	MPa	Spannungsschwingbreite
Δt	s	Beanspruchungsdauer
δD	1	Schädigungsinkrement
δD_c	1	Kriechschädigungsinkrement
δD_f	1	Ermüdungsschädigungsinkrement
$\delta\varepsilon$	1	Dehnungsinkrement
δN	1	Lastzykleninkrement mit gleicher Schädigungswirkung
ε	1	Dehnung
ε^*	1	Ermüdungs-Duktilitätskoeffizient
$\dot{\varepsilon}$	s^{-1}	Dehnungsgeschwindigkeit
ε_a	1	Dehnungsamplitude
ε_{ae}	1	elastische Dehnungsamplitude
ε_{ap}	1	plastische Dehnungsamplitude
ε_c	1	Kriechdehnung
ε_{cs}	1	statischer Kriechdehnungsanteil
ε_{ct}	1	transienter Kriechdehnungsanteil
ε_e	1	elastischer Dehnungsanteil
ε_i	1	inelastischer Dehnungsanteil
ε_m	1	Mitteldehnung
$\dot{\varepsilon}_{mech}$	1	mechanische Dehnungsgeschwindigkeit im Neu-Sehitoglu Modell
ε_o	1	Oberdehnung
ε_p	1	plastischer Dehnungsanteil
ε_{th}	1	thermische Dehnung
$\dot{\varepsilon}_{th}$	1	thermische Dehnungsgeschwindigkeit im Neu-Sehitoglu Modell

ε_u	1	Unterdehnung
ε_{xi}	1	lokale Dehnungskomponente zum Zeitpunkt i in x-Richtung
ε_{yi}	1	lokale Dehnungskomponente zum Zeitpunkt i in y-Richtung
ε_{zi}	1	lokale Dehnungskomponente zum Zeitpunkt i in z-Richtung
$\dot{\varepsilon}$	s^{-1}	Dehn- bzw. Kriechrate
$\dot{\varepsilon}_s$	s^{-1}	sekundäre Kriechrate bzw. Kriechgeschwindigkeit
η	Pa s	dynamische Viskosität
ϑ	°C	Temperatur
ν^*	1	Querkontraktionszahl
	$\mathrm{m}^2\,\mathrm{s}^{-1}$	kinematische Viskosität
ξ^{ox}	1	Konstante zur Beschreibung der Phasenabhängigkeit der Oxidationsschädigung im Neu-Sehitoglu Modell
ρ	$\mathrm{kg\,m}^{-3}$	Dichte
σ	MPa	Spannung
σ^*	MPa	Ermüdungs-Festigkeitskoeffizient
$\bar{\sigma}$	MPa	von-Mises Vergleichsspannung
$\tilde{\sigma}$	MPa	effektive Spannung
σ_1, σ_2, σ_3	MPa	Hauptspannungen
σ_{1_0}	MPa	Materialkonstante im Wöhler-Miner Gesetz
σ_a	MPa	Spannungsamplitude
$\sigma_{a.max}$	MPa	maximale Spannungsamplitude
σ_e	MPa	Vergleichsspannung unter Berücksichtigung von Zug- und Druckbelastung
σ_{krit}	MPa	kritische Spannung
σ_m	MPa	Mittelspannung
σ_o	MPa	Oberspannung
σ_{th}	MPa	thermische Spannung
σ_u	MPa	Unterspannung

		Materialkonstante im Wöhler-Miner Gesetz
τ	MPa	Schubspannung
Φ^{ox}	1	Phasenfaktor im Neu-Sehitoglu-Modell
$\chi\left(\tilde{\boldsymbol{\sigma}}\right)$	MPa	allgemeine Vergleichsspannung
ω	$\mathrm{m\,s^{-1}}$	lineare Abtragungsgeschwindigkeit

Vektorielle lateinische Symbole

$\dot{\boldsymbol{D}}$	1	Schädigungsänderung
$\boldsymbol{Q}$	1	Tensor für anisotropen Kriechschädigungsanteil
$\boldsymbol{Q_F}$	1	Tensor für anisotropen Ermüdungsschädigungsanteil
$\boldsymbol{R}$	MPa	thermodynamische Kraft
$\boldsymbol{X}$	MPa	Verfestigungstensor

Vektorielle griechische Symbole

$\boldsymbol{\sigma}$	MPa	Spannungstensor

Abbildungsverzeichnis

1.1 Funktionsweise eines solarthermischen Turmkraftwerkes (nach [9]). Konzentrierte Solarstrahlung wird an Rohren absorbiert, an ein WTM übertragen und in Salztanks gespeichert. Bei Bedarf kann über eine Dampfturbine elektrischer Strom erzeugt werden. 3

2.1 Kriechkurve nach [11] als Dehnung über der Zeit aufgetragen. Der Sekundärbereich weißt dabei eine konstante Kriechrate auf. 13
2.2 Schaubilder zum Hochtemperaturverhalten von Metallen und Keramiken mit verschiedenen Verformungs- und Bruchmechanismen. 13
2.3 Die Zugfestigkeitskennwerte aus Zeitstandversuchen werden in verschiedenen Schaubildern zum Auslegen von Bauteilen mit Kriechbeanspruchung aufbereitet. 14
2.4 Schematische Darstellung des Spannungsverlaufs, der Bewegung im Dehnungs-Zeit-Diagramm und der kumulierten Dehnung für zeit- und dehnungskontrollierte Verfestigung (nach [15]). 15
2.5 Im Hochtemperaturbereich werden bei zyklischer Beanspruchung auch zeitabhängige Verformungsprozesse relavant, sodass sowohl die Spannung als auch die Dehnung sich mit der Zeit verändern (TF). Im niedrigeren Temperaturbereich unterscheidet man hingegen abhängig von der Frequenz der Beanspruchung zwischen LCF und HCF (nach [11]). 17
2.6 Aus Versuchen abgeleitete Schaubilder zum Auslegen von Bauteilen mit Ermüdungsbeanspruchung. 19
2.7 Veränderung der Fließgrenze bei verschiedenen Verfestigungsmodellen. . . . 20

2.8 Beispielhafter Spannungsverlauf einer dehnungskontrollierten Beanspruchung mit zyklischer Verfestigung und Ausbildung eines stabilisierten Lastzyklus nach [20]. 21
2.9 Spannungs-Dehnungs-Diagramme für stabilisierte Zyklen. 21
2.10 Vergleich des tatsächlichen Spannungs-Dehnungsverlaufs mit vereinfachenden Näherungen für den plastischen Verformungsbereich in FE-Modellen. Dabei wird das plastische Materialverhalten entweder durch eine gerade (linear) oder durch mehrere Geraden (multilinear) abgebildet. 23
2.11 Vereinfachte Übersicht der chemischen Gleichgewichtsreaktionen von Solarsalz mit dem für diese Arbeit wichtigen Hauptpfad von Nitrat- über Nitrit- und Oxid-Ion zu Metalloxid. Dieser Hauptpfad ist mit dickeren Linien hervorgehoben. Aus Gründen der Übersichtlichkeit sind die wesentlichen Reaktionspartner und damit in Verbindung stehende Reaktionen dieses Netzwerkes jeweils in anderen Farben beziehungsweise Linienarten gehalten. 33
2.12 Wiederholtes Abplatzen der Oxidschicht (gestrichelte Linien) führen zu einer nicht-parabelförmigen Oxidationskinetik (durchgehende Linie) und einem fortlaufenden Materialverlust, nach [19]. 40
2.13 Schematische Darstellung der Oxidschicht verschiedener Cr-Mo-Ni-Stähle. Die verschiedenen Farben stehen für verschiedene Schichtarten, welche sich insbesondere in ihrer jeweiligen Dicke unterscheiden. Die Dicken sind maßstäblich dargestellt. 42
2.14 Schematische Darstellung der Oxidschicht verschiedener Nickellegierungen. Die verschiedenen Oxidschichten sind im Maßstab dargestellt. 43
2.15 Rendering eines Salzschmelzereceivers mit etwa 700 MW thermischer Leistung, 18 m Durchmesser und einer Höhe von circa 38 m. 65
2.16 Sternförmiges Receiverkonzept mit verschiedenen Modulen, welche aus Absorberrohren und Headern bestehen, sowie der Stützkonstruktion mit Pylonen und horizontalen Stützen. 66

2.17 Verfahrenstechnischer Aufbau eines sternförmigen Receivers. Die Besonderheit sind zwei parallel durchströmte Ausleger und ein gemeinsam durchströmter dritten Ausleger. Die einzelnen Module werden jeweils von innen nach außen durchströmt. 67
2.18 Flussdichte- und Salztemperaturverlauf entlang des Strömungspfades eines beidseitig bestrahlten Receivers mit insgesamt sieben seriellen Modulen. Der Flussdichtesprung nach dem fünften Modul resultiert aus der Zusammenführung beider Strömungspfade der polseitigen Ausleger. Der äquatorseitige Ausleger wird von einem entsprechend höheren Massenstrom durchströmt. 69

4.1 Übersicht Korrosionsprüfstand mit Zwischenspeicher (links) und Versuchsbehälter (rechts), welche mit Rohrleitungen miteinander verbunden sind. Sie weißen jeweils einen Durchmesser von circa 700 mm auf. 83
4.2 Schnittansicht durch das Probenkarussell mit einigen Probenkassetten mit Proben auf den drei Probenebenen. 85
4.3 Schematischer Ablauf der Versuchsdurchführung. Der Füllstand in den beiden Behältern ist jeweils gelb dargestellt und Änderungen werden durch rote Pfeile angedeutet. Sich ändernde Prozessparameter sind rot hervorgehoben. Das Abkühlen der Proben wird durch blaue Pfeile symbolisiert. . . 86
4.4 Probenkassette mit verschiedenen Probenarten, die Probenlänge beträgt jeweils 120 mm 89
4.5 Kerbschlagprobe mit Adapter als Schweißkonstruktion. Die Probekörper werden nach den Korrosionsversuchen herausgetrennt. 91
4.6 Zugversuchsprobe 310N mit Adapter, welche nach den Korrosionsversuchen entfernt werden. Die Proben weisen eine Gesamtlänge von 120 mm auf. . . 92
4.7 Proben aus dem Werkstoff 347 nach 100 und 200 Zyklen (Probennummern 2.2.07 bis 2.2.12 beziehungsweise 2.2.13 bis 2.2.18) im Korrosionsprüfstand mit lokal abgeplatzter Oxidschicht. Exemplarisch sind Abplatzungen an einzelne Proben markiert. 93

4.8 Mittlere Oxidschichtdicke mit den entsprechenden Minimal- und Maximalwerten für die getesteten Materialien in 600 ℃ heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. Die Messwerte wurden durch mindestens drei Messungen pro Probekörper unter dem Lichtmikroskop ermittelt. Bei der isothermen Versuchsführung stand jeweils ein Probekörper, bei der zyklischen Vesuchsführung jeweils zwei Probekörper zur Verfügung. 95

4.9 Materialverlust für die getesteten Materialien in 600 ℃ heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. Bei isothermer Versuchsführung handelt es sich um Einzelmessungen, sodass keine statistische Auswertung der Messunsicherheit erfolgt ist. Bei zyklischer Versuchsführung wurden die Messwerte an jeweils zwei verschiedenen Probekörpern ermittelt und eine entsprechende Gesamtunsicherheit berechnet. 98

4.10 Mittelwert der Kerbschlagzähigkeit für die Werkstoffe 310N und Alloy 625 für die verschiedenen Expositionsbereiche und -dauern bei zyklischer Versuchsführung. Neben den Mittelwerten aus jeweils vier Proben ist auch die kombinierten Unsicherheit der Messeinrichtung und dem Konfidenzintervall der Messwerte für ein Vertrauensniveau von 90 % angegeben. 102

4.11 Bezüglich Referenzzustand (unkorrodiert) normierte Kerbschlagzähigkeiten des Werkstoffes 310N nach Exposition an Luft bei 600 ℃ [97] im Vergleich zur Exposition im MAN Korrosionsprüfstand. Die Messwerte an Luft sind Einzelmessungen, weshalb kein Fehlerbalken angegeben wird. 103

4.12 Mittelwert der Bruchdehnung und Zugfestigkeit für den Werkstoff 310N für die verschiedenen Expositionsbereiche und -dauern bei zyklischer Versuchsführung. Neben den Mittelwerten aus jeweils vier Proben ist auch die kombinierten Unsicherheit der Messeinrichtung und dem Konfidenzintervall der Messwerte für ein Vertrauensniveau von 90 % angegeben. 106

4.13 REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff 310N nach 3000 h in Salzschmelze bei isothermer Versuchsführung; Probe R2Z-75%. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind. 108

4.14 REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff 310N nach 3000 h in Salzschmelze bei thermozyklischer Versuchsführung; Probe 1.2.17. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind. 109
4.15 REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff 310N nach 750 h in Salzschmelze bei thermozyklischer Versuchsführung; Probe 1.2.05. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind. 110
4.16 Röntgenemissionsspektren aus den REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff 310N mit zyklischer Versuchsführung in der Salzphase. Die rote Linie zeigt ein Emissionsspektrum im Grundmaterial und wird einem Emissionssprektrum nahe der Probenoberfläche gegenübergestellt. Das Spektrum nahe der Oberfläche weißt einen Peak im Bereich der für Stickstoff charakteristischen Röntgenstrahlung auf. 111
4.17 REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff 347H nach 3000 h in Salzschmelze bei isothermer Versuchsführung; Probe B3-75%. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind. 113
4.18 REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff 347 nach 3000 h in Salzschmelze bei thermozyklischer Versuchsführung; Probe 2.2.17. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind. 114
4.19 REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff Alloy 800 nach 3000 h in Salzschmelze bei isothermer Versuchsführung; Probe K21-75%. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind. 116
4.20 REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff Alloy 800 nach 3000 h in Salzschmelze bei thermozyklischer Versuchsführung; Probe 3.2.17. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind. . . 117

4.21 REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff Haynes 230 nach 3000 h in Salzschmelze bei thermozyklischer Versuchsführung; Probe 4.2.17. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind. . . 119

4.22 REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff Alloy 625 nach 3000 h in Salzschmelze bei isothermer Versuchsführung; Probe B1-75%. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind. 120

4.23 REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff Alloy 625 nach 3000 h in Salzschmelze bei thermozyklischer Versuchsführung; Probe 5.2.17. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind. . . 121

4.24 Schematische Darstellung der Oxidschicht nach 3000 h unter thermo-zyklischen Bedingungen in der Salzschmelze. Der Aufbau der Oxidschicht ist sowohl für die Edelstähle (310N, 347 und Alloy 800) als auch die Nickelbasislegierungen (Haynes 230 und Alloy 625) jeweils ähnlich. Die Werkstoffe 310N und Alloy 625 bilden in ihrer Legierungsgruppe die jeweils dünnste Oxidschicht aus. Das Maß der inneren Korrosion ist sehr unterschiedlich, wobei die Werkstoffe 347 und Alloy 625 die geringsten Werte aufweisen. . . 122

5.1 Darstellung der maßgeblichen Korrosionseffekte auf den thermischen Widerstand eines Absorberrohres. 138

5.2 Vergleich verschiedener Sicherheitskonzepte. Der (Teil-)Sicherheitsfaktor bezüglich Kriechschädigung wird mit K' angegeben. Die (Teil-)Sicherheitsfaktoren der Ermüdungsschädigung werden bezüglich Dehnung S_ϵ und Lastzyklenzahl S_N angegeben (siehe [114]). 141

5.3 Schematische Darstellung der Verschiebung der Ermüdungskurven auf Basis von Versuchen in Salzatmosphäre; dabei ist die Referenzkurve für die Temperatur T_1 durchgehend und die verschobene Kurve gestrichelt dargestellt. 143

5.4 Schematische Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramme in denen die Kriech- über der Ermüdungsschädigung aufgetragen ist. Dabei sind die Schädigungsanteile nach entsprechender Beanspruchungsdauer als Stützstellen markiert und mit einer gestrichelten Linie verbunden. Zudem ist die Interaktionskurve als Kriterium für die maximal zulässige Schädigung eingetragen. 145

5.5 Schematische Darstellung zur Ermittlung des Lebensdauerverlaufs für diskret simulierte Korrosionszustände im Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramm. 146

5.6 Maßgebliche Korrosionseffekte auf den thermischen Widerstand eines Absorberrohres 148

5.7 Schema zur Bildung des thermischen Ersatzwiderstandes. 149

5.8 Ausschnitt des Spannungs-Dehnungs-Diagramms von 310N ohne Korrosion (Probennummer 1337-39) und mit 3000 h Korrosion (Probennummer 1335-36). 151

5.9 S-N-Kurven für Proben bei 600 ℃ ohne Korrosionseinfluss (mBL6d2, LCF-21), mit Salzfüllung während LCF-Versuch (LCF-20), mit Vorkorrosion und LCF-Versuch an Luft (LCF-2, 1514) sowie mit Vorkorrosion und Salzfüllung während LCF-Versuch (LCF-3). 152

5.10 Mittlere zulässige Lastzyklenanzahl in Abhängigkeit der Expositionsdauer im Solarsalz bei 600 ℃ für den Werkstoff 310N unter Verwendung der Coffin-Manson Beziehung nach [116]; Dehnungsschwingbreite $\Delta\varepsilon = 0{,}56$ %. 154

5.11 Ermüdungskurven für die unkorrodierte Bauteile (gepunktete Linien) und unter Salzeinfluss (gestrichelte Linien) für den Werkstoff 310N bei verschiedenen Temperaturen in ℃; zudem ist die prozentuale Veränderung der zulässigen Dehnung aufgrund der Salzumgebung über der Zyklenzahl auf Basis der Coffin-Manson-Parameter ($\Delta_{\varepsilon,zul,\%}$) dargestellt. 155

6.1 Ablauf der Lebensdauerbewertung. 158

6.2 Detaillierter Ablaufplan zur Lebensdauerbewertung. Die Hauptschritte sind die Ermittlung des Beanspruchungsverlaufs, sowie der relevanten Materialkennwerte, woraus dann die Schädigungsanteile berechnet werden. Diese können anschließend visualisiert werden. 159

6.3 Beispiel für den Schädigungsverlauf von Kriech- (D_c) und Ermüdungsschädigung (D_f) für verschiedene Zeitpunkte (grüne Dreiecke). Der Schnittpunkt mit der Kriech-Ermüdungs-Interaktionskurve (blaue Linie) ist ebenfalls dargestellt und kennzeichnet den Zeitpunkt, zu dem das rechnerische Bauteilversagen auftritt [120]. 162

6.4 Beispielhafte Darstellung eines elastischen Shakedown anhand mehrerer Betriebstage eines solarten Turmkraftwerks. Dabei ist dargestellt, dass bei der zyklischen Beanspruchung während des täglichen An- und Abfahrens keine fortschreitende plastische Verformung stattfindet. 165

6.5 Spannungs-Dehnungskurven aus Ermüdungsversuch LCF-3 für die Zyklen 1, 10000 und 20000, sowie die simulierten Spannungs-Dehnungsverläufe für die Materialmodelle mit Korrosionseinfluss (CHAB_salt) und ohne Korrosionseinfluss (CHAB). 166

6.6 Nomenklatur für Simulationsvarianten. 168

6.7 Farblich abgestufte Darstellung der Lebensdauer in Jahren für das beidseitig bestrahlte Rohr ohne und mit Korrosionseinfluss. Während das Rohr ohne Korrosion über den gesamten Umfang eine Lebensdauer von 30 Jahren oder mehr erreicht, ist beim korrodierten Rohr sowohl an der Rohraußen- als auch der Rohrinnenseite eine deutlich reduzierte Lebensdauer (Minimum: 12 Jahre) zu sehen. 169

6.8 Vergleich des unkorrodierten (DSI-0-0-CHAB) und korrodierten Rohres (DSI-TMB) in Bezug auf den Verlauf der Schädigungsanteile von Kriech- (D_c) und Ermüdungsschädigung (D_f) über die Betriebsdauer in Jahren für den Knoten mit der minimalen Lebensdauer. 170

6.9 Vergleichsdehnung und -spannung über Querschnittsfläche unter Berücksichtigung aller Korrosionseinflüsse bei beidseitiger Bestrahlung. 172

6.10 Vergleichsdehnung und -spannung über Querschnittsfläche unter Berücksichtigung aller Korrosionseinflüsse bei einseitiger Bestrahlung. 179

6.11 Kriech- (D_c) und Ermüdungsschädigungsverlauf (D_f) durch die Wandstärke am Ort der maximalen Einstrahlung ohne und mit Korrosionseinfluss zum Zeitpunkt des rechnerischen Bauteilversagens. Während bei der einseitigen Bestrahlung das Versagen unabhängig vom Fortschritt der Korrosion immer durch Ermüdung auf der Rohraußenseite hervorgerufen wird, wechselt der maßgebende Schädigungsmechanismus am beidseitig bestrahlten Rohr von Kriechschädigung auf der Rohrinnenseite im unkorrodierten Zustand hin zu Ermüdungsschädigung auf der Rohraußenseite im korrodierten Zustand. 180

6.12 Farblich abgestufte Darstellung der Lebensdauer in Jahren für das einseitig bestrahlte Rohr ohne und mit Korrosionseinfluss. Der Bereich mit der geringsten Lebensdauer bleibt gleich, die Lebensdauer ist im korrodierten Zustand auf einem insgesamt niedrigerem Niveau. 181

A.1 Skizze zum Verlauf der beiden Pfade. 213

A.2 Temperaturverlauf für die Netzvarianten entlang von Pfad_innen. 214

A.3 Temperaturverlauf für die Netzvarianten entlang von Pfad_außen. 215

A.4 Spannungsverlauf für die Netzvarianten entlang von Pfad_innen. 216

A.5 Spannungsverlauf für die Netzvarianten entlang von Pfad_außen. 216

A.6 Maximale Abweichung der Temperaturen für alle Netze im Vergleich zu Netz_03. 217

A.7 Maximale Abweichung der Spannungen für alle Netze im Vergleich zu Netz_03. 217

A.8 Schliffbilder für 310N nach zyklischer Exposition im Salz- und Gasbereich, jeweils von links nach rechts für 750, 1500 und 3000 h. 221

A.9 Schliffbilder für 347 nach zyklischer Exposition im Salz- und Gasbereich, jeweils von links nach rechts für 750, 1500 und 3000 h. 221

A.10 Schliffbilder für Alloy 800 nach zyklischer Exposition im Salz- und Gasbereich, jeweils von links nach rechts für 750, 1500 und 3000 h. 222

A.11 Schliffbilder für Haynes 230 nach zyklischer Exposition im Salz- und Gasbereich, jeweils von links nach rechts für 750, 1500 und 3000 h. 222

A.12 Schliffbilder für Alloy 625 nach zyklischer Exposition im Salz- und Gasbereich, jeweils von links nach rechts für 750, 1500 und 3000 h. 223

Tabellenverzeichnis

2.1 Extrapolationsverfahren für Zeitstandergebnisse nach [11] und [15] 14
2.2 Zusammenfassung verschiedener Verfestigungsmodelle und ihre Anwendbarkeit nach [20] 22
2.3 Zusammenstellung verschiedener Kriechschädigungsgesetze und deren Einsatzbereiche 27
2.4 Zusammenstellung verschiedener Ermüdungsschädigungsgesetze und deren Einsatzbereiche 28
2.5 Überblick über verschiedene Versuche in einem ‹Convection Loop›. 44
2.6 Überblick über verschiedene ASME-Normen, die darin betrachteten Versagensmechanismen und die Art der Analyse [75]. 55
2.7 Parameter der verschiedenen Sicherheitskonzepte. 57
2.8 Spezifikation eines 700 MW Receivers 67

4.1 Versuchsprogramm mit der Art der Beanspruchung und der umgebenden Atmosphäre 79
4.2 Übersicht der Versuchsparameter für die geplanten Versuche 81
4.3 Einteilung der Probenstellplätze 84
4.4 Nominelle Elementzusammensetzung der untersuchten Werkstoffe in Gewichtsprozent 88

4.5 Mittlere Oxidschichtdicke mit den entsprechenden Minimal- und Maximalwerten für die getesteten Materialien nach etwa 3000 h in 600 ℃ heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. Die Messwerte wurden durch mindestens drei Messungen pro Probekörper unter dem Lichtmikroskop ermittelt. Bei der isothermen Versuchsführung stand jeweils ein Probekörper, bei der zyklischen Vesuchsführung jeweils zwei Probekörper zur Verfügung. 94

4.6 Auf 30 Betriebsjahre extrapolierte Oxidschichtdicken für die getesteten Materialien in 600 ℃ heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. 96

4.7 Materialverlust für die getesteten Materialien nach 3000 h in 600 ℃ heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. Bei isothermer Versuchsführung handelt es sich um Einzelmessungen, sodass keine statistische Auswertung der Messunsicherheit erfolgt ist. Bei zyklischer Versuchsführung wurden die Messwerte an jeweils zwei verschiedenen Probekörpern ermittelt und eine entsprechende Gesamtunsicherheit berechnet. 97

4.8 Vergleich von Materialverlust und Oxidschichtdicke bei isothermer und zyklischer Versuchsführung 99

4.9 Auf 30 Betriebsjahre extrapolierter Materialverlust für die getesteten Materialien in 600 ℃ heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung 99

4.10 Mittelwert der Kerbschlagzähigkeit für die getesteten Materialien nach 3000 h in 600 ℃ heißer Salzschmelze für zyklische Versuchsführung und Referenzversuche ohne Korrosion. Neben den Mittelwerten aus jeweils vier Proben ist auch die kombinierten Unsicherheit der Messeinrichtung und dem Konfidenzintervall der Messwerte für ein Vertrauensniveau von 90 % angegeben. 101

4.11 Zugfestigkeit für die getesteten Materialien nach 3000 h in 600 ℃ heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. Die Messergebnisse für die isothermen Proben sind Einzelmessungen. Die Messergebnisse aus den zyklischen Versuchen sind als Mittelwert der zwei Proben (beziehungsweise vier für 310N) mit der kombinierten Unsicherheit der Messeinrichtung und dem Konfidenzintervall der Messwerte für ein Vertrauensniveau von 90 % angegeben. 104
4.12 Bruchdehnung für die getesteten Materialien nach 3000 h in 600 ℃ heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. Die Messergebnisse für die isothermen Proben sind Einzelmessungen. Die Messergebnisse aus den zyklischen Versuchen sind als Mittelwert der zwei Proben (beziehungsweise vier für 310N) mit der kombinierten Unsicherheit der Messeinrichtung und dem Konfidenzintervall der Messwerte für ein Vertrauensniveau von 90 % angegeben. 105
4.13 Übersicht verschiedener Abhängigkeiten auf Basis der Materialversuche. Die statistische Signifikanz wird dabei über das Konfidenzintervall der Differenz der beiden Erwartungswerte nach Anhang A.1 bestimmt. 126
4.14 Vergleich von isothermen Materialverlusten in µm in Solarsalz bei 600 ℃ . 127

5.1 Oxidschichtdicke und Materialverlust unter zyklischen Bedingungen 148
5.2 Simulationsdauer mit den dazugehörigen Oxidschichtdicken und Materialverlusten 149
5.3 Coffin-Manson-Parameter aus Zugversuchsdaten für den Werkstoff 310N . 153

6.1 Einfluss der verschiedenen Ebenen des Lebensdauermodells auf die Lebensdauer in Jahren 168

A.1 Werteschranken und Unsicherheiten für die Bestimmung der Massenänderung. 208
A.2 Ein- und Ausgangsparameter für die Ausgleichsrechnung mit Python. . . . 209
A.3 Werteschranken und Unsicherheiten für den Kerbschlagversuch. 210
A.4 Werteschranken und Unsicherheiten für den Zugversuch. 211
A.5 Netzparameter für die Netzstudie. 213

A.6 Zusammenfassung der Materialparameter für den Werkstoff 310N. 219
A.7 Werkstoffkennwerte für die Materialien im Korrosionsprüfstand. 220
A.8 Versuchsmatrix Ermüdungsversuche (LCF) 243
A.9 Versuchsmatrix Ermüdungsversuche (LCF) mit zyklischer Vorkorrosion . . 244
A.10 Fortsetzung Versuchsmatrix Ermüdungsversuche (LCF) mit zyklischer Vorkorrosion 245

Kapitel 1

Einleitung

Die Europäische Union hat im Nachgang an das Klimaabkommen von Paris den sogenannten ‹European Green Deal›zur Erreichung der Klimaneutralität entworfen. Damit sollen bis 2030 die Netto-Treibhausgasemissionen um mindestens 55 % im Vergleich zu 1990 gesenkt werden. Bis 2050 soll die Klimaneutralität erreicht werden. Dafür wurden konkrete Maßnahmen zur Reduktion der CO_2-Emissionen festgelegt. Im Energiesektor wird dafür neben Energieeinsparungen auch der Ausbau von erneuerbaren Energiequellen angestrebt. Zweiteres soll insbesondere durch beschleunigte Genehmigungsverfahren erreicht werden. [1]
Bei diesem Hochlauf der Kraftwerke, welche Energie aus erneuerbaren Quellen erzeugen, stehen verschiedene Energiequellen im Wettbewerb zueinander. Dabei haben im Jahr 2023 Wasserkraft, Wind- und Solarenergie die höchste Marktdurchdringung. Die höchsten Wachstumsraten weisen Solarkraftwerke gefolgt von Windkraftwerken auf. [2, 3]

Die hohen Ausbauraten bei Solarkraftwerken entfallen vor allem auf Photovoltaikanlagen (PV-Anlagen) und können auf einen massiven Rückgang der Stromgestehungskosten (engl. ‹levelized cost of electricity›, LCOE) zurückgeführt werden. Haupttreiber ist dabei die Steigerung der Effizienz bei der Fertigung. Zudem sind sie sehr variabel in Bezug auf die Anlagengröße, kostengünstig und weisen kurze Inbetriebnahmezeiten auf. [3]
Außerdem besitzt diese Technologie in vielen Regionen der Welt ein hohes Potential in Bezug auf ausreichende Sonneneinstrahlung, Flächenverfügbarkeit und Wirtschaftlichkeit [4]. Für Deutschland zeigt sich auch eine gute Übereinstimmung zwischen Strombedarf,

vergleiche Standardlastprofil nach [5], und Tageszeiten mit solarer Einstrahlung.
Dennoch kann mit direkt Strom erzeugenden Anlagen, wie es beispielsweise PV-Anlagen sind, nicht der gesamte Strombedarf gedeckt werden. Wie der Name schon impliziert, wird bei direkt Strom erzeugenden Anlagen die auf der Erdoberfläche eintreffende Solarstrahlung direkt in elektrische Energie umgewandelt und steht dementsprechend nur bei solarer Einstrahlung zur Verfügung. Gerade im Winter besteht jedoch ein hoher Bedarf an elektrischer Energie in der ersten Nachthälfte. [5]
Deshalb ist die Speicherung von Energie notwendig. Dies kann sehr gut mit sogenannten solarthermischen Kraftwerken umgesetzt werden. Bei diesen Kraftwerken wird zunächst ein Wärmeträgermedium (WTM) erhitzt und erst in einem weiteren Schritt, zum Beispiel über eine Dampfturbine, elektrischer Strom generiert. Dieser Prozess ist mit einer Konzentration der Solarstrahlung verbunden, weshalb man auch von konzentrierenden Solarkraftwerken spricht (engl. ‹concentrated solar power›, CSP). Werden konzentrierenden Solarkraftwerke mit Flüssigsalz als WTM betrieben, so kann das flüssige Salz tagsüber erwärmt und in großen Wärmespeichern (engl. ‹thermal energy storage›) im Vergleich zu Batteriespeichern relativ kostengünstig gespeichert werden. Bei entsprechendem Strombedarf, zum Beispiel in den Abend- und Nachtstunden, kann dann Wasserdampf erzeugt und eine Dampfturbine betrieben werden. CSP-Anlagen lassen sich somit deutlich leichter in das Stromnetz integrieren und tragen wesentlich zur Versorgungsstabilität bei. [6]
In aktuellen und für die Zukunft geplanten Anlagen wird häufig CSP und PV in sogenannten Hybridkraftwerken kombiniert, sodass die Vorteile beider Technologien genutzt werden können [7]. Mit fortschreitender Dekarbonisierung des Energiesektors wird den konzentrierenden Kraftwerken eine zunehmende Bedeutung prognostiziert, deshalb wird weltweit intensiv an der Weiterentwicklung dieser Technologie gearbeitet. Dabei werden die Schwerpunkte darauf gelegt, das Investitionsrisiko zu minimieren und die Wirtschaftlichkeit dieser Anlagen insgesamt zu optimieren.
Im Fokus dieser Weiterentwicklungen stehen die solaren Turmkraftwerke, welche aufgrund der sehr hohen Konzentrationsraten ein großes Potential für Effizienzsteigerungen bieten [8]. Solare Turmkraftwerke gibt es in den verschiedensten Ausführungen, wobei als Hauptunterscheidungsmerkmal das WTM genannt werden kann. Beispiele für verschiedene Wärmeträger sind Wasserdampf, Luft, Metallschmelzen, super-kritisches Kohlenstoffdioxid,

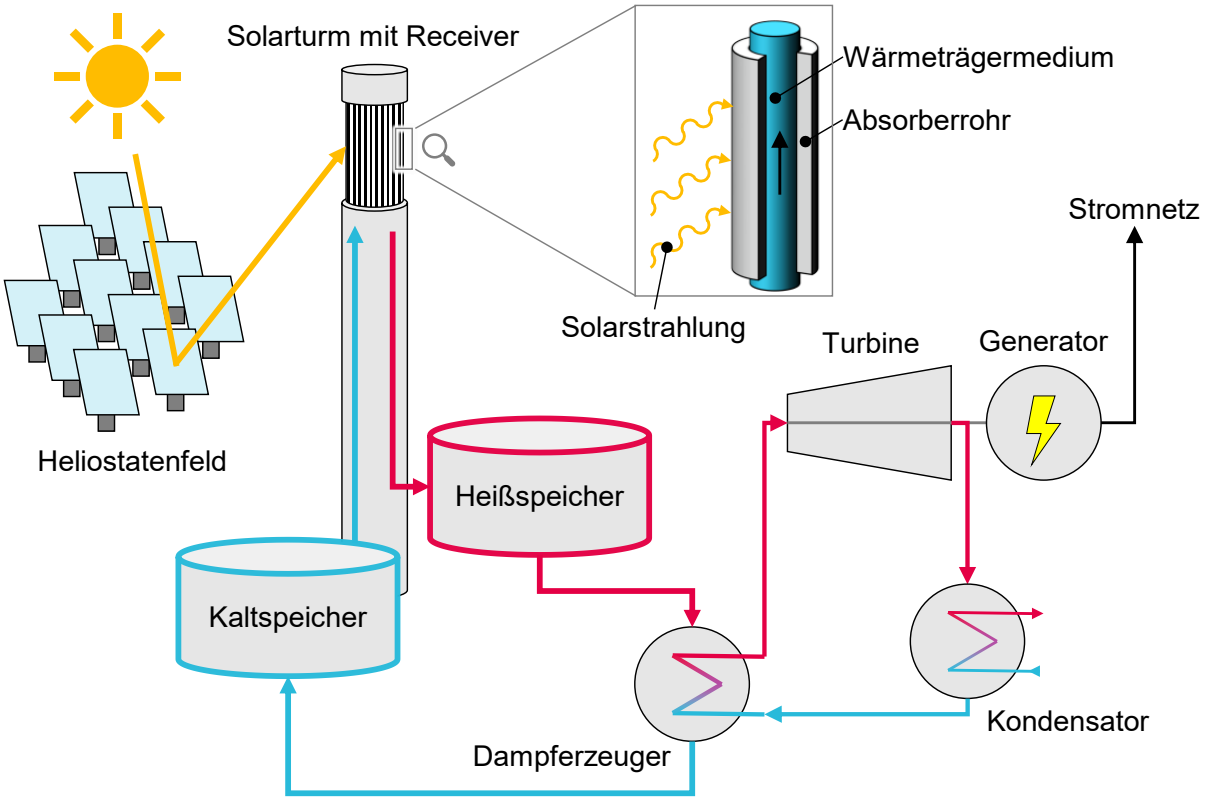


Abbildung 1.1: Funktionsweise eines solarthermischen Turmkraftwerkes (nach [9]). Konzentrierte Solarstrahlung wird an Rohren absorbiert, an ein WTM übertragen und in Salztanks gespeichert. Bei Bedarf kann über eine Dampfturbine elektrischer Strom erzeugt werden.

verschiedene Partikel und Salzschmelzen.

Solarturmkraftwerke mit Salzschmelzen als WTM und einem thermischen Speicher sind derzeit Stand der Technik. Dies sieht man an den zuletzt errichteten Anlagen (Noor III, Ouarzazate; Cerro Dominador, Antofagasta; Noor Energy 1, Dubai). Bei diesen Anlagen wird der Solarturm von einem annähernd kreisförmigen Heliostatenfeld umgeben. Diese Heliostate fokussieren die Solarstrahlung auf die Turmspitze, den sogenannten Receiver (siehe Abb. 1.1). Dort wird die solare Strahlung von einer Vielzahl an Rohren absorbiert und an das durchströmende Wärmeträgerfluid übertragen. Das als WTM dienende flüssige Salz wird dazu von einem kalten Tank (290 °C) über den Receiver gepumpt und erreicht den heißen Tank mit einer Temperatur von 565 °C. Bei Bedarf wird Salz aus dem heißen Tank entnommen und über einen Dampferzeuger zurück in den kalten Tank geleitet. Der Dampf wird über eine Dampfturbine in elektrische Energie umgewandelt. [6]

Ein zentrales Element und stark beanspruchte Komponente dieses Kraftwerktyps ist der

solare Receiver. Dieser sieht im Wesentlichen drei verschiedene Betriebszustände: Während des solaren Betriebs wird die solare Strahlung auf den Receiver fokussiert und das WTM erwärmt. Während der Nachtabschaltung sind die Heliostate defokussiert und die Salzschmelze aus dem Receiver drainiert. Zum Betriebsstart am Morgen wird ein Teil des Heliostatfeldes zum soganannten Vorwärmen der Absorberrohre verwendet, bevor diese mit der Salzschmelze geflutet werden. Dies verhindert ein lokales Einfrieren der Salzschmelze. Die regelmäßige Wiederholung dieser Betriebszustände führt dazu, dass der Receiver verschiedenen Schädigungsmechanismen ausgesetzt ist. Die konzentrierte Solarstrahlung führt zu einer hohen thermo-mechanischen Beanspruchung. Bei entsprechend hohen Temperaturen tritt Kriechschädigung auf. Durch den täglichen Gang der Sonne tritt zudem noch eine wechselnde Beanspruchung auf, die zur Ermüdungsschädigung führt. Die durch den Receiver strömende Salzschmelze führt außerdem zu Korrosion. Diese drei Schädigungsmechanismen können miteinander interagieren und das Bauteilversagen beschleunigen.

In dieser Arbeit werden zwei verschiedene Entwicklungsfelder aufgezeigt, in denen auf unterschiedliche Art und Weise versucht wird, die verschiedenen Schädigungsmechanismen für die Anwendung in solaren Receivern genauer zu beschreiben, beziehungsweise deren Auftretenswahrscheinlichkeit zu minimieren. Das eine Entwicklungsfeld beschäftigt sich mit der Beschreibung der verschiedenen Schädigungsmechanismen und deren Interaktion. Ziel ist es, ein Lebensdauermodell zu entwickeln, das die Interaktion dieser Schädigungsmechanismen berücksichtigt und damit eine kosteneffiziente Auslegung derartiger Receiver ermöglicht. Im zweiten Entwicklungsfeld geht es um ein neuartiges Receiverdesign. Dabei soll gezeigt werden, dass durch beidseitige Bestrahlung der Absorberrohre im Receiver sowohl die Fertigungskosten des Receivers reduziert, als auch die Lebensdauer erhöht werden kann.

Das Ziel dieser Arbeit ist somit, zunächst auf Basis verschiedener Materialversuche in Salzschmelzen, die Interaktion der Schädigungsmechanismen herauszuarbeiten und in ein Lebensdauermodell zur überführen. Im Anschluss wird dieses Lebensdauermodell auf ein beidseitig bestrahltes Receiverkonzept angewandt und die Vor- und Nachteile eines derartigen Receivers herausgearbeitet.

Die Dissertation ist dabei wie folgt aufgebaut: In Kapitel 2 werden die Grundlagen und der

Stand der Technik beschrieben. Dabei werden die drei Schädigungsmechanismen Kriechen, Ermüdung und Korrosion sowie deren Berücksichtigung bei der Auslegung von Bauteilen dargelegt. Zudem wird das neuartige Receiverdesign eingeführt. In Kapitel 3 wird dann auf Basis dieser Darstellungen der Forschungsbedarf herausgearbeitet und die Vorgehensweise ausführlich beschrieben. Kapitel 4 stellt die Versuchsplanung, Ergebnisse und Diskussion der Materialversuche da. Anschließend wird in Kapitel 5 der Ansatz zur Entwicklung des Lebensdauermodells zur Berücksichtigung von Interkationseffekten aufgezeigt. In Kapitel 6 wird zunächst die Methodik zur Lebensdauerbewertung an solaren Receivern dargelegt. Anschließend wird das Lebensdauermodell am beidseitig bestrahlten Receiver demonstriert und für den Vergleich von ein- und beidseitig bestrahltem Receiver verwendet. Kapitel 7 enthält eine Zusammenfassumg der Arbeiten und eine Empfehlung für weitere Untersuchungen.

Kapitel 2

Grundlagen und Stand der Technik

Die Lebensdauer von solaren Receivern hängt direkt vom Werkstoffverhalten unter den gegebenen Beanspruchungsbedingungen ab. Neben den Dehnungen und Spannung sind die auftretenden Temperaturen eine sehr wichtige Kenngröße zur Bewertung dieser Komponenten. Bei Werkstofftemperaturen über 40 % des Schmelzpunktes T_s ($T \geq 0,4 \cdot T_s \approx 700\ K = 427\,°C$) nimmt die Bedeutung von zeitabhängigen Verformungsprozessen in Metallen zu. Für die Absorberrohre von Receivern mit Solarsalz ist dies relevant, da sie Temperaturen von bis zu 700 ℃ erreichen. Deshalb werden nachfolgend die Grundlagen der sogenannten Hochtemperatur-Werkstofftechnik ausführlicher dargestellt. Dabei wird neben der zeitabhängigen Beanspruchung auch die zyklische Beanspruchung bei diesen Temperaturen betrachtet, denn durch den täglichen Gang der Sonne sind diese Receiver zwangsweise einer zyklischen Beanspruchung ausgesetzt. Im Unterschied zu anderen Hochtemperaturanwendungen ist die Korrosion der Absorberrohre durch die Salzschmelze eine Besonderheit. Deshalb werden die mit diesem Phänomen verbundenen Schädigungsmechanismen besonders ausführlich dargestellt.

2.1 Thermomechanische Werkstoffbeanspruchung im Hochtemperaturbereich

2.1.1 Kriechen – Zeitabhängige Werkstoffänderungen im Hochtemperaturbereich

Unter Kriechen werden zeitabhängige Werkstoffveränderungen im Hochtemperaturbereich ($T > 0,4 \cdot T_s$) verstanden. Die Werkstoffe werden häufig durch sogenannte Zeitstandversuche (vergleiche DIN EN ISO 204:2019-04 [10]) charakterisiert. Bei einer konstanten Zugbeanspruchung ergibt sich für metallische Werkstoffe ein charakteristischer Verlauf der Dehnung ε über der Zeit t. Diese sogenannte Kriechkurve (siehe Abb. 2.1) kann auf Basis der Kriechrate $\dot{\varepsilon}$ in drei Abschnitte untergliedert werden:

- Primäres Kriechen: abnehmende Kriechrate
- Sekundäres Kriechen: konstante Kriechrate
- Tertiäres Kriechen: stark ansteigende Kriechrate und Bruch des Materials

Je nach auftretender Spannung und Temperatur sind verschiedene Verformungsmechanismen dominant. Es werden drei Verformungsmechanismen unterschieden, die in Verformungsmechanismuskarten (auch Ashby-maps, siehe Abb. 2.2(a)) für beliebige Werkstoffe in Abhängigkeit von Temperatur und Spannung aufgetragen werden. Neben den elastischen und plastischen Verformungsmechanismen bei niedrigen Temperaturen und hohen Spannungen, ist darin auch der Mechanismus der Kriechverformung aufgetragen. Dieser zeitabhängige Mechanismus kann in Abhängigkeit der physikalischen Prozesse auf mikrostruktureller Ebene in verschiedene Arten unterteilt werden: [11]
Versetzungskriechen: Versetzungsbewegungen führen zur Kriechverformung. Durch mechanische oder thermische Beanspruchung induzierte Spannungen kommt es zu Versetzungsbewegungen. Die Versetzungsdichte im Kristallgitter wird dadurch über die Zeit reduziert, wodurch die Kriechrate abnimmt. Während des sekundären Kriechens stellt sich ein Gleichgewicht aus Versetzungsauslöschung und –neubildung ein. Die Versetzungsdichte und damit die Kriechrate bleibt konstant, man spricht von einem stationären Zustand [11].

Korngrenzen- und Diffusionskriechen sind eng miteinander verknüpft. Beide treten vor allem bei hohen Temperaturen und geringen Spannungen auf. In Legierungen kann die Kriechfestigkeit deshalb durch Mischkristall- und Teilchenhärtung deutlich erhöht werden. Für technische Anwendungen ist insbesondere der Bereich des sekundären Kriechens von besonderer Bedeutung und kann durch verschiedene Kriechgesetze beschrieben werden. Im Bereich mittlerer und niedriger Spannungen kann die Abhängigkeit der sekundären Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_s$ von Spannungen mit einem Potenzgesetz, dem sogenannten Norton'schen Kriechgesetz (vergleiche Gleichung (2.1)) beschrieben werden [11].

$$\dot{\varepsilon}_s = A \cdot \sigma^n \tag{2.1}$$

Dabei ist A eine Konstante, die vom Werkstoff und der Temperatur abhängig ist. Der Spannungsexponent n kann je nach Werkstoff Werte zwischen 1 und 40 annehmen, wobei ein Spannungsexponent von näherungsweise 1 bedeutet, dass die Kriechverformung ausschließlich auf Diffusion beruht und kein Versetzungskriechen auftritt. Temperaturabhängigkeiten können durch eine Arrhenius-Exponentialfunktion nach Gleichung (2.2) beschrieben werden [11].

$$\dot{\varepsilon}_s = B \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \tag{2.2}$$

Die Werkstoffkonstante B ist von der Spannung abhängig. Die Aktivierungsenergie des Kriechens Q, die Gaskonstante R und die Temperatur T gehen ebenfalls in die Formel ein. Führt man die beiden Gleichungen 2.1 und 2.2 zusammen, resultiert die allgemeinere Gesetzmäßigkeit nach Gleichung (2.3) [11].

$$\dot{\varepsilon}_s = C \cdot \left(\frac{\sigma}{E(T)}\right)^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \tag{2.3}$$

Die Werkstoffkonstanten C und n können für Reinmetalle als temperaturunabhängig angesehen werden. Das Elastizitätsmodul E ist temperaturabhängig [11].

In Bruchmechanismuskarten (siehe Abb. 2.2(b)) lassen sich typische Versagenserscheinungen für statische Belastungen darstellen. Dabei wird zwischen dynamischen, duktilem transkristallinem, transkristallinem, interkristallinem und Bruch mit dynamischer Rekristallisation unterschieden. Unter einem dynamischen Bruch versteht man hierbei ein Versagen nach kurzzeitiger Belastung mit hohen Spannungen, einem sogenannten Gewaltbruch. Kriechschädigung lässt sich auf transkristalline oder interkristalline Schädigungsmecha-

nismen zurückführen (siehe orange hinterlegte Fläche in Abb. 2.2(b)). Transkristalline Kriechschädigung tritt bei vergleichsweise hohen Spannungen auf. Dabei kommt es zu einer lokalen Spannungskonzentration im Gefüge durch Ansammlung von Versetzungen. Wird die Spannung zu hoch, wird ein Riss initiiert. Bei hohen Temperaturen tritt hingegen deutlich häufiger interkristalline Kriechschädigung auf. Diese wird durch keilförmige Risse an sogenannten Tripelkanten (wedge-type cracks, kurz: w-type) oder porenartige Schädigungen (round-type cracks, kurz: r-type) hervorgerufen. Die meiste Zeit des Schädigungsprozesses beansprucht die Rissinitiierung, weshalb diese für die Bauteillebensdauer von besonderer Bedeutung ist. Als Ursache für Risskeimstellen gelten insbesondere Korngrenzenausscheidungen oder durch Korngrenzengleiten hervorgerufene Spannungskonzentrationen an Korngrenzentripelkanten, Korngrenzenstufen oder Korngrenzenteilchen. Bei Temperaturen von etwa $T \approx 0,5 \cdot T_s$ und mittleren bis niedrigen Spannungen ist die Wahrscheinlichkeit für interkristalline Rissinitiierung besonders hoch. Vorverformungen, grobes Korn, Spurenelemente und inkohärente Ausscheidungen begünstigen ebenfalls die Rissbildung [11].

Für die Bauteilauslegung können die Daten aus Zeitstandversuchen in verschiedenen Schaubildern aufbereitet werden. Dabei wird zwischen Festigkeitskennwerten auf Basis der Dehngrenze oder der Zugfestigkeit unterschieden. Für die Zugfestigkeit spricht man von Zeitstanddiagrammen (siehe Abb. 2.3(a)) oder isochronen Zeitstandlinien (siehe Abb. 2.3(b)) [11].

Da es sehr zeitaufwändig ist, Zeitstandversuche bei niedrigen Spannungen durchzuführen, werden diese Versuche häufig bei höheren Temperaturen durchgeführt und dann durch verschiedene Extrapolationsmethoden die sekundären Kriechraten für niedrigere Temperaturen abgeleitet. Beispiele für sehr gängige Verfahren sind in Tabelle 2.1 zusammengefasst [11, 15].

Zur Abbildung des Zusammenhangs aus Spannungs-, Dehnungs- und Zeitverlauf in Simulationen mittels Finite-Elemente-Methode (FEM) sind entsprechende Kriechmodelle notwendig. Da die Werkstoffe bei diesen Temperaturen ein sowohl für Festkörper als auch für Fluide typisches Verhalten zeigen, werden diese Modelle auch rheologische oder viskoelastische Modelle genannt. Aus einfachen linearen Modellen werden durch Superposition umfassendere Modelle zusammengesetzt, die zur Beschreibung der Dehnung im visko-

elastischen Bereich dienen. Diese Modelle bestehen üblicherweise aus einem elastischen Anteil ε_e, sowie aus einem stationären ε_{cs} (=sekundäres Kriechen) und einem transienten Kriechanteil ε_{ct} (=primäres Kriechen) (vergleiche Gleichung (2.4)). Sie sind eine Funktion der Spannung σ, dem Elastizitätsmodul E, der Zeit t und der dynamischen Viskosität η.

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_{cs} + \varepsilon_{ct} = \frac{\sigma}{E_1} + \frac{\sigma t}{\eta_1} + \frac{\sigma}{E_2}\left(1 - \exp\left(\frac{-E_2 t}{\eta_2}\right)\right) \tag{2.4}$$

Daneben gibt es auch allgemeinere nichtlineare Kriechmodelle, die zur Beschreibung des Kriechverhaltens geeignet sind. Die inelastische Dehnung ε_i kann dabei aus einem elastischen und einem plastischen Anteil ε_p bestehen. Die Konstanten B, m, D, α und β sind empirisch für jedes Material bei den entsprechenden Temperaturen zu ermitteln (vergleiche Gleichung (2.5)) [15].

$$\varepsilon = \varepsilon_i + \varepsilon_{cs} + \varepsilon_{ct} = \varepsilon_e + \varepsilon_p + B\sigma^m t + D\sigma^\alpha \left(1 - \exp\left(-\beta t\right)\right) \tag{2.5}$$

Die reale Beanspruchung von Bauteilen führt in der Regel zu einer Veränderung der Spannungen und Temperaturen über der Zeit. Zur Beschreibung dieser Vorgänge sind spezielle Ansätze notwendig. Treten Laständerungen auf, muss die maßgebende Dehnungs-Zeit-Kurve gewechselt werden. Dazu gibt es zwei verschiedene Ansätze: sogenannte ‹zeitkontrollierte › und ‹dehnungskontrollierte › Verfestigung (engl. ‹time hardening ›und ‹strain hardening ›), welche in Abb. 2.4 schematisch dargestellt sind. Bei der zeitkontrollierten Verfestigung folgt man einer Dehnungs-Zeit-Kurve für die Dauer der konstanten Beanspruchung. Bei einer Beanspruchungsänderung wird auf die entsprechende Kurve bei der bisher verstrichenen Zeitdauer gewechselt und dem Kurvenverlauf für die Dauer der konstanten Beanspruchung gefolgt. Auch bei der dehnungskontrollierten Verfestigung wird zunächst für die Dauer der konstanten Beanspruchung der Dehnungs-Zeit-Kurve gefolgt. Bei einer Beanspruchungsänderung wird allerdings auf die entsprechende Kurve bei der aktuell akkumulierten Kriechdehnung gewechselt. Diesem Kurvenverlauf wird dann wieder bis zur nächsten Beanspruchungsänderung gefolgt. Für metallische Werkstoffe ist die dehnungskontrollierte Verfestigung meist der geeignetere Ansatz. Bei linear verlaufenden Dehnungs-Zeit-Kurven, also im Bereich des sekundären Kriechens, sind beide Ansätze gleichwertig.

Werden durch Kriechen verformte Bauteile vollständig entlastet, dann wird der elastische Dehnungsanteil sofort abgebaut, der transiente baut sich über die Zeit ab. Der stationäre

Anteil ist irreversibel und bleibt dauerhaft erhalten. Man spricht auch von Rückspannungen aufgrund von zeitabhängiger Verformung. Diese Vorgänge werden im Englischen auch als ‹recovery of creep strain› bezeichnet. Wird nicht die Spannung, sondern die Dehnung über längere Zeiten konstant gehalten, reduziert sich die auftretende Spannung, man spricht von Spannungsrelaxation [15].

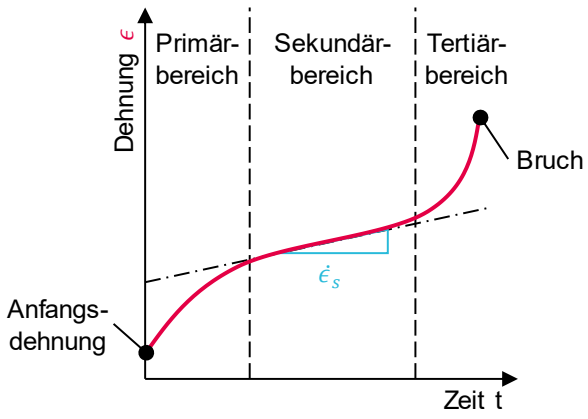
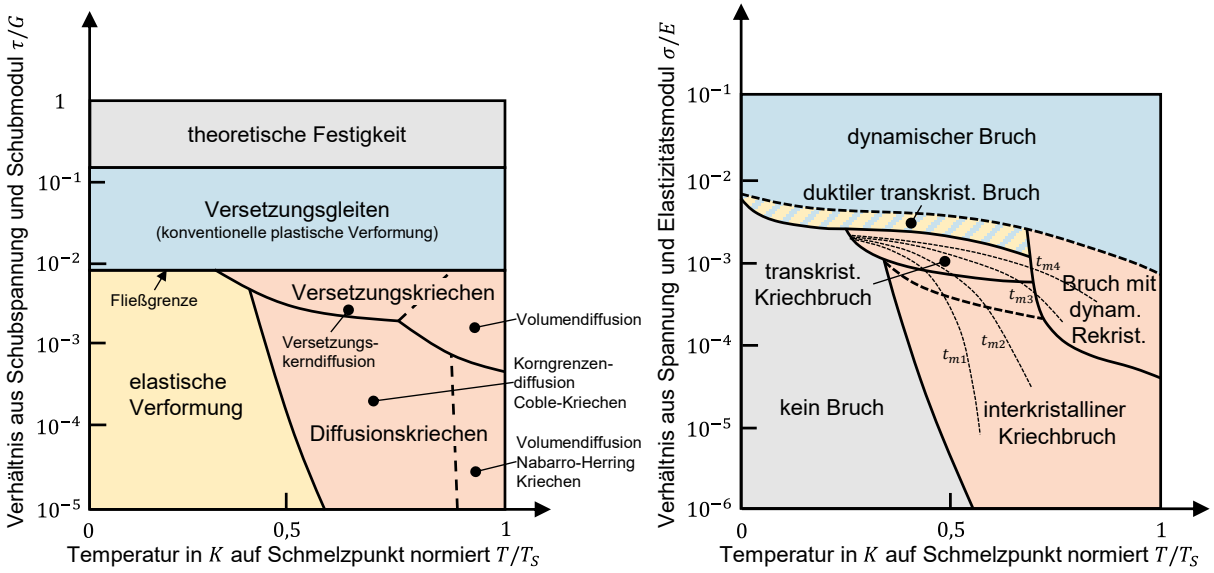


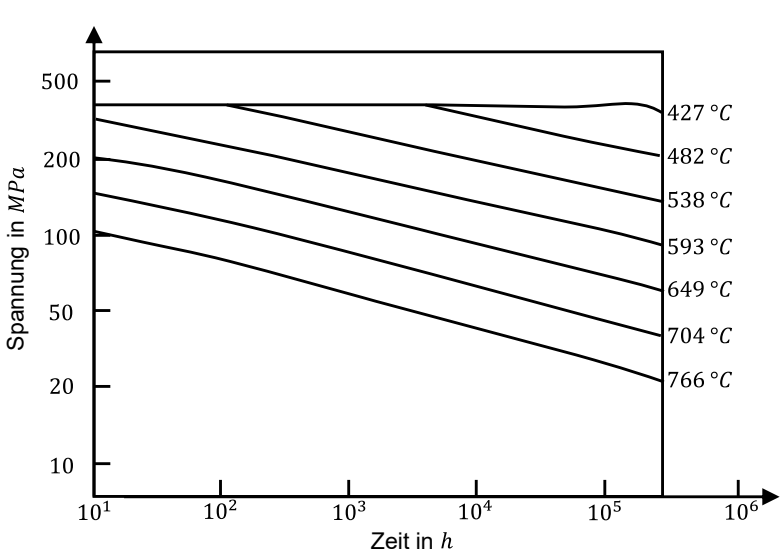
Abbildung 2.1: Kriechkurve nach [11] als Dehnung über der Zeit aufgetragen. Der Sekundärbereich weißt dabei eine konstante Kriechrate auf.



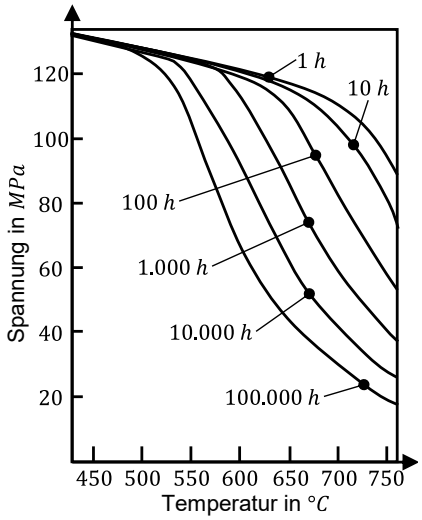
(a) Beispielhafte Verformungsmechanismuskarte nach [12]

(b) Beispielhafte Bruchmechanismuskarte nach [13]

Abbildung 2.2: Schaubilder zum Hochtemperaturverhalten von Metallen und Keramiken mit verschiedenen Verformungs- und Bruchmechanismen.



(a) (isothermes) Zeitstanddiagramm am Beispiel Alloy 800H nach [14]



(b) Isochrone Zeitstandlinien am Beispiel Alloy 800H nach [14]

Abbildung 2.3: Die Zugfestigkeitskennwerte aus Zeitstandversuchen werden in verschiedenen Schaubildern zum Auslegen von Bauteilen mit Kriechbeanspruchung aufbereitet.

Tabelle 2.1: Extrapolationsverfahren für Zeitstandergebnisse nach [11] und [15]

Extrapolationsverfahren	Formel
Larson-Miller-Verfahren	$P_{LM} = T \cdot (C + \lg(t))$
	C - Konstante(≈ 20 mit T in K und t in h)
	P_{LM} - Konstante (Larson-Miller-Parameter)
Iso-Stress-Methode	$\lg(t) = c_1 - c_2 \cdot T$
	c_1, c_2 – Konstanten
Sherby-Dorn-Verfahren	$P_{SD} = \lg(t) - \frac{0{,}434 \cdot Q}{R \cdot T}$
	Q – Aktivierungsenergie
	R – Gaskonstante
	P_{SD} – Konstante (Sherby-Dorn-Parameter)

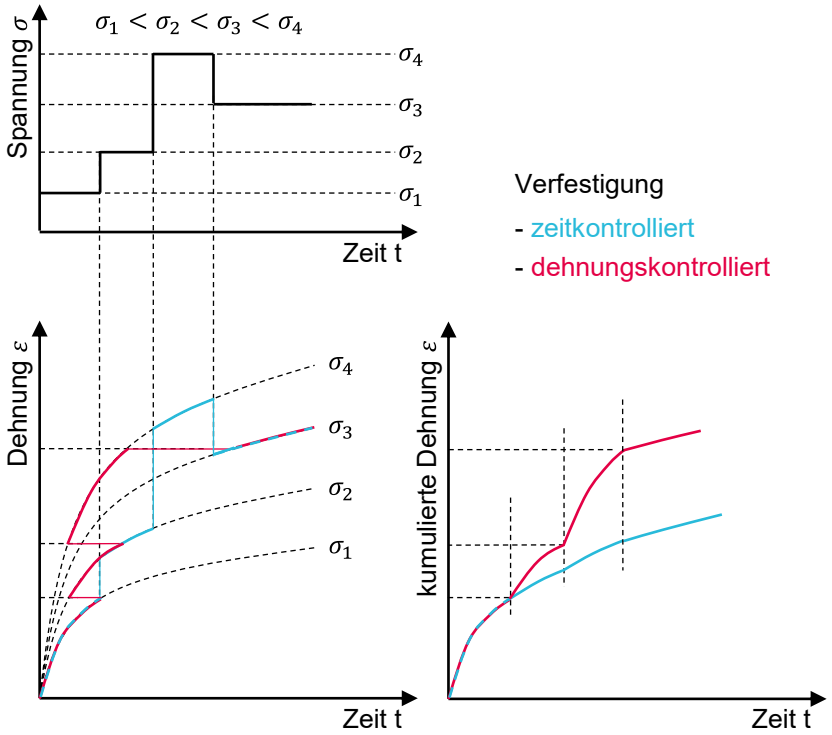


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung des Spannungsverlaufs, der Bewegung im Dehnungs-Zeit-Diagramm und der kumulierten Dehnung für zeit- und dehnungskontrollierte Verfestigung (nach [15]).

2.1.2 Ermüdung – Zyklische Festigkeit und Verformung im Hochtemperaturbereich

Bei Temperaturen $T > 0,4 \cdot T_s$ werden bei der Ermüdung auch zeitabhängige Verformungsprozesse relevant. Die Einteilung der Beanspruchung erfolgt dabei, wie in Abb. 2.5 dargestellt, nach mehreren Kategorien. Während bei konstanten Temperaturen eine Unterscheidung in Abhängigkeit der Anzahl an Lastzyklen nach geringer ($N_B < 10^4$ bis 10^5; engl. ‹low cycle fatigue›, LCF) und hoher Lastwechsel Anzahl ($N_B > 10^4$ bis 10^5; engl. ‹high cycle fatigue›, HCF) erfolgt, spricht man bei einem veränderlichen Temperaturverlauf von thermischer Ermüdung (engl. ‹thermal fatigue›, TF). In der praktischen Anwendung tritt meist eine Überlagerung von thermischen und mechanischen Effekten auf, sogenannte thermo-mechanische Ermüdung (engl. ‹thermo mechanical fatigue›, TMF), welche aber häufig als labormäßige Vereinfachung über LCF-Versuche abgebildet wird. Bei der Versuchsführung von LCF-Versuchen im Labor unterscheidet man zwischen spannungs- und dehnungsgeregelten Versuchen, bei denen entweder die Spannungs- oder Dehnungsschwingbreite konstant gehalten wird [11].

Bei niedrigen Temperaturen tritt in der Regel ein transkristalliner Ermüdungsbruch auf, der unabhängig von der Beanspruchungsfrequenz ist. Bei Temperaturen $T > 0,4 \cdot T_s$ gilt dies nur für Beanspruchungen mit geringen Mittelspannungen und kurzen Haltezeiten. Ist dies nicht gegeben, tritt auch ein signifikanter Kriechanteil zur Schädigung bei und es werden auch interkristalline Schädigungen beobachtet. Die transkristallinen Ermüdungsanrisse breiten sich dann an kriechgeschädigten Korngrenzen interkristallin aus. Dadurch wird die Lebensdauer deutlich reduziert. Die interkristalline Schädigung steigt mit steigender Temperatur, Zug-Haltezeit und -Mittelspannung sowie mit abnehmender Frequenz, Dehnungsgeschwindigkeit und Mittelspannungsverhältnis (Quotient aus Spannungsamplitude und Mittelspannung). Die Neigung zur interkristallinen Schädigung bei hohen Temperaturen ist auf veränderte Gefüge-Mechanismen zurückzuführen. Während bei niedrigen Temperaturen vor allem durch Versetzungshärtung, Feinkornhärtung, Mischkristallhärtung und Teilchenhärtung eine Festigkeitssteigerung erreicht werden kann, sind diese Mechanismen bei höheren Temperaturen teilweise nicht mehr wirksam. Versetzungen sind bei hohen Temperaturen nicht eingefroren (vergleiche Versetzungskriechen), weshalb Ver-

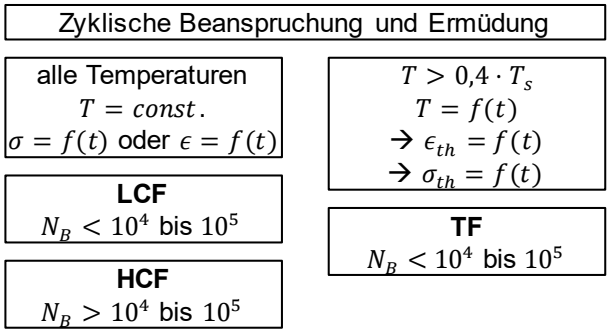


Abbildung 2.5: Im Hochtemperaturbereich werden bei zyklischer Beanspruchung auch zeitabhängige Verformungsprozesse relavant, sodass sowohl die Spannung als auch die Dehnung sich mit der Zeit verändern (TF). Im niedrigeren Temperaturbereich unterscheidet man hingegen abhängig von der Frequenz der Beanspruchung zwischen LCF und HCF (nach [11]).

setzungshärtung nicht zur dauerhaften Festigkeitssteigerung führt. Stattdessen reduziert sich dadurch die Zeitstandfestigkeit. Zudem wird die anfängliche Festigkeit durch Erholung abgebaut und bei sehr hohen Temperaturen kann auch Rekristallisation auftreten, wodurch sich ein unerwünschtes Feinkorngefüge ausbildet. Bei hohen Temperaturen führt feines Korn zu einer Festigkeitsabnahme im Kriechbereich. Mischkristallhärtung ist prinzipiell bis zur Schmelztemperatur wirksam, wobei sich der Effekt der Hinderniswirkung von Fremdatomen mit steigender Temperatur abnimmt. Atome die auf Plätzen zwischen den eigentlichen Gitterplätzen im Metall liegen, sogenannte interstitiell gelöste Fremdatome, haben keine festigkeitssteigernde Wirkung. Nach Überschreiten der Löslichkeitsgrenze stehen die Fremdatome auch nicht mehr zur Festigkeitssteigerung zur Verfügung, dann werden sie beispielsweise als Karbide oder Nitride ausgeschieden. Für die Festigkeitssteigerung im hohen Temperaturbereich sind Teilchen einer zweiten Phase am effektivsten, da somit zuverlässig Versetzungsbewegungen verhindert werden. Man spricht von Teilchenhärtung [11].

Die Versuchsergebnisse aus Ermüdungsversuchen können in Spannungs-Dehnungs-Diagrammen (vergleiche Abb. 2.6(a)) aufgetragen werden. Diesen Diagrammen können neben der Ober-, Mittel- und Unterspannung (σ_o, σ_m, σ_u) auch die entsprechenden Dehnungen (ε_o, ε_m, ε_u), die Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$, die Spannungsamplitude $\sigma_a = \frac{1}{2}\Delta\sigma$, die Gesamtdehnungsschwingbreite $\Delta\varepsilon$ sowie die elastische und plastische Dehnungsschwingbreite ($\Delta\varepsilon_e$, $\Delta\varepsilon_p$) entnommen werden. Aus dehnungsgeregelten Versuchen kann zudem ein

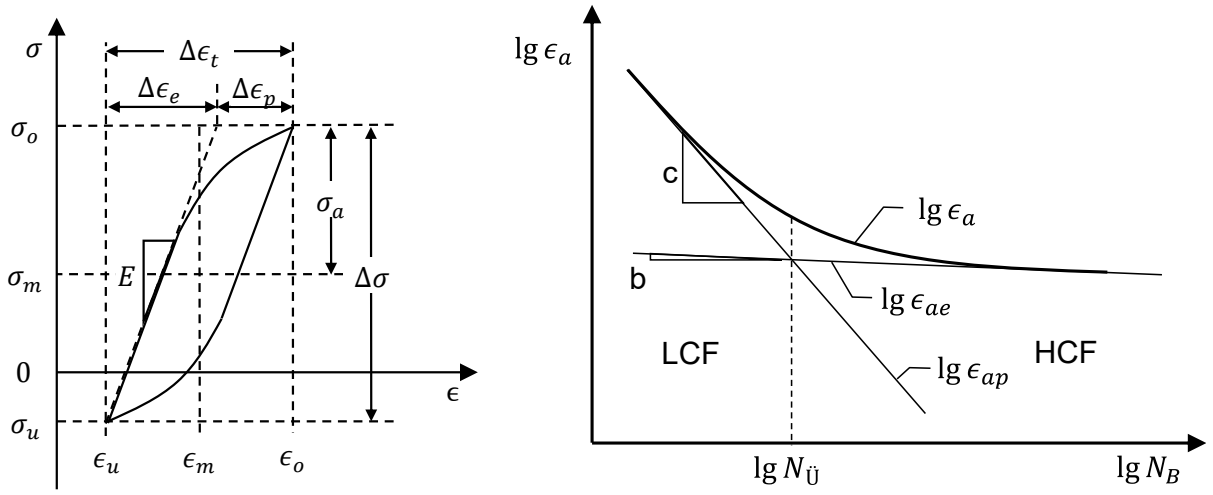
Dehnungs-Lebensdauer-Diagramm (engl. ‹strain-life curve›, siehe Abb. 2.6(b)) für einen Werkstoff bei verschiedenen Temperaturen abgeleitet werden. Dieses wird häufig für die Auslegung von Bauteilen herangezogen und kann mit den sogenannten Basquin- und Coffin-Manson-Gleichungen mathematisch abgebildet werden, vergleiche Gleichung (2.6). Die Gesamtdehnungsamplitude $\varepsilon_a = \frac{1}{2}\Delta\varepsilon$ wird dazu aus einem elastischen ε_{ae} und einem plastischen ε_{ap} Anteil zusammengesetzt. Sie wird von dem Ermüdungs-Festigkeitskoeffizient σ^*, der Anzahl der Belastungsumkehrungen bis zum Bruch $2N$, dem Ermüdungs-Festigkeitsexponenten b ($b \approx -0,05$ bis $-0,12$), dem Ermüdungs-Duktilitätskoeffizienten ε^* und dem Ermüdungs-Duktilitätsexponenten c ($c \approx -0,5$ bis $-0,7$) bestimmt [11, 15, 16, 17, 18].

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma^*}{E} \cdot (2N)^b + \varepsilon^* \cdot (2N)^c \tag{2.6}$$

Bei Hochtemperaturanwendungen tritt zudem eine zeitabhängige Kriechdehnung ε_c auf. Deshalb ist insbesondere im Übergangsbereich von LCF zu HCF eine starke Abhängigkeit der Lebensdauer von der Frequenz beobachtbar. Bei Haltezeiten während der Versuchsführung kommt es zur Spannungsrelaxation, wobei der elastische Dehnungsanteil teilweise in Kriechverformung umgesetzt wird. Dadurch kommt es zur Rissbildung, zum Risswachstum und letztendlich einer deutlich reduzierten Lebensdauer. Ein Ansatz zur Berücksichtigung dieser Effekte ist die sogenannte frequenzmodifizierte Coffin-Manson-Regel, die jedoch aufwändig zu ermitteln ist [11].

Wie bereits kurz dargestellt wurde, werden isotherme LCF-Versuche häufig zur Bewertung von thermischer Ermüdung herangezogen. Diese, vergleichsweise einfach durchzuführenden Versuche, sind allerdings in der Regel nicht konservativ, weshalb zunehmend auf andere Versuche zurückgegriffen wird. Rein thermische Beanspruchungen können durch Ermüdungsversuche basierend auf Wärmespannungen (engl. ‹thermal-stress fatigue›), also Versuche mit äußerer Dehnungsbehinderung, nachgebildet werden. Sollte zudem mechanische Beanspruchung berücksichtigt werden, werden deutlich aufwändigere TMF-Versuche durchgeführt. Mit dieser Art der Versuchsführung können sowohl thermisch als auch mechanisch veränderliche Dehnungen mit unterschiedlichen zeitlichen Verläufen berücksichtigt werden [11].

Dabei wird, je nach zeitlicher Abfolge der maximalen mechanischen und thermischen Beanspruchung, zwischen zwei verschiedene Versuchsarten unterschieden: maximale Deh-



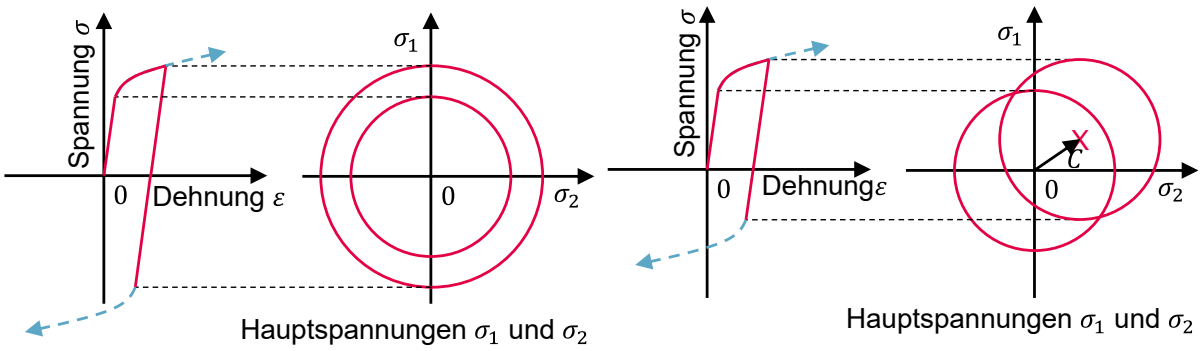
(a) Spannungs-Dehnungs-Diagramm für eine geschlossene Hystereseschleife (nach [11]).

(b) Aus der Superposition der Basquin- und Coffin-Manson-Gleichung resultiert das Dehnungs-Lebensdauer-Diagramm (nach [11]).

Abbildung 2.6: Aus Versuchen abgeleitete Schaubilder zum Auslegen von Bauteilen mit Ermüdungsbeanspruchung.

nung bei minimaler Temperatur (engl. ‹out-of-phase›) und maximale Dehnung bei maximaler Temperatur (engl. ‹in-phase›). Die Lebensdauer wird sich in Abhängigkeit vom Material und den relevanten Schädigungsmechanismen unterscheiden. Bei ‹in-phase›-Versuchen wird die Lebensdauer der Proben durch verstärkte Kriechschädigung reduziert [19].

Bei der niederzyklischen Beanspruchung von Bauteilen tritt, im Gegensatz zur hochfrequenten Beanspruchung, in der Regel plastische Verformung auf. Bei Berechnungen mittels FEM sind für eine gute Abbildung des realen Bauteilverhaltens die plastischen Verformungen zu berücksichtigen. Zusätzlich zur ideal-plastischen Verformung tritt durch Beanspruchung eine Tragfähigkeitssteigerung, sogenannte Verfestigung (oder Tragfähigkeitsabnahme / Entfestigung) auf. Das heißt, für eine fortschreitende Verformung des Bauteils muss im Falle der Verfestigung eine zusätzliche Kraft aufgebracht werden. Dadurch wird bei zyklischer Beanspruchung die Fließgrenze, ab welcher plastische Verformung auftritt, Richtung höherer (Verfestigung) oder niedrigerer (Entfestigung) Spannungen verschoben. Welches der beiden Phänomene auftritt, hängt von verschiedenen Faktoren, wie dem Werkstoff, der Temperatur und den Anfangsbedingungen ab. Zur Beschreibung dieser Phänomene werden zwei verschiedene Verfestigungsregeln unterschieden: isotrope und kinematische Verfestigung [20].



(a) Isotrope Verfestigung mit Größenänderung der Fließgrenze nach [20].

(b) Kinematische Verfestigung mit Verschiebung der Fließgrenze nach [20].

Abbildung 2.7: Veränderung der Fließgrenze bei verschiedenen Verfestigungsmodellen.

Isotrope Verfestigung setzt Werkstoffeigenschaften voraus, die von der Beanspruchungsrichtung unabhängig sind. Der elastische Spannungsanteil ändert sich zwar in der Größe, allerdings bleibt die Fließgrenze konzentrisch zum Ursprung (vergleiche Abb. 2.7(a)). Aufgrund ihrer geringen Komplexität werden isotrope Modelle auch gerne für anisotrope Anwendungen verwendet, bei denen sich die Richtung des maßgebenden Spannungsvektors nicht ändert und deshalb anisotrope Materialeigenschaften vernachlässigbar sind. Bei der kinematischen Verfestigung bleibt die Größe des elastischen Verformungsanteils konstant, kann sich aber in der Spannungsebene verschieben (vergleiche Abb. 2.7(b)). Diese Verschiebung repräsentiert interne Spannungen, die im Bauteil aufgebaut werden und auch bei fehlenden äußeren Lasten im Bauteil wirken. Diese Spannungen werden auch als rücktreibende Spannung (engl. ‹back stress›) bezeichnet. Die Abb. 2.7(b) zeigt beispielhaft die Verschiebung vom Ursprung hin zu Punkt C. Der Bauschingereffekt beschreibt das Phänomen, dass eine zunächst auf Zug beanspruchte Probe bei Laständerungen auf Zugbeanspruchung verfestigt, aber auf Druckbeanspruchung entfestigt. Dieses Verhalten kann in erster Näherung durch ein kinematisches Modell abgebildet werden. Ein isotropes Modell ist dafür nicht geeignet [20].

Bei zyklischer Beanspruchung tritt in der Regel nach einer gewissen Anzahl an Lastzyklen keine weitere Ver- oder Entfestigung des Werkstoffs auf. Das heißt sowohl die Dehnungen, als auch die Spannungen zyklieren bei gleichbleibender Beanspruchung zwischen festen oberen und unteren Grenzen. Man spricht dann von einem stabilisierten Lastzyklus (siehe Abb. 2.8). Bei nicht symmetrischer Beanspruchung kann es bei spannungskontrollierten

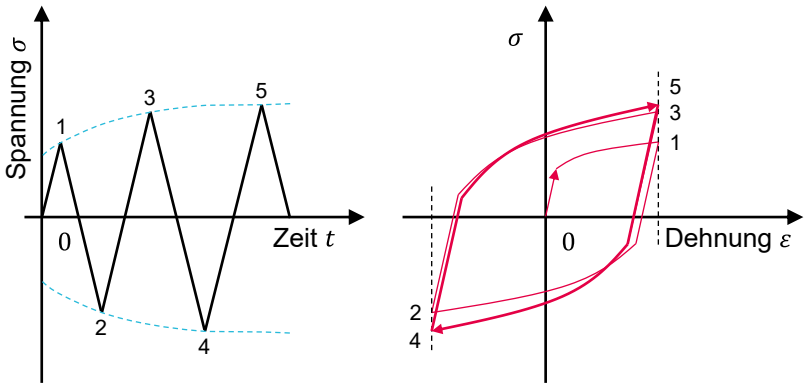
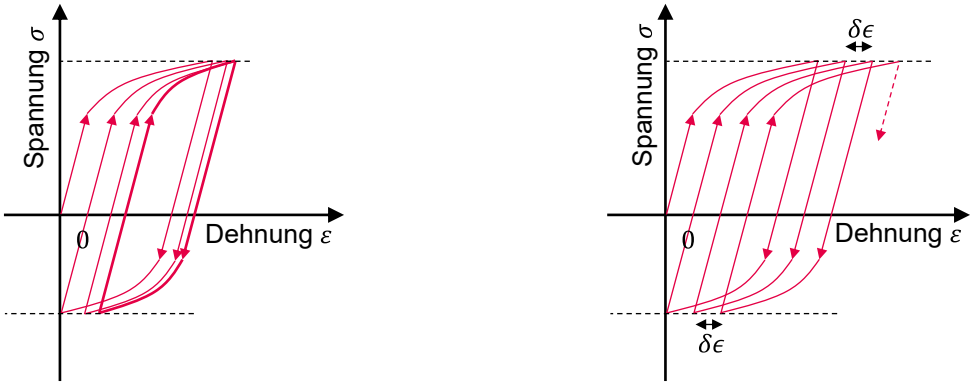


Abbildung 2.8: Beispielhafter Spannungsverlauf einer dehnungskontrollierten Beanspruchung mit zyklischer Verfestigung und Ausbildung eines stabilisierten Lastzyklus nach [20].



(a) Beispielhafter Spannungs-Dehnungsverlauf bei auftretendem Shakedown nach [20].

(b) Beispielhafter Spannungs-Dehnungsverlauf bei auftretendem Ratcheting nach [20].

Abbildung 2.9: Spannungs-Dehnungs-Diagramme für stabilisierte Zyklen.

Versuchen, auch bei einem stabilisiertem Zyklus, zu einer fortschreitenden Dehnung ($\delta\varepsilon$) kommen; man spricht von zyklischer Dehnungsakkumulation (engl. ‹Ratcheting›; siehe Abb. 2.9(b)). Nimmt hingegen der Dehnungsfortschritt über der Zeit ab, spricht man von Shakedown (siehe Abb. 2.9(a)). Bei dehnungskontrollierten Versuchen kann, analog zum Ratcheting, keine Relaxation der Mittelspannung beobachtet werden. Analog zum Shakedown kann bei diesen Versuchen aber auch eine Relaxation der Mittelspannung auftreten [20].

Der tatsächliche Spannungs- und Dehnungsverlauf kann durch verschiedene Modelle, sogenannte Fließgesetze, abgebildet werden. Je nach Modell können allerdings nur ausgewählte der oben vorgestellten Phänomene abgebildet werden. Eine Zusammenfassung der Modelle ist in Tabelle 2.2 gegeben. Aufgrund der übersichtlicheren Darstellung wird zur

Beschreibung der unterschiedlichen Modelle im folgenden Abschnitt der Begriff Verfestigung synonym für die Ver- als auch Entfestigung verwendet. Dabei werden folgende Abkürzungen verwendet:

- isotropes Modell = ISO
- linear kinematisches Modell = LKIN
- multilineares Modell = MLIN
- nichtlinear kinematisches Modell = NLKIN
- Modell mit Gedächtnis = MEMO

Tabelle 2.2: Zusammenfassung verschiedener Verfestigungsmodelle und ihre Anwendbarkeit nach [20]

	monotone Verfestigung	Bauschinger-effekt	zyklische Verfestigung	Ratcheting	Beanspruch-ungsverlauf
ISO (z.B. Prandtl-Reuss)	X		X		
LKIN	X	X			
MLIN (z.B. Mroz)	X	X	X		
NLKIN	X	X		X	
NLKIN + ISO	X	X	X	X	
NLKIN + ISO + MEMO	X	X	X	X	X

Diese verschiedenen Modelle unterscheiden sich vor allem bei der Abbildung des plastischen Materialverhaltens und der Berücksichtigung verschiedener transienter Effekte. Zur Berücksichtigung des Bauschingereffektes ist beispielsweise ein kinematischer Anteil des Modells notwendig, wohingegen für die zyklische Verfestigung ein isotroper Anteil

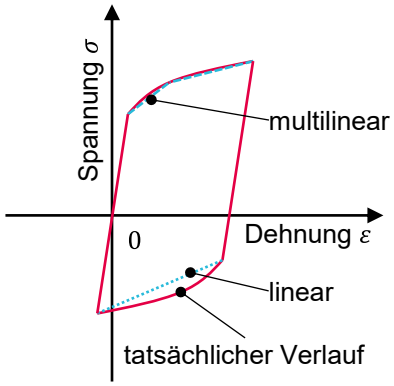


Abbildung 2.10: Vergleich des tatsächlichen Spannungs-Dehnungsverlaufs mit vereinfachenden Näherungen für den plastischen Verformungsbereich in FE-Modellen. Dabei wird das plastische Materialverhalten entweder durch eine gerade (linear) oder durch mehrere Geraden (multilinear) abgebildet.

notwendig ist. Das multilineare Modell nach Mroz kombiniert verschiedene linear kinematische und isotrope Modelle, weshalb beide Effekte abgebildet werden können (vergleiche Abb. 2.10). Das isotrope oder auch das linear kinematische Modell kann jeweils nur einen Effekt abbilden, ist dafür numerisch stabil und kann durch einfache Algorithmen in FEM-Programmen implementiert werden. Für die Abbildung von Ratcheting sind nichtlineare kinematische Modelle notwendig, bei denen sich das Tangentenmodul kontinuierlich ändert. Durch die Überlagerung von isotropen und kinematischen Modellen kann das Materialverhalten nahe der Realität abgebildet werden. Eine weitere Verbesserung kann durch die Überlagerung mehrerer kinematischer Modelle erreicht werden. Dies führt zu einer breiteren Gültigkeit des Materialmodells, womit auch stark schwankende Dehnungsamplituden gut abgebildet werden können. Dadurch wird das Ratcheting auch realitätsnäher abgebildet. Zudem kann durch eine geschickte Wahl der einzelnen Modellparameter, im Gegensatz zu einfachen nichtlinearen Modellen, eine kontinuierliche lineare Festigkeitssteigerung für hohe Dehnungen implementiert werden. Durch die zusätzliche Implementierung einer Art Gedächtnis können, basierend auf einer (zyklischen) Vorbeanspruchung, verschiedene Bauteilreaktionen abgebildet werden [20].

Die mathematische Beschreibung des Plastizitätskriteriums für die Kombination von isotropem und kinematischem Verfestigungsmodell ist in Gleichung (2.7) dargestellt. Dabei geht der Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}$, der Verfestigungstensor $\mathbf{X}$, die thermodynamische Kraft $\mathbf{R}$ und die Streckgrenze $R_{p0,2}$ in die Gleichung ein. Die thermodynamische Kraft beschreibt

dabei die Fließgrenze und damit den Verlauf der Verfestigung (vergleiche Abb. 2.7a). Für plastisch inkompressible Materialien ist die Funktion f_Y nur von den Invarianten der Argumente abhängig und kann für das von Mises Kriterium als eine Funktion der Invarianten J_2 dargestellt werden (siehe Gleichung (2.8)).

$$f = f_Y\left(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}\right) - \mathbf{R} - R_{p0,2} \leq 0 \tag{2.7}$$

$$f = J_2\left(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}\right) - \mathbf{R} - R_{p0,2} = 0 \tag{2.8}$$

Je nach angewandtem Modell entfallen verschiedene Parameter. Für das allgemeine isotrope Modell entfallen der Verfestigungstensor und die Streckgrenze, wohingegen für das allgemeine kinematische Modell die thermodynamische Kraft entfällt [20].

2.1.3 Bauteilschädigung im Hochtemperaturbereich

Bei der Bewertung von Bauteilen werden zwei grundsätzlich verschiedene Herangehensweisen unterschieden. Bei der Schädigungsmechanik wird die Schädigung als Prozess von einem fehlerfreien Material mit homogenen Materialeigenschaften (Kontinuumsmechanik) bis zum makroskopischen Anriss betrachtet. Bei der Bruchmechanik wird, von einem makroskopischen Anriss des Bauteils ausgegangen und der Rissfortschritt untersucht. Als makroskopischer Riss wird bei Metallen im Allgemeinen ein Riss mit einer Länge von 0,1 bis 1 mm verstanden[20].

In dieser Arbeit wird der Fokus auf die Schädigungsmechanik gelegt. Bei der Schädigungsmechanik wird von verschiedenen Schädigungsmechanismen ausgegangen, die zum Bauteilversagen führen. Metalle werden aufgrund von plastischer und viskoplastischer Verformungen sowie Ermüdung geschädigt. Diese Schädigungsmechanismen können sich aufsummieren und untereinander interagieren. Zusätzlich können weitere schädigende Phänomene, wie die Oxidation, die Korrosion und die solare Einstrahlung berücksichtigt werden. Die Definition von Schädigungsgrößen ist dabei eine sehr wichtige Voraussetzung für die Bauteilbewertung. Aus phänomenologischer Sicht ist die Definition von Schädigungsgrößen sehr schwierig, da makroskopisch kaum Unterschiede zwischen einem ungeschädigten und einem geschädigten Bauteil zu erkennen sind. Deshalb werden interne Größen zur Bewertung der Schädigung herangezogen. Dafür gibt es verschiedene Ansätze, wobei in dieser Arbeit die globalen mechanischen Eigenschaften, wie die Elastizität, die Plastizität und die

Viskosität, verwendet werden. Die Schädigungsvariable D wird nach Gleichung (2.9) als das Verhältnis von der, aufgrund von Fehlstellen und Rissen geschädigten, Querschnittsfläche S_D zur nominellen Querschnittsfläche S eingeführt. Die Schädigungsvariable kann Werte zwischen 0 und 1 annehmen, wobei der Wert 1 für den Bruch des betrachteten Volumenelementes steht. Auf Basis der effektiven Fläche $\tilde{S}$, welche gegenüber der Beanspruchung Widerstand leistet, kann die effektive Spannung $\tilde{\sigma}$ eingeführt werden, die für viele Schädigungsgesetze relevant ist (siehe Gleichung (2.10) und (2.11)) [20].

$$D = \frac{S_D}{S} \tag{2.9}$$

$$\tilde{S} = S - S_D \tag{2.10}$$

$$\tilde{\sigma} = \sigma \frac{S}{S_D} = \sigma \frac{1}{(1-D)} \tag{2.11}$$

Basierend auf den globalen mechanischen Eigenschaften wurden verschiedene Schädigungsgesetze erarbeitet. Diese können drei verschiedenen Kategorien zugeordnet werden: Schädigung durch plastische Verformungen, Schädigung durch viskoplastische Kriecheffekte und Ermüdungsschädigung. Für Hochtemperaturanwendungen sind insbesondere die beiden letztgenannten von besonderer Bedeutung. Die einzelnen Gesetze unterscheiden sich vor allem im Detailgrad der abgebildeten Werkstoffeigenschaften. Einige ausgewählte Gesetze werden nachfolgend sowohl für Kriech- als auch Ermüdungsschädigung beschrieben [20].

Es gibt verschiedene Kriechschädigungsgesetze, die im Wesentlichen auf dem Ansatz nach Kachanov [21] beruhen. Das Kriechschädigungsgesetz nach Kachanov gilt für hinreichend einfache Beanspruchungsverläufe ohne großartige Spannungsänderungen. Für diesen Ansatz wird die Schädigungsänderung, in Abhängigkeit von der Vergleichsspannung $\bar{\sigma}$ und der Schädigung D, nach Gleichung (2.12) abgebildet. Die beiden Variablen A_0 und r sind die für ein Material charakteristischen Schädigungskoeffizienten, welche stark von der Temperatur abhängen. Die Zeit bis zum Bruch t_c kann durch Lösen der Differentialgleichung ermittelt werden (siehe Gleichung (2.13)). Da der Koeffizient r im Allgemeinen groß ist, kann der Term $(1-D)^{r+1}$ vernachlässigt werden und die Schädigung D lässt sich nach Gleichung (2.14)) berechnen [20].

$$\dot{D} = \left[\frac{\bar{\sigma}}{A_0 \, (1-D)} \right]^r \tag{2.12}$$

$$t_c = \frac{1-(1-D)^{r+1}}{r+1}\left(\frac{\bar{\sigma}}{A_0}\right)^{-r} \tag{2.13}$$

$$D = 1-\left(1-\frac{t}{t_c}\right)^{\frac{1}{r+1}} \text{ mit } t_c = \frac{1}{r+1}\left(\frac{\bar{\sigma}}{A_0}\right)^{-r} \tag{2.14}$$

Gemäß Lemaitre und Chaboche [20] hat Rabotnov dieses Modell erweitert und damit eine bessere Übereinstimmung mit Versuchsdaten erzielt. Die Schädigungsänderung berechnet sich demnach mit dem zusätzlich eingeführten Koeffizienten k nach Gleichung (2.15). Wenn der Koeffizienten k den Wert von Koeffizient r annimmt, dann resultiert wieder das Kriechgesetz nach Kachanov (vergleiche Gleichung (2.12)). Üblicherweise ist $k > r$, da die Schädigungsänderung von der Schädigung in der Regel stärker beeinflusst wird, als von den globalen mechanischen Eigenschaften. Der Koeffizient A ergibt sich aus den anderen Koeffizienten zu $A = A_0\left[\frac{k+1}{r+1}\right]^{\frac{1}{r}}$. Dieses Kriechgesetz kann verallgemeinert werden, indem der Kriechkoeffizient als Funktion der Spannung $k = f(\sigma)$ implementiert wird. Auf diese Art und Weise kann durch einen einfachen Ansatz eine nichtlineare Schädigungsakkumulation eingeführt werden (siehe Gleichung (2.16)) [20].

$$\dot{D} = \left(\frac{\sigma}{A}\right)^{r}(1-D)^{-k} \tag{2.15}$$

$$D = 1-\left(1-\frac{t}{t_c}\right)^{\frac{1}{k+1}} \text{ mit } t_c = \frac{1}{k+1}\left(\frac{\sigma}{A}\right)^{-r} \tag{2.16}$$

Darüber hinaus werden in der Literatur Verallgemeinerungen bezüglich Multiaxialität und anisotropes Kriechverhalten beschrieben. Dafür werden die oben dargestellten Formeln in eine Tensor-Darstellung überführt. Dadurch wird des Kriechschädigungsgesetzes notwendig. Eine Zusammenfassung der aufgeführten Kriechschädigungsgesetze zeigt Tabelle 2.3 [20].

Bei Ermüdungsschädigungsgesetzen kann ebenfalls zwischen der linearen und nichtlinearen Akkumulation unterschieden werden. Wenn der Verlauf der Schädigungskurve von der Beanspruchung abhängt, spricht man von einem nichtlinearen Modell, welches auch dadurch gekennzeichnet ist, dass die Last- und Schädigungsvariablen nicht mehr separabel sind. Die unterschiedlichen Ansätze für die Schädigungsänderung δD sind in den Gleichungen (2.17) und (2.18) dargestellt. Dabei steht δN für das Lastzykleninkrement mit gleicher Schädigungswirkung und N_F für die Anzahl der Zyklen bis zum Ermüdungs-

Tabelle 2.3: Zusammenstellung verschiedener Kriechschädigungsgesetze und deren Einsatzbereiche

Kriechschädigungsgesetz	Kriechen unter reiner Zugbeanspruchung	Spannungsabhängigkeit	mehrachsige Lasten	nichtproportionale Lasten	Isotropie	nichtlineare Akkumulation
Kachanovs Kriechschädigungsgesetz	X				X	
Kachanov und Rabotnov Gesetz	X				X	
Verallgemeinertes Kriechgesetz	X	X			X	X
Multiaxiales Kriechgesetz		X	X		X	X
Anisotropes Kriechgesetz (Murakami)		X	X	X		X

versagen; k ist eine Materialkonstante.

$$\delta D = \frac{\delta N}{N_F(...)} \tag{2.17}$$

$$\delta D = \frac{(1-D)^{-k}}{k+1} \frac{\delta N}{N_F(...)} \tag{2.18}$$

Die Pålmgren-Miner Regel ist das grundlegendste lineare Ermüdungsschädigungsgesetz und folgt direkt dem Ansatz nach Gleichung (2.17). Das Wöhler-Miner Gesetz berücksichtigt zusätzlich den Einfluss des Verhältnisses von minimaler zu maximaler Spannung und den Mittelspannungseinfluss. Damit hängt die Anzahl der Lastzyklen bis zum Versagen (siehe Gleichung (2.19)) von der Maximalspannung σ_{Max}, der Mittelspannung σ_m und den temperaturabhängigen Materialkonstanten σ_u, σ_{1_0}, b, B_0 und β ab.

$$N_F = \frac{\sigma_u - \sigma_{Max}}{\sigma_{Max} - \sigma_1(\sigma_m)} \left(\frac{\sigma_{Max} - \sigma_m}{B(\sigma_m)} \right)^{-\beta} \tag{2.19}$$

$$\text{mit } \sigma_1(\sigma_m) = \sigma_m + \sigma_{1_0}(1 - b\sigma_m) \text{ und } B(\sigma_m) = B_0(1 - b\sigma_m)$$

Im Fall einer LCF-Beanspruchung werden plastische Dehnungen relevant. Um gewisse zeitliche oder frequenzabhängige Effekte zu berücksichtigen wird die Schädigung pro Zyklus als Potenzfunktion der plastischen Dehnung dargestellt. Durch Integration von $D = 0$ bis $D = 1$ folgt die Coffin-Manson Gleichung, welche dem plastischen Dehnungsanteil in Gleichung (2.6) entspricht. Die Ermüdungsschädigungsgesetze nach dem obigen Schema (siehe Gleichung (2.17)) können verallgemeinert werden, sodass auch nichtlineare Akkumulation als auch nichtperiodische Lasten berücksichtigt werden können. Durch das Konzept der sogenannten effektiven Spannungen kann zudem die Reihenfolge der Beanspruchungszyklen berücksichtigt werden. Ähnlich zum multiaxialen Kriechschädigungsgesetz, können auch die Ermüdungsschädigungsgesetze bezüglich mehrachsiger Beanspruchung und anisotropen Materialverhalten erweitert werden. Eine Zusammenstellung der aufgeführten Kriechschädigungsgesetze zeigt Tabelle 2.4 [20].

Tabelle 2.4: Zusammenstellung verschiedener Ermüdungsschädigungsgesetze und deren Einsatzbereiche

Ermüdungs-schädigungsgesetz	nicht-periodische Beanspruchung	Einfluss der Maximalspannung	Einfluss der Mittelspannung	Abhängigkeit von der Zeit	mehrachsige Lasten	nichtlineare Akkumulation
Pålmgren–Miner Regel						
Wöhler–Miner Regel		X	X			
Coffin–Manson Gesetz				X		
Verallgemeinertes Ermüdungsgesetz	X	X	X	X		X
Multiaxiales Ermüdungsgesetz	X	X	X	X	X	X

Für die Anwendung bei hohen Temperaturen werden insbesondere Kriech- und Ermüdungsschädigungen kombiniert und auch Interaktionseffekte berücksichtigt. Neben den auftretenden Beanspruchungen, ist die Kriechschädigung D_c maßgeblich von der Zeit abhängig, wohingegen die Ermüdungsschädigung D_f von den Lastzyklen bestimmt wird (siehe Gleichung (2.20) und 2.21). Unter der Vereinfachung, dass die makroskopischen Effekte beider Schädigungsanteile additive sind, können die beiden Schädigungsanteile zu einer Änderung der Gesamtschädigung δD nach Gleichung (2.22) addiert werden.

$$\delta D_c = f\left(\sigma, T, D_c, ...\right) \delta t \tag{2.20}$$

$$\delta D_f = f\left(\sigma_a, \sigma_m, T, D_f, ...\right) \delta N \tag{2.21}$$

$$\delta D = \delta D_c + \delta D_f = f_c\left(\sigma, T, D_c, ...\right) dt + f_f\left(\sigma_a, \sigma_m, T, D_f, ...\right) \delta N \tag{2.22}$$

Ausgehend von diesem Überlagerungsansatz kann zwischen einer linearen und nichtlinearen Überlagerung unterschieden werden. Die lineare Überlagerung wurde gemäß Lemaitre und Chaboche [20] von Robinson eingeführt und von Taira weiterentwickelt. Gleichung (2.23) zeigt den über einen Zyklus integrierten differentiellen Ansatz der linearen Überlagerung. Sie ist vergleichsweise einfach zu implementieren und wird deshalb häufig zur Auslegung von Bauteilen herangezogen [20].

$$\delta D = \left[\int_0^{\Delta t} \frac{dt}{t_c(\sigma, T)} + \frac{1}{N_f(\Delta\varepsilon, T)}\right] \delta N \tag{2.23}$$

Für die Auslegung von Druckbehältern nach ASME III.5 wird beispielsweise diese Regel angewendet, wobei je nach Werkstoff eine nichtlineare Überlagerung durch einen bilinearen Ansatz angenähert wird (siehe auch Abschnitt 2.4). Die lineare Schadensakkumulation hat allerdings das Problem, dass unterschiedliche Schädigungsphänomene (interkristalline Rissbildung beim Kriechen und transkristalline Rissbildung bei der Ermüdung) sich überlagern, weshalb eine einfache Addition der Schädigungsanteile mit vielen Unsicherheiten behaftet ist. Deshalb ist es notwendig vergleichsweise hohe Sicherheitsfaktoren bei der Auslegung von Bauteilen zu berücksichtigen [11].

Die nichtlineare Überlagerung ist deshalb wesentlich besser für die Bewertung von Bauteilen geeignet. Lemaitre und Chaboche [20] zeigen diesen Ansatz am Beispiel des Kriechgesetzes nach Kachanov und einem hochwertigen Ermüdungsgesetz, bei dem der Exponent des Rabotnov-Gesetzes konstant gesetzt wird. Ein umfassender Vergleich des Modells mit

Materialversuchen (LCF mit und ohne Haltezeit, reines Kriechen, TMF) zeigt, dass auch komplexe Beanspruchungen gut abgebildet werden können und die Abweichung einen Faktor von 2 nicht überschreitet. Bei linearen Modellen kann die Abweichung größer als Faktor 10 sein. Die gute Eignung dieses Modells zeigt sich auch darin, dass der deutlich stärkere Anstieg der Kriechschädigung am Anfang der Beanspruchung im Vergleich zur Ermüdungsschädigung sehr gut abgebildet werden kann [20].
Daneben gibt es noch andere Ansätze, wie beispielsweise die sogenannten Dehnungsanteilregeln (engl. ‹strain-range partitioning›), die zu besseren Ergebnissen bezüglich der berechneten Lebensdauer führen sollen. Dazu werden die inelastischen Dehnungen eines geschlossenen Zyklus in ihre Einzelkomponenten während der Zug- und Druckphase zerlegt und anschließend für jeden Zyklustyp eine Teilschädigung berechnet. Ziel dieses Verfahrens ist, die Lebensdauer bei thermischer Ermüdung beschreiben zu können. Häufige Probleme bei der Umsetzung sind zum einen der hohe Aufwand für die notwendigen Werkstoffversuche und zum anderen aber auch Schwierigkeiten bei der klaren Zuordnung der realen Beanspruchung zu den vereinfachten Versuchszyklen [11].

2.2 Wechselwirkung zwischen Solarsalz und Metall

Neben der Betrachtung von Kriech- und Ermüdungseffekten ist die Wechselwirkung zwischen Solarsalz und Metall für diese Arbeit von besonderer Bedeutung. Deshalb werden in diesem Abschnitt verschiedene Korrosionsarten, sowohl mit als auch ohne mechanische Einwirkung, aufgezeigt. Hierbei ist zu beachten, dass die Korrosionskinetik für das System Solarsalz-Metall maßgeblich von der Stabilität der Oxidschicht beeinflusst wird. Neben der Korrosionsart sind hierfür die Spannungen in der Oxidschicht von hoher Bedeutung. Diese Effekte werden nachfolgend beschrieben und die resultierenden Korrosionskinetiken eingeführt. Der Abschnitt endet mit einem Absatz über die Berücksichtigung der Korrosion in üblichen Regelwerken zur Bauteilauslegung.

2.2.1 Die korrosive Wirkung von Solarsalz

Sogenanntes Solarsalz ist eine Nitratsalzmischung, bestehend aus 60 Gew.-% $NaNO_3$ und 40 Gew.-% KNO_3. Bei den üblichen Betriebstemperaturen (290 bis 600 °C) ist Solarsalz

flüssig. Im flüssigen Zustand kommt es zur Dissoziation der Salze in die Ionen. Dabei werden die Nitratsalze in ihre Kationen (Na^+ und K^+) und Anionen (Nitrat) aufgespalten. Nach dem Modell nach Lux [22] und Flood [23] liegt das Nitrat-Ion dissoziiert als Nitronium-Ion und Oxid-Ion vor (vergleiche Gleichung (2.24)).

$$NO_3{}^- \rightleftharpoons NO_2{}^+ + O^{2-} \tag{2.24}$$

Das Oxid-Ion wird als Base (Oxidionendonator) und das Nitronium-Ion als Säure (Oxidionenakzeptor) betrachtet. Die Basizität der Salzschmelze wird dementsprechend über die Oxid-Ionen-Konzentration angegeben. Je höher die Oxid-Ionen-Konzentration, desto basischer ist die Schmelze. Natrium- und Kaliumsalze bilden unter 600 ℃ typischerweise eine leicht basische Schmelze in welcher Metalloxide nach dem allgemeinen Reaktionsschema in Gleichung (2.25) gebildet werden. Gleichung (2.26) zeigt ein konkretes Beispiel für die Bildung von Nickeloxid [24].

$$M_xO_y + zO^{2-} \rightleftharpoons M_xO_{y+z}^{2-} \tag{2.25}$$

$$Ni^{2+} + O^{2-} \rightleftharpoons NiO \tag{2.26}$$

Das Nitrat-Ion in der Salzschmelze ist Teil eines Systems an chemischen Reaktionen, die von der umgebenden Atmosphäre und der Temperatur beeinflusst werden. Als ersten Schritt zerfallen Nitrat-Ionen zu Nitrit-Ionen und Sauerstoff (vergleiche Gleichung (2.24)). Mit zunehmender Temperatur beschleunigt sich die Reaktionskinetik des Nitratzerfalls und das Gleichgewicht der Reaktion 2.24 verschiebt sich auf die Nitrit-Seite [25, 26, 27, 28].

In weiteren Gleichgewichtsreaktionen kommt es insbesondere ab Temperaturen von etwa 600 ℃ zu einer verstärkten Zersetzung der Nitrit-Ionen. Der Mechanismus und die Stöchiometrie dieser Zersetzung sind noch nicht abschließend geklärt. Den in der Literatur angegebenen Gleichungen (siehe Gleichung (2.27) [28], Gleichung (2.28) [29], Gleichung (2.29) [30], Gleichung (2.30) [25], etc.) ist gemein, dass nitrose Gase freigesetzt und Oxid-Ionen gebildet werden. Die zusätzlichen Oxid-Ionen erhöhen gemäß dem Modell nach Lux [22] und Flood [23] die Basizität der Schmelze. In basischen Schmelzen wird die Bildung von Metalloxiden nach dem Reaktionsschema in Gleichung (2.25) begünstigt und die Korrosionsraten steigen an (vergleiche Abb. 2.11). Die gebildeten Metalloxide

können gemäß dem Mechanismus nach Bell et al. [24] am Grundmaterial anhaften, oder in der Salzschmelze gelöst werden. Chrom wird zum Beispiel, im Gegensatz zu Eisen oder Nickel, in Form von Chromat-Ionen $CrO_4{}^{2-}$ in Nitratsalzen gelöst. Dies begünstigt die Korrosion von chromhaltigen Stählen in Nitratsalzen, da der Chromanteil in der obersten Schicht der Legierung reduziert wird. Ein hoher Chromanteil ist jedoch bei der Bildung einer passivierend wirkenden Chromoxidschicht Cr_2O_3 förderlich (vergleiche [31, 32, 33]). Ergebnisse aus experimentellen Untersuchungen deuten darauf hin, dass die Zersetzungsreaktionen durch den Kontakt mit Stählen gefördert werden. Als Ursache dafür werden die möglicherweise katalytisch wirkenden Stahloberflächen angeführt [34].

$$2\,NO_2{}^- \rightleftharpoons O^{2-} + \frac{3}{2}\,O_2 + N_2 \tag{2.27}$$

$$2\,NO_2{}^- \rightleftharpoons O^{2-} + NO + NO_2 \tag{2.28}$$

$$5\,NO_2{}^- \rightleftharpoons O^{2-} + N_2 + 3\,NO_3{}^- \tag{2.29}$$

$$2\,NO_2{}^- \rightleftharpoons 2\,O_2{}^- + N_2 \tag{2.30}$$

Bei Temperaturen ab 615 °C und höher steigt die Konzentration der Peroxid-Ionen stark an [35], wodurch sich an der Metalloberfläche eine nicht passivierend wirkende Natriumferrat-Schicht $NaFeO_2$ bildet und die Korrosionsrate zusätzlich ansteigt [31, 32, 36].
Als Korrosion wird dabei die Reaktion (beziehungsweise Wechselwirkung) eines oder mehrerer Metalle mit seiner Umgebung, dem sogenannten Korrosionsmedium (zum Beispiel Solarsalz), verstanden. Metall und Korrosionsmedium bilden ein Korrosionssystem, in welchem verschiedene Korrosionsarten auftreten können. Die beobachteten Veränderungen am Metall bezeichnet man als Korrosionserscheinung [37].
Die verschiedenen Korrosionsarten können in zwei Gruppen unterteilt werden, welche in den nachfolgenden Abschnitten detaillierter vorgestellt werden [38].

2.2.2 Korrosionsarten ohne mechanische Beanspruchung

Die elektrochemische Korrosion und die Hochtemperaturkorrosion können als Überbegriffe für eine Reihe an weiteren Korrosionsarten ohne mechanische Beanspruchung identifiziert werden. Die elektrochemische Korrosion basiert auf anodischen und kathodischen Reaktionen und erfordert ein Elektrolyt (Definition [39] ‹alle Flüssigkeiten, die Ionen enthalten›,

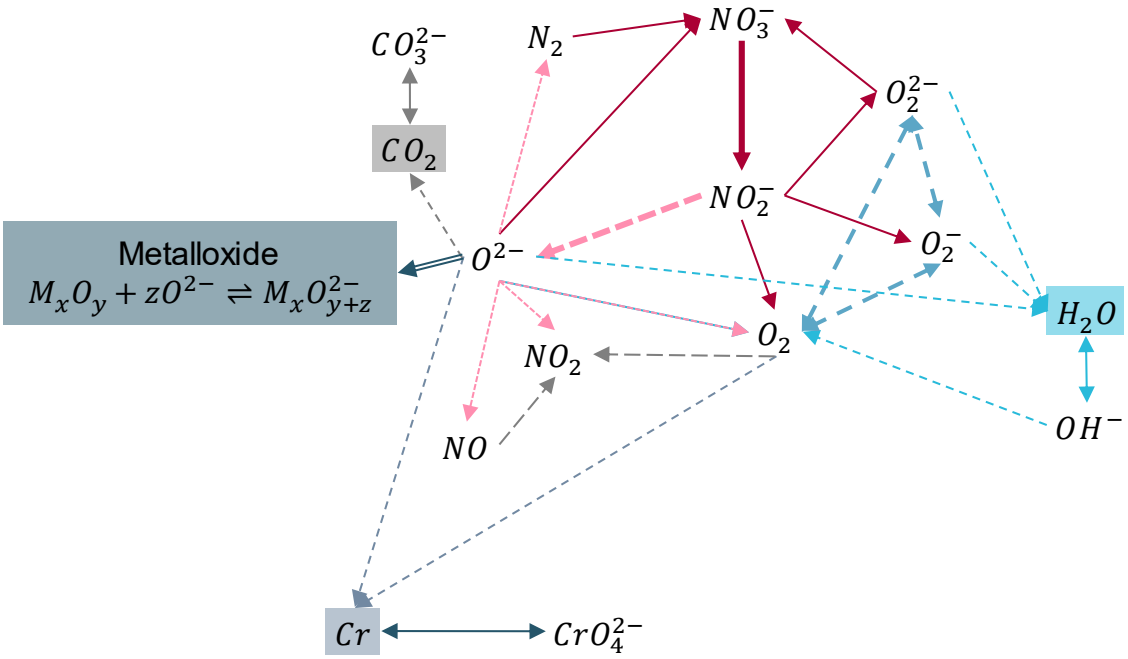


Abbildung 2.11: Vereinfachte Übersicht der chemischen Gleichgewichtsreaktionen von Solarsalz mit dem für diese Arbeit wichtigen Hauptpfad von Nitrat- über Nitrit- und Oxid-Ion zu Metalloxid. Dieser Hauptpfad ist mit dickeren Linien hervorgehoben. Aus Gründen der Übersichtlichkeit sind die wesentlichen Reaktionspartner und damit in Verbindung stehende Reaktionen dieses Netzwerkes jeweils in anderen Farben beziehungsweise Linienarten gehalten.

zum Beispiel Solarsalz). Eine Unterart ist die galvanische Korrosion [37]. Unter Hochtemperaturkorrosion versteht man laut EnArgus-Wiki [40] hingegen ‹alle Arten der Korrosion bei erhöhten Temperaturen. Es handelt sich somit um Reaktionen von Werkstoffen mit heißen Reaktionsmedien. Dabei sind die Temperaturen derart hoch, dass keine wässrigen Elektrolyte vorhanden sind. Bei den Korrosionsmedien handelt es sich somit bevorzugt um heiße Gase und Salzschmelzen.› Deshalb wird die Hochtemperaturkorrosion in der Literatur als eine der wichtigsten Korrosionsarten im Zusammenhang mit Salzschmelzen als Korrosionsmedium angesehen (vergleiche [34, 41]).

Wichtige Unterarten der oben genannten Korrosionsarten werden nachfolgend in strukturierter Form aufgeführt und deren Auftreten kurz erläutert. Gleichmäßige Flächenkorrosion tritt vor allem an un- sowie niedriglegierten Stählen auf und erfordert eine Metalloberfläche im aktiven Zustand. Unter Oberflächen im aktiven Zustand versteht man reaktions-

freudige Oberflächen, deren Interaktion mit der Umgebung nicht durch eine schützende Schicht gehemmt wird. Gleichmäßige Flächenkorrosion tritt beispielsweise bei der Hydrolyse von Salzen auf [42].

Im Gegensatz dazu steht eine örtliche Korrosion mit ihren Unterarten: Loch- und Spaltkorrosion, sowie Korrosion unter Ablagerung [37]. Die Lochkorrosion tritt vor allem an ferritischen Chrom- und austenitischen Chrom-Nickel-Stählen auf. Sie wird durch Fehl- und Störstellen in der Passivschicht initiiert. Insbesondere Chlorid-Ionen können durch Adsorption die Passivschicht aktivieren und so Lochkorrosion ermöglichen [42].

Selektive Korrosion unterscheidet sich von der örtlichen Korrosion dadurch, dass bestimmte Legierungselemente aus dem Grundmaterial herausgelöst werden [37]. Eine Unterart der selektiven Korrosion ist die interkristalline Korrosion. Wenn diese auftritt, wird das korngrenzennahe Gefüge mit Tiefenwirkung angegriffen, wodurch die Kristallite ihren Zusammenhalt verlieren und letztendlich Kornzerfall als Korrosionserscheinung auftritt. Austenitische Chrom-Nickel-Stähle neigen zum Beispiel in einem Temperaturbereich von 450 bis 850 °C zur Ausscheidung von Chrom- und Molybdän-Karbiden, sodass Zonen mit Chromverarmung entstehen. Ab einem Chrom-Gehalt von weniger als 12,5 Gew.-% kann in Korngrenzennähe keine passive Schicht mehr erzeugt werden, sodass es zu Korrosionsschäden kommen kann [42]. Karbidbildung kann auch durch Wärmebehandlung oder beim Schweißen auftreten [42]. In letzterem Fall spricht man dann von Schweißnahtkorrosion [37]. Neben der Karbidbildung, kann auch Nitridbildung auftreten, welche vom Mechanismus ähnlich ist. Aus Luftumgebung ist bekannt, dass Risse in der Oxidschicht die Diffusion von Stickstoff in Richtung Grundmaterial ermöglichen. Stickstoff reichert sich in den Rissen an und es kommt zur Nitrierung in diesem Bereich. Dabei werden die deckschichtbildenden Elemente, wie zum Beispiel Chrom verbraucht. Aufgrund der daraus resultierenden, lokalen Chromverarmung kann ein Übergang zu schneller wachsenden Eisenoxiden erfolgen [43].

Ein signifikanter Einfluss von strömenden Salzschmelzen auf das Korrosionsverhalten konnte bisher nicht gezeigt werden (vergleiche [44, 45, 46, 47]).

2.2.3 Korrosionsarten mit mechanischer Beanspruchung

Korrosionsarten mit mechanischer Beanspruchung sind häufig auf den Einfluss von Wasserstoff zurückzuführen (vergleiche [37]). Dieser wird beim Nitratzerfall in Solarsalz nicht freigesetzt, weshalb der Fokus im Folgenden auf den bei Salzschmelzen dominanten Korrosionsarten liegt.

Spannungskorrosion bezeichnet einen Vorgang, bei dem Korrosion und Dehnung des Grundwerkstoffes beteiligt sind. Eine spezielle Form der Spannungskorrosion wird als Schichtkorrosion bezeichnet, die insbesondere bei gewalzten Erzeugnissen auftritt und sich durch Ablösung einzelner Schichten zeigt. Wenn es in der Folge von Spannungskorrosion zur Rissbildung kommt, spricht man von Spannungsrisskorrosion [37]. Die Spannungsrisskorrosion tritt nur bei Metallen im passiven Zustand und bevorzugt in alkalischen oder nitrathaltigen Medien auf. Die Risseinleitung erfolgt dabei an Gleitstufen von ferritischen und sensibilisierten austenitischen Stählen. Sensibilisiert bedeutet in diesem Zusammenhang, dass die Metalloberfläche, zum Beispiel durch einen Chrom-Mangel aufgrund der Ausscheidung von Chrom-Karbiden, aktiviert wurde [42]. Bei der Spannungsrisskorrosion unterscheidet man zwischen statischem Warmzugversuch (engl. ‹constant extension rate test›, CERT) und niederzyklischer Beanspruchung (LCF-Versuch). Unter statischen Bedingungen tritt aufgrund der vergleichsweise hohen Spannungen eine transkristalline Spannungsrisskorrosion an austenitischen Chrom-Nickel-Stählen und Nickel-Basislegierungen auf. Diese Art der Spannungsrisskorrosion wird in chloridhaltigen Medien durch Lochkorrosion verstärkt und ist insbesondere bei Mangan-, Chrom-Mangan-, Chrom-Nickel und Nickel-Chrom-Stählen zu beobachten. Bei niederzyklischer Beanspruchung tritt eine interkristalline Spannungsrisskorrosion auf. Unlegierte und niedriglegierte Stähle weisen aufgrund von Karbid- und Nitridbildung eine sogenannte selektive Korngrenzenanfälligkeit auf und neigen deshalb zum interkristallinen Versagen. Sensibilisierte Chromstähle wie Chrom-Mangan- und Chrom-Nickel-Stähle sowie Nickel-Basislegierungen sind hierfür ebenfalls anfällig. Im Gegensatz zur interkristallinen Korrosion ohne mechanischer Beanspruchung ist die Spannungsrisskorrosion unter niederzyklischer Beanspruchung nicht auf bestimmte Medien beschränkt [42].

Schwingungs(riss)korrosion oder auch Ermüdungskorrosion [37] tritt auf, wenn Korrosion und eine wechselnde Beanspruchung beteiligt sind. Sie tritt unabhängig vom Medium

und unabhängig vom (aktiven oder passiven) Zustand der Metalloberfläche auf. Im aktiven Zustand wirken lokale Störstellen, welche zum Beispiel durch örtliche oder selektive Korrosion entstanden sind, als Kerben. Diese führen zu einer Herabsetzung der Schwingfestigkeit und letztendlich zu einer transkristallinen Rissbildung. Im passiven Zustand entstehen kritische Kerben nur mit überlagerter Lochkorrosion. Dabei kommt es zu einer trans- oder interkristallinen Rissbildung. In Laborversuchen führt ein gleichzeitiges Wirken von Schwingung und Korrosion zum Verlust der lastspielzahlunabhängigen Dauerschwingfestigkeit, wobei die Belastungsfrequenz einen hohen Einfluss auf die ermittelte Lebensdauer hat. Vorkorrosion bewirkt hingegen nur eine Herabsetzung der Schwingfestigkeit durch Querschnittsminderung oder Kerbwirkung [42].

2.2.4 Korrosionskinetik

Die Widerstandsfähigkeit von Metallen gegenüber Hochtemperatur-Oxidation wird maßgebend von der Ausbildung einer schützenden Oxidschicht und deren Stabilität während verschiedener Belastungszuständen bestimmt [48]. Diese Erkenntnis und die daraus folgenden Konsequenzen werden nachfolgend auf die Korrosion unter Einwirkung von Salzschmelzen übertragen, da auch hier die Oxidation der maßgebende Korrosionsmechanismus ist. Es werden üblicherweise drei verschiedene Oxidationskinetiken unterschieden:

- Logarithmisches Oxidationsgesetz (vergleiche Gleichung (2.31))

$$x = k_{log}\,(t + t_0) + A \tag{2.31}$$

- Parabolisches Oxidationsgesetz (vergleiche Gleichung (2.32))

$$x^2 = k_p t \tag{2.32}$$

- Lineares Oxidationsgesetz (vergleiche Gleichung (2.33))

$$x = k_l t \tag{2.33}$$

Bei den obigen Formeln steht das x für die Schichtdicke oder das Verhältnis aus Massenänderung und Bauteiloberfläche. Dementsprechend ändert sich der Wert und die Einheit

der Oxidationskonstanten (k_{log}, k_p, k_l) und der Konstante A. Das logarithmische Oxidationsgesetz findet vor allem für die Beschreibung von dünnen Oxidschichten und Temperaturen bis circa 400 ℃ Verwendung. Das parabolische Oxidationsgesetz eignet sich für die Beschreibung von diffusionskontrollierten Vorgängen. Bei einer parabolischen Oxidation nimmt die Schichtdicke kontinuierlich zu. Die Wachstumsgeschwindigkeit nimmt allerdings ab, da die Oxidschicht als Diffusionsbarriere wirkt. Das lineare Oxidationsgesetz beschreibt Korrosionsvorgänge, die unabhängig von schützenden Oxidschichten und deshalb (weitgehend) unabhängig von der Zeit sind. Alle Gesetze gelten unter isothermen Bedingungen [11, 48].

Für die Ausbildung einer schützenden und stabilen Oxidschicht sind die Spannungen in der Oxidschicht von entscheidender Bedeutung. Lediglich die Fähigkeit zur Selbstheilung kann dann das Abplatzen der Oxidschicht verhindern, indem entstehende Risse durch entsprechende Materialausscheidungen geschlossen werden. Spannungen in der Oxidschicht können verschiedene Ursachen haben. Neben Spannungen aufgrund von äußeren Lasten sind insbesondere sogenannte Wachstumsspannungen aufgrund des isothermen Oxidschichtwachstums sowie thermische Spannungen aufgrund von unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Grundmaterial und Oxidschicht von hoher Bedeutung [48]. Die Wachstumsspannungen können verschiedene Ursachen haben, welche durch folgende Mechanismen beschrieben werden: Volumenunterschiede zwischen Grundmaterial und den entstehenden Oxiden können zu Spannungen im Übergangsbereich führen. Eine grobe Orientierung bietet hier die sogenannte Pilling-Bedworth ratio (PBR), welche das Volumenverhältnis des entstehenden Oxids zum Grundmaterial angibt. Ein Wert kleiner eins bedeutet, dass das Oxid ein geringeres Volumen einnimmt, als das entsprechende Grundmaterial und führt zu Zugspannungen in der Oxidschicht. In der Folge kann sich keine schützend wirkende Oxidschicht ausbilden. Bei einer PBR größer eins kann es zu Druckspannungen in der Oxidschicht kommen. Dafür muss allerdings das Oxidschichtwachstum an der Grenzphase zwischen Grundmaterial und Oxidschicht stattfinden (sogenannte innere Oxidation) und nicht an der Grenzphase zwischen Oxidschicht und Korrosionsmedium (sogenannte äußere Oxidation) oder eine konkave Bauteilgeometrie vorliegen. Weißt die erste Oxidschicht auf dem Grundmaterial eine Kristallgitterstruktur auf, die vom Grundmaterial abweicht (kein epitaktisches Wachstum), entstehen Fehlstellen, de-

ren Auslöschung Spannungen in der Oxidschicht induzieren können. Veränderungen in der Gefügezusammensetzung des Grundmaterials oder der Oxidschicht können ebenfalls Spannungen in der Oxidschicht auslösen. Beispiele dafür sind Änderungen in der Gitterstruktur durch Zonen mit Verarmung an einzelnen Legierungselementen durch selektive Korrosion oder Volumenänderungen aufgrund von Karbidbildung. Fehlstellen in der Oxidschicht und damit verbundene Änderungen der Gitterparameter können genauso wie Rekristallisationseffekte unter gewissen Umständen Spannungen induzieren. Innere Oxidation durch Wanderung des Oxidationsmittels entlang von Korngrenzen oder mikroskopischen Rissen ist ein weiterer Mechanismus, der in bestimmten Systemen auftreten kann [48].
Thermische Spannungen können aufgrund unterschiedlicher Wärmeausdehnungskoeffizienten von Grundmaterial und Oxidschicht bei Temperaturänderungen der Bauteile auftreten. Die Formeln nach Timoshenko [49] wurden häufig zur Berechnung der auftretenden Spannungen in Oxidschichten verwendet. Da der temperaturabhängige Wärmeausdehnungskoeffizient der Oxidschicht (Beispiele [43]: Fe_2O_3: $10,8 \cdot 10^{-6}$ bis $14,9 \cdot 10^{-6}$ $\frac{1}{K}$; Cr_2O_3: $7,3 \cdot 10^{-6}$ bis $8,5 \cdot 10^{-6}$ $\frac{1}{K}K$; NiO: $17,1 \cdot 10^{-6}$ $\frac{1}{K}$) in der Regel geringer ist, als jener des Grundmaterials (Beispiel 310N: $13 \cdot 10^{-6}$ bis $18 \cdot 10^{-6}$ $\frac{1}{K}$), werden während des Abkühlvorgangs Druckspannungen in der Oxidschicht induziert, die bei hinreichenden Temperaturdifferenzen zum Abplatzen der schützenden Oxidschicht führen. Deshalb ist eine thermisch zyklische Beanspruchung im Allgemeinen schädigender als eine isotherme Beanspruchung [48].
Die Spannungen in der Oxidschicht können bei Zugbeanspruchung zur Rissbildung in der Oxidschicht oder bei Druckbeanspruchung zum Abplatzen der Oxidschicht führen. Daneben sind noch weitere Folgeerscheinungen denkbar, wobei diese beiden als besonders kritisch gelten, da hierbei neues Grundmaterial freigelegt wird. In den vorangegangenen Abschnitten wurde dargelegt, dass Druckbeanspruchungen besonders häufig auftreten, weshalb diese im Folgenden genauer betrachtet werden. Überschreitet die elastische Dehnungsenergie die Bruchwiderstandsfähigkeit G_c kann es zum Abplatzen der Oxidschicht kommen. Die Dehnungsenergie ist dabei so hoch, dass es zum Abheben der Oxidschicht vom Grundmaterial kommt (Dekohäsion). Gleichung (2.34) zeigt dieses notwendige Kriterium, wobei ν die Querkontraktionszahl, σ die Spannung, x die Schichtdicke und E der

Elastizitätsmodul ist.

$$(1-\nu)\,\sigma^2\frac{x}{E} > G_{krit} \tag{2.34}$$

Für ein tatsächliches Abplatzen der Oxidschicht ist ein weiteres Kriterium zu erfüllen. Bei vergleichsweise dicken Oxidschichten führen Schubspannungen zum Abplatzen von keilförmigen Oxidstücken. Bei dünneren Oxidschichten muss eine kritische Spannung σ_c auftreten, sodass es zum Beulen der Oxidschicht kommt. Diese kritische Spannung berechnet sich nach Gleichung (2.35), wobei a dem Beulradius entspricht [48].

$$\sigma_{krit} = 1,22\frac{E}{1-\nu^2}\left(\frac{x}{a}\right)^2 \tag{2.35}$$

Durch das Aufbringen von externen Lasten, zum Beispiel bei einem CERT-, LCF- oder TMF-Versuch, wird die Dehnungsenergie, die Schubspannungen und die kritische Spannung bezüglich Beulen erhöht, sodass die Neigung zum Abplatzen von Oxidschichten deutlich ansteigt. Die resultierenden Korrosionskinetiken sind komplex, da die schützende Oxidschicht immer wieder aufgebrochen und neues Grundmaterial freigelegt wird. Diese Oxidationskinetiken können durch ein lineares Oxidationsgesetz angenähert oder durch komplexere Oxidationskinetiken abgebildet werden. Ein Beispiel hierfür ist das Oxidationsmodell nach Sehitoglu [19]. Die Grundlage für dieses Modell bilden verschiedene TMF-Versuche. Dabei variiert die Probentemperatur, weshalb eine effektive Oxidationskonstante K_p^{eff} unter Verwendung einer Arrhenius-Gleichung nach Gleichung (2.36) berechnet wird. Dabei geht die Zykluszeit t_{zykl}, der Diffusionskoeffizient D_O, die Aktivierungsenergie für die Oxidation Q, die universelle Gaskonstante R sowie der zeitabhängige Temperaturverlauf T ein.

$$K_p^{eff} = \frac{1}{t_{zykl}}\int_0^{t_{zykl}} D_O \exp\frac{-Q}{RT(t)}\,dt \tag{2.36}$$

Aufgrund des wiederholten Abplatzens der Oxidschicht kommt es zu einem nicht-parabelförmigen Oxidschichtwachstum (vergleiche Abb. 2.12). Die Oxidschichtdicke x wird deshalb durch eine empirisch ermittelten Zusammenhang beschrieben (vergleiche Gleichung (2.37)). B und β sind dabei Konstanten, $\bar{h}_f$ die mittlere kritische Oxidschichtdicke, die zum Abplatzen der Oxidschicht führt und t die Versuchszeit.

$$x = B\frac{K_p^{eff}}{\bar{x}_{krit}}t^{\beta} \tag{2.37}$$

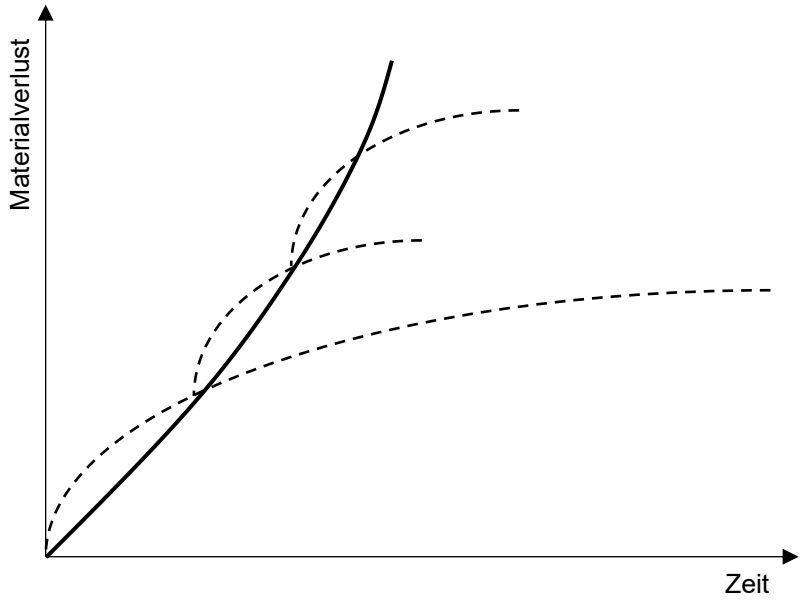


Abbildung 2.12: Wiederholtes Abplatzen der Oxidschicht (gestrichelte Linien) führen zu einer nicht-parabelförmigen Oxidationskinetik (durchgehende Linie) und einem fortlaufenden Materialverlust, nach [19].

2.3 Experimentelle Untersuchungen unter Einfluss von Solarsalz

Im Folgenden wird zunächst für verschiedene Legierungsarten das Korrosionsverhalten unter isothermen Bedingungen beschrieben und dann durch Erkenntnisse aus Versuchen mit thermischer und / oder mechanischer Einwirkung ergänzt.

2.3.1 Einteilung nach Werkstoffgruppen und deren Korrosionsverhalten

Kohlenstoffstahl (häufig als C-Stahl bezeichnet) kann bei Temperaturen unter 450 °C auch in Salzschmelze eingesetzt werden. Die solar bestrahlten Komponenten des Receivers übersteigen diese Temperaturen deutlich, weshalb dieser Stahl nicht weiter betrachtet wird [50].

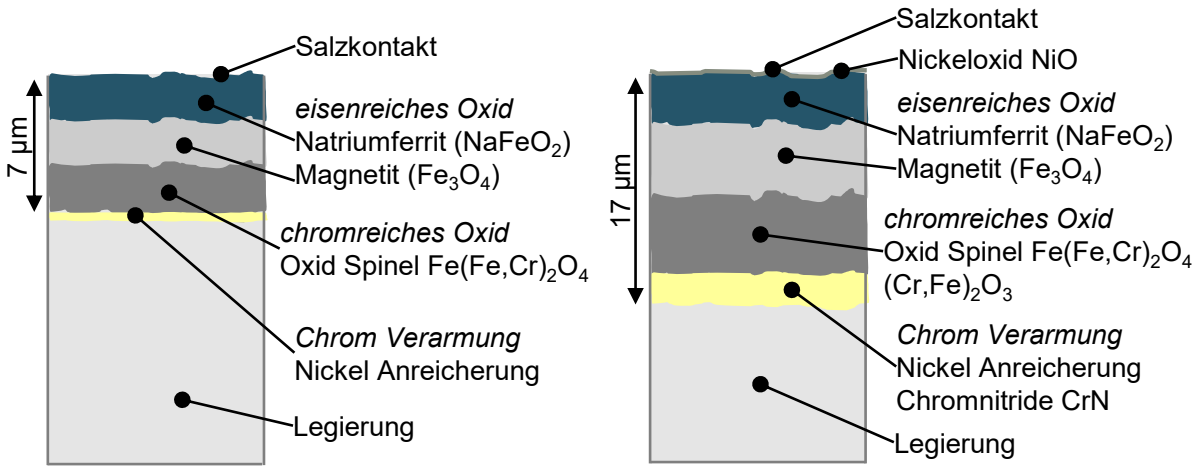
Chrom-Molybdän-Stahl (Cr-Mo-Stahl) wird üblicherweise bis 500 °C eingesetzt. Ab 9 % Massenanteil Chrom weist er bei diesen Temperaturen auch eine ausreichende Korrosions-

beständigkeit auf. Alternativ kann durch den Zusatz von Silizium die Korrosionsbeständigkeit deutlich gesteigert werden. Dies ist am Beispiel von $10CrMo9-10$, $12CrMo19-5$ und $X12CrMo9-1$ gezeigt worden[50].

Daneben gibt es eine Gruppe von Chromstählen mit erheblichem Nickelanteil die sich auch für höhere Einsatztemperaturen eignen. Beispiele hierfür ist die 300-Serie nach dem American Iron and Steel Institute (AISI). Insbesondere der 304SS (X5CrNi18-10), 316SS (X5CrNiMo17-12-2) und 310N (X6CrNiNbN25-20) sind hier zu nennen. Alloy 800 (X10NiCrAlTi32-20) ist ebenfalls dieser Gruppe zuzuordnen. Insbesondere für 304SS, 316SS und Alloy 800 sind zahlreiche isotherme Korrosionsversuche in ruhender oder bewegter Salzschmelze durchgeführt worden. Bei Versuchen bis 600 ℃ lag die Korrosionsrate zwischen 5 und 12 µm/a. Dabei treten Massenverluste auf, die vor allem der Oxidschichtbildung zuzuschreiben sind und nicht der Auslösung von Legierungsbestandteilen. Die entstehende Oxidschicht zeigt bei allen Legierungen den gleichen prinzipiellen Aufbau, welcher in Abb. 2.13(a) am Beispiel von 316SS nach 4084 h bei 560 ℃ schematisch dargestellt ist. Dabei zeigen sich drei maßgebliche Schichten: Eine eisenreichere äußere Oxidschicht, eine chromreiche innere Oxidschicht und im Übergang zum Grundmaterial eine vergleichsweise dünne Schicht mit Chromverarmung. Die äußerste Oxidschicht besteht maßgeblich aus Natriumferrit ($NaFeO_2$) und Magnetite (Fe_3O_4). Dann folgt ein Oxid Spinel aus Eisen und Chrom ($Fe(Fe,Cr)_2O_4$). In der chromverarmten Schicht ist insbesondere der Nickelanteil erhöht [50].

Der Werkstoff Alloy 800 folgt grundsätzlich dem gleichen Oxidschichtaufbau, wobei sich durch den erhöhten Nickelgehalt Besonderheiten ergeben (siehe Abb. 2.13(b)): So kann in der äußersten Schicht eine sehr dünne Nickeloxidschicht (NiO) eingelagert sein. Zudem zeigen Untersuchungen in der inneren chromreichen Oxidschicht das Auftreten von weiteren chromreichen Oxiden wie Cr_2O_3 oder $(Cr,Fe)_2O_3$. In der chromverarmten Zone erscheinen auch Chromnitride (CrN), deren Bildung stark von der Temperatur und Expositionsdauer abhängig ist [36, 51].

Ab Temperaturen von 615 ℃ erhöhen sich die Korrosionsraten deutlich. Bei 650 ℃ konnte im Vergleich zu 570 ℃ eine Erhöhung um Faktor 10 beobachtet werden. Diese beschleunigten Reaktionen können auf veränderte Reaktionsprodukte zurückgeführt werden. Na-



(a) Schematischer Oxidschichtaufbau für 316SS nach [50].

(b) Schematischer Oxidschichtaufbau für Alloy 800 nach [36, 51].

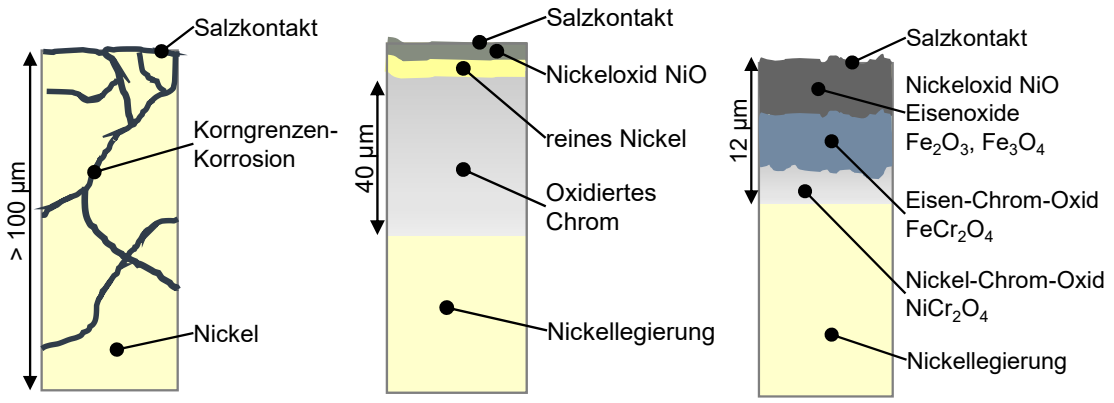
Abbildung 2.13: Schematische Darstellung der Oxidschicht verschiedener Cr-Mo-Ni-Stähle. Die verschiedenen Farben stehen für verschiedene Schichtarten, welche sich insbesondere in ihrer jeweiligen Dicke unterscheiden. Die Dicken sind maßstäblich dargestellt.

tiumferrit ($NaFeO_2$) löst verschiedene Oxid Spinelle (M_3O_4) als Hauptprodukt in der Oxidschicht ab. Die Morphologie erscheint dabei als ungeordnet, wobei keine eindeutig identifizierbaren Schichten mehr ausgebildet werden [32].

Natriumferrit wirkt, im Gegensatz zu den Oxid Spinelle, nicht passivierend. Die Reaktionskinetik folgt daher einem linearen Zusammenhang, weshalb die Reaktion unbehindert fortschreiten kann. Als Folge steigen die Korrosionsraten deutlich an [50].

Nickellegierungen weisen im Vergleich zu den zuvor behandelten korrosionsbeständigen Edelstählen zum Teil höhere, meist aber niedrigere Korrosionsraten auf [50, 52]. Es bilden sich gut anhaftende Schichten, die zu einem Massenzuwachs führen. Das Korrosionsverhalten von reinem Nickel (zum Beispiel Ni 99.2) weicht dabei jedoch deutlich von Nickellegierungen, wie NiCr15Fe (Inconel 600), NiCr80-20, Ni-16Cr-22Fe oder Ni-4Al, ab. Bei Ni 99.2 zeigt sich nach 1500 h bei 565 °C eine ausgeprägte Korngrenzenkorrosion. Bei den Legierungen hat sich nach 2800 h bei 630 °C hingegen eine Deckschicht aus Nickeloxid (NiO) von 4 µm Stärke ausgebildet. Darunter liegt eine Schicht reines Nickel. Daran anschließend folgt eine ca. 40 µm starke Schicht aus oxidiertem Chrom (siehe Abb. 2.14(a) und Abb. 2.14(b)) [50].

Untersuchungen am Werkstoff Alloy 625 (NiCr22Mo9Nb) zeigen nach 168 h bei 600 °C einen grundsätzlich ähnlichen Oxidschichtaufbau mit Unterschieden im Detail (vergleiche



(a) Schematischer Oxidschichtaufbau für reines Nickel nach [50].

(b) Schematischer Oxidschichtaufbau für Nickellegierung nach [50].

(c) Schematischer Oxidschichtaufbau für Alloy 625 nach [52].

Abbildung 2.14: Schematische Darstellung der Oxidschicht verschiedener Nickellegierungen. Die verschiedenen Oxidschichten sind im Maßstab dargestellt.

Abb. 2.14(c)). Nickeloxid bildet ebenfalls die Deckschicht, ist allerdings mit Eisenoxiden durchsetzt. Die Schicht mit oxidiertem Chrom kann nochmals in eine eisen- beziehungsweise nickelreichere Schicht unterteilt werden.

2.3.2 Einfluss thermo-mechanischer Beanspruchung auf die Korrosion

Neben den Korrosionsversuchen unter isothermen Versuchsbedingungen sind auch Versuche unter thermischer und / oder mechanischer Beanspruchung durchgeführt worden. Diese Art von Versuchen sollen die tatsächlichen Einsatzbedingungen in solarthermischen Kraftwerken besser abbilden und damit weiterführende Aussagen bezüglich des Korrosionsverhaltens ermöglichen. Nachfolgend werden verschiedene Versuche nach Art des Versuchsaufbaus gegliedert und vorgestellt. Daran anschließend werden die, für diese Arbeit relevanten, Ergebnisse dargelegt.

2.3.2.1 Überblick Versuchsaufbauten

An den Sandia National Laboratories ist Anfang der 1980er Jahre ein sogenannter ‹Convection Loop› aufgebaut worden. Durch gezieltes Erwärmen und Abkühlen eines Salz-

kreislaufes kann ein Naturumlauf mittels freier Konvektion erzeugt werden. Somit kann das Korrosionsverhalten unter kontinuierlicher Salzströmung bei verschiedenen Temperaturniveaus beobachtet werden [44].
Eine sehr ähnlicher Prüfstand ist am Oak Ridge National Laboratory in Tennessee aufgebaut worden. Im Unterschied zum oben genannten Aufbau, ist dieser Kreislauf zur Umgebung hin abgeschlossen. Die Strömungsgeschwindigkeit wird mit 4 mm/s angegeben [45].
Tabelle 2.5 zeigt verschiedene Versuche, die in diesen Apperaturen durchgeführt worden sind. Dabei wird neben den untersuchten Materialien auch der Temperaturbereich angegeben.

Tabelle 2.5: Überblick über verschiedene Versuche in einem ‹Convection Loop›.

Werkstoff	Temperaturbereich
304SS [53]	495 bis 600 ℃
316SS und Alloy 800 [31]	510 bis 630 ℃
304SS, 304L, 316SS und Alloy 800 [45]	375 bis 620 ℃
Alloy 800 [54]	bis 600 ℃
Alloy 800 [51]	300 bis 600 ℃

Neben diesen Kreisläufen mit Naturumlauf ist auch ein Kreislauf mit erzwungener Strömung (ca. 3,5 m/s Strömungsgeschwindigkeit) aufgebaut worden. Dabei sind Materialproben unter anderem Alloy 800 im Temperaturbereich von 288 bis 566 ℃ getestet worden [46].

Versuche mit niedrigen Dehnungsgeschwindigkeiten (engl. slow strain rate tests) zeigen den Einfluss von fortschreitenden Verformungen in Salzatmosphäre auf das Korrosionsverhalten verschiedener Legierungen. Dabei ist Alloy 800 [55] und Alloy 625LCF (gleiche Grundchemie wie Alloy 625; für ein feineres Korngefüge wurde C, N und Si reduziert) [56] bei 600℃, die Edelstähle 347 (X6CrNiNb18-10) bei 550 ℃ [57] sowie 304 und 316L (X2CrNiMo17-12-2) bei 565 ℃ [58] getestet worden.

Darüber hinaus sind Kriechversuche in Salzatmosphäre durchgeführt worden. Kurzzeitkriechversuche ($\leq$ 1000 h) am Werkstoff Alloy 800 sind in einem Temperaturbereich von 550 bis 670 ℃ erfolgt. Die Verwendung von salzgefüllten, rohrartigen Proben führt zu einer realitätsnahen Abbildung des Korrosionsverhaltens [59].
Für ebenfalls kurze Versuchszeiten bis zu 1000 h sind Kriechversuche in 580 ℃ warmer Salzschmelze an Alloy 800 und RA330 (X6NiCrSi35-19-2) durchgeführt worden [46].

Thermozyklische Versuchsführungen ermöglichen die versuchstechnische Nachbildung des täglichen An- und Abfahren der solaren Receiver. In einem ersten Versuchsaufbau wurden Proben aus verschiedenen Materialien (Alloy 800, RA330, 316L und 347) zunächst für 2000 h in Solarsalz passiviert. Die Proben wurden dann 25 thermischen Zyklen ausgesetzt, wobei sie von 593 ℃ in einem kalten Heliumstrom auf -10 ℃ abgekühlt wurden. In weiteren 25 Zyklen wurden die Proben von 593 beziehungsweise 399 ℃ in destilliertem Wasser auf 25 ℃ abgekühlt und anschließend in einem Stickstoffstrom getrocknet. Diese thermischen Schocks übersteigen die realen Betriebsverhältnisse in ihrer Intensität um ein Vielfaches [46].
In einem weiteren Versuch wurden Rechteckproben (20 x 50 x 2 mm) von 316, 316L und 304 unter thermischen Zyklen beprobt. Die Proben wurden für 7,5 h in 565 ℃ heiße Salzschmelze getaucht. Anschließend erfolgte in 15 Minuten die Abkühlung auf circa 95 ℃ in Luft. In weiteren 15 Minuten wurden die Proben auf 200 bis 250 ℃ vorgewärmt, bevor sie wieder in die Salzschmelze-Behälter getaucht wurden. Somit können die drei wesentlichen Betriebszustände eines Kraftwerks (solarer Betrieb, Nachtabschaltung und Vorwärmen) dreimal pro Tag nachgebildet werden. Die Versuchszeit beträgt 120 bis 4000 Stunden [27].
Liu et al. [52, 60] haben thermozyklische Versuche an Rechteckproben (10 x 10 x 3 mm) aus den Werkstoffen 321, 347, Alloy 625 und Alloy 825 (NiCr21Mo) in Solarsalz durchgeführt. Das System war mit Argon beziehungsweise Luft überlagert. Die Proben wurden zwischen 250 und 600 ℃ zykliert, wobei die Haltezeit jeweils 12 Stunden betrug und die Temperaturänderung mit 10 K/min erfolgte. Die Versuchszeit war 7 Tage. Als Referenz wurden isotherme Versuche bei 600 ℃ für 7 Tage und zyklische Versuche für 14 Tage durchgeführt, sodass in beiden Fällen die Expositionsdauer im heißen Zustand identisch

war [52, 60].

An den Sandia National Laboratories wurden Ermüdungsversuche an Hohlzylindern durchgeführt. Alloy 800 ist mit salzgefüllten Hohlproben bei 343 °C und 649 °C getestet worden. Im hohen Temperaturbereich sind 960 bis 68490 Zyklen gefahren worden, was einer maximalen Expositionsdauer von 40 h entspricht. Zusätzlich sind Kriech-Ermüdungsversuche mit einer fünfminütigen Haltezeit im Druckzustand durchgeführt worden [61].
Das Frauenhofer IWM hat Ermüdungsversuche an Sanicro 25 durchgeführt. Dazu sind Wärmeübertrager Rohre bei 565 °C für 7 h, 13 h, beziehungsweise 6 Tage getestet worden [57].

Neben diversen Labortests eignen sich (Test-)Receiver, die im tatsächlichen solaren Betrieb waren, besonders gut für die Bewertung des Materialverhaltens in diesen Anwendungen. Zu folgenden Anlagen sind Berichte zur Auswertung vorhanden:

- Testreceiver aus Alloy 800 mit 1000 Betriebsstunden. Materialproben in drei Temperaturbereichen verfügbar: Eintritt, Mittelwert, Austritt [62].
- „Solar Two“ Testreceiver aus 316 mit 1500 Solarstunden. Materialproben sind an unterschiedlichen Stellen entnommen worden [63].

2.3.2.2 Ergebnisse der Versuchsaufbauten

Werden die Korrosionsversuche unter thermo-mechanischer Beanspruchung durchgeführt, ändert sich mit den aus der Literatur bekannten Untersuchungen das Korrosionsverhalten im Vergleich zu isothermen Versuchen nicht grundlegend. Für die Chromstähle mit erheblichem Nickelanteil ist die Oxidschicht mit jener aus isothermen Korrosionsversuchen vergleichbar (vergleiche Abb. 2.13). Eine aufgeprägte Salzströmung führt zu keiner nennenswerten Änderung des Korrosionsverhaltens, unabhängig davon, ob es sich um einen Naturumlauf oder eine erzwungene Konvektion handelt [44, 45, 46].

Korrosionsversuche mit überlagerter mechanischer Beanspruchung (slow strain rate test und Kriechversuch) führen jedoch zu erhöhten Korrosionsraten. Diese sind, bedingt durch

die hohen aufgeprägten Dehnraten, auf das Freilegen von neuem Grundmaterial zurückzuführen. Zudem ist die gebildete Oxidschicht wesentlich poröser als unter isothermen Bedingungen [55, 56, 57, 58, 59].
Auch unter den, im Vergleich zum realen Betrieb, überhöhten Beanspruchungen ist die Korrosion bei den Nickelbasislegierungen ein Oberflächenmechanismus, und es tritt keine Korngrenzenkorrosion auf. Die Reaktionskinetik selbst zeigt weiterhin parabolisches Verhalten. Die gebildeten Oxidschichten sind gleichmäßig ausgebildet und anhaftend [55, 56, 59].
Im Gegensatz zu Alloy 800 [55] zeigt Alloy 625LCF [56] unter Salzeinfluss eine erhöhte Dehnbarkeit, womit auch die resultierende Bruchdehnung im Vergleich zu Versuchen an Luft ansteigt. Darüber hinaus zeigen sich bei Alloy 625LCF bei Versuchen mit den geringsten Dehnraten eine frühzeitige Rissausbildung. Die Risse sind normal zur Zugrichtung ausgerichtet, was insbesondere die Ermüdungsbeständigkeit dieses Werkstoffes erheblich nachteilig beeinflussen kann. Auf die mechanischen Eigenschaften unter stationären Bedingungen hat dies keinen erkennbaren Einfluss [56].
Die austenitischen Edelstähle (304, 316L und 347) ertragen in Salzatmosphäre geringere Dehnungen beziehungsweise das Werkstoffversagen tritt nach kürzeren Versuchszeiten auf. Ein erhöhter Chloridanteil in der Salzschmelze verstärkt diesen Effekt [57, 58].
Im Gegensatz zu den Nickelbasislegierungen zeigen sich bei den austenitischen Edelstählen Oxidintrusionen an den Korngrenzen. Diese Intrusionen sind bei fortschreitender Verformung der Ausgangspunkt für Mikrorisse und den letztendlichen Bruch des Werkstoffes [58],
In der Salzatmosphäre weist die Randschicht des 347 eine erhöhte Härte auf. Dies ist auf die Anreicherung mit Stickstoff und der damit verbundenen Mischkristallverhärtung zurückzuführen. Ein Einfluss auf die Versuchsergebnisse wird allerdings als unwahrscheinlich eingestuft. Das Bruchverhalten ist stets duktil [57].

Die Versuche unter zyklischer Beanspruchung führen zu unterschiedlichen Ergebnissen. Während eine optische Begutachtung der Proben keine grundsätzliche strukturelle Änderung der Oxidschicht erkennen lässt [46], zeigen detailliertere Untersuchungen, dass sich die Korrosionsrate je nach Werkstoff und Reinheit der Salzschmelze um 25 % bis

50 % im Vergleich zu isothermen Versuchsbedingungen erhöht. Bei geringen Chlorid-Verunreinigungen ($\leq 0,07$ Gew.-%) weist die Korrosionskinetik weiterhin parabolisches Verhalten auf [27].
Im Gegensatz dazu zeigen die Untersuchungen von Liu et al. [52, 60], dass unter zyklischen Bedingungen die Korrosionsrate geringer ist. Dabei waren die Proben für 14 Tage den verschiedenen Versuchsbedingungen ausgesetzt. Unter zyklischen Bedingungen ist die Expositionsdauer im heißen Zustand allerdings nur etwa halb so lang, als unter isothermen Bedingungen. Die Korrosionsrate in Argon ist unabhängig von der thermischen Versuchsführung höher, als in Luft. Ebenso ist die Korrosionsrate an den austenitischen Edelstählen deutlich höher, als an den Nickelbasislegierungen [52, 60].
Weitere Ermüdungsversuche weisen auf eine reduzierte Lebensdauer in Salzatmosphäre im Vergleich zur Luftumgebung hin. Bei Kriechermüdungsversuchen mit Haltezeit unter Druckbeanspruchung konnte dieses Verhalten allerdings nicht bestätigt werden. Eine Erklärung kann für das unerwartete Ergebnis nicht gegeben werden, die vergleichsweise kurze Expositionsdauer von bis zu 40 h kann dabei aber eine Rolle spielen [61].
Auch andere Ermüdungsversuche (vergleiche [57]) zeigen keine maßgeblich reduzierten Lebensdaueren in Salzschmelze, sind allerdings bezüglich der Versuchsdauer ebenfalls nicht mit den realen Einsatzbedingungen von bis zu 30 Betriebsjahren vergleichbar.

Die ausgewerteten Rohre aus solaren Anwendungen zeigen keine übermäßigen Schädigungen aufgrund der thermo-mechanischen Betriebsbedingungen des Receivers. Nach 1000 h und mehreren hundert Lastzyklen wurde für Alloy 800 eine Oxidschichtdicke von 20 µm gemessen [62]. Für 316 aus der ‹Solar Two› Anlage wurde nach 1500 Betriebsstunden eine maximale Oxidschichtdicke von 10 µm gemessen. Dabei konnten auch Spannungskorrosionsanrisse beobachtet werden, die durch Korrosionsangriff jedoch nicht vergrößert wurden. Vielmehr wurden die Risse durch eine Oxidschicht aufgefüllt [63].

2.4 Verfahren zur Bauteilbewertung im Hochtemperaturbereich

In Abschnitt 2.1.3 sind viele Verfahren zur Bewertung von Bauteilen im Hochtemperaturbereich vorgestellt worden. Häufig wird in Regelwerken vorgegeben, welche Verfahren für die Auslegung bestimmter Komponenten zu verwenden sind. Da es sich bei solaren Turmkraftwerken um eine vergleichsweise neue Technologie mit einer entsprechend geringen Marktdurchdringung handelt, existiert derzeit kein Regelwerk das auf Lebensdauerberechnung dieses Kraftwerktyps zugeschnitten ist [64]. Die Auslegung erfolgt angelehnt an bestehende Regelwerke. Die erste Generation von Turmkraftwerken ist mit Dampf als WTM entwickelt worden. Dementsprechend erfolgt die Auslegung gemäß etablierter Druckbehälter Regelwerke (z.B. ASME Boiler and Pressure Vessel Code (BPVC) Section I, ASME BPVC Section VIII Division 1, EN 12952 Wasserrohrkessel und Anlagenkomponenten). Die solar bestrahlten Receiverkomponenten werden dabei besonders hohen thermischen und mechanischen Belastungen ausgesetzt, weshalb ein detailliertes Verfahren zur Bewertung der Lebensdauer eingeführt worden ist. Angelehnt an ASME Code Case 1592 wird die Überlagerung von Ermüdungs- und Kriecheffekten berücksichtigt [65]. Dieser Code Case ist inzwischen mit wenigen Änderungen in den ‹ASME BPVC - Section III Division 5› (ASME III.5) überführt worden und damit ein Teil der Auslegungsvorschriften für nukleare Anwendungen [14]. Basierend auf diesem Regelwerk und seinen Vorgänger-Versionen werden in der Literatur verschiedene Anpassungen und Weiterentwicklungen, zum Beispiel für Receiver mit flüssigem Salz als WTM, aufgezeigt. Im Fokus steht dabei eine einfache Anwendbarkeit und eine Reduktion der Sicherheitsfaktoren in der konservativen Auslegungsvorschrift. Ausgehend von der 2019er Version des ASME III.5 werden im folgenden Abschnitt verschiedene Ansätze aufgezeigt.

Neben diesen Verfahren, die schon explizit für solare Receiver angewandt worden sind, wird in diesem Abschnitt auch auf Verfahren eingegangen, die es ermöglichen Korrosion bei der Bauteilauslegung zu berücksichtigen. Abschlossen wird dieser Abschnitt dann durch spezielle Verfahren unter Salzeinfluss.

2.4.1 Kriech-Ermüdungsbewertung nach ASME Section III

In ‹ASME BPVC - Section III Division 5 Subsection HBB Appendix T› (ASME BPVC.III.5.HBB-T) wird die Methode der linearen Schadensakkumulation (nach Pålmgren und Miner [66]) zur kombinierten Bewertung von Kriech- und Ermüdungsschädigung dargestellt. Dabei wird zwischen einem linear elastischen, einem vereinfachten inelastischen und einem inelastischen Ansatz unterschieden. Die prinzipielle Vorgehensweise ist für alle Ansätze identisch. Aus dem lokalen Spannungs- und Dehnungszustand wird eine Vergleichsspannung beziehungsweise -dehnung berechnet, mit deren Hilfe aus den Kriech-Bruch- und Ermüdungskurven die zulässige Beanspruchungsdauer bzeziehungsweise -zyklen bestimmt werden. Die Schädigung wird dann über den Quotienten aus auftretenden und zulässigen Kennwerten bestimmt. Die Addition beider Quotienten führt zur Gesamtschädigung [14]. Für den inelastischen Ansatz können die Spannungs- und Dehnungskomponenten direkt aus einer Simulation mittels FEM entnommen werden. Mit elastischen Materialmodellen berechnete Kennwerte müssen zunächst über eine vorgegebene Vorschrift in equivalente inelastische Spannungen und Dehnungen überführt werden. Das resultierende Lastkollektiv ist dann in q Beanspruchungszeiträume mit jeweils gleicher Spannung und p verschiedene Zyklentypen zu unterteilen. Die lokal zulässige Beanspruchungszeit $(T_d)_k$ ist für den Beanspruchungszeitraum k mit $k = 1...q$ wie folgt zu ermitteln [14]:

1. Bestimmung der lokalen Hauptspannungen σ_1, σ_2 und σ_3.

2. Berechnung der Spannungswerte J_1 und S_s.

$$J_1 = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3$$

$$S_s = \left[\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2\right]^{1/2}$$

3. Berechnung der von Mises Vergleichsspannung.

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}}\left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2\right]^{1/2}$$

4. Berechnung der Vergleichsspannung unter Berücksichtigung von Zug- und Druckbelastung wobei C eine Materialkonstante ist.

$$\sigma_e = \bar{\sigma} \exp\left[C\left(\frac{J_1}{S_s} - 1\right)\right]$$

5. Division dieser Vergleichsspannung durch den Faktor K'. K' ist eine Art Sicherheitsfaktor, der für verschiedene Berechnungsansätze (elastisch / in-elastisch) variiert.

6. Bestimmung der maximal zulässigen Beanspruchungsdauer $(T_d)_k$ für den Beanspruchungszeitraum k mit der maximalen Werkstofftemperatur $T_{max,k}$ aus den Kriech-Bruch-Kurven (vergleiche ASME III.5.HBB Fig. I-14.6).

7. Wiederholung dieser Schritte für alle Beanspruchungszeiträume $k = 1...q$. Die q Beanspruchungszeiträume müssen der Betriebsdauer bei erhöhten Temperaturen entsprechen.

Das Vorgehen zur Bestimmung der lokal zulässigen Lastzyklenanzahl $(N_d)_j$ für den Zyklustyp j mit $j = 1...p$ wird ebenfalls ausführlich dargestellt [14]:

1. Bestimmung der lokalen Spannungskomponenten ε_{xi}, ε_{yi}, ε_{zi}, γ_{xyi}, γ_{yzi} und γ_{zxi} für jeden Zeitpunkt i während des gesamten Zyklus j.

2. Setzen eines Referenzzeitpunktes $i = 0$ am Maximum oder Minimum des Zyklus.

3. Berechnung der Dehnungsänderung jeder Komponente für alle Zeitpunkte i, bezogen auf den Referenzzeitpunkt $i = 0$.

$$\Delta\varepsilon_{xi} = \varepsilon_{xi} - \varepsilon_{x0}$$

$$\Delta\varepsilon_{yi} = \varepsilon_{yi} - \varepsilon_{y0}$$

$$...$$

4. Berechnung der Vergleichsdehnungs-Schwingbreite $\Delta\varepsilon_{equiv,i}$ für jeden Zeitpunkt i mit der Querkontraktionszahl ν^*

$$\Delta\varepsilon_{equiv,i} = \frac{\sqrt{2}}{2\left(1+\nu^*\right)}\Big[\left(\Delta\varepsilon_{xi} - \Delta\varepsilon_{yi}\right)^2 + \left(\Delta\varepsilon_{yi} - \Delta\varepsilon_{zi}\right)^2 + \left(\Delta\varepsilon_{xi} - \Delta\varepsilon_{zi}\right)^2 + \frac{3}{2}\left(\Delta\gamma_{xyi}^2 + \Delta\gamma_{yzi}^2 + \Delta\gamma_{zxi}^2\right)^2\Big]^{1/2}$$

5. Bestimmung der maximalen Vergleichsdehnungs-Schwingbreite $\Delta\varepsilon_{max}$.

$$\Delta\varepsilon_{max} = \max_i \left[\Delta\varepsilon_{equiv,i}\right]$$

6. Bestimmung der zulässigen Zyklenanzahl $(N_d)_j$ aus den Ermüdungskurven (vergleiche ASME III.5.HBB-T Fig. T-1420-1) unter Berücksichtigung der maximalen Zyklustemperatur des Werkstoffes $T_{max,j}$ und der maximalen Vergleichsdehnungs-Schwingbreite $\Delta\varepsilon_{max}$

7. Wiederholung dieser Schritte für alle Zyklustypen $j = 1...p$.

Die Schädigungsanteile errechnen sich dann unter Berücksichtigung der Beanspruchungsdauer Δt und der Anzahl an Zyklus-Wiederholungen $(n)_j$ wie folgt [14]:

1. Berechnung der gesamten Kriechschädigung.

$$D_c = \sum_{k=1}^{q} \left(\frac{\Delta t}{T_d} \right)_k$$

2. Berechnung der gesamten Ermüdungsschädigung.

$$D_f = \sum_{j=1}^{p} \left(\frac{n}{N_d} \right)_j$$

3. Die Gesamtschädigung aus Ermüdung und Kriechen darf die zulässige Gesamtschädigung D nach ASME III.5.HBB-T Tab. T-1420-2 nicht überschreiten.

$$\sum_{j=1}^{p} \left(\frac{n}{N_d} \right)_j + \sum_{k=1}^{q} \left(\frac{\Delta t}{T_d} \right)_k \leq D$$

2.4.2 Kriech-Ermüdungsbewertung in Anlehnung an ASME Section III

Gemäß einer internen Auslegungsvorschrift der Sandia National Laboratories nach Berman et al. ist die Kriech-Ermüdungs-Analyse für bestrahlte Kraftwerkskomponenten durchzuführen. Dabei sind abweichend vom beschriebenen Verfahren nach ASME Nuklear Code folgende Vereinfachungen getroffen worden [65]:

- Für die Bewertung der Kriechschädigung werden Druckspannungen als nicht schädigend angenommen. Deshalb wird statt der Vergleichsspannung σ_e die maximale Hauptspannung in Zugrichtung σ_1 verwendet.

- Für die Bestimmung der zulässigen Beanspruchungsdauer $(T_d)_k$ wird der Faktor $K' = 1$ gesetzt.

- Ratcheting (vergleiche Abschnitt 2.1.2) wird nicht benötigt.
- Zusätzliche Richtlinien für Kurzzeit-Beulen werden eingeführt.
- Kriech-Beulen wird nicht benötigt.

Diese Auslegungsvorschrift wird ebenfalls für Flüssigsalz-Receiver angewendet, wobei der Wechsel des WTMs durch angepasste Druckrandbedingungen berücksichtigt wird. Auf die Wechselwirkungen zwischen dem WTM und den Absorberrohren wird nicht eingegangen. Neben der Modifikation des WTMs haben Narayanan et al. eine weitreichende Vereinfachung eingeführt: Die plastischen Dehnungen werden aus einer elastischen Simulation bestimmt. Dazu sind die resultierenden elastischen Dehnungen um 10 % zu erhöhen. Mit diesem Wert ist dann die zulässige Lastzyklenanzahl $(N_d)_j$ zu bestimmen [67].
Fork et al. [68] führen für die Bewertung eines Luft-Receivers auf Basis von inelastisch berechneten Beanspruchungen zwei verschiedene Bewertungsansätze ein. Der erste Ansatz (Fork-M1) basiert auf dem Vorgehen nach ASME III.5.HBB-T. Die in der Norm aufgeführten Ermüdungskurven sind im Vergleich zu den Versuchsergebnissen mit einem Faktor von 2 bezüglich Dehnung oder 20 bezüglich Lastzyklen reduziert. Der konservativere Wert ist maßgebend ($S_N = 20$ oder $S_\varepsilon = 2$). Der Faktor 20 bezüglich Lastzyklen setzt sich in ASME III.5.HBB-T wie folgt zusammen [69]:

$$\begin{aligned}(2,0 \text{ Datenstreuung}) \cdot (2,5 \text{ Geometrieeinfluss}) \cdot \\ (4,0 \text{ Oberflächenbehandlung und Umgebung}) = 20\end{aligned} \tag{2.38}$$

Nach Fork et al. [68] werden die Schädigungsanteile entweder mit den Sicherheitsfaktoren nach Code (Fork-M1a) oder in einem weniger konservativen Ansatz ohne Sicherheitsfaktoren ($K' = 1$, $S_N = 1$ oder $S_\varepsilon = 1$; Fork-M1b) berechnet. Beim zweiten Ansatz (Fork-M2) wird die Bauteilschädigung auf Basis von Ermüdungsversuchen mit Haltezeit bestimmt. Die Ermüdungskurven werden um einen Faktor $S_N = 10$ reduziert. Auf diese Art und Weise wird die Kriech-Ermüdungs-Interaktion über die Materialversuche berücksichtigt, womit keine separate Kriechschädigung bestimmt werden muss. Die zulässige Gesamtschädigung D wird auf 1 gesetzt [68].
Ein anderer Ansatz zur Bestimmung der Lebensdauer von Flüssigsalz-Receiver wird von Radke et al. eingeführt. Ausgehend von einer linear-elastischen Berechnung, die um eine

Kriech-Berechnung ergänzt werden kann, wird die zulässige Dehnung auf eine, von ASME III.5.HBB-T abweichende, Methode bestimmt. Zur Reduktion der Konservativität werden bei diesem Ansatz, ähnlich wie bei Fork-M2, die Ermüdungskurven auf Basis von detaillierteren Materialversuchen modifiziert:

1. Die Basis bildet die Ermüdungskurve eines Werkstoffes, die mittels stabförmigen Proben an Luft ermittelt worden ist.

2. Ein Ermüdungsversuch an einer salzgefüllten Rohrprobe bildet einen Referenzpunkt für die Verschiebung der Ermüdungskurve.

3. Durch Kriech-Ermüdungs-Interaktion verringert sich die Lebensdauer, wie Kolb et al. zeigen, um etwa Faktor 4 [70]. Dementsprechend ist die Ermüdungskurve zu verschieben.

4. Aufgrund der realitätsnahen Probengeometrie und Umgebungsbedingungen kann der Faktor 20 bezüglich Zyklenzahl $S_N = 20$ (vergleiche Gleichung (2.38)) auf den Faktor 2 (Datenstreuung) reduziert werden. Deswegen wird abschließend die Ermüdungskurve um den Faktor 2 bezüglich Dehnung oder 2 bezüglich Lastzyklen verschoben. Der konservativere Wert ist maßgebend ($S_N = 2$ oder $S_\varepsilon = 2$).

Aus den berechneten Dehnungen kann mittels modifizierter Ermüdungskurven die zulässige Lastzyklenanzahl bestimmt werden. Eine zusätzliche Bestimmung der Kriechschädigung ist bei diesem Ansatz ebenfalls nicht notwendig [71].
Ab 2014 werden vor allem Ansätze für überkritische Kohlenstoffdioxid Receiver präsentiert. Diese Systeme sind im Vergleich zu Flüssigsalz-Receivern durch einen erhöhten Druck und andere Korrosionseigenschaften gekennzeichet. Neises et al. [72] greifen die von Narayanan et al. [67] postullierte vereinfachte Methode zur Bestimmung der plastischen Dehnungen auf und multipliziert dementsprechend die berechneten elastischen Dehnungen mit dem Faktor 1,1. Zusätzlich ist bei diesem Ansatz der für die Bewertung verwendete Werkstoff nicht in ASME III.5.HBB gelistet. Die Kriech- und Ermüdungsdaten werden deshalb direkt vom Werkstoffhersteller bezogen. Im Unterschied zu dem, in der Norm hinterlegten, Verfahren werden nicht die Ermüdungskurven um die Faktoren ($S_\varepsilon = 2$ oder $S_N = 20$) reduziert, sondern die berechnete Dehnung um den Faktor 2

erhöht. Für die Bestimmung der Gesamtschädigung wird eine Mindestschädigung durch Ermüdung von 10 % festgesetzt. Unter der Annahme, dass ausschließlich Zugspannungen Kriechschädigungen verursachen (vergleiche Berman et al. [65]), wird die maximale Hauptspannung mit einem Sicherheitsfaktor von 1,5 beaufschlagt und damit die zulässige Beanspruchungszeit $(T_d)_k$ bestimmt [72]. Nithyanandam et al. [73] verwenden ebenfalls diesen Ansatz.

Dieses Verfahren wird in der Folge um einige Details ergänzt. Unter anderem wird die maximale Kriechschädigung auf 90 % beschränkt. Diese Beschränkung hat unter Beibehaltung der 10 % Mindestschädigung durch Ermüdung keine praktischen Auswirkungen bei der Auslegung [74].

Eine vergleichende Untersuchung von Barua et al. [75] an einem Salzschmelzereceiver zeigt die Vor- und Nachteile verschiedener Berechnungsansätze aus der ASME-Normenwelt, die prinzipiell für die Bewertung von Solarreceivern als geeignet erscheinen. Neben der klassischen Bewertung primärer Lasten nach der ASME Druckbehälternorm, sind für diese Arbeit insbesondere folgende Versagensmechanismen von Bedeutung:

- Ratcheting: Versagen durch zeitabhängigen Dehnungsfortschritt.
- Kriech-Ermüdung: Versagen durch zeitabhängige fortschreitende Schädigung des Werkstoffes.

In Tabelle 2.6 sind die verschiedenen Normen mit den untersuchten Versagensmechanismen und der Art der Analyse zusammengefasst. Vergleichsrechnungen zeigen, dass der elastisch-perfekt-plastische Ansatz der konservativste ist. Es folgen der elastische und

Tabelle 2.6: Überblick über verschiedene ASME-Normen, die darin betrachteten Versagensmechanismen und die Art der Analyse [75].

Art der Analyse	primäre Lasten	Ratcheting	Kriech-Ermüdung
elastisch	ASME VIII	ASME III.5	ASME III.5
elastisch-perfekt-plastisch	-	Code Case N-861	Code Case N-862
inelastisch	ASME III.5	ASME III.5	ASME III.5

der inelastische Ansatz. Bei der praktischen Anwendbarkeit ist zwischen der Berechnung der auftretenden Kenngrößen und der anschließenden Lebensdauerbewertung zu unterscheiden. Mit dem elastischen Ansatz können die auftretenden Größen einfach bestimmt werden, gefolgt vom elastisch-perfekt-plastischem Ansatz und dem inelastischen Ansatz. Für die Bewertung der Lebensdauer ist die Reihenfolge umgekehrt. Die Bewertung der Schädigungsanteile erfolgt basierend auf ASME III.5.HBB-T, wobei auch verschiedene Modifikationen betrachtet werden. Der Faktor auf Spannungen K wird auf die Faktoren 0,67, 0,9 und 1 gesetzt. Die Ermüdungskurven werden um die Faktoren $S_\varepsilon = 2$ oder $S_N = 20$, $S_\varepsilon = 1,5$ oder $S_N = 10$ oder $S_\varepsilon = 1$ oder $S_N = 1$ verschoben. Während der Faktor auf Lastzyklen $S_N = 10$ schon eingeführt worden ist (vergleiche [68]), ist der Ansatz $S_\varepsilon = 1,5$ oder $S_N = 10$ neu. Die daraus abgeleitete zulässige Betriebsdauer unterscheidet sich um bis zu einen Faktor 15. Eine Empfehlung für ein bevorzugtes Bewertungsverfahren wird hier nicht gegeben [75].

McMurtrey et al. [76] empfehlen in einer aktuellen Studie die Verwendung des Faktors $K' = 0,9$ sowohl für elastische als auch inelastische Berechnungen, da die Schadensfolgen bei solaren, im Vergleich zu nuklearen, Anwendungen deutlich reduziert sind. Auch für die Faktoren auf die Ermüdungskurven ($S_\varepsilon = 1.5$ oder $S_N = 10$) wird ein weniger konservativer Ansatz gewählt. Die drei verschiedenen Berechnungsansätze unterscheiden sich bei der Bestimmung der auftretenden Belastungen, wobei sowohl elastische als auch inelastische Materialmodelle zum Einsatz kommen [76].

Auch González-Gómez et al. [77] wenden für den inelastische Ansatz, vor allem aus ökonomischen Gründen, den Faktor $K' = 0,9$ an. Dabei wird auch betont, dass die Wahl eines hochwertigen Materialmodells von sehr großer Bedeutung ist. Wird die berechnete Spannung beispielsweise um 10 % über- oder unterschätzt, so reduziert sich die zulässige Beanspruchungsdauer T_d um 55 % oder erhöht sich um bis zu 160 %. Die Ermüdungskurven bleiben im Vergleich zu den Materialversuchen unverändert ($S_\varepsilon = 1$ oder $S_N = 1$) [77].

Tabelle 2.7 zeigt eine Zusammenfassung verschiedener Sicherheitskonzepte basierend auf der Auslegungsphilosophie nach ASME Nuklear Code. Dabei wird deutlich, dass in den letzten Jahren eine Vielzahl von Konzepten in der Literatur diskutiert worden ist. Es hat sich aber noch kein Konzept etablieren können.

Tabelle 2.7: Parameter der verschiedenen Sicherheitskonzepte.

Faktor Dehnung (S_ε)	Faktor Zyklen (S_N)	Faktor Kriechen (K‘)		
		0.67	0.9	1
2	20	Fork, et al. [68] M1a[3]; ASME III.5.HBB-T [14][3]; Barua et al. [75][2]	ASME III.5.HBB-T [14][1]; Barua et al. [75][2]	Berman et al. [65][3]; Narayanan et al. [67][1]; Barua et al. [75][2]
2	2	Radke et al. [71][1,4,5]		
2	1			Neises et al. [72][1]; Nithyanandam et al. [73][1];
1.5	10	Barua et al. [75][2]	Barua et al. [75][2]; McMurtrey et al. [76] M1&M2[2]M3[3]	Barua et al. [75][2]
1	10			Fork et al. [68] M2[3,5]
1	1	Barua et al. [75][2]	Barua et al. [75][2]; González-Gómez et al. [77][1,3]	Fork et al. [68] M1b[3]; Barua et al. [75][2]

[1] linear-elastischer Ansatz

[2] linear-elastisch, elastisch perfekt-plastischer und inelastischer Ansatz

[3] inelastischer Ansatz

[4] keine Berechnung der Kriechschädigung

[5] Ermüdungskurven basieren auf angepassten Versuchsergebnissen

2.4.3 Berücksichtigung von Korrosion bei der Bauteilauslegung

Wie bereits dargestellt wurde, wird im Druckbehälter- und Kesselbau der Materialverlust durch Korrosion über sogenannte Korrosionszuschlagsfaktoren bei der Auslegung berücksichtigt. Durch diesen Zuschlagsfaktor wird die Behälterwandstärke bei der Auslegung so festgelegt, dass am Ende der berechneten Lebensdauer des Behälters immer noch ausreichend tragfähiges Grundmaterial zur Verfügung steht, sodass die anliegenden Beanspruchungen ertragen werden können (vergleiche ASME BPVC, API Standards, PD 5500, DIN EN 13445, DIN EN 12952).
Die API 530 bietet darüber hinaus einen Ansatz zur Reduktion des Korrosionszuschlagfaktors bei kriechbeanspruchten Rohren. Der Korrosionszuschlagsfaktor wird in Abhängigkeit der Auslegungstemperatur und des Verhältnisses aus Korrosionszuschlagsfaktor und notwendiger Wandstärke verändert. Die zugrundeliegende Idee ist dabei folgende: Bei reiner Druckbeanspruchung sind die zulässigen Bauteilspannungen gemäß der Bauteilauslegung deutlich höher, als jene die im tatsächlichen Betrieb auftreten. Dies ist auf die Anwendung eines Korrosionszuschlagfaktors zurückzuführen. Mit fortschreitender Korrosion (und damit Verlust der tragenden Wandstärke) nähert sich die Bauteilspannung dem maximal zulässigen Wert an. Dennoch wird die Lebensdauer aufgrund der anfänglich geringeren Spannungen länger sein, als in der Auslegung berechnet. Deshalb kann der Korrosionszuschlagsfaktor für derartige Anwendungen unter Gewährleistung der erforderlichen Lebensdauer reduziert werden [78].
Das Forschungskuratorium Maschinenbau (FKM) hat verschiedene Richtlinien zur strukturmechanischen Bewertung von Bauteilen herausgebracht. Dabei wird zwischen verschiedenen Arten von Festigkeitsnachweisen unterschieden, wobei Korrosion in keiner der Richtlinien berücksichtigt wird. Es gibt dazu allerdings verschiedene Forschungsvorhaben. Im Abschlussbericht des Forschungsvorhabens ‹Rechnerischer Festigkeitsnachweis für korrosionsbeanspruchte Maschinenbauteile› werden für den ‹Rechnerischen Festigkeitsnachweis› (engl. ‹Design by Formula›) und den ‹Bruchmechanischen Festigkeitsnachweis› jeweils Konzepte zur Berücksichtigung der Korrosion beschrieben. Beim ‹Rechnerischen Festigkeitsnachweis› werden dazu Abminderungsfaktoren eingeführt, die die Beanspruchung, die geometrische Ausführung und die Werkstoff-Medium-Interaktion berücksichtigen. Beim ‹Bruchmechanischen Festigkeitsnachweis› muss der Korrosionseinfluss hingegen

direkt in die Werkstoffkennwerte eingearbeitet werden. Diese Ansätze werden in diesem Bericht am Beispiel von Turbinen und Offshore-Anlagen angewendet [79].

Zusätzlich zur Verminderung der Festigkeit von Bauteilen führt die Oxidschicht auch zu einem reduzierten Wärmedurchgang durch das Absorberrohr, da die entstehenden Oxidschichten geringere Wärmeleitfähigkeiten aufweisen als das Grundmaterial. Die Wärmeleitfähigkeit der Oxidschichten wurde an verschiedenen Eisenoxiden ($2-7\ \frac{W}{mK}$, vergleiche [80, 81, 82]), an Chromoxid ($\approx 3\ \frac{W}{mK}$, vergleiche [83]) und einem Eisen-Chrom-Spinell ($\approx 1\ \frac{W}{mK}$, vergleiche [84]) bestimmt, womit bei den sich typischerweise in Solarsalz bildenden Oxidschichten von einer Wärmeleitfähigkeit von $1-7\ \frac{W}{mK}$ ausgegangen werden kann. Die verwendeten Rohrmaterialien haben mit $\approx 20\ \frac{W}{mK}$ eine deutlich höhere Wärmeleitfähigkeit. Somit wirkt die Oxidschicht als Wärmedämmschicht (engl. ‹thermal barrier coating›), wie man sie beispielsweise aus dem Bereich der Gasturbinen kennt. Bei Gasturbinen wird diese Schicht jedoch bewusst aufgetragen und dient als thermischer Schutz von Komponenten, die extrem heißen Gasen ausgesetzt sind. Beispielsweise wird diese Wärmedämmschicht auf der Außenseite von Turbinenschaufeln eingesetzt. Einer der wichtigsten Entwicklungsschwerpunkte ist dabei die Entwicklung von Lebensdauervorhersagemodellen [85].

Abweichend von der Anwendung in Gasturbinen, bildet sich in solarthermischen Kraftwerken die Oxidschicht jedoch an der Innenseite der Rohre. Dadurch führt die Wärmedämmschicht bei gleicher solarer Einstrahlung zu höheren Temperaturen in den Absorberrohren, höheren thermischen Spannungen und damit je nach Art der gebildeten Oxidschicht und deren Dicke zu einer deutlich reduzierten Lebensdauer.

Durch eine umfangreiche Betrachtung und ein tiefgreifendes Verständnis von mikrostrukturellen Prozessen soll eine bessere Übertragbarkeit der Versuchsergebnisse auf die praktische Bauteilauslegung ermöglicht werden. Dabei werden neben Kriech- und Ermüdungseinflüssen, auch Einflüsse der Oxidation auf die Gesamtschädigung mittels linearer Schadensakkumulation berücksichtigt. Die nachfolgend genannten Schädigungsmodelle zur Oxidation können deshalb als Ergänzung zu den aus Abschnitt 2.1.3 bekannten Schädigungsmodellen verstanden werden. Für die Ermittlung der notwendigen Modellparameter wird versucht, die einzelnen Schädigungsmechanismen möglichst gut zu separieren [11].

Li et al. [86] stellen einen Ansatz zur Berechnung der linearen Schadensakkumulation im

Bereich der Gasturbinen vor. Dabei wird neben der Ermüdungs- D_f und Kriechschädigung D_c auch eine Schädigung für die Hochtemperaturkorrosion (engl. ‹hot corrosion›, D_{hc}) eingeführt (vergleiche Gleichung (2.39)).

$$D_f + D_c + D_{hc} \leq 1 \tag{2.39}$$

Der Schädigungsanteil aufgrund von Hochtemperaturkorrosion wird dabei durch den Spannungsanstieg im Bauteil, der aus der Reduktion der tragenden Querschnittsfläche resultiert, berechnet. Der relevante Zusammenhang ergibt sich gemäß Gleichung (2.40) aus der Gleichheit des Quotienten aus der durch Korrosion reduzierten Querschnittsfläche (ursprünglicher Probenradius r und Oxidschichtdicke x) zu der ursprünglichen Querschnittsfläche und des Quotienten einer zulässigen Spannung σ und der Zugfestigkeit R_m. Die Oxidschichtdicke kann über die Korrosionskinetik (vergleiche Abschnitt 2.2.4) in Abhängigkeit der Zeit dargestellt werden. Damit kann auf Basis der Bauteilspannung σ eine zulässige Beanspruchungsdauer t_{zul} ermittelt werden. Unter Verwendung des parabolischen Oxidationsgesetzes ergibt sich dann aus Gleichung (2.40) der Zusammenhang nach Gleichung (2.41).

$$\frac{\pi \left(r - x\right)^2}{\pi r^2} = \frac{\sigma}{R_m} \tag{2.40}$$

$$t_{zul} = \frac{R^2}{k_p} \left(1 - \sqrt{\frac{\sigma_{max}}{\sigma_b}}\right) \tag{2.41}$$

Die Schädigung aufgrund von Hochtemperaturkorrosion D_{hc} wird dann aus der Summe der Quotienten von auftretender Beanspruchungsdauer Δt und zulässiger Beanspruchungsdauer t_{zul} gemäß Gleichung (2.42) berechnet. Die Summe wird dabei über alle der q Beanspruchungszeiträume gebildet.

$$D_{hc} = \sum_{k=1}^{q} \left(\frac{\Delta t_k}{t_{zul,k}}\right) \tag{2.42}$$

Aus dem Bereich der solarthermischen Kraftwerke gibt es speziell für Receiverrohre einen Ansatz von Morch [87], der ebenfalls den Masseverlust aufgrund von Korrosion berücksichtigt. Dazu wird die lineare Schadensakkumulation um einen Term der gleichmäßigen Korrosionsschädigung (engl. ‹uniform corrosion damage›, D_x) ergänzt. Diese Größe kann als Fortschritt der Korrosion angesehen werden. Wenn dieser eins wird, dann ist die maximal zulässige Korrosion erreicht. Die Schädigungsgeschwindigkeit $\dot{D}_x$ kann als Funktion der

Korrosionskinetik k_u und der maximal zulässigen Schichtdicke x_{zul} nach Gleichung (2.43) dargestellt werden.

$$\dot{D}_x = \frac{f_x}{x_{zul}} \tag{2.43}$$

Unter Berücksichtigung einer parabolischen und temperaturabhängigen Korrosionskinetik $K_p(T)$ und der Zeit t folgt die gleichmäßige Korrosionsschädigung nach Gleichung (2.44).

$$D_x = \frac{1}{x_{zul}}\sqrt{2k_p(T)t} \tag{2.44}$$

Die berechnete Korrosionsschädigung beeinflusst, im Gegensatz zu [86], direkt die Spannungen im verbleibenden Bauteilquerschnitt. Durch Korrosion nimmt die Steifigkeit im betroffenen Bereich ab, sodass die Spannungen auf benachbarte Bereiche umverteilt werden und in der Folge das rechnerische Bauteilversagen bei geringeren Beanspruchungen eintritt [87].

Daneben gibt es noch mehrere Oxidations-Ermüdungs-Modelle (vergleiche zum Beispiel [19]). Viele basieren auf isothermen Ermüdungsversuchen, welche für die Modellbildung herangezogen werden. Dabei werden aus Sicht des Autors viele wichtige, schädigende Effekte nicht berücksichtigt, welche vor allem bei veränderlichen Temperaturen auftreten. Beispielhaft dafür ist das Oxid-Bruchverhalten und interkristallines Bruchverhalten. Experimentelle Untersuchungen zeigen, dass bei TMF-Versuchen in oxidierender Umgebung zwei Arten von Risswachstum auftreten können. Typ I wird durch Störungen in einer kontinuierlichen Oxidschicht ausgelöst und tritt bei niedrigen Dehnraten auf. Bei höheren Dehnraten oder höheren Temperaturen ändert sich das Risswachstum zu Typ II. Dabei bildet sich eine mehrschichtige Oxidschicht aus, wobei die einzelnen Teilschichten bis zu einer kritischen Schichtdicke anwachsen. Wird die kritische Schichtdicke überschritten kommt es zum Rissfortschritt durch diese Teilschicht. Übersteigt die Oxid-Bruchschädigung die Kriechschädigung kommt es bei ‹out-of-phase›-Versuchen vor allem bei längeren Beanspruchungshorizonten zu höheren Schäden. Die Lebensdauer der Proben reduziert sich dabei vor allem durch eine reduzierte Dehnungsgeschwindigkeit, eine erhöhte Maximaltemperatur, eine höhere Differenz der Wärmeausdehnungskoeffizienten von Metall und Oxid oder durch einen erhöhten Mittelspannungseinfluss. Deshalb sind Versuche unter thermo-mechanischer Ermüdung für das Erstellen von Lebensdauermodellen notwendig. Das vorgeschlagene Neu-Sehitoglu-Modell berücksichtigt die unterschiedlich voranschrei-

tende Oxidationsschädigung aufgrund von verschiedenen Dehnungs-Temperatur-Verläufen und TMF-Beanspruchungen. Die Schädigung $\frac{1}{N_{ox}}$ wird nach Gleichung (2.45) berechnet. Dabei geht sowohl der sogenannte Phasenfaktor Φ^{ox} (siehe Gleichung (2.46)), die Funktion des Schichtwachstums f_x (siehe Gleichung (2.47)), die mechanische Dehnungsschwingbreite $\Delta\varepsilon_{mech}$, mehrere Dehnungsgeschwindigkeiten $\dot{\varepsilon}$, die Zyklusdauer t_c sowie diverse Konstanten $h_{cr}, \delta_o, B, \beta, a, \dot{\varepsilon}_{th}, \dot{\varepsilon}_{mech}, \xi^{ox}, D_O, Q, R$ ein [19].

$$\frac{1}{N_{ox}} = \left[\frac{h_{cr}\delta_0}{B\Phi^{ox}f_x}\right]^{-\frac{1}{\beta}} \frac{2\left(\Delta\varepsilon_{mech}\right)^{\frac{2}{\beta}+1}}{\dot{\varepsilon}^{1-\frac{a}{\beta}}} \tag{2.45}$$

$$\Phi^{ox} = \frac{1}{t_{zykl}} \int_0^{t_{zykl}} \exp\left\{-\frac{1}{2}\left[\frac{\frac{\dot{\varepsilon}_{th}}{\dot{\varepsilon}_{mech}}+1}{\xi^{ox}}\right]\right\} dt \tag{2.46}$$

$$f_x = \frac{1}{t_{zykl}} \int_0^{t_{zykl}} D_O \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT(t)}\right) dt \tag{2.47}$$

Der Nachteil dieser Herangehensweise ist, dass meist eine große Anzahl an Versuchen zur Bestimmung der notwendigen Parameter erforderlich ist und die Ergebnisse im Allgemeinen nicht auf andere Werkstoffe übertragbar sind [11].

2.5 Neuartiges Receiverdesign zur Steigerung der Wirtschaftlichkeit

Damit die Unterschiede zwischen dem Stand der Technik und dem neuartigen Receiverdesign klar werden, wird zunächst der externe Receiver mit einseitig bestrahlten Absorberrohren dargestellt. Darauf aufbauend wird dann im weiteren Verlauf dieses Abschnitts das neuartige Design Schritt für Schritt eingeführt.

Der externe Receiver wird am Beispiel des Renderings in Abb. 2.15 beschrieben: Die flüssige Salzschmelze wird über eine Steigleitung (nicht in der Abbildung ersichtlich) in den Einlasstank gepumpt. Dieser Tank gleicht Förderschwankungen der Salzpumpen aus und beinhaltet eine so große Menge an Salzschmelze, dass im Fall eines Pumpenausfalls der Receiver in einen sicheren Betriebszustand gefahren werden kann. Dazu wird der Tank mit Luft aus dem Notlufttank überlagert. Aus dem Einlasstank strömt die Salzschmelze durch Rohrleitungen zu den einzelnen Absorbermodulen. Die Menge des Salzstroms wird

über Ventile geregelt. Die Absorbermodule bestehen im Wesentlichen aus einem oberen und einem unteren Sammler, welche die Salzschmelze auf die dazwischen liegenden Absorberrohre gleichmäßig verteilen beziehungsweise von diesen zusammenführen. Die Absorberrohre werden direkt von der konzentrierten Solarstrahlung bestrahlt, wodurch sich das im Inneren strömende WTM erwärmt. Alle anderen Komponenten werden durch einen sogenannten Strahlungsschutz (nicht in der Abbildung dargestellt) vor solarer Einstrahlung geschützt. Der solare Receiver besteht aus mehreren zylindrisch angeordneten Absorbermodulen, die mäanderförmig von der Salzschmelze abwechselnd von oben nach unten und umgekehrt durchströmt werden. Das gezeigte Beispiel besteht aus 16 Modulen und weist dementsprechend 16 Ecken auf. Die solaren Receiver sind in der Regel so aufgebaut, dass die Salzschmelze in zwei Strömungspfade aufgeteilt wird und jeweils die Hälfte der Module durchströmt. Am Ende werden die Massenströme im Auslasstank zusammengeführt und über die Fallleitung in den heißen Speichertank geleitet. Die beschriebenen Komponenten sind an einem Stahlbau montiert, der wiederum auf der Spitze des betonierten Stahlbetonturms verankert ist. Typisch für diese Art von Receiver ist auch, dass die Absorberrohre in regelmäßigen Abständen über sogenannte Clips am Stahlbau fixiert werden. Dadurch wird ein Ausbeulen der Rohre in Richtung der solaren Einstrahlung unterbunden (siehe zum Beispiel [88]). Da die einzelnen Absorberrohre nicht blickdicht nebeneinander angebracht werden, ist direkt hinter den Absorberrohren ebenfalls ein Strahlungsschutz notwendig.

Für eine weitere Optimierung der solaren Turmkraftwerke wurden in einer Potentialanalyse verschiedene Receiverkonzepte untersucht. Dabei zeigt sich, dass insbesondere eine sternförmige Anordnung der Absorberrohre (vergleiche Abb. 2.16) eine Reduktion der Receiversystemkosten und der Wärmegestehungskosten (engl. ‹levelized cost of heat ›) im Vergleich zum Stand der Technik ermöglicht. Die höhere Effizienz der sternförmigen Anordnung kann vor allem dadurch erklärt werden, dass die Absorberrohre durch diesen Aufbau von beiden Seiten bestrahlt werden können. Dadurch kann pro Absorberrohr in erster Näherung die doppelte Menge an thermischer Leistung übertragen und dementsprechend die Gesamtrohranzahl halbiert werden. Zudem wird das Rohr insgesamt homogener bestrahlt, wodurch die thermisch induzierten Spannungen in den Absorberrohren reduziert werden können. Ein niedrigeres Spannungsniveau in den Absorberrohren kann

zu einer erhöhten Betriebssicherheit führen und / oder ermöglicht einen Materialwechsel von derzeit üblichen Nickel-Basislegierungen hin zu kostengünstigeren Edelstählen. Damit wird im Idealfall sowohl die Betriebssicherheit als auch die Wirtschaftlichkeit erhöht. Außerdem entsteht durch die sternförmige Anordnung der sogenannten Ausleger ein Hohlraum-Effekt, der zu einer Steigerung des optischen Wirkungsgrades des Receivers führt [89].

2.5.1 Geometrie

Ein kommerzieller Receiver mit sternförmiger Anordnung kann in unterschiedlichen Strömungskonfigurationen ausgeführt werden. In dieser Arbeit wird ein Receiver untersucht, bei dem die beiden Richtung Pol orientierten Ausleger parallel durchströmt und dann die Strömungspfade im äquatorseitigen Ausleger zusammengeführt werden. Somit strömt das Fluid vom Einlasstank über die Ausleger in den Auslasstank (siehe Abb. 2.17). Die einzelnen Ausleger sind in mehrere Module unterteilt, die jeweils serpentinenartig durchströmt werden. Die Module bestehen wiederum aus mehreren parallelen Absorberrohren, die gleichmäßig durchströmt werden. Am oberen und unteren Ende der Module wird die Strömung jeweils durch einen Header verteilt, beziehungsweise zusammengeführt. Die Geometrie des Receivers mit einer thermischen Leistung von 700 MW wird aus der Studie von Frantz et al. [90] übernommen (siehe Abb. 2.16). Die wesentlichen Unterschiede im Vergleich zu externen Receivern sind der zentrale und die seitlichen Pylonen, welche zur Befestigung der einzelnen Module und zur Stabilisierung des Receivers gegenüber Windlasten notwendig sind. Zusätzlich sind horizontale Stützen notwendig, die ein übermäßiges Durchbiegen der Absorberrohre aufgrund von Windlasten verhindern. Das Dach erzeugt einen gewissen Kavitäten-Effekt und nimmt wichtige Receiverkomponenten wie den Auslasstank auf. Die wichtigsten Kenndaten sind in Tabelle 2.8 zusammengefasst.

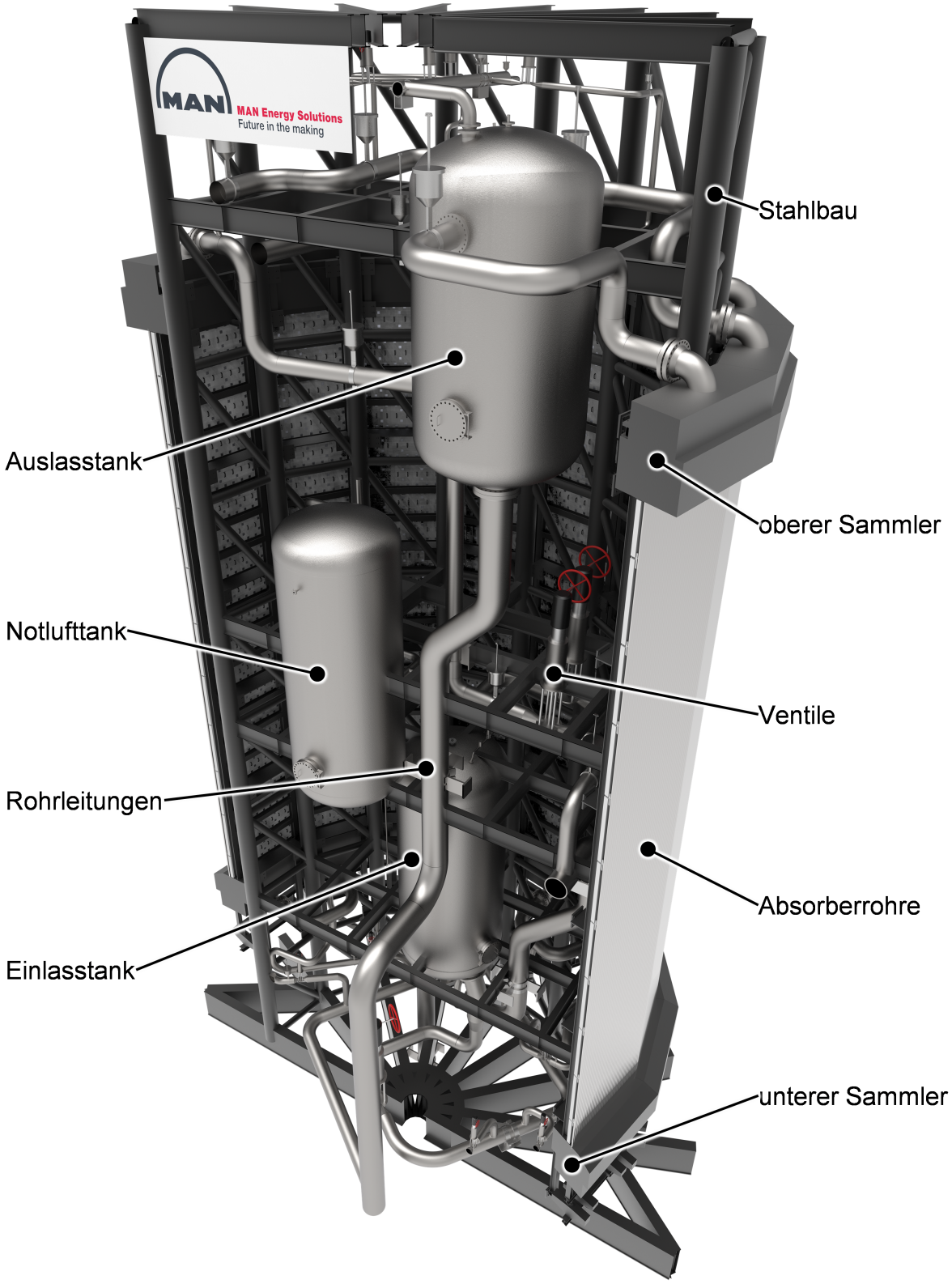


Abbildung 2.15: Rendering eines Salzschmelzereceivers mit etwa 700 MW thermischer Leistung, 18 m Durchmesser und einer Höhe von circa 38 m.

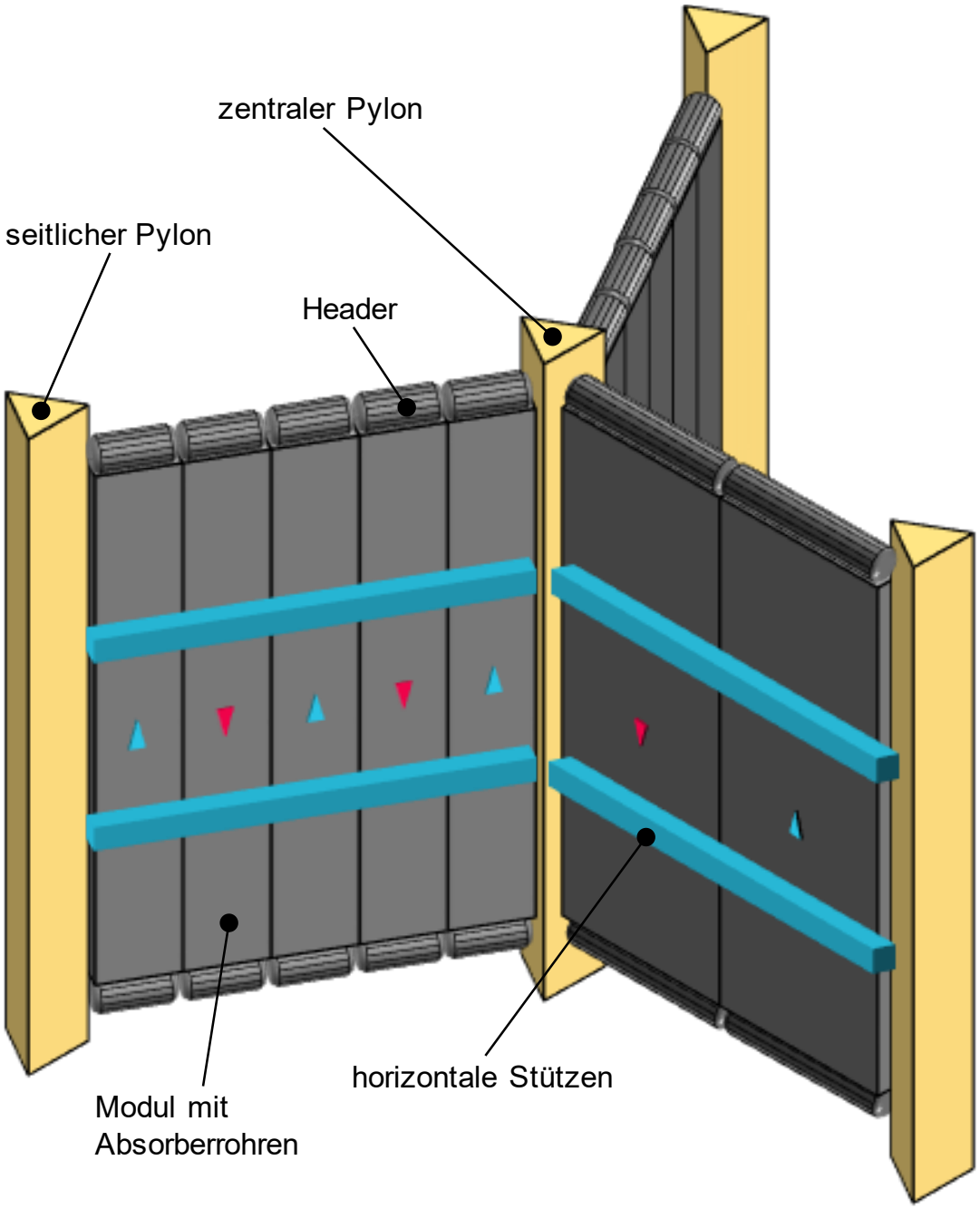
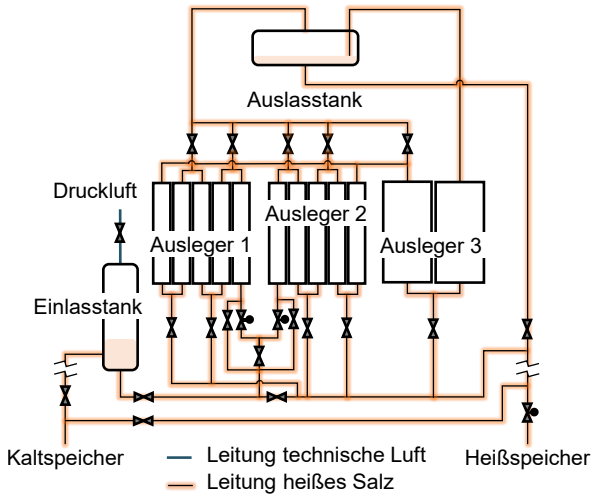
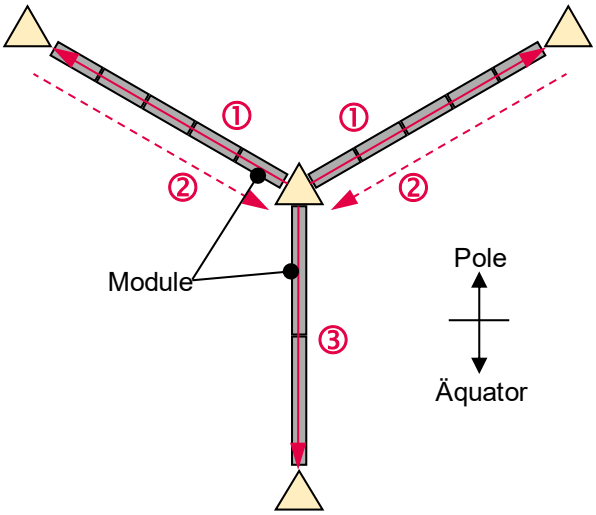


Abbildung 2.16: Sternförmiges Receiverkonzept mit verschiedenen Modulen, welche aus Absorberrohren und Headern bestehen, sowie der Stützkonstruktion mit Pylonen und horizontalen Stützen.



(a) Vereinfachtes Fließbild des sternförmigen Receiversystems [90].



(b) Draufsicht Receiver mit skizziertem Strömungspfad.

Abbildung 2.17: Verfahrenstechnischer Aufbau eines sternförmigen Receivers. Die Besonderheit sind zwei parallel durchströmte Ausleger und ein gemeinsam durchströmter dritten Ausleger. Die einzelnen Module werden jeweils von innen nach außen durchströmt.

Tabelle 2.8: Spezifikation eines 700 MW Receivers

Parameter	Größe
mittlere Flussdichte	598 $\frac{kW}{m^2}$
bestrahlte Rohrlänge	$15,4\,m$
bestrahlte Auslegerbreite	$12,9\,m$
Rohrabmessungen	63,5 x 2 mm
Anzahl der Module pro Ausleger	Pol: 5; Äquator: 2
Anzahl der parallelen Rohre pro Modul	Pol: 40; Äquator: 100
mittlere Strömungsgeschwindigkeit	Pol: $4,1\,\frac{m}{s}$; Äquator: $3,4\,\frac{m}{s}$
Reynoldszahl	130.000 bis 350.000

2.5.2 Verfahrenstechnische Randbedingungen

Die Absorberrohre sind verschiedensten Einflüssen ausgesetzt. Die Rohraußenfläche ist mit einer hoch absorptiven Beschichtung versehen, die eine effektive Aufnahme der konzentrierten Solarstrahlung ermöglicht. Die Rohrinnenseite wird hingegen durch das strömende WTM aktiv gekühlt. Dadurch entsteht über den Rohrquerschnitt ein Temperaturgradient, der zu Dehnungen und entsprechenden Spannungen im Absorberrohr führt. Bei einseitig bestrahlten Rohren tritt auch ein Temperaturgradient zwischen der bestrahlten Rohrvorder- und der unbestrahlten Rohrrückseite auf. Da die Rohre durch Befestigungselemente in einer Ebene gehalten werden, führt dies ebenfalls zu Dehnungen und Spannungen in den Rohren. Der letztgenannte Effekt ist bei beidseitig bestrahlten Absorberrohren deutlich geringer ausgeprägt (siehe [91]). Als WTM wird in kommerziellen Kraftwerken nach derzeitigem Stand der Technik eine Nitratsalzmischung, sogenanntes Solarsalz, verwendet. In den vorangegangenen Abschnitten wurde bereits dargestellt, dass dieses Solarsalz korrosiv wirkt. Dies stellt eine zusätzliche von der lokalen Salztemperatur abhängigen Beanspruchung der Absorberrohre da. Die Salzschmelze erwärmt sich entlang des Strömungspfades von einer Einlasstemperatur von 290 ℃ auf eine Auslasstemperatur von 565 ℃. In den Rohren selbst bildet sich dabei ein, für Flüssigkeiten übliches, parabelförmiges Strömungsprofil aus. Die Randschicht steht dabei in direktem Kontakt mit der Rohrwand, weshalb deren Temperatur für den Korrosionsfortschritt von entscheidender Bedeutung ist. In Kapitel 1 wurde bereits dargestellt, dass ab einer Temperatur von etwa 600 ℃ die Korrosionsraten stark ansteigen, weshalb bei der Auslegung von solaren Receivern diese Temperatur häufig als maximal zulässige Filmtemperatur festgelegt wird. Durch eine Reduktion der Flussdichte im Bereich der letzten Absorberpanels kann dies erreicht werden. Abb. 2.18 zeigt exemplarisch den Verlauf der mittleren Salztemperatur und der Filmtemperatur über den Strömungspfad für einen beidseitig bestrahlten Receiver. Dabei sind die ersten fünf Module als polseitige Module farblich abgesetzt dargestellt. Die Filmtemperatur liegt bei einer mittleren Salztemperatur von 290 ℃ bereits bei 450 ℃ und erreicht dann näherungsweise linear das definierte Maximum von 600 ℃. Der Verlauf der zulässigen Flussdichte über den Strömungspfad ist ebenfalls in Abb. 2.18 dargestellt. Die maximal zulässige Bestrahlung wurde in diesem Fall durch ein vereinfachendes analytisches Vorgehen ermittelt (siehe [91]). In Abhängigkeit der Rohrtemperatur wird dabei

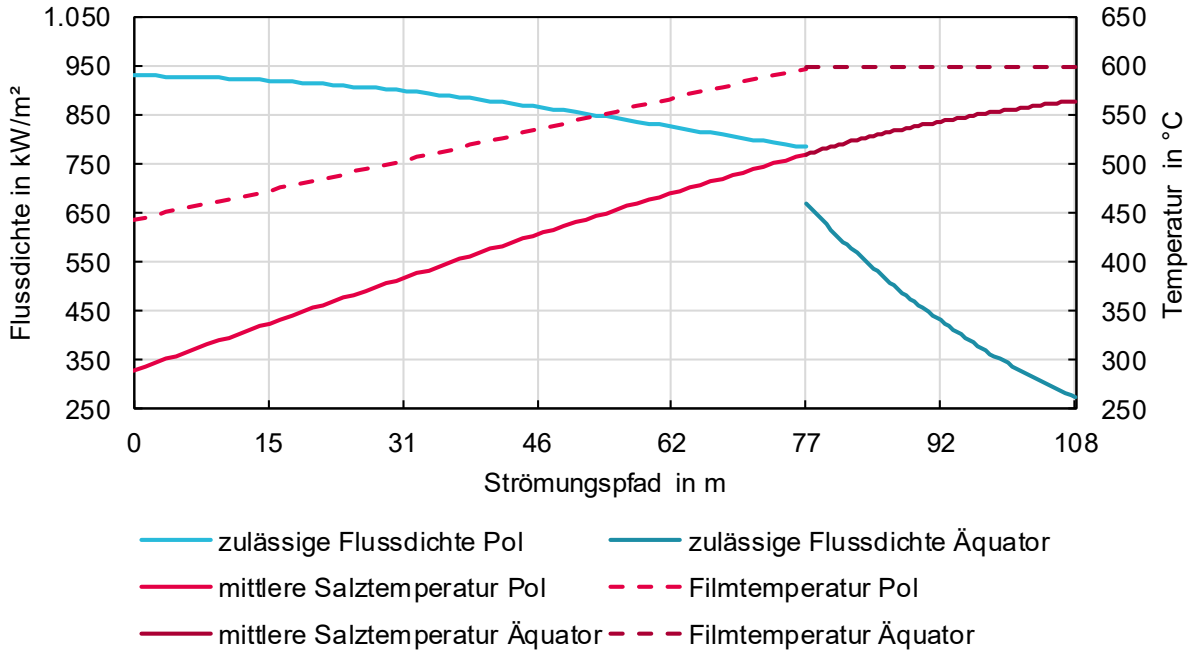


Abbildung 2.18: Flussdichte- und Salztemperaturverlauf entlang des Strömungspfades eines beidseitig bestrahlten Receivers mit insgesamt sieben seriellen Modulen. Der Flussdichtesprung nach dem fünften Modul resultiert aus der Zusammenführung beider Strömungspfade der polseitigen Ausleger. Der äquatorseitige Ausleger wird von einem entsprechend höheren Massenstrom durchströmt.

eine maximal zulässige Dehnungsamplitude auf Basis der Werkstoffkennwerte vorgegeben. Ausgehend von dieser Dehnungsamplitude kann über physikalische Zusammenhänge die maximal zulässige Flussdichte ermittelt werden. Der Sprung in der zulässigen Flussdichte bei einer Strömungspfadlänge von 77 m ist ein Resultat der niedrigeren Strömungsgeschwindigkeit im äquatorseitigen Ausleger. Solarreceiver werden in der Regel so ausgelegt, dass die Salzschmelze im Auslasstank drucklos ist. Da über den Strömungspfad ein Druckverlust von 15 bis 20 bar auftritt, ist im Einlasstank ein entsprechender Überdruck erforderlich. Zusätzlich dient der Einlasstank als Puffer für Massenstromschwankungen der Pumpe. Der Einlasstank ist zu diesem Zweck mit einem Überlagerungsgas beaufschlagt. Dieser Innendruck induziert ebenfalls Spannungen in der Rohrwand, welche über den Strömungspfad kontinuierlich abfallen. Diese druckinduzierten Spannungen sind sogenannte primäre Spannungen und können, im Gegensatz zu den thermischen Spannungen, nicht durch lokales Plastifizieren des Bauteils abgebaut werden. Die bisher beschriebenen statischen Beanspruchungen im Nennbetriebszustand verändern sich in anderen Betriebs-

zuständen und führen damit zu einer zyklischen Beanspruchung. Neben mechanischen Zyklen aufgrund von Druckschwankungen in der Anlage treten auch thermische Zyklen auf. Der tägliche Sonnenverlauf führt dementsprechend zu mindestens einem Zyklus pro Tag, der durch weitere Zyklen aufgrund von Wolkendurchzügen überlagert werden kann. Deshalb ist bei einer Betriebsdauer von 30 Jahren mit durchschnittlich 8 h täglichem Betrieb von mindestens 10.950 Zyklen und von einer Beanspruchungsdauer von 87.600 h auszugehen.

2.5.3 Werkstoffauswahl

Da die Absorberrohre diesen hohen Beanspruchungen ausgesetzt sind, kommt der Werkstoffauswahl eine besondere Bedeutung zu. Üblicherweise werden in kommerziellen Receivern Nickelbasislegierungen (zum Beispiel Haynes 230 [75, 77, 92, 93] oder Alloy 625 [75, 92, 93]) eingesetzt. Diese Werkstoffe weisen hervorragende mechanische Eigenschaften im Hochtemperaturbereich auf, sind jedoch sehr kostenintensiv. Neben den mechanischen Eigenschaften ist die Korrosionsbeständigkeit der Receiverwerkstoffe von hoher Bedeutung, weshalb schon viele weitere Werkstoffe bezüglich ihrer Korrosionseigenschaften untersucht worden sind. Die Materialkosten können durch Legierungen mit geringeren Nickelanteilen reduziert werden, wohingegen sich Werkstoffe mit höheren Aluminiumanteilen als besonders Korrosionsbeständig erwiesen haben. Nickelbasislegierungen mit erhöhtem Aluminiumanteil sind zum Beispiel: Haynes 214, Haynes 233 oder Haynes 282. Beispiele für austenitische Edelstähle mit geringeren Nickelanteilen sind: 304, 310N, 316, 316Ti (X6CrNiMoTi17-12-2), 321, 347, 347H (X6CrNiNb18-10) und Alloy 800. Der Fokus der Untersuchungen liegt auf den austenitischen Edelstählen, da ein Hauptziel, die Steigerung der Kosteneffizienz solarer Receiver, durch kosteneffiziente Stähle erreicht werden kann. Als Referenzwerkstoff, der sich durch alle Versuche zieht, wird der Werkstoff 310N ausgewählt. Dieser stickstofflegierte austenitische Edelstahl hat im Temperaturbereich von 550 °C bis 670 °C sehr gute Kriecheigenschaften, weshalb er für die Anwendung im Bereich der solaren Receiver als gut geeignet erscheint. Zudem kann er ohne Wärmebehandlung geschweißt werden, was für eine kosteneffiziente Fertigung von hoher Bedeutung ist [94]. Die wichtigsten Werkstoffkennwerte, wie die Streckgrenze, die Zugfestigkeit und die Kerbschlagzähigkeit, aber auch die Eigenschaften aller anderen in dieser Arbeit detaillierter

untersuchten Werkstoffe sind in Anhang A.4 aufgeführt.

Kapitel 3

Aufgabenstellung und Vorgehensweise

Wie in Kapitel 1 erläutert, hat die Weiterentwicklung von solaren Receivern vor allem zwei maßgebliche Zielsetzungen: Zum einen soll das Investitionsrisiko minimiert und zum anderen die Wirtschaftlichkeit der Anlagen gesteigert werden. Neben dem grundsätzlichen Anlagenkonzept, wie einer sternförmigen Anordnung der Absorberpanels, ist hierbei eine umfassende Bewertung von möglichen Bauteilschädigungen eine entscheidende Voraussetzung. ASME III.5.HBB-T enthält ein Verfahren zur Bewertung von Kriech-Ermüdungsschädigungen. Dieses Regelwerk ist für nukleare Anwendungen entwickelt worden und ist dementsprechend konservativ, weshalb es für solare Anwendungen häufig adaptiert wird (vergleiche Abschnitt 2.4). Bei diesen Betrachtungen wird der Einfluss der Korrosion stets vernachlässigt. Die Ergebnisse von Korrosionsversuchen in der Literatur zeigen jedoch kein eindeutiges Bild. Während sich bei Temperaturen von bis zu 600 ℃ unter isothermen Bedingungen eine homogene, passivierend wirkende Oxidschicht ausbildet, werden mit überlagerter mechanischer Wechselwirkung zum Teil deutlich erhöhte Korrosionsraten gemessen (vergleiche Abschnitt 2.3.2). Obwohl bereits mehrere Ermüdungsversuche in Salzatmosphäre bekannt sind, erscheinen die Unsicherheiten hier besonders groß. Dies liegt insbesondere an den, im Vergleich zum realen Betrieb, deutlich erhöhten Dehnungsschwingbreiten und den daraus resultierenden kurzen Versuchszeiten.
Ziel dieser Arbeit ist es deshalb, basierend auf einem umfassenden Versuchsprogramm, ein Bewertungsschema für solare Receiver mit Salzschmelze als WTM zu entwicklen, das die Interaktion der drei Materialschädigungsmechanismen Ermüdung, Kriechen und Korrosion berücksichtigt. Das detailgenaue Verständnis der Wechselwirkungen dieser Mechanis-

men untereinander bildet die Basis für einen qualitativ hochwertigen Ansatz zur Lebensdauerbewertung. Dieser ermöglicht eine wirtschaftlich optimierte Auslegung des Receivers, indem die Unsicherheiten durch verschiedene Einflüsse bei der Lebensdauerbewertung im Vergleich zum Stand der Technik deutlich reduziert werden. Der Bewertungsansatz wird dann auf das neuartige sternförmige Receiverkonzept angewandt.

Neben dem Stand der Technik (siehe Kapitel 2) besteht diese Arbeit aus drei wesentlichen Kapiteln.
In Kapitel 4 wird, abgeleitet vom Stand der Technik, ein umfassendes und systematisches Versuchsprogramm eingeführt. Dabei soll insbesondere das Interaktionsverhalten von Ermüdung, Kriechen und Korrosion an verschiedenen Nickelbasislegierungen und Edelstählen untersucht werden. Ausgehend von isothermen Referenzversuchen in 600 ℃ heißer Nitratsalzschmelze wird in einem neu entwickelten Prüfstand der Einfluss von thermischen Zyklen auf das Korrosionsverhalten der Werkstoffe untersucht. Durch die regelmäßige Drainage und aktive Kühlung der Proben, soll der Tag-Nacht-Zyklus, welchen die Absorberrohre im solaren Betrieb sehen, simuliert werden. Zudem wird in diesem Korrosionsprüfstand, im Gegensatz zu vielen Laborversuchen, eine vergleichsweise große Salzmenge verwendet, die zudem aktiv gerührt wird. Diese Parameter werden auch von anderen Autoren für die Übertragbarkeit auf kommerzielle Anwendungen als bedeutsam eingestuft (vergleiche [87]). Damit soll die Eignung der, im Vergleich zu Nickelbasislegierungen (Stand der Technik), preiswerten Edelstähle für die Anwendung in solaren Receivern demonstriert werden. Zudem sind am Beispiel des Werkstoffs 310N Ermüdungsversuche in Luft, in Salzatmosphäre und im vorkorrodierten Zustand vorgesehen. Damit soll nochmals gezielt der Einfluss der Korrosion auf das mechanische Bauteilverhalten herausgearbeitet werden.
Auf Basis der Versuchsergebnisse am Werkstoff 310N werden in Kapitel 5 die wesentlichen Einflussgrößen auf die Bauteillebensdauer herausgearbeitet. Dabei wird insbesondere auf die Bestimmung der zulässigen Beanspruchung und der Darstellung der Lebensdauer in Jahren eingegangen. Letzteres ist neuartig im Bereich der solaren Receiver und ermöglicht eine anschauliche Darstellung der bezüglich Lebensdauer kritischen Bereiche. Zur Entwicklung des Lebensdauermodells, welches eine Berücksichtigung der Interaktion von

Kriechen, Ermüdung und Korrosion ermöglicht, werden drei Ebenen unterschieden: Der Einfluss der Korrosion auf

- das thermische Modell
- das strukturmechanische Modell und
- die zulässige Beanspruchung.

Aus diesen drei Ebenen wird letztendlich das Lebensdauermodell zusammengesetzt. Es basiert auf dem Prinzip der linearen Schadensakkumulation und wird nachfolgend für die Bewertung solar bestrahlter Komponenten verwendet.
In Kapitel 6 wird zunächst der Ablauf der Lebensdauerberechnung dargelegt, das Simulationsmodell eingeführt und zur Validierung des implementierten Materialmodells werden entsprechende Materialversuche nachgerechnet. Im Anschluss folgt die schrittweise Einführung der verschiedenen Ebenen des Lebensdauermodells und dessen Anwendung zur Bewertung des sternförmigen Receiverkonzeptes. Durch das schrittweise Vorgehen kann der Einfluss der verschiedenen Modellebenen herausgearbeitet und diskutiert werden. Anschließend wird die, dem Stand der Technik entsprechende, Konfiguration der einseitigen Bestrahlung mit dem Lebensdauermodell bewertet. Aufgrund der besseren Vergleichbarkeit, wird dafür der gleiche Receiverwerkstoff und eine identische Einstrahlungsrandbedingung angenommen. Dabei werden weitere Chancen und Risiken, die mit dem sternförmigen Receiverkonzept verbunden sind, herausgearbeitet. Diese werden abschließend diskutiert und mit einer Empfehlung für zukünftige Forschungsarbeiten abgeschlossen.
Zuletzt werden die wesentlichen Ergebnisse dieser Arbeit zusammengefasst und ein Ausblick auf mögliche weitere Forschungsthemen gegeben.

Kapitel 4

Materialversuche

In diesem Kapitel werden zunächst die geplanten Versuche, die dafür entwickelte Versuchsapparatur und die untersuchten Werkstoffe beschrieben. Dann werden die Ergebnisse, nach Art der Auswertung geordnet, dargestellt. Abschließend werden die Ergebnisse diskutiert, wobei der Fokus auf dem Einfluss der korrosiven Umgebung liegt.

4.1 Versuchsplanung und -durchführung

Der Stand der Technik zeigt, dass der Einfluss von flüssigen Salzschmelzen auf die Kriech- und Ermüdungsbeständigkeit typischer Receiverwerkstoffe noch nicht hinreichend untersucht worden ist. Aus dieser Erkenntnis werden in diesem Abschnitt die notwendigen Untersuchungen abgeleitet und im Anschluss eine neuartige Versuchsapparatur und deren Betriebsweise vorgestellt. Abschließend werden die verschiedenen verwendeten Probengeometrien und die Auswahl der untersuchten Werkstoffe dargelegt.

4.1.1 Versuchsplanung

Untersuchungsbedarf für CSP-Receiver

In Abschnitt 2.3 sind verschiedene Versuche unter Einfluss von Solarsalz dargestellt. Es gibt Versuchsergebnisse zum Einfluss der Salzströmung, einer statischen und einer zyklisch mechanischen Beanspruchung. Während strömendes Solarsalz keinen Einfluss auf die Korrosion hat (vergleiche [44, 45, 46]), steigen die Korrosionsraten durch statische mechanische Beanspruchung an, da durch die hohen Dehnraten neues Grundmaterial frei-

gelegt wird (vergleiche [55, 56, 59]). Die Ergebnisse zur zyklischen Beanspruchung sind nicht eindeutig: Während einige Untersuchungen einen Einfluss der zyklischen Beanspruchung auf die Korrosion sehen (vergleiche [31, 61, 46]), zeigen andere keinen signifikanten Einfluss der zyklischen Beanspruchung auf die Korrosion (vergleiche [61, 57]). Ein generelles Problem der Versuche unter zyklischer Beanspruchung ist die vergleichsweise kurze Versuchsdauer von wenigen Stunden. Durch diese Art der Versuchsführung kann das Verhältnis aus zyklisch mechanischer Beanspruchung zur Einwirkdauer des korrosiven Mediums nicht realitätsnah abgebildet werden. Die Ergebnisse einer Testanlage sensibilisieren auch bezüglich dieser Thematik, denn dort konnten bereits nach 1500 Betriebsstunden Spannungskorrosionsanrisse entdeckt werden (vergleiche [63]). Genauere Untersuchungen liegen hierzu allerdings nicht vor, weshalb im Rahmen dieser Arbeit eine breitere Wissensbasis zu Spannungsanrissen geschaffen werden soll. Der Schwerpunkt der Untersuchungen wurde deshalb auf die Interaktion von Ermüdung und Korrosion gelegt.

Referenzversuche

Im Rahmen des geplanten Versuchsprogramms werden zunächst Referenzversuche durchgeführt, sodass die generierten Daten im Vergleich zur Literatur eingeordnet werden können. Diese Referenzversuche sind zum einen LCF-Versuche an Luft und zum anderen isotherme Korrosionsversuche in Solarsalz bei 600 °C. Die LCF-Versuche werden am Forschungszentrum Jülich für verschiedene Dehnungsschwingbreiten und Temperaturen durchgeführt. Zusätzlich können Daten aus anderen Versuchsreihen des Werkstoffherstellers Mannesmann Stainless Tubes herangezogen werden [Spiegel, 2020]. Diese Versuche dienen als Referenz für die Ermüdungsversuche mit Korrosionseinfluss. Die isothermen Referenzproben werden in den nachfolgend beschriebenen Korrosionsprüfstand integriert. Damit wird in den Referenzversuchen und den thermo-zyklischen Versuchen die gleiche Salzzusammensetzung verwendet. Die Materialien 310N, 347H, Alloy 800 und Alloy 625 werden für 500, 1000, 2000 und 3000 Stunden unter isothermen Bedingungen getestet. Im Rahmen der Nachuntersuchungen werden die Proben unter dem Lichtmikroskop analysiert, die Massenänderung bestimmt und Zugversuche durchgeführt. Somit kann neben der Bildung der Oxidschicht auch die Änderung von mechanischen Eigenschaften bewertet werden. Die einzelnen Untersuchungen sind identisch zu jenen in Abschnitt 4.1.3 und

werden dort detaillierter beschrieben.

Versuchsprogramm

Diese Arbeit umfasst ein breit gefächertes Versuchsprogramm, welches die spezifischen Randbedingungen in solaren Receivern abbildet. Der Schwerpunkt liegt dabei auf der Interaktion von Ermüdungs- und Korrosionseffekten. Insgesamt sind neun verschiedene Versuche vorgesehen, die in Tabelle 4.1 nach Beanspruchungsart zusammengefasst sind. In den Spalten wird zwischen thermisch gleichbleibender und zyklisch wechselnder Beanspruchung unterschieden. Die mechanische Beanspruchung ist bei allen Versuchen wechselnd. Zudem ist aufgetragen, ob eine Vorkorrosion in einer Salzschmelze stattfindet. In den Zeilen wird bezüglich der Expositionsbedingungen während der Versuchsdurchführung unterschieden. Wie später noch genauer beschrieben wird, konnten einige Ermüdungsversuche nicht durchgeführt werden, da Proben im Gewinde gebrochen sind. Diese sind mit einem Kreuz (†) gekennzeichnet.
Die Versuche 1) bis 6) umfassen LCF-Versuche in Anlehnung an DIN 50100. Alle Proben sind mit einer axialen Bohrung ausgeführt, die während der Versuche 4) bis 6) mit Salzschmelze gefüllt ist. Die Proben für die Versuche 2) und 5) werden isotherm vorkorrodiert, wohingegen die Proben für Versuch 3) in einem separaten Versuchsstand vorgealtert werden (vergleiche Abschnitt 4.1.2) und dabei Temperaturwechsel zwischen 235 und 600 °C ausgesetzt sind. Bei Versuch 6) war angedacht, dass die maximale und minimale Dehnung für längere Zeit konstant gehalten wird. Man spricht von LCF-Versuchen mit Haltezeit. Diese konnten allerdings aufgrund der häufigen Gewindebrüche bei den normalen LCF-

Tabelle 4.1: Versuchsprogramm mit der Art der Beanspruchung und der umgebenden Atmosphäre

thermisch	isotherm		zyklisch
mechanisch	zyklisch		
Vorkorrosion	nein	ja	nein
Luft	1)	2), 3)	7)
Salz	4)	5)	8) †
Salz mit Haltezeit	6) †	–	9)

Versuchen nicht umgesetzt werden. Die Versuche 7) und 8) sind als TMF-Versuche geplant, bei denen sowohl thermische als auch mechanische Dehnungen aufgeprägt werden. Letztendlich konnten nur einzelne Versuche an Luft gefahren werden, sodass kein Vergleich zwischen den Proben an Luft und mit Salzexposition möglich ist. Deshalb sind die Ergebnisse auch nicht im Ergebnisteil aufgeführt. Der Versuch 9) umfasst einen neuartigen Versuchsstand, zur Nachbildung einer realitätsnahen Receiverbeanspruchung, welcher in Abschnitt 4.1.2 ausführlicher beschrieben wird. Die auf diese Art und Weise korrodierten Proben werden im Nachgang durch ein umfangreiches Versuchsprogramm ausgewertet. Dabei wird die Oxidschichtdicke und -zusammensetzung sowie der Materialverlust bestimmt. Zudem werden Zug- und Kerbschlagbiegeversuche durchgeführt. Tabelle 4.2 gibt einen Überblick über die Versuchsparameter aller Versuche.

Tabelle 4.2: Übersicht der Versuchsparameter für die geplanten Versuche

#	Temperatur	Dehnungs-geschwindigkeit	Dehnungs-schwingbreite	Vorkorrosion	Salz-füllung
1)	600 °C	0,015 min^{-1}	± 0,25 % bis ± 0,4 %	nein	nein
2)	600 °C	0,015 min^{-1}	± 0,25 % bis ± 0,4 %	1000 h	nein
3)	600 °C	0,015 min^{-1}	± 0,25 % bis ± 0,4 %	zyklisch: 750 h und 3000 h	nein
4)	600 °C	0,015 min^{-1}	± 0,25 % bis ± 0,4 %	nein	ja
5)	600 °C	0,015 min^{-1}	± 0,25 % bis ± 0,4 %	1000 h	ja
6)	600 °C	0,015 min^{-1}	± 0,25 % bis ± 0,4 %	nein	ja
7)	50 bis 600 °C	0,00456 min^{-1}	variabel	nein	nein
8)	50 bis 600 °C	0,00456 min^{-1}	variabel	nein	ja
9)	235 bis 600 °C	unbekannt	unbekannt	nein	ja

4.1.2 Aufbau und Betrieb des Korrosionsprüfstands

Um insbesondere die zyklische Beanspruchung, welche aus dem täglichen An- und Abfahren des Receivers resultiert, besser bewerten zu können, wurde ein neuartiger Prüfstand entwickelt. Das Ziel ist die Nachbildung der Betriebsbedingungen von kommerziellen Receivern. Als Referenz wird der Salzkreislauf mit Receiver im Multifokusturm in Jülich herangezogen (vergleiche [95]). In diesem Prüfstand wirken verschiedene Mechanismen zur Materialschädigung. Transiente thermische Spannungen sind von untergeordneter Bedeutung, da über die Proben relativ geringe Temperaturdifferenzen von 5 bis 10 K erwartet werden. Der Einfluss von Spannungen aufgrund von unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Korrosionsschicht und vom Grundmaterial ist hingegen direkt proportional zur Temperaturdifferenz von maximaler und minimaler Temperatur. Als ein weiterer wichtiger Mechanismus wird der Phasenwechsel der durch Diffusion in die Oxidschicht eindringenden Salzschmelze angesehen. Durch Volumenänderungen der Salzschmelze wird ein verstärktes Abplatzen der Oxidschicht erwartet. Der Korrosionsprüfstand besteht aus zwei Behältern (siehe Abb. 4.1). Der Versuchsbehälter mit den Proben wird durch einen Zwischenspeicher zur Aufbewahrung des flüssigen Salzes ergänzt. Die beiden Behälter sind mit einer Verbindungsleitung verbunden, die durch Ventile abgesperrt werden kann. Der Versuchsbehälter enthält einen Rührer zur Umwälzung der Salzschmelze. Über verschiedene Rohrleitungssysteme kann Sauerstoff zur Überlagerung der Behälter, Stickstoff zur aktiven Kühlung der Proben und Kühlluft für die Wellenkühlung zu- und abgeführt werden. Der Überlagerungsdruck mit Sauerstoff kann über eine Wassersäule eingestellt werden. Der Stickstoff zur Kühlung der Proben wird durch sogenannte Blasringe (siehe Abb. 4.2) gleichmäßig über den Umfang verteilt. Die Blasringe sind am Innendurchmesser geschlitzt, wodurch der Gasstrom auf die Proben gerichtet ist. Der Zwischenspeicher ermöglicht das Einbringen der isothermen Korrosionsproben und wird dauerhaft auf 600 °C temperiert. Eine Vielzahl von Sensoren (Thermoelemente, Drucksensoren, Durchflussmesser und Füllstandsensoren) an den Behältern und Proben ermöglichen eine Überwachung des Prüfstands. Im Versuchsbehälter befindet sich das Probenkarussell (siehe Abb. 4.2). Es nimmt die Proben auf und setzt sich aus zehn sogenannten Kassetten zusammen. Jede Kassette ist in drei Ebenen unterteilt, die Untersuchungen in drei verschiedenen Umgebungsbedingungen ermöglichen: im Bereich des Überlagerungsgases,

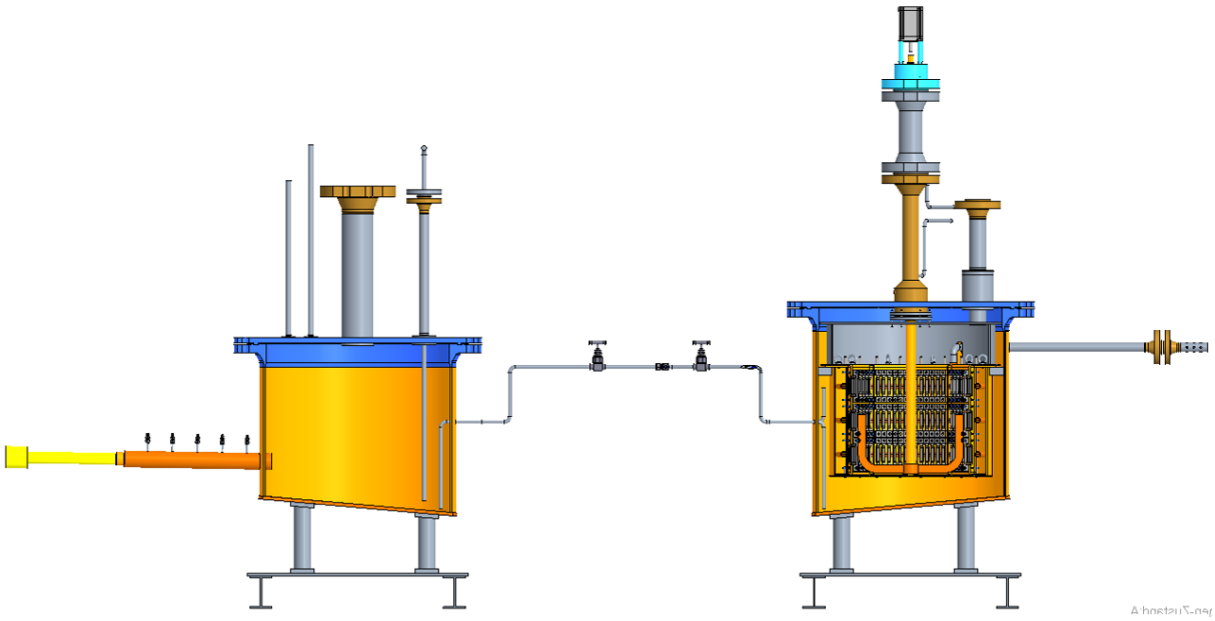


Abbildung 4.1: Übersicht Korrosionsprüfstand mit Zwischenspeicher (links) und Versuchsbehälter (rechts), welche mit Rohrleitungen miteinander verbunden sind. Sie weißen jeweils einen Durchmesser von circa 700 mm auf.

im Übergangsbereich und im Salzbereich. Auf jeder Ebene sind sechs Probenstellplätze vorhanden, sodass insgesamt 180 Stellplätze zur Verfügung stehen. Zur galvanischen Trennung der Werkstoffproben vom Grundmaterial wird jeweils eine Unterlegscheibe aus Aluminiumoxid vorgesehen. Jede Kassette wird jeweils mit einem einzigen Werkstofftyp bestückt. Die Kassetten sind für drei Zeithorizonte im Versuchsstand verblieben: Kurzzeitprobe (KZP), Mittelzeitprobe (MZP) und Langzeitprobe (LZP). Dies entspricht in etwa einer Verweildauer von 750, 1500 und 3000 Stunden in der heißen Salzschmelze oder 50, 100 beziehungsweise 200 Zyklen im Versuchsstand. Aufgrund der vorhandenen Stellplätze können insgesamt fünf verschiedene Werkstoffe (M1 bis M5) vollständig beprobt werden (siehe Tabelle 4.3). Die verbleibenden Stellplatzzeiten (Kurzzeitprobe M6 und Langzeitprobe M6) werden für die Vorkorrosion von LCF-Proben genutzt.

Im Folgenden wird der Betrieb des Korrosionsprüfstandes detailliert anhand der Abb. 4.3 beschrieben. Es werden zwei sich abwechselnde Hauptbetriebszustände unterschieden: Während des Heißbetriebs sind die Proben dem 600 °C warmen Solarsalz ausgesetzt, wohingegen im Kaltbetrieb die Proben aktiv gekühlt werden.

In den Zwischenspeicher werden 191 kg des Nitratsalzes gefüllt und dort durch die Be-

Tabelle 4.3: Einteilung der Probenstellplätze

Versuchsmonat	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Verweildauer in der Salzschmelze	750 h			750 h			750 h			750 h		
Zyklenanzahl	50			50			50			50		
Stellplatz 1	KZP M1			KZP M2			MZP M1					
Stellplatz 2	KZP M3			KZP M4			MZP M2					
Stellplatz 3	MZP M3						MZP M4					
Stellplatz 4	KZP M5			KZP M6			MZP M5					
Stellplatz 5	LZP M1											
Stellplatz 6	LZP M2											
Stellplatz 7	LZP M3											
Stellplatz 8	LZP M4											
Stellplatz 9	LZP M5											
Stellplatz 10	LZP M6											

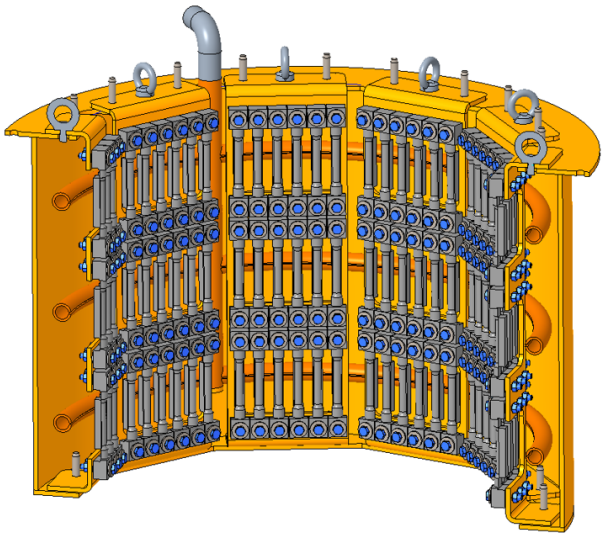
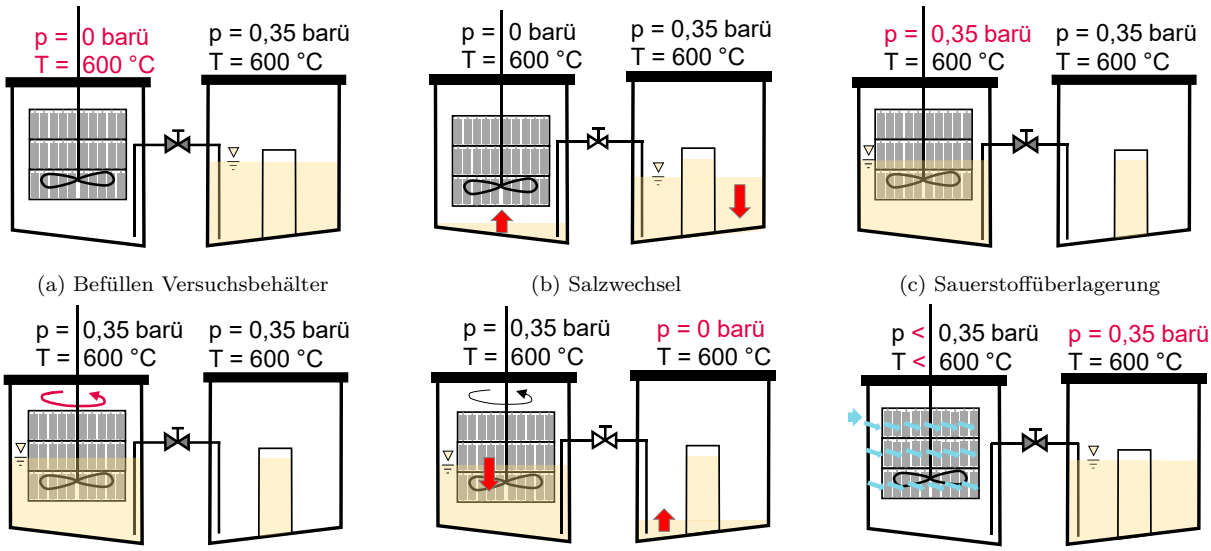


Abbildung 4.2: Schnittansicht durch das Probenkarussell mit einigen Probenkassetten mit Proben auf den drei Probenebenen.

gleitheizung aufgeschmolzen (siehe Abb. 4.3(a)). Im flüssigen Zustand, bei 300 °C entspricht dies einem Volumen von 0,100 m^3. Anschließend wird die Schmelze mit reinem Sauerstoff bei 0,35 *barü* überlagert und auf 600 °C aufgeheizt. Parallel dazu wird der drucklose Versuchsbehälter auf 600 °C vorgewärmt. Abweichend von der Referenzanlage im Solarturm in Jülich wird der Prüfstand mit reinem Sauerstoff statt Luft überlagert. Der Sauerstoffpartialdruck wird dabei so eingestellt, dass er einer Luftüberlagerung mit Umgebungsluft entspricht. Dies führt zu einer gleichwertigen Reduktion der Salzzersetzung, ist allerdings vorteilhaft bezüglich der Betriebssicherheit, da durch diese Maßnahme die absoluten Drücke im Behälter niedriger sind.

Durch Öffnen des Ventils strömt das Salz durch den vorherrschenden Differenzdruck vom Zwischenspeicher in den Versuchsbehälter (siehe Abb. 4.3(b)). Dies dauert in etwa 20 Minuten. In einem Behälter im Zwischenspeicher bleibt Salz zurück, sodass die isothermen Proben dauerhaft in der Salzschmelze verbleiben. Der Versuchsbehälter wird im Anschluss ebenfalls mit 0,35 *bar*ü reinem Sauerstoff überlagert (siehe Abb. 4.3(c)) und der Rührer aktiviert. Dieser dreht sich während des Heißbetriebs (siehe Abb. 4.3(d)) für circa 15 Stunden mit einer konstanten Drehzahl $n = 85\,\mathrm{min}^{-1}$. Dies entspricht einer Umfangsgeschwindigkeit im Bereich der Proben von etwa 2 $\mathrm{m\,s}^{-1}$. Für einen Rührbehälter kann mit dem Durchmesser d als charakteristische Länge, der charakteristischen Geschwindigkeit $n \cdot d$ sowie der kinematischen Viskosität der Salzschmelze bei Betriebstemperatur



(a) Befüllen Versuchsbehälter (b) Salzwechsel (c) Sauerstoffüberlagerung

(d) Heißbetrieb (e) Salzwechsel (f) Kaltbetrieb

Abbildung 4.3: Schematischer Ablauf der Versuchsdurchführung. Der Füllstand in den beiden Behältern ist jeweils gelb dargestellt und Änderungen werden durch rote Pfeile angedeutet. Sich ändernde Prozessparameter sind rot hervorgehoben. Das Abkühlen der Proben wird durch blaue Pfeile symbolisiert.

$\nu(Solarsalz, 600\text{L}) \approx 0{,}62 \cdot 10^{-6}\,\text{m}^2\,\text{s}^{-1}$ eine Reynoldszahl von $Re \approx 461.000$ berechnet werden [96]. Lokale Turbulenzen aufgrund der Probengeometrien sind dabei nicht berücksichtigt.

Nach Beendigung des Heißbetriebs und Anhalten des Rührers wird der Druck im Zwischenspeicher abgesenkt und das flüssige Salz durch die Druckdifferenz in diesen gefördert (siehe Abb. 4.3(e)). Anschließend wird zum einen der Überlagerungsdruck im Zwischenspeicher wieder aufgebracht und zum anderen werden die Proben im Versuchsbehälter über die Blasringe mit Stickstoff auf Kerntemperaturen unter den Schmelzpunkt des Salzes abgekühlt (235 bis 240 °C), sodass das verbliebene Salz einen Phasenwechsel von flüssig zu fest durchläuft und auf der Probenoberfläche erstarrt (siehe Abb. 4.3(f)). Dieser Vorgang dauert 2,5 bis 3 Stunden. Im Anschluss wird die Temperatur im Versuchsbehälter wieder erhöht (600 °C) und durch Druckwechselspülungen eine Sauerstoffatmosphäre erzeugt. Nach etwa 3 bis 4 Stunden kann der Versuchsbehälter wieder mit flüssigem Salz befüllt und ein neuer Zyklus gestartet werden.

4.1.3 Definition der Korrosionsproben

Wie bereits dargestellt wurde, können fünf verschiedene Materialien in diesem Korrosionsprüfstand gleichzeitig beprobt werden. Für das im Rahmen dieser Arbeit erstellte Versuchsprogramm wurden für Solarreceiver übliche Nickelbasislegierungen und kostengünstigere austenitische Edelstähle verwendet. Die Nachfolgende Auflistung gibt einen Überblick über die verwendeten Materialien und deren Auswahlkriterien:

- 310N: Referenzwerkstoff in den Forschungsprojekten HPMS-II (FKZ: 0324327B) und STERN (FKZ: 03EE5048A)
- 347 (X6CrNiNb18-10): Alternativer, preiswerter Austenit mit niedrigen Korrosionsraten
- Alloy 800: Austenit mit 32 Gew.-% Ni und geringem Al-Zusatz; sehr gute Korrosionseigenschaften; höhere Einsatztemperaturen als andere Austenite
- Haynes 230: Nickelbasis-Legierung (57 Gew.-% Ni) korrosionsbeständig; Stand der Technik in CSP; moderner Werkstoff
- Alloy 625: Nickelbasis-Legierung (62 Gew.-% Ni) breites Temperaturanwendungssprektrum; sehr korrosionsbeständig; Stand der Technik in CSP; laut Haynes Versprödung bei $T > 593$ ℃

Tabelle 4.4 enthält eine Übersicht über die wesentlichen Legierungsbestandteile der untersuchten Werkstoffe.
Alle Werkstoffe werden nach der thermo-mechanischen Voralterung im Korrosionsprüfstand anschließend auf verschiedene Arten bezüglich des Korrosionseinflusses untersucht. Dazu wurden Proben für Lichtmikroskopie, Massenänderungsbestimmungen, Zugversuche und Kerbschlagbiegeversuche vorgesehen (siehe Abb. 4.4). Diese Vielzahl an nachgeschalteten Versuchen ermöglicht eine große Bandbreite an Informationen. Zur Einordnung der Resultate aus den Korrosionsversuchen werden regelmäßig Proben der Salzschmelze aus dem Prüfstand entnommen und verschiedene Untersuchungen durchgeführt. Analysiert werden verschiedene Anionen und Kationen mittels Ionenchromatographie und der Schmelzpunkt der Salzschmelze. Die mindestens erforderliche Zieltemperatur beim Abkühlvorgang kann dadurch auf den sich zeitlich verändernden Schmelzpunkt angepasst

Tabelle 4.4: Nominelle Elementzusammensetzung der untersuchten Werkstoffe in Gewichtsprozent

Werkstoff	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	N	Al	Ti	Fe
310N	0,07	0,38	1,0	0,015	0,015	25	20	0,4	0,25	-	-	53
347	0,04	0,50	1,0	0,023	0,015	19	11	0,5	-	-	-	68
Alloy 800	0,06	0,50	1,0	0,015	0,008	21	32	-	-	0,38	0,4	45
Haynes 230	0,10	0,50	0,7	0,015	0,008	22	56	-	-	0,4	-	2
Alloy 625	0,07	0,25	0,3	0,010	0,008	22	62	3,7	-	0,2	0,2	3

Werkstoff	Cu	Co	Mo	W	La	B	Ta
310N	-	-	-	-	-	-	-
347	-	-	-	-	-	-	0,5
Alloy 800	-	-	-	-	-	-	
Haynes 230	-	2,5	2	14	0,028	0,008	-
Alloy 625	0,3	0,5	9	-	-	-	-

werden. Nachfolgend werden die einzelnen Probentypen genauer vorgestellt:

Lichtmikroskopie

Untersuchungen mittels Mikroskopie werden genutzt, um insbesondere die Oxidschichtdicke nach ISO 26146:2021-08 zu vermessen. Die Proben sind 120 mm lang und weisen einen Querschnitt von 9,8 x 4,7 mm auf. Die Toleranz beträgt +/- 0,05 mm. Pro Stellplatz sind zwei Proben im Prüfstand, welche untereinander und von der Kassette durch Aluminiumoxidscheiben getrennt werden. Die Probekörper sind mit einer Oberflächengüte Ra < 0,28 µm gefertigt. Dies wird durch Pendelflachschleifen mit einer Körnung P60 erreicht. Damit kann eine Oberflächen Rauigkeit erzielt werden, die in etwa einer manuellen Probenvorbereitung mit Körnung P600 entspricht. Für den isothermen Versuch wird eine Rundprobe mit einer Länge von 100 mm und einem Durchmesser von 10 mm gefertigt. Sie wird im Übergangsbereich zwischen Salz- und Gasbereich platziert, sodass nach dem Korrosionsversuch für alle drei Bereiche Mikroskopie-Proben entnommen werden können. Nach der Entnahme aus dem Teststand werden die Proben, wie alle anderen auch, zunächst in entionisiertem Wasser von Salzresten gereinigt und im Trockenschrank getrock-

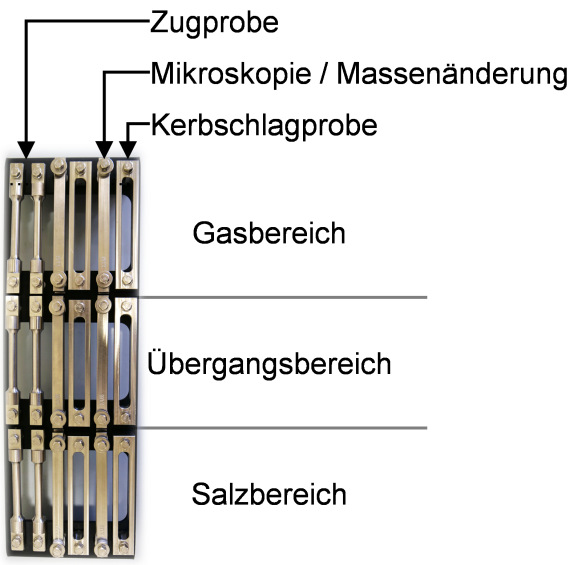


Abbildung 4.4: Probenkassette mit verschiedenen Probenarten, die Probenlänge beträgt jeweils 120 mm

net. Im Anschluss werden die Proben gesägt, eingebettet, mit verschiedenen Körnungen (K60 bis K1200) geschliffen und zum Abschluss der Probenpräparation mit Partikeln der Größe 3 µm poliert. Danach werden die Proben mit unterschiedlichen Vergrößerungen bezüglich folgender Auffälligkeiten untersucht: Korngrenzenangriff, lokale Korrosion und Beschaffenheit der Oxidschicht. Zudem wird die Oxidschichtdicke vermessen und fotographisch dokumentiert.
Ausgewählte Proben werden nach der Untersuchung unter dem Lichtmikroskop noch weiteren Untersuchungen mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) und energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) unterzogen.

Massenänderung

Die Bestimmung der Massenänderung wird nach ISO 21608:2012 durchgeführt, sodass der Materialverlust des Grundmaterials bestimmt werden kann. Die Probengeometrie und -vorbereitung für die Untersuchungen der Massenänderung ist für den thermozyklischen Versuch identisch zu jener für die Mikroskopie. Die Proben für die isothermen Versuche sind, im Gegensatz zu den thermo-zyklischen, 200 mm lang, weisen aber den gleichen Querschnitt (9,8 x 4,7 mm) auf. Es wird jeweils eine Probe im Salz- und im Gasbereich platziert. Als Referenzwert für die spätere Auswertung werden alle Proben vor der Einbringung in den Versuchsbehälter gewogen. Nach der Entnahme aus dem Korrosions-

prüfstand werden die Proben gereinigt und deren Masse ermittelt. Die Bestimmung des Massenverlusts aufgrund von Korrosion erfolgt durch Ablösen der Oxidschicht mit chemischen Reinigungsverfahren nach DIN EN ISO 8407:2021. In Vorversuchen mit verschiedenen Verfahren zeigt sich das Verfahren C7.10 nach ISO/FDIS 17245:2014(E) als besonders geeignet. Deshalb wird es zum Ablösen der Oxidschicht für alle Werkstoffe verwendet. Die chemische Reinigung wird durch das Abreiben von losen Oxidschichtpartikeln mit einem Poliervlies um ein mechanisches Verfahren ergänzt. Durch diese Vorgehensweise kann für alle Werkstoffe die Oxidschicht in mehreren Anwendungsschritten entfernt werden. Die Analyse der Massenänderung und die Beschreibung der Korrosionskinetik erfolgt über alle Zeithorizonte nach ISO 21608. Die flächenbezogene Massenänderung, die Dickenabnahme, die flächenbezogene Massenverlustrate und die lineare Abtragungsgeschwindigkeit werden nach DIN 50905 ausgewertet.

Kerbschlagbiegeproben

Die Kerbschlagbiegeversuche werden nach DIN EN ISO 148-1:2017 durchgeführt. Dazu werden Untermaßproben mit V-Kerbe folgender Geometrie verwendet: Länge x Breite x Dicke = 55 mm x 10 mm x 5 mm. Die Probekörper werden bis auf die Länge schon vor dem Korrosionsversuch auf Maß gefertigt und über einen Adapter an den Probekassetten befestigt (siehe Abb. 4.5). Für eine ausreichende statistische Aussagekraft sind mindestens drei Proben pro Werkstoff und Expositionsdauer sinnvoll, sodass zwei Stellplätze pro Ebene mit jeweils zwei Kerbschlagbiegeproben belegt werden. Der Kühlgasstrom ist direkt auf die Kerbe gerichtet, um in der Kerbe die höchsten thermischen Spannungen zu induzieren. Die Proben werden nach der definierten Zyklenanzahl aus dem Versuchsbehälter entnommen, vom Adapter abgetrennt und die Endfertigung für die Beprobung durchgeführt. Unter isothermen Korrosionsbedingungen sind keine Kerbschlagbiegeversuche vorgesehen.

Die Kerbschlagbiegeversuche werden für alle Proben nach DIN EN ISO 148-1:2017 mit einer Maschine vom Typ ‹Zwick/Roell RKP450› bei Raumtemperatur durchgeführt.

Zugversuchsproben

Die Zugversuche werden nach DIN EN ISO 6892-1:2019 durchgeführt, wobei die Proben

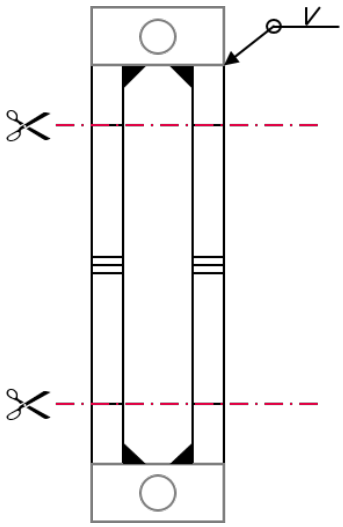


Abbildung 4.5: Kerbschlagprobe mit Adapter als Schweißkonstruktion. Die Probekörper werden nach den Korrosionsversuchen herausgetrennt.

nach DIN 50125:2016 Form B gefertigt werden. Für alle Werkstoffe, bis auf den 310N, ist die Gewindegröße M12 vorgesehen. Die Proben aus 310N sind mit einem M8 Gewinde gefertigt, da das Grundmaterial nur bis zu 10 mm Wandstärke vorliegt. Dafür können für diesen Werkstoff zwei Proben pro Stellplatz in die Probenkassette eingebracht werden. Die speziell dafür gefertigten Adapter sind in Abb. 4.6 dargestellt; sie dienen auch der Befestigung im Prüfstand. Auch für die Zugversuche werden zwei Probenstellplätze vorgesehen, sodass vom Werkstoff 310N vier, von allen anderen Werkstoffen jeweils zwei Zugversuchsproben pro Ebene und Expositionsdauer eingebracht werden können. Die Kontur der Probekörper wird, bis auf die Gewindeenden, vor dem Korrosionsversuch fertiggestellt. Nach der Entnahme aus dem Versuchsbehälter wird der Adapter entfernt und das Gewinde gedreht. Für die isothermen Versuche werden alle Proben in der kleineren Ausführung nach DIN 50125:2016 Form B – M8 gefertigt. Die Zugversuche werden für alle Proben der Größe M12 nach DIN EN ISO 6892-1:2019 mit einer Maschine vom Typ ‹Hegewald & Peschke Universalprüfmaschine inspekt 600› bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Zugversuche für die Proben der Größe M8 werden nach DIN EN ISO 6892-1:2019 mit einer Maschine vom Typ ‹Zwick - 250kN RetroLine Z250› bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Proben werden anschließend mit einem Messschieber vom Typ ‹Mitutoyo CD-15PP› vermessen.

Zur Ermittlung der Messergebnisse ist auch eine Betrachtung möglicher Fehlerquellen not-

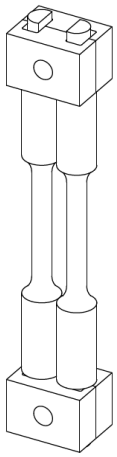


Abbildung 4.6: Zugversuchsprobe 310N mit Adapter, welche nach den Korrosionsversuchen entfernt werden. Die Proben weisen eine Gesamtlänge von 120 mm auf.

wendig. Die Berechnung der sich daraus ergebenden Unsicherheiten sind für alle Versuche in Abschnitt A.1 detailliert dargestellt.

4.2 Versuchsergebnisse

Die Korrosionsversuche sind an fünf verschiedenen Materialien (310N, 347, Alloy 800, Haynes 230 und Alloy 625) durchgeführt worden, wobei für den Werkstoff Haynes 230 nicht für alle Versuchsbedingungen Ergebnisse vorliegen. Die zyklisch beanspruchten Proben waren drei verschiedenen Bereichen ausgesetzt: Gasphase, Phasengrenze und Salzphase. Da die Ergebnisse aus der Phasengrenze in aller Regel zwischen den Ergebnissen aus dem Gas- und Salzbereich liegen, werden sie nachfolgend nicht dargestellt. Die Befürchtung, dass der Korrosionsangriff in diesem Bereich besonders stark ist, hat sich nicht bestätigt.

4.2.1 Oxidschichtdicke

Grundsätzlich hat sich bei allen Legierungen eine matte grau-schwarze bis rötlich oder leicht bläulich erscheinende Deckschicht ausgebildet. Diese wirkt optisch kompakt und weist keine sichtbaren Risse oder Abplatzungen auf. Die einzige Ausnahme stellten die Proben aus dem Werkstoff 347 nach zyklischer Beanspruchung im Prüfstand dar. In Abb. 4.7 sind Proben dieses Werkstoffs dargestellt. Die Proben 2.2.07 bis 2.2.12 waren 1487 h und 100 Zyklen im Korrosionsprüfstand, wohingegen die Proben 2.2.13 bis 2.2.18

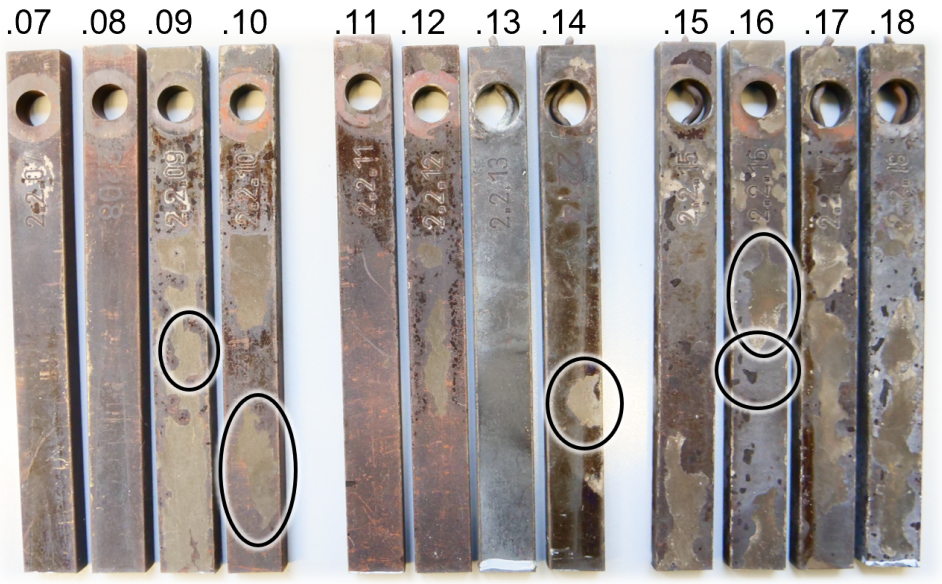


Abbildung 4.7: Proben aus dem Werkstoff 347 nach 100 und 200 Zyklen (Probennummern 2.2.07 bis 2.2.12 beziehungsweise 2.2.13 bis 2.2.18) im Korrosionsprüfstand mit lokal abgeplatzter Oxidschicht. Exemplarisch sind Abplatzungen an einzelne Proben markiert.

3026 h und 200 Zyklen im Korrosionsprüfstand waren. Es sind Abplatzungen zu erkennen, die mit zunehmender Expositionsdauer großflächiger werden und durch unterschiedliche Färbungen gekennzeichnet sind. Die braunen Stellen mit Abplatzungen heben sich farblich von Bereichen mit intakter Oxidschicht (grau-schwarz mit rötlichen Spuren) ab. Die unterschiedlichen Farben sind ein Indiz dafür, dass es zu mehrmaligen, zeitlich versetzten Abplatzungen gekommen ist.

Die Dicke der Oxidschicht wurde unter dem Lichtmikroskop ermittelt und umfasst auch Bereiche innerer Korrosion, sofern sie unter dem Lichtmikroskop erkennbar waren. In Tabelle 4.5 sind die Mittelwerte der Schichtdicke mit den unteren und oberen Maxima dargestellt. Die Expositionsdauer hat dabei zwischen 2994 h und 3026 h betragen und wird aus Gründen der Übersichtlichkeit mit 3000 h angegeben. Für den Werkstoff Haynes 230 liegen unter isothermen Bedingungen keine Ergebnisse vor. Für alle Materialien ist die unter zyklischen Bedingungen ermittelte Korrosionsschicht dicker. Der Unterschied zwischen den beiden Expositionsbereichen (Gas und Salz) ist geringer ausgeprägt. Dabei ist die Oxidschicht im Salzbereich meist etwas dicker. Lediglich beim Werkstoff 310N unter isothermen und Alloy 800 unter zyklischen Bedingungen wurde im Gasbereich eine dickere Oxidschicht gemessen. Die nach zyklischer Exposition mittels Lichtmikroskop

Tabelle 4.5: Mittlere Oxidschichtdicke mit den entsprechenden Minimal- und Maximalwerten für die getesteten Materialien nach etwa 3000 h in 600 °C heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. Die Messwerte wurden durch mindestens drei Messungen pro Probekörper unter dem Lichtmikroskop ermittelt. Bei der isothermen Versuchsführung stand jeweils ein Probekörper, bei der zyklischen Vesuchsführung jeweils zwei Probekörper zur Verfügung.

Oxidschichtdicke in µm		310N	347(H)[1]	Alloy 800	Haynes 230	Alloy 625
Gas	isotherm	6[3;16]	10[9;13]	12[11;15]	–	7[5;9]
	zyklisch	17[14;21]	20[17;25]	30[24;36]	22[19;26]	13[11;16]
Salz	isotherm	4[2;7]	11[9;14]	17[14;26]	–	9[7;11]
	zyklisch	20[17;23]	26[21;32]	28[23;35]	27[25;31]	18[16;20]

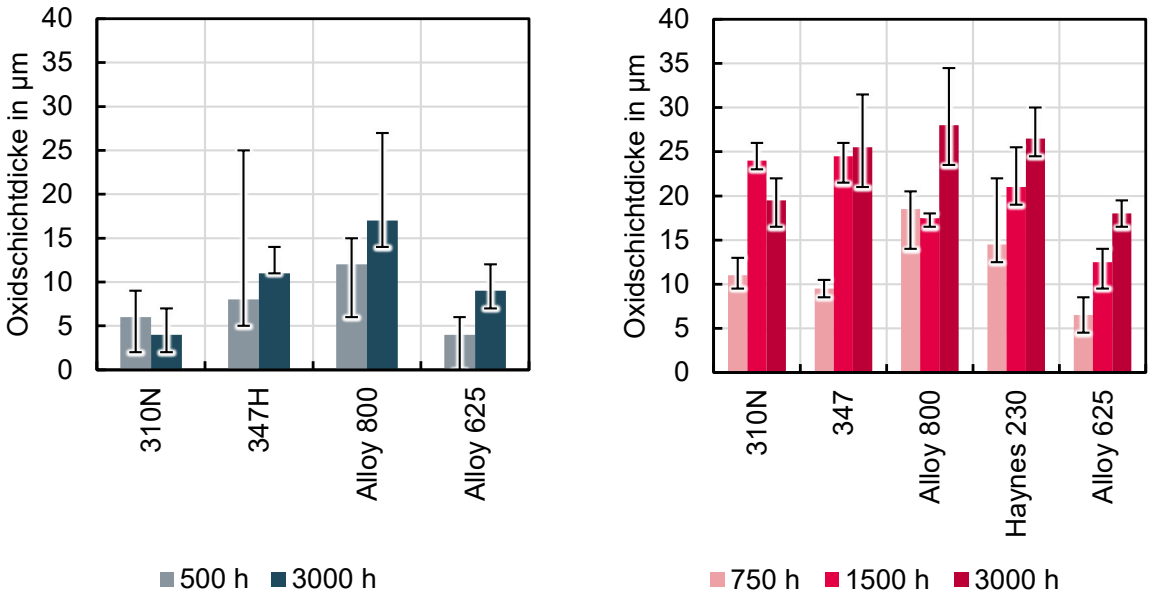
[1] isotherm 347H, zyklisch 347

aufgenommenen Bilder im Gas- und Salzbereich sind in Abschnitt A.5 in Abhängigkeit der Expositionsdauer für alle Materialien dargestellt.

Der Streubereich zwischen minimaler und maximaler Oxidschichtdicke kann Abb. 4.8(a) für die isothermen und Abb. 4.8(b) für die zyklischen Versuche entnommen werden.

Diese Abbildungen zeigen die Oxidschichtdicke im Salzbereich für verschiedene Expositionsdauern. Dabei liegt, wie bei den 3000 h-Versuchen, die tatsächliche Versuchszeit für die 500 h-Proben zwischen 504 h und 514 h, für die 750 h-Proben zwischen 767 h und 772 h und für die 1500 h-Proben zwischen 1487 h und 1539 h. Durch diese Art der Darstellung wird das zeitliche Wachstum der Oxidschicht sichtbar. Grundsätzlich steigt die mittlere Schichtdicke über der Zeit an. Allerdings unterscheidet sich das Oxidschichtwachstum für die verschiedenen Materialien. Während bei den Edelstählen (310N, 347(H)[1] und Alloy 800) eine Verlangsamung des Oxidschichtwachstums beobachtet werden kann, wächst die Oxidschicht der Nickelbasislegierungen (Haynes 230 und Alloy 625) kontinuierlich weiter. Wobei die Oxidschichtdicke nach 3000 h für Alloy 625 dennoch am geringsten ist. Auffällig ist auch, dass für dieses Material die Differenz zwischen minimaler und maximaler Schichtdicke sehr gering ist, wohingegen sie für die Werkstoffe 347(H)[1] und Alloy 800

[1] isotherm 347H, zyklisch 347



(a) Isotherme Referenzversuche

(b) Zyklische Versuche

Abbildung 4.8: Mittlere Oxidschichtdicke mit den entsprechenden Minimal- und Maximalwerten für die getesteten Materialien in 600 °C heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. Die Messwerte wurden durch mindestens drei Messungen pro Probekörper unter dem Lichtmikroskop ermittelt. Bei der isothermen Versuchsführung stand jeweils ein Probekörper, bei der zyklischen Vesuchsführung jeweils zwei Probekörper zur Verfügung.

insbesondere für lange Expositionsdauern sehr groß ist. Alle Einzelmessungen sind im Abschnitt A.5 aufgeführt.

Für lange Beanspruchungsdauern ist die Korrosionskinetik von entscheidender Bedeutung. Während eine lineare Kinetik zu einem gleichmäßigen Schichtwachstum führt, reduziert sich der Zuwachs bei parabolischem Verhalten kontinuierlich (vergleiche Abschnitt 2.2.4). Die zeitabhängigen Versuchsergebnisse werden für Regressionsrechnungen genutzt, wobei die Korrosionskinetik mit Potenzfunktionen beschrieben wird. Die dabei berechneten Exponenten sind alle kleiner als eins. Dies ist gleichbedeutend mit einer abnehmenden Wachstumsgeschwindigkeit der Oxidschicht. Mit den ermittelten Potenzfunktionen kann auch auf die erwarteten Oxidschichtdicken nach 30 Betriebsjahren (87600 h) extrapoliert werden.

Die Ergebnisse in Tabelle 4.6 beschränken sich auf den Salzbereich, da diese für die nachfolgenden Untersuchungen besonders relevant sind. Die extrapolierten Werte weisen, wie

Tabelle 4.6: Auf 30 Betriebsjahre extrapolierte Oxidschichtdicken für die getesteten Materialien in 600 °C heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung.

Extrapolierte Oxidschichtdicke in µm		310N	347(H)[1]	Alloy 800	Haynes 230	Alloy 625
30 Jahre	isotherm	7	21	33	–	43
	zyklisch	61	152	81	110	146

[1] isotherm 347H, zyklisch 347

die gemessenen Versuchsergebnisse, nach zyklischer Exposition deutlich dickere Schichtdicken auf. Auch wenn einige Werkstoffe (347, Alloy 800 und Haynes 230) nach 3000 h sehr ähnliche Messwerte aufweisen, unterscheidet sich die Korrosionskinetik deutlich. Dementsprechend resultiert bei diesen Werkstoffen für die extrapolierten Oxidschichtdicken ein Unterschied bis zu einem Faktor von zwei. Aufgrund der geringen Anzahl an Messwiederholungen, der damit verbundenen Unsicherheit und der zeitlich weitreichenden Extrapolation, sind diese Werte lediglich als Tendenz zu sehen.

4.2.2 Materialverlust durch Korrosion

Die Massenänderung der Proben in Gramm nach dem Ablösen der Oxidschicht im Vergleich zu den unkorrodierten Proben kann unter Berücksichtigung der Probenoberfläche als flächenbezogene Massenänderung in Gramm pro Quadratzentimeter oder bei zusätzlicher Berücksichtigung der Materialdichte als Materialverlust in Mikrometer dargestellt werden. Nachfolgend wird letzteres verwendet, da so ein direkter Vergleich von Materialien mit unterschiedlichen Oberflächen und Dichten möglich ist. Tabelle 4.7 zeigt die Materialverluste nach 3000 h (Näherungswert, wie aus Abschnitt 4.2.1 bekannt) in der 600 °C heißen Salzschmelze sowohl für die isothermen als auch die zyklischen Proben. Dabei wird zwischen Proben in der Gas- und Salzphase unterschieden. Für alle getesteten Werkstoffe ist der Materialverlust im Salzbereich höher als im Gasbereich. Die beiden Edelstähle 310N und 347(H)[1] zeigen für beide Versuchsarten einen ähnlichen Materialverlust, wobei der gemessene Materialverlust unter zyklischen Bedingungen zum Teil geringer ist als unter isothermen Bedingungen. Die Werkstoffe mit höherem Nickelgehalt (Alloy

Tabelle 4.7: Materialverlust für die getesteten Materialien nach 3000 h in 600 °C heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. Bei isothermer Versuchsführung handelt es sich um Einzelmessungen, sodass keine statistische Auswertung der Messunsicherheit erfolgt ist. Bei zyklischer Versuchsführung wurden die Messwerte an jeweils zwei verschiedenen Probekörpern ermittelt und eine entsprechende Gesamtunsicherheit berechnet.

Materialverlust in µm		310N	347(H)[1]	Alloy 800	Haynes 230	Alloy 625
Gas	isotherm	6,5[2]	10,3[2]	7,0	11,3	4,3
	zyklisch	7,3 ($\pm 0,6$)	7,6 ($\pm 0,6$)	12,8 ($\pm 0,6$)	18,2 ($\pm 0,6$)	7,7 ($\pm 0,6$)
Salz	isotherm	11,1	10,9	10,4	17,4	7,9
	zyklisch	8,7 ($\pm 0,6$)	12,2 ($\pm 0,6$)	14,5 ($\pm 0,6$)	23,4 ($\pm 0,6$)	12,4 ($\pm 0,6$)

[1] isotherm 347H, zyklisch 347

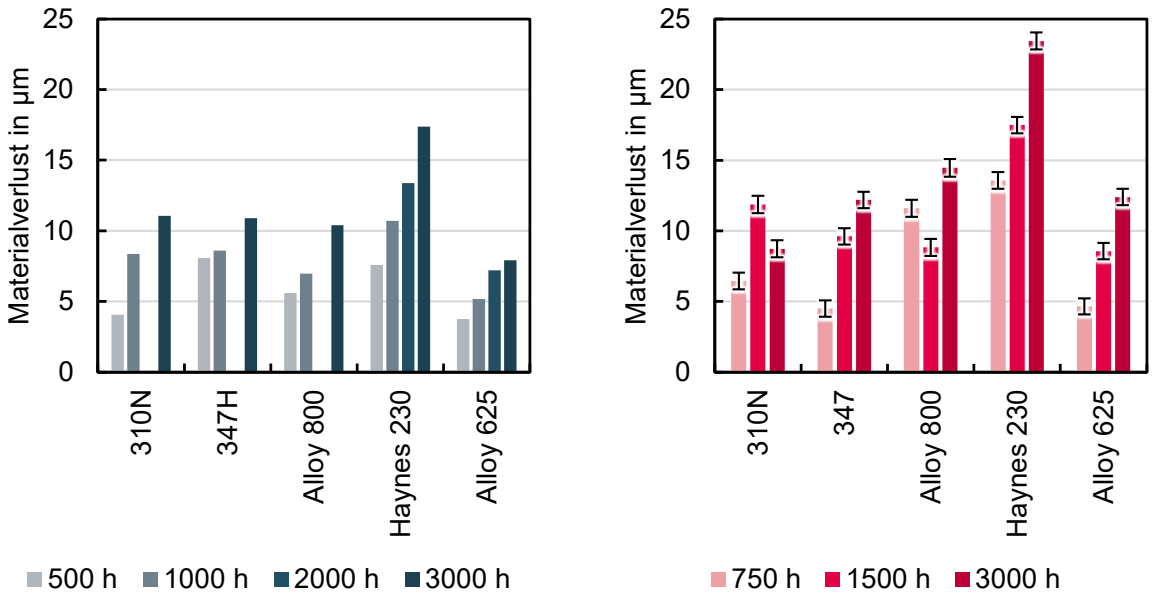
[2] Entspricht dem Wert nach 2000 h im Versuchsbehälter, da der Wert nach 3000 h ungültig ist.

800, Haynes 230 und Alloy 625) zeigen dagegen unter zyklischen Versuchsbedingungen stets einen höheren Materialverlust. Insgesamt gesehen weist der Werkstoff Haynes 230 unter allen Versuchsbedingungen den höchsten Materialverlust auf.

In Abb. 4.9(a) und Abb. 4.9(b) sind die zeitlichen Verläufe des Materialverlustes für isotherme und zyklische Versuchsbedingungen im Salzbereich dargestellt. Zusätzlich zu den Messwerten nach etwa 500 h und 3000 h, liegen für den Materialverlust unter isothermen Bedingungen auch Kennwerte nach etwa 1000 h (984 h bis 1008 h) und 2000 h (1992 h bis 2034 h) vor.

Bei den isothermen Proben steigt der Materialverlust über die Zeit kontinuierlich an, wobei die Steigerungsrate verschieden ist. Nach den 3000 h Versuchszeit ist der Materialverlust bei den drei Edelstählen (310N, 347(H)[1] und Alloy 800) auf einem sehr ähnlichen Niveau. Beim Alloy 625 ist der Materialverlust etwas geringer, beim Haynes 230 hingegen deutlich größer. Bei den Edelstählen fehlt der Messwert nach 2000 h, da an diesen Proben verschiedene Verfahren zum Ablösen der Oxidschicht erprobt wurden und die Ergebnisse deshalb nicht vertrauenswürdig sind. Ein Fehlerbalken fehlt bei allen isothermen Proben, da es sich um Einzelmessungen handelt.

Unter zyklischen Versuchsbedingungen fällt der Materialverlust bei den Werkstoffen 310N



(a) Isotherme Referenzversuche

(b) Zyklische Versuche

Abbildung 4.9: Materialverlust für die getesteten Materialien in 600 °C heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. Bei isothermer Versuchsführung handelt es sich um Einzelmessungen, sodass keine statistische Auswertung der Messunsicherheit erfolgt ist. Bei zyklischer Versuchsführung wurden die Messwerte an jeweils zwei verschiedenen Probekörpern ermittelt und eine entsprechende Gesamtunsicherheit berechnet.

nach 3000 h und Alloy 800 nach 2000 h geringer aus als beim jeweils zeitlich davor liegenden Messwert. Dieses Phänomen wurde für die Oxidschichtdicke bereits beschrieben, ist allerdings nicht plausibel und wird in Abschnitt 4.3.1 diskutiert. Unabhängig davon steigt bei den Edelstählen der Materialverlust bei zyklischer Exposition geringfügig an (siehe Tabelle 4.8). Bei der Nickelbasislegierung Alloy 625 ist der Anstieg mit knapp 60 % deutlich größer. Alle Einzelmessungen sind in Abschnitt A.6 aufgeführt.

Analog zur Oxidschichtdicke wurde die Kinetik der Materialverluste mit Potenzfunktionen beschrieben und für die Extrapolation der erwarteten Materialverluste nach 30 Betriebsjahren (87600 h) genutzt. Die Ergebnisse in Tabelle 4.9 beschränken sich auf den Salzbereich, da diese für die nachfolgenden Untersuchungen besonders relevant sind. Die extrapolierten Materialverluste unterscheiden sich für die isotherme und zyklische Versuchsführung zum Teil deutlich. Während die Materialien 310N und Alloy 800 unter isothermen Bedingungen höhere Materialverluste aufweisen als unter zyklischen Bedingungen, ist es für die Materialien 347(H)[1], Haynes 230 und Alloy 625 genau umgekehrt.

Tabelle 4.8: Vergleich von Materialverlust und Oxidschichtdicke bei isothermer und zyklischer Versuchsführung

	Materialverlust nach 3000 h in Salzatmosphäre in µm			Oxidschichtdicke nach 3000 h in Salzatmosphäre in µm		
Werkstoff	isotherm	zyklisch	Δ	isotherm	zyklisch	Δ
310N	11	9	-22 %	4	20	+400 %
347(H)[1]	11	12	+12 %	11	26	+136 %
Alloy 800	10	15	+39 %	17	28	+65 %
Haynes 230	17	23	+34 %	–	27	–
Alloy 625	8	12	+57 %	9	18	+100 %

[1] isotherm 347H, zyklisch 347

Tabelle 4.9: Auf 30 Betriebsjahre extrapolierter Materialverlust für die getesteten Materialien in 600 °C heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung

Extrapolierter Materialverlust in µm		310N	347(H)[1]	Alloy 800	Haynes 230	Alloy 625
30 Jahre	isotherm	50	20	34	77	30
	zyklisch	17	96	26	91	113

[1] isotherm 347H, zyklisch 347

Nach 3000 h weist stets der Werkstoff Haynes 230 die höchsten Materialverluste auf (vergleiche Tabelle 4.7). Die extrapolierten Werte unter zyklischen Bedingungen sind für die Werkstoffe 347 und Alloy 625 ähnlich hoch, beziehungsweise sogar etwas höher. Aufgrund der geringen Anzahl an Messwiederholungen (maximal zwei Wiederholungen) und der damit verbundenen Unsicherheit, sind auch hier die extrapolierten Werte lediglich als Tendenz zu sehen.

Vergleicht man die Materialverluste und die gebildete Oxidschichtdicke (siehe Tabelle 4.8), so fällt auf, dass unter isothermen Bedingungen diese beiden Kennwerte insbesondere für die Werkstoffe 347H und Alloy 625 sehr ähnlich sind. Lediglich für den Werkstoff 310N ist die gemessene Oxidschicht deutlich dünner als der Materialverlust. Unter zyklischen

Versuchsbedingungen steigt der Materialverlust in aller Regel leicht an, wohingegen die Oxidschicht deutlich dicker wird. Somit wird die Oxidschichtdicke stärker von der zyklischen Versuchsführung beeinflusst, als der Materialverlust. Der Materialverlust und die gebildete Oxidschichtdicke beschreiben unterschiedliche Vorgänge. Der Materialverlust ist eine Kenngröße für das verbrauchte Grundmaterial. Die zwei maßgeblichen Vorgänge sind dabei das Lösen von Legierungsbestandteilen in der Salzschmelze und das Ausbilden der Oxidschicht. Die Dicke der gebildeten Oxidschicht hängt stark von ihrer Dichte ab, sodass die beiden Kenngrößen weitestgehend unabhängig voneinander sind.

4.2.3 Kerbschlagzähigkeit

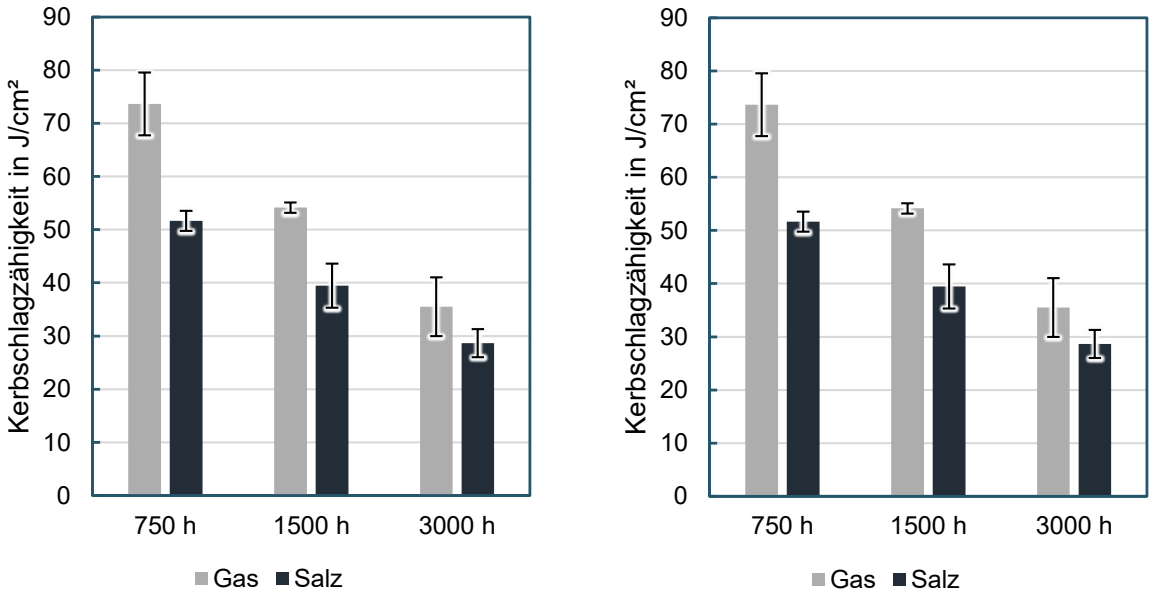
Die Kerbschlagzähigkeit wird für die Proben aus dem zyklischen Korrosionsversuch ermittelt. Dabei gibt es für jeden Werkstoff und Expositionsbereich, sowie für jede Expositionsdauer jeweils vier Proben. Das Nennarbeitsvermögen liegt bei 300 J oder 450 J (siehe Anhang A.7), der Versuch findet bei Raumtemperatur statt und die Proben sind vom Typ KV_2. Die Ergebnisse nach 3000 h bei 600 °C, sowie die Referenzwerte ohne Korrosion sind in Tabelle 4.10 als Mittelwerte mit der kombinierten Unsicherheit der Messeinrichtung und dem Konfidenzintervall der Messwerte für ein Vertrauensniveau von 90 % dargestellt. Die Referenzproben der verschiedenen Werkstoffe weisen unterschiedliche Kerbschlagzähigkeiten auf. Der Werkstoff Haynes 230 hat die geringste Zähigkeit mit 100 $\mathrm{J\,cm^{-2}}$. Die anderen Werkstoffe liegen zwischen 210 und 282 $\mathrm{J\,cm^{-2}}$. Nach der Exposition im Solarsalz reduziert sich bei allen Materialien die Kerbschlagzähigkeit, wobei der Rückgang unterschiedlich ausgeprägt ist. Nachfolgend sind die Werkstoffe nach dem prozentualen Rückgang vom Referenzzustand hin zum Kennwert nach 3000 h im Salzbereich in aufsteigender Reihenfolge sortiert:
347 (29 %) < Haynes 230 (38 %) < Alloy 800 (50 %) < Alloy 625 (57 %) < 310N (86 %).
Die Proben im Gasbereich verhalten sich ähnlich, wobei die Kerbschlagzähigkeit bei den Werkstoffen 310N und Alloy 625 etwas höher und statistisch verschieden ist. Alle Einzelmessungen können der Probenliste in Abschnitt A.7 entnommen werden.
Die Kerbschlagzähigkeit des Werkstoffes 310N ist in Abb. 4.10(a) detailliert dargestellt. Sie ist über alle Expositionsdauern im Gasbereich höher als im Salzbereich. Der Unterschied nimmt mit zunehmender Expositionsdauer ab. In beiden Bereichen ist allerdings ein Abfall

Tabelle 4.10: Mittelwert der Kerbschlagzähigkeit für die getesteten Materialien nach 3000 h in 600 °C heißer Salzschmelze für zyklische Versuchsführung und Referenzversuche ohne Korrosion. Neben den Mittelwerten aus jeweils vier Proben ist auch die kombinierten Unsicherheit der Messeinrichtung und dem Konfidenzintervall der Messwerte für ein Vertrauensniveau von 90 % angegeben.

Kerbschlagzähigkeit in $\mathrm{J\,cm^{-2}}$	310N	347	Alloy 800	Haynes 230	Alloy 625
Gas	36 (± 6)	187 (± 19)	120 (± 2)	68 (± 9)	121 (± 5)
Salz	29 (± 3)	199 (± 16)	116 (± 7)	62 (± 9)	102 (± 4)
Referenz	210 (± 4)	282 (± 61)	231 (± 12)	100 (± 17)	236 (± 12)

der Zähigkeit über der Zeit zu erkennen. Der Werkstoff Alloy 625 (vergleiche Abb. 4.10(b)) verhält sich sehr ähnlich. Die Differenz zwischen den beiden Expositionsbereichen ist für diesen Werkstoff absolut gesehen ähnlich, bleibt aber über der Zeit weitestgehend konstant. Bei allen anderen Werkstoffen ist kein derartiges Verhalten erkennbar, da der Unsicherheitsbereich im Vergleich zu möglichen Tendenzen überwiegt.

Zur genaueren Analyse des Salzeinflusses sind von der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH Proben vom Werkstoff 310N bei 600 °C an Luft ausgelagert und Kerbschlagversuche durchgeführt worden [97]. Bei den nachfolgenden Beschreibungen ist zu beachten, dass die Kerbschlagbiegeversuche nach Auslagerung an Luft an Vollproben, die Kerbschlagbiegeversuche der Proben aus dem Korrosionsprüfstand an Untermaß-Proben mit einer Breite von 5 mm nach DIN EN ISO 148-1:2017-05 durchgeführt worden sind. Zudem ist eine andere Materialcharge verwendet worden. Deshalb weichen die Kerbschlagzähigkeiten im Referenzzustand ohne Wärme- oder Korrosionsbehandlung mit 271 $\mathrm{J\,cm^{-2}}$ an der Vollprobe beziehungsweise 210 $\mathrm{J\,cm^{-2}}$ an der Untermaß-Probe voneinander ab. Dieses Problem der schlechten direkten Vergleichbarkeit von Voll- und Untermaßproben ist aus der Literatur bekannt (siehe beispielsweise [98]). Um diese Effekte für einen direkten Vergleich möglichst eliminieren zu können, werden die jeweils ermittelten Kerbschlagzähigkeiten auf die Referenzmessung ohne Wärmebehandlung normiert. Deshalb starten die verschiedenen Kurven für Auslagerung an Luft sowie Vorkorrosion im Korrosionsprüfstand im Gas- und Salzbereich in Abb. 4.11 alle bei einer Exposition von 0 h bei 100 %.



(a) Werkstoff 310N

(b) Werkstoff Alloy 625

Abbildung 4.10: Mittelwert der Kerbschlagzähigkeit für die Werkstoffe 310N und Alloy 625 für die verschiedenen Expositionsbereiche und -dauern bei zyklischer Versuchsführung. Neben den Mittelwerten aus jeweils vier Proben ist auch die kombinierten Unsicherheit der Messeinrichtung und dem Konfidenzintervall der Messwerte für ein Vertrauensniveau von 90 % angegeben.

Zunächst fallen die Messwerte der Probe aus dem Salzbereich etwas stärker ab, als die Messwerte unter den anderen Bedingungen. Nach 3000 h kann zwischen den verschiedenen Expositionsarten kein Unterschied mehr erkannt werden. Die Kerbschlagzähigkeit ist für alle Expositionsbereiche auf etwa 15 % des ursprünglichen Wertes abgefallen.

4.2.4 Zugfestigkeit und Bruchdehnung

Ergebnisse aus Zugversuchen liegen sowohl für die isotherm als auch die zyklisch beanspruchten Proben bei Raumtemperatur vor. Die ermittelten Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen sind nachfolgend dargestellt. Unter zyklischen Bedingungen gibt es für jeden Werkstoff und Expositionsbereich sowie für jede Expositionsdauer jeweils mindestens zwei Proben. Die Ergebnisse sind als Mittelwerte mit dem Konfidenzintervall der Messwerte (Vertrauensniveau von 90 %) dargestellt. Unter isothermen Bedingungen handelt es sich um Einzelmessungen, weshalb kein Konfidenzintervall angegeben werden kann. Die Zug-

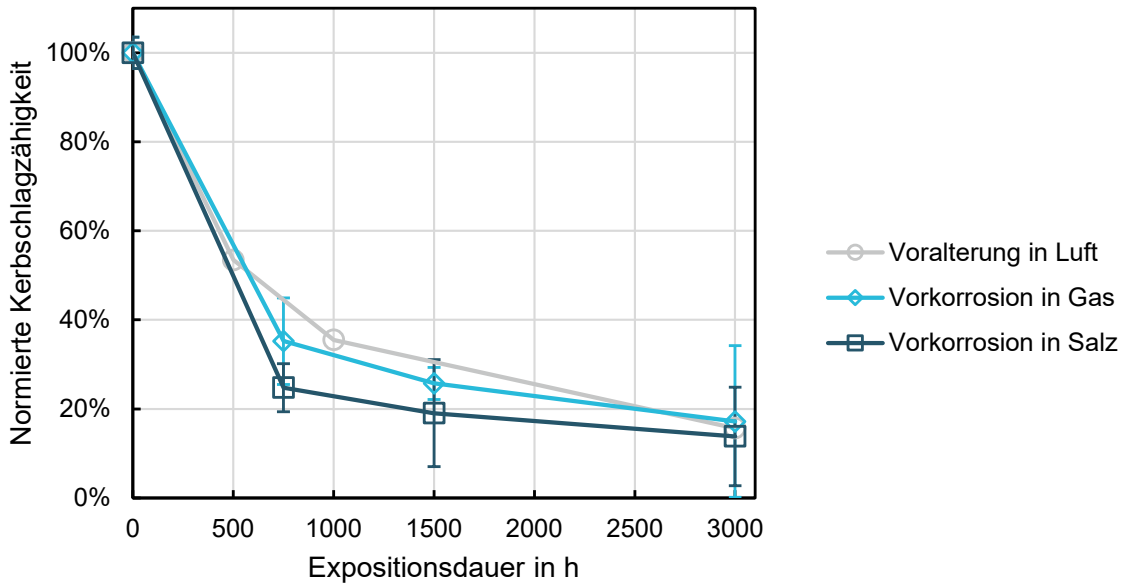


Abbildung 4.11: Bezüglich Referenzzustand (unkorrodiert) normierte Kerbschlagzähigkeiten des Werkstoffes 310N nach Exposition an Luft bei 600 °C [97] im Vergleich zur Exposition im MAN Korrosionsprüfstand. Die Messwerte an Luft sind Einzelmessungen, weshalb kein Fehlerbalken angegeben wird.

festigkeit nach 3000 h bei 600 °C, sowie die Referenzwerte ohne Korrosion sind in Tabelle 4.11, die Bruchdehnungen in Tabelle 4.12 dargestellt. Bei den Referenzwerten wird bis auf die Werkstoffpaarung 347H und 347 nicht zwischen der isothermen und zyklischen Versuchsführung unterschieden, da die Proben aus dem gleichen Grundwerkstoff gefertigt sind.

Über alle Proben hinweg fällt auf, dass jene aus 347(H)[1] und Haynes 230 einen größeren Streubereich aufweisen, als Proben der anderen Werkstoffen. Es ist zu beachten, dass sich die Kennwerte von 347H und 347 unter Referenzbedingungen stark unterscheiden und deshalb die isothermen und zyklischen Ergebnisse nicht direkt miteinander vergleichbar sind. Bei allen Werkstoffen steigt die Zugfestigkeit nach der Exposition im Prüfstand an, wobei der Anstieg unterschiedlich stark ausgeprägt ist. Einen besonders stark Festigkeitsanstieg zeigen die Werkstoffe Alloy 800 und Alloy 625. Nachfolgend werden die Werkstoffe nach dem prozentualen Anstieg vom Referenzzustand hin zum Kennwert nach 3000 h im Salzbereich für die zyklischen Versuche in aufsteigender Reihenfolge aufgeführt:
310N (2 %) < 347 (6 %) < Haynes 230 (8 %) < Alloy 625 (33 %) < Alloy 800 (50 %).
Die isothermen Versuchsergebnisse liegen in einer ähnlichen Größenordnung. Es kann kei-

Tabelle 4.11: Zugfestigkeit für die getesteten Materialien nach 3000 h in 600 °C heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. Die Messergebnisse für die isothermen Proben sind Einzelmessungen. Die Messergebnisse aus den zyklischen Versuchen sind als Mittelwert der zwei Proben (beziehungsweise vier für 310N) mit der kombinierten Unsicherheit der Messeinrichtung und dem Konfidenzintervall der Messwerte für ein Vertrauensniveau von 90 % angegeben.

Zugfestigkeit in MPa		310N	347(H)[1]	Alloy 800	Haynes 230	Alloy 625
Gas	isotherm	744[3]	607[3]	809[3]	–	1220[3]
	zyklisch	743 (± 7)	713 (± 45)	844 (± 13)	900 (± 78)	1218 (± 10)
Salz	isotherm	748[3]	597[3]	813[3]	–	1220[3]
	zyklisch	753 (± 7)	720 (± 27)	862 (± 11)	906 (± 87)	1198 (± 19)
Referenz	isotherm	739 (± 11)	563 (± 1)	574 (± 6)	838 (± 71)	898 (± 17)
	zyklisch		678 (± 30)			

[1] isotherm 347H, zyklisch 347

[3] Es liegt jeweils nur ein Messergebnis vor.

ne Tendenz erkannt werden, ob die Kennwerte unter isothermer oder zyklischer Beanspruchung höher sind. Während Alloy 800 nach zyklischer Exposition höhere Zugfestigkeiten aufweist, sind die Kennwerte bei den Werkstoffen 310N und Alloy 625 nahezu identisch. Die Bruchdehnung fällt im Gegensatz zur Zugfestigkeit nach der Exposition im Solarsalz ab. Dabei unterscheiden sich die Kennwerte von 347H und 347 ebenfalls deutlich. Die Bruchdehnung fällt unter zyklischen Bedingungen stärker ab, als unter isothermen. Aufgrund der großen Unsicherheiten sind die Unterschiede allerdings nicht signifikant. Nachfolgend werden die Werkstoffe nach dem prozentualen Abfall vom Referenzzustand hin zum Kennwert nach 3000 h im Salzbereich für die zyklischen Versuche in aufsteigender Reihenfolge aufgeführt:

347 (7 %) < Haynes 230 (18 %) < 310N (30 %) < Alloy 625 (44 %) < Alloy 800 (48 %)

Die Werkstoffe 310N, Alloy 800 und Alloy 625 weisen unterschiedliche Kennwerte für die Exposition im Gas- und Salzbereich auf. Diese werden am Beispiel des Werkstoffes 310N detaillierter dargestellt. Bei der Bruchdehnung (vergleiche Abb. 4.12(a)) sind die Ergebnisse relativ eindeutig: Die Bruchdehnung fällt unabhängig vom Expositionsbereich

Tabelle 4.12: Bruchdehnung für die getesteten Materialien nach 3000 h in 600 ℃ heißer Salzschmelze für isotherme und zyklische Versuchsführung. Die Messergebnisse für die isothermen Proben sind Einzelmessungen. Die Messergebnisse aus den zyklischen Versuchen sind als Mittelwert der zwei Proben (beziehungsweise vier für 310N) mit der kombinierten Unsicherheit der Messeinrichtung und dem Konfidenzintervall der Messwerte für ein Vertrauensniveau von 90 % angegeben.

Bruchdehnung in %		310N	347(H)[1]	Alloy 800	Haynes 230	Alloy 625
Gas	isotherm	43[3]	52[3]	28[3]	–	35[3]
	zyklisch	40 (± 2)	38 (± 9)	26 (± 11)	41 (± 10)	30 (± 1)
Salz	isotherm	39[3]	52[3]	28[3]	–	35[3]
	zyklisch	35 (± 1)	38 (± 4)	24 (± 1)	41 (± 9)	28 (± 0)
Referenz	isotherm	50 (± 2)	52 (± 0)	46 (± 4)	50 (± 0)	50 (± 7)
	zyklisch		41 (± 6)			

[1] isotherm 347H, zyklisch 347

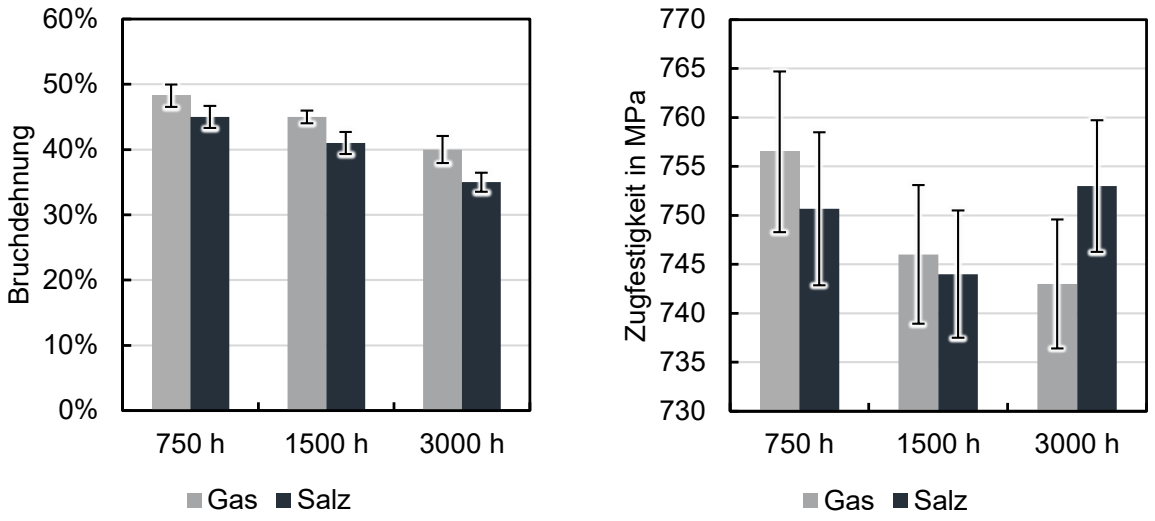
[3] Es liegt jeweils nur ein Messergebnis vor.

über die Versuchszeit ab. Dabei ist stets der Wert aus dem Salzbereich geringer, als jener aus dem Gasbereich. Die Messwerte sind dabei im statistischen Sinn unterschiedlich (vergleiche Gleichung (A.12)).

Bei der Zugfestigkeit (siehe Abb. 4.12(b)) ist der Unterschied zwischen den einzelnen Messungen so gering, dass sich die Unterschiede jeweils im Bereich der Messunsicherheit bewegen. Die Zugfestigkeit der Proben im Gasbereich fällt über der Versuchszeit ab, wohingegen die Messwerte der Proben aus dem Salzbereich zunächst abfallen, nach 3000 h allerdings über den Wert nach 750 h ansteigen. Eine Tendenz kann hier nicht ausgemacht werden. Alle Einzelmessungen können der Probenliste in Abschnitt A.8 entnommen werden.

4.2.5 Ermüdungsverhalten

Ermüdungsversuche sind ausschließlich für den Werkstoff 310N vorgesehen. Referenzversuche mit Voll- und Hohlproben an Luft ermöglichen einen Abgleich mit Werten aus der Literatur. Zudem liegen einzelne Ergebnisse vor, bei denen die Parameter Vorkorrosion



(a) Bruchdehnung

(b) Zugfestigkeit

Abbildung 4.12: Mittelwert der Bruchdehnung und Zugfestigkeit für den Werkstoff 310N für die verschiedenen Expositionsbereiche und -dauern bei zyklischer Versuchsführung. Neben den Mittelwerten aus jeweils vier Proben ist auch die kombinierten Unsicherheit der Messeinrichtung und dem Konfidenzintervall der Messwerte für ein Vertrauensniveau von 90 % angegeben.

und Salzfüllung variiert wurden. Die Messreihe bei 600 ℃ und einer Dehnungsschwingbreite von ± 0,25 % mit Hohlproben liefert gültige und plausible Einzelergebnisse, wobei sich folgende Lebensdauern ergeben:

- 28265 Zyklen (ohne Vorkorrosion; an Luft) >
- 26601 Zyklen (500 h Vorkorrosion; an Luft) >
- 21753 Zyklen (500 h Vorkorrosion; mit Salzfüllung)

Diese Ergebnisse geben einen Hinweis darauf, dass Vorkorrosion und insbesondere die Anwesenheit von Salz während der Versuchsdurchführung die Lebensdauer beeinflussen können. Da es sich um Einzelmessungen handelt, kann daraus kein Trend abgeleitet werden. Versuchswiederholungen waren angedacht, konnten allerdings aufgrund häufiger Probenanrisse außerhalb der Messlänge nicht erfolgreich durchgeführt werden. Offensichtlich wird aber der Werkstoff durch die zyklische Korrosion auf eine Art und Weise beansprucht, dass die Probengeometrie, trotz mehrmaliger Optimierung, nicht funktioniert. Ergebnisse

der TMF-Versuche mit Salzfüllung liegen nicht vor, sodass keine Aussage zum Salzeinfluss möglich ist. In Abschnitt A.9 sind die LCF-Ergebnisse zusammengefasst.

4.2.6 Aufbau der Oxidschichten

Um das Verhalten der verschiedenen Werkstoffe besser zu verstehen, werden sowohl isotherme Proben als auch zyklische Proben dem Salzbereich unter dem Rasterelektronenmikroskop (REM) vom Typ ‹Zeiss Merlin, Carl Zeiss Microscopy › beziehungsweise mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) vom Typ ‹X-Max-150, Oxford Instruments › mit der Software ‹Aztec (Version 5.2), Oxford Instruments › analysiert.
Beim Werkstoff 310N sieht man ausgehend vom Grundmaterial Richtung Kontaktfläche zum Solarsalz einen dreischichtigen Aufbau, der sich bei näherer Betrachtung noch weiter untergliedern lässt (siehe Abb. 4.13). Die unterste etwa 5 µm dicke Schicht ist an Chrom verarmt (dunkler Bereich in Chrom-Map) und mit Nickel angereichert (heller Bereich in Nickel-Map). Darüber hinaus weist sie Stickstoffanreicherungen auf. Diese können mit lokalen Chromanreicherungen in Übereinstimmung gebracht werden. Darüber beginnt mit einem inhomogenen Übergang die eigentliche Oxidschicht, mit einer etwa 1 µm dicken Chromoxidschicht, gefolgt von einer ebenso dicken Eisenoxidschicht. Die Oxidschicht wird durch eine 4 µm dicke natriumreiche Eisenoxidschicht abgeschlossen, die eine kristallförmige Struktur aufweist und porös wirkt.
Die Oxidschicht hat unter zyklischen Versuchsbedingungen ein ähnliches Erscheinungsbild, wie unter isothermen Bedingungen. In Abb. 4.14 sind die entsprechenden EDX-Aufnahmen zu sehen. Die Oxidschicht beginnt, wie unter isothermen Bedingungen, mit einer chromreichen Schicht. Darüber folgt ein Band mit höherem Nickelgehalt und einer Oxidschicht mit sehr hohem Eisenanteil. Über dieser Schicht sind kaum mehr Chrom- oder Nickelanteile zu finden. Generell ist unter thermozyklischen Bedingungen die Oxidschicht, ebenso wie die chromveramte Zone darunter, deutlich dicker. Im Gegensatz zu den isothermen Bedingungen sind bei diesen Aufnahmen entlang der Korngrenzen Anreicherungen von Chrom und Kohlenstoff zu erkennen.
Für den Werkstoff 310N wurden auch Proben nach 750 h in Salzschmelze unter thermozyklischer Versuchsführung untersucht. Dabei wurde die Beschleunigungsspannung auf 5 kV heruntergesetzt, sodass die Auflösung für die leichten Elemente (Stickstoff und Koh-

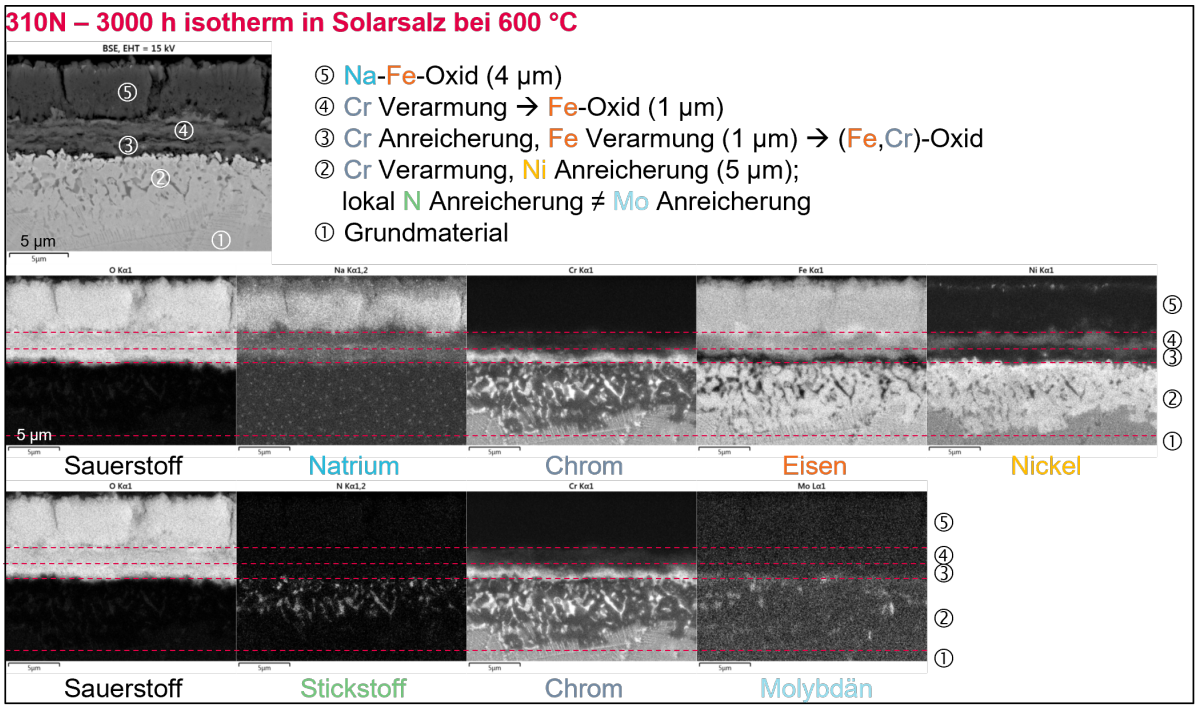


Abbildung 4.13: REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff 310N nach 3000 h in Salzschmelze bei isothermer Versuchsführung; Probe R2Z-75%. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind.

lenstoff) besser ist. Die Bilder (siehe Abb. 4.15) zeigen deutlich, dass über dem Grundmaterial, am Übergang zur nickelreichen Schicht, Chrom- und Kohlenstoffanreicherungen auftreten. Direkt unter der Oxidschicht sind deckungsgleiche Stickstoff- und Chromanreicherungen sichtbar. Diese Anreicherungen sind in die nickelreiche Zone eingelagert und lassen diese stark zerklüftet erscheinen. Eine Chromoxidschicht konnte hier nicht identifiziert werden, da direkt an die Stickstoffanreicherungen eine Schicht mit Eisenoxid anschließt. In der darüber liegenden Schicht ist eine Mischung aus Eisen- und Nickeloxiden vorhanden. Chrom wurde nicht mehr detektiert.

Zusätzlich wurde an dieser Probe ein Konzentrationsgefälle von Stickstoff im Grundmaterial nachgewiesen. Während nahe der Probenoberfläche (blaue Fläche in Abb. 4.16) eine erhöhte Stickstoffkonzentration (Peak bei 392 eV) gemessen wird, ist diese weiter im Bauteilinneren (rote Linie) kaum vorhanden. Die restlichen Elemente treten etwa gleich häufig auf. Die höhere Stickstoffkonzentration nahe der Probenoberfläche ist in der Stickstoff-Map (Abb. 4.15) auch qualitativ zu erkennen. Nach längeren Versuchszeiten (3000 h,

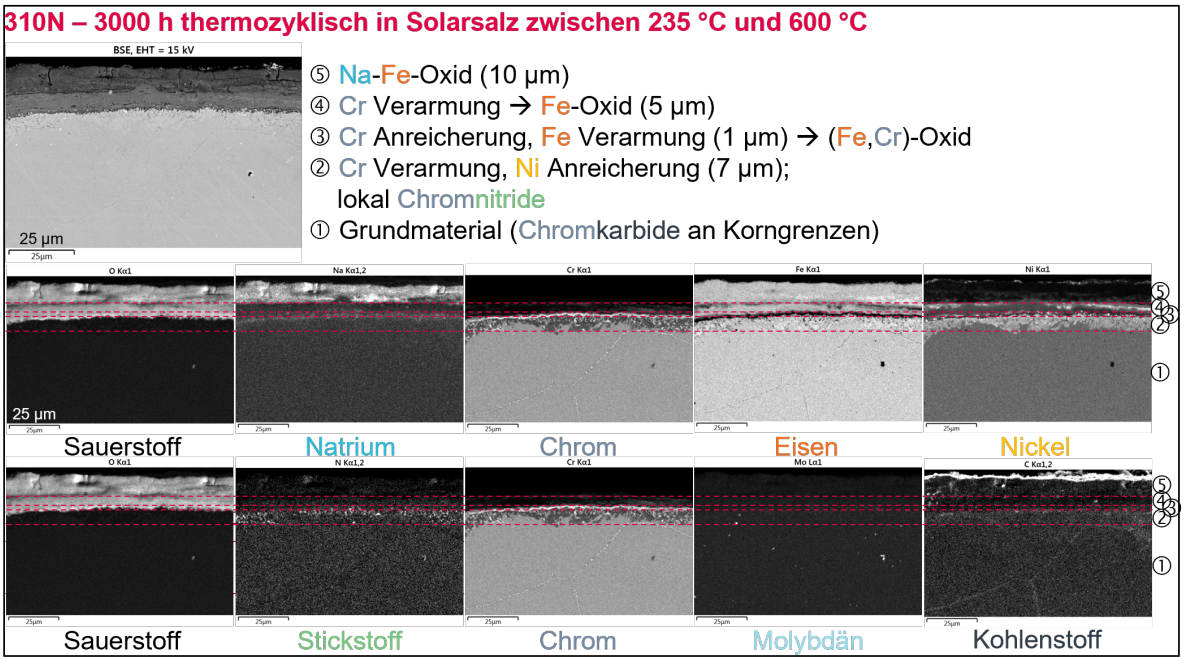


Abbildung 4.14: REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff 310N nach 3000 h in Salzschmelze bei thermozyklischer Versuchsführung; Probe 1.2.17. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind.

siehe Abb. 4.14) wurden ähnliche Beobachtungen gemacht, wobei die mit Stickstoff angereicherten Zone dicker erscheint.

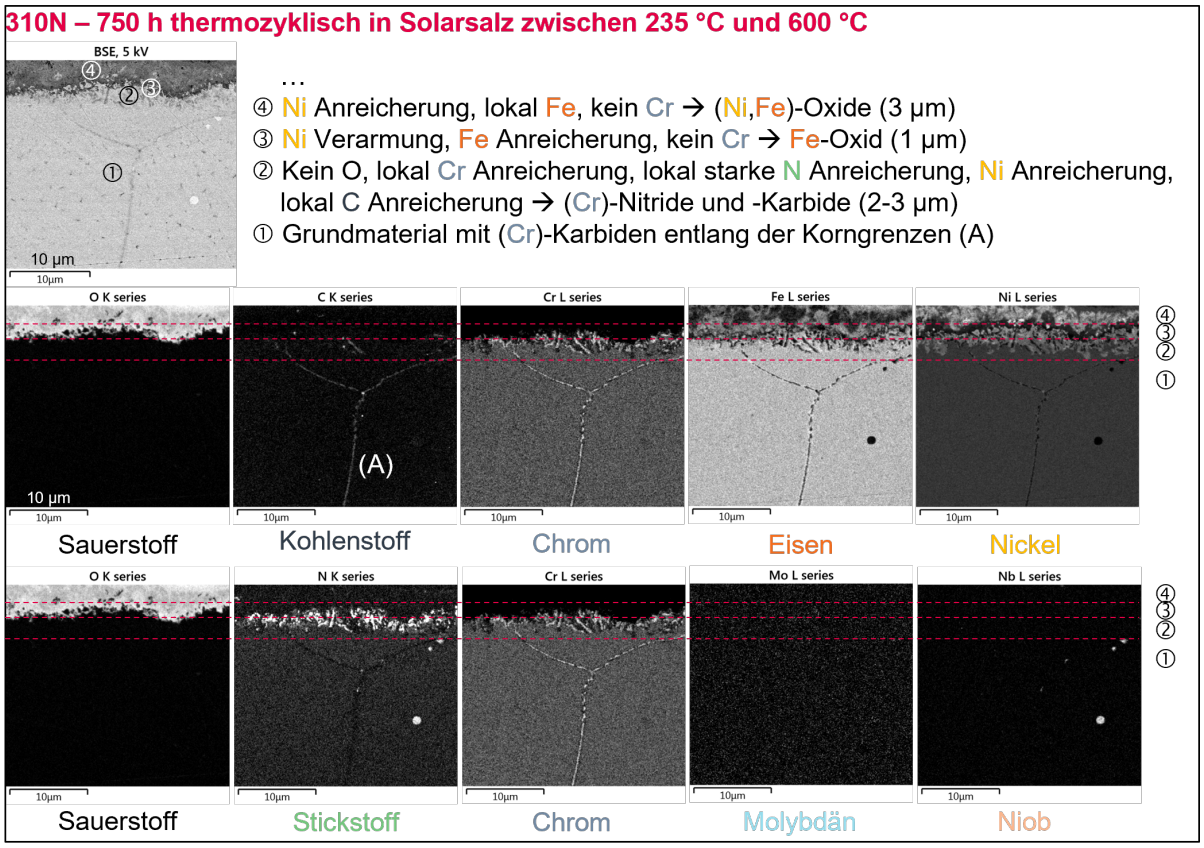


Abbildung 4.15: REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff 310N nach 750 h in Salzschmelze bei thermozyklischer Versuchsführung; Probe 1.2.05. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind.

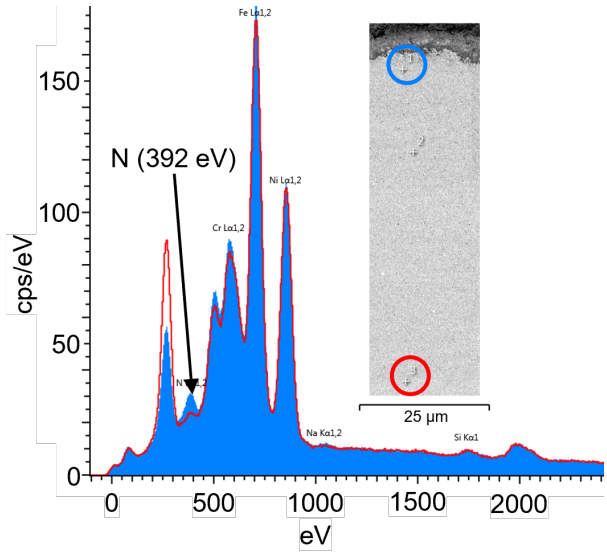


Abbildung 4.16: Röntgenemissionsspektren aus den REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff 310N mit zyklischer Versuchsführung in der Salzphase. Die rote Linie zeigt ein Emissionsspektrum im Grundmaterial und wird einem Emissionssprektrum nahe der Probenoberfläche gegenübergestellt. Das Spektrum nahe der Oberfläche weißt einen Peak im Bereich der für Stickstoff charakteristischen Röntgenstrahlung auf.

Der Edelstahl 347H bildet eine ähnliche Oxidschicht aus. Aus Abb. 4.17 geht jedoch hervor, dass die Stickstoffanreicherungen in der chromverarmten Zone deutlich geringer ausgeprägt sind. Die Nickelanreicherung in diesem Bereich weist eine kornartige Struktur mit besonders hohen Nickelkonzentrationen zwischen den einzelnen Körnern auf. Die darüber liegende Chrom-(eisen-)oxidschicht umschließt das obere Ende dieser Körner. Die oberen beiden Schichten sind bezüglich der Elementzusammensetzung nahezu identisch mit jener des Werkstoffes 310N. Die Natriumeisenoxidschicht wirkt kristalliner und ist von einigen Rissen durchzogen.

Der Werkstoff 347 aus dem zyklischen Versuch (siehe Abb. 4.18) weist einen prinzipiell ähnlichen Aufbau der Oxidschicht auf. Allerdings ist die äußere Natriumeisenoxidschicht deutlich dicker (11 µm statt 4 µm). Zudem erscheint die Struktur dieser Schicht sehr unregelmäßig und anfällig für Abspaltungen. Darüber hinaus ist die nickelreiche Zone über dem Grundmaterial etwas dünner. Zusätzlich zu den Stickstoffanreicherungen in der nickelreichen Schicht haben sich Stickstoff und Chrom entlang der Korngrenzen im Grundmaterial ausgeschieden. Der Aufbau der Oxidschicht ändert sich allerdings nicht grundlegend. Die Dicke von insgesamt 22 µm bis 33 µm aus den Mikroskopieuntersuchungen wurde auch bestätigt.

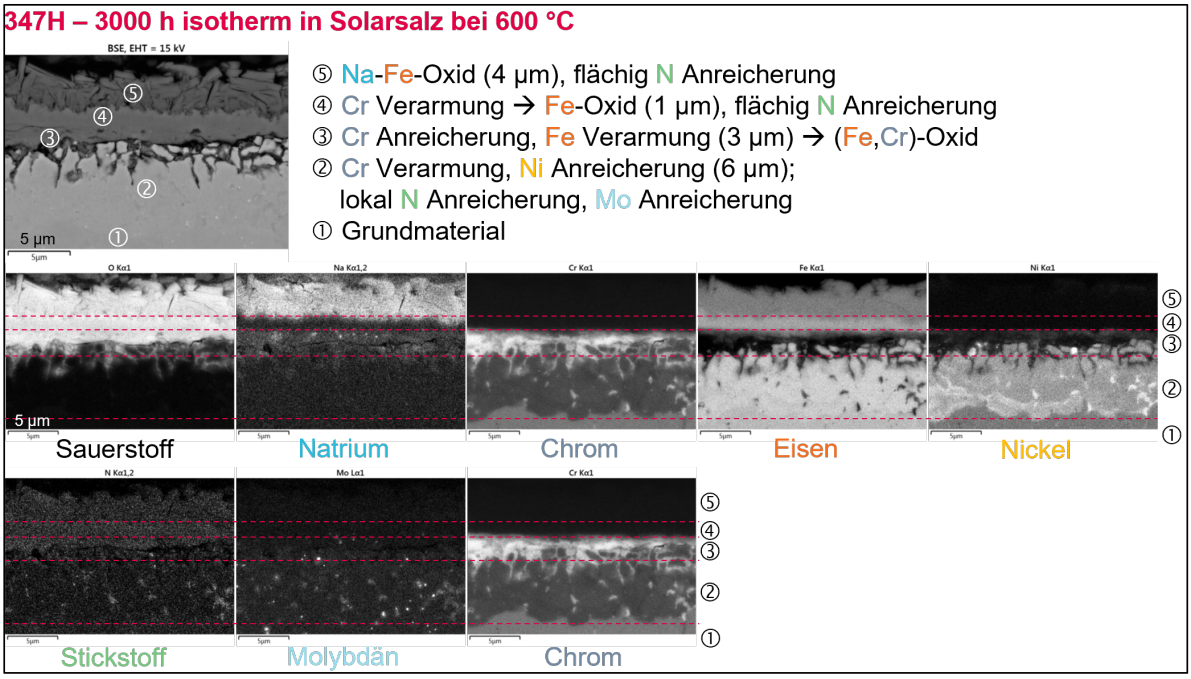


Abbildung 4.17: REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff 347H nach 3000 h in Salzschmelze bei isothermer Versuchsführung; Probe B3-75%. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind.

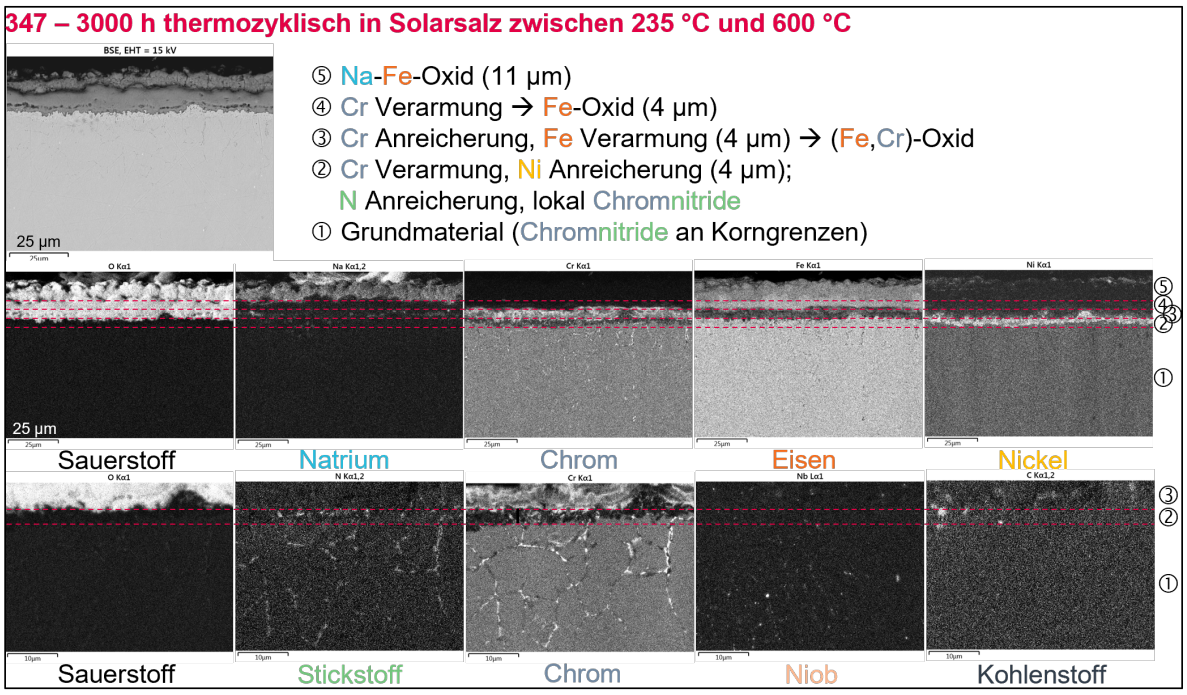


Abbildung 4.18: REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff 347 nach 3000 h in Salzschmelze bei thermozyklischer Versuchsführung; Probe 2.2.17. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind.

Der Werkstoff Alloy 800 weist einen komplexeren Oxidschichtaufbau auf (siehe Abb. 4.19). Über dem Grundmaterial liegt eine etwa 2 µm dicke Zone mit relativ flächiger Stickstoffanreicherung, welche durch eine linienartige Struktur (nickelreich und chromarm) von der darüberliegenden Oxidschicht getrennt ist. Der Übergang zur Oxidschicht ist inhomogen. Diese beginnt mit einer etwa 2 µm dicken chromreichen und an Eisen und Nickel verarmten Zone. In den darüber liegenden Schichten ist kein Chrom mehr zu sehen. Es schließt sich eine eisenreiche Oxidschicht (2 µm) und eine mit Natrium angereicherte Eisenoxidschicht an (6 µm).

Die komplexe Oxidschicht ist unter zyklischen Versuchsbedingungen nochmals deutlich unstrukturierter (siehe Abb. 4.20). Vom Grundmaterial ausgehend, findet man auch hier wieder eine Stickstoffanreicherung, welche etwas höher konzentriert erscheint. Darüber schließt sich nun eine sehr komplexe, vermutlich durch innere Korrosion entstandene Oxidschicht an, die überwiegend aus Chrom und Nickel besteht. Diese Schicht weist Ausstülpungen in das Grundmaterial auf, welche durch eine jeweils circa 1 µm dicke nickel- beziehungsweise chromreiche Schicht vom Grundmaterial getrennt ist. Die Ausstülpungen haben im vorliegenden Bildausschnitt eine Höhe von bis zu 16 µm. Damit ist diese nahezu eisenfreie Schicht deutlich dicker als unter isothermen Bedingungen (circa 4 µm). In den äußeren Schichten ist, wie bei den isothermen Proben kein Chrom mehr auffindbar. Eine ausgeprägte Chromoxidschicht fehlt unter zyklischer Beanspruchung. Die darüberliegende Oxidschicht (27 µm) besteht vor allem aus Eisenoxiden, enthält in der unteren Hälfte jedoch inhomogen verteilte Nickelanteile. In dieser Schicht sind zudem lochartige Strukturen zu erkennen, in denen teilweise Natrium nachgewiesen werden konnte. Offenbar handelt es sich um eine poröse Schicht. Die Oxidschicht wird nach oben hin mit einer 11 µm dicken Natriumeisenoxidschicht abgeschlossen. Diese ist sehr ähnlich zu den isothermen Proben. Insgesamt verändert sich bei diesem Werkstoff sowohl das Erscheinungsbild als auch die Dicke der Oxidschicht unter zyklischen Bedingungen. Insbesondere die sehr komplexe Schicht mit den beschriebenen Ausstülpungen ist markant.

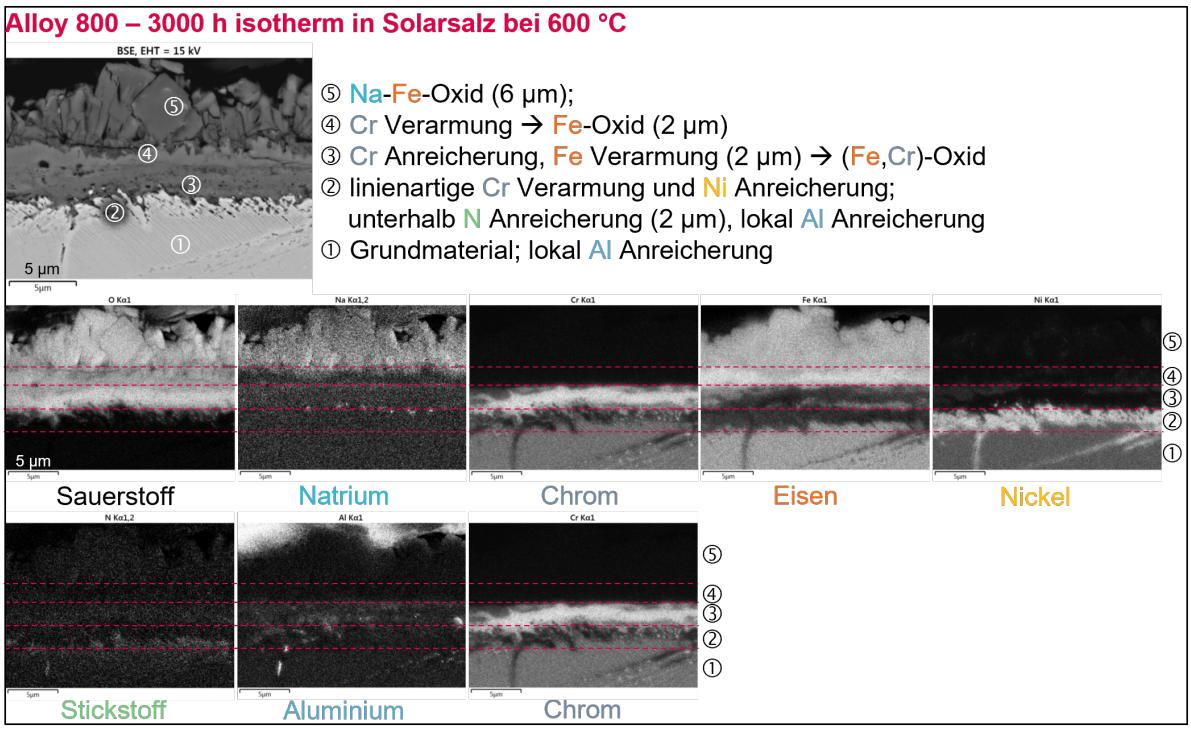


Abbildung 4.19: REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff Alloy 800 nach 3000 h in Salzschmelze bei isothermer Versuchsführung; Probe K21-75%. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind.

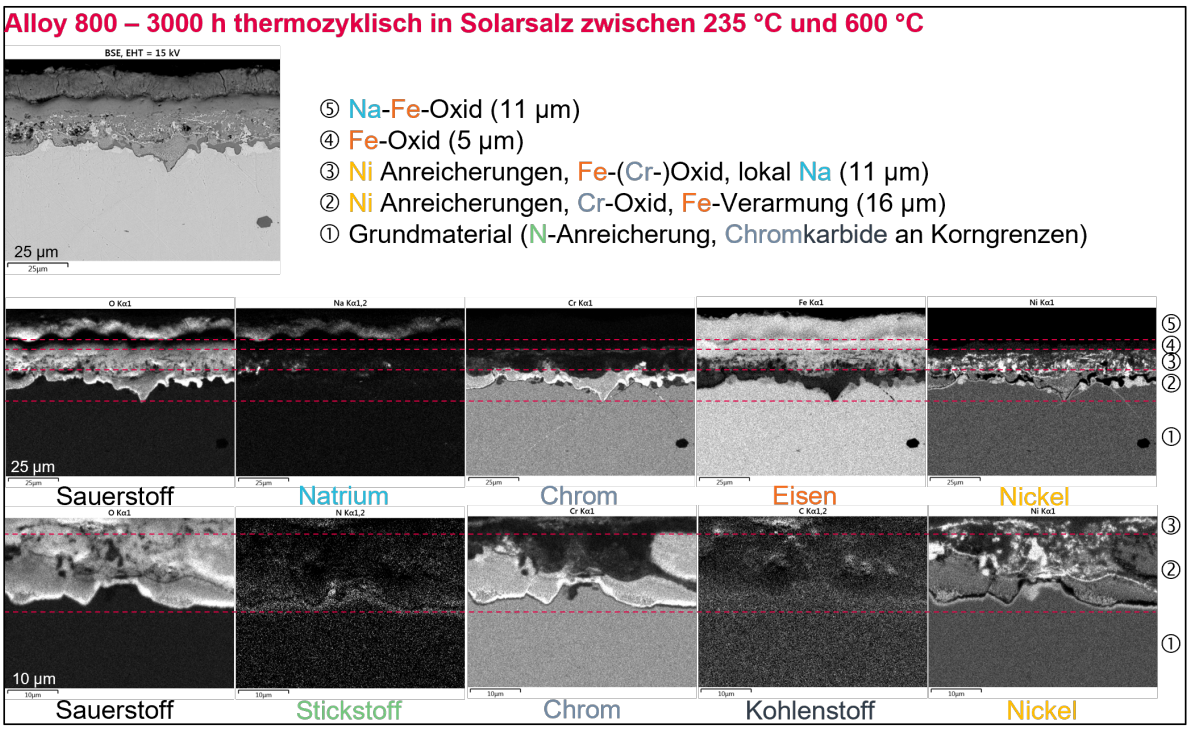


Abbildung 4.20: REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff Alloy 800 nach 3000 h in Salzschmelze bei thermozyklischer Versuchsführung; Probe 3.2.17. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind.

Zum Werkstoff Haynes 230 gibt es keine Mikroskopieproben und dementsprechend auch keine REM- / EDX-Analysen unter isothermen Bedingungen.
Nach 3000 h bei zyklischer Versuchsdurchführung bildet sich jedoch eine unstrukturiert wirkender Schichtaufbau aus (vergleiche Abb. 4.21). Über dem Grundmaterial folgt eine nickelreiche Schicht. Der untere Bereich dieser Schicht ist an Chrom verarmt (etwa 4 µm). Der obere Bereich ist mit nadelartigen Chrom- und Stickstoffanreicherungen durchsetzt (6 bis 14 µm). Darüber folgt ein inhomogener Übergang zu einer Schicht mit Chromoxiden, die ebenso reich an Wolfram ist (3 bis 6 µm). Zudem gibt es im oberen Bereich dieser Schicht lokale Nickelanreicherungen. Im Übergangsbereich zur darüberliegenden Nickeloxidschicht (7 µm) sind Bereiche mit erhöhten Natriumgehalt. Nach oben hin schließt eine mit Natrium durchsetzte Nickel-Eisen-Oxidschicht die Oxidschicht in Richtung Salzschmelze ab.

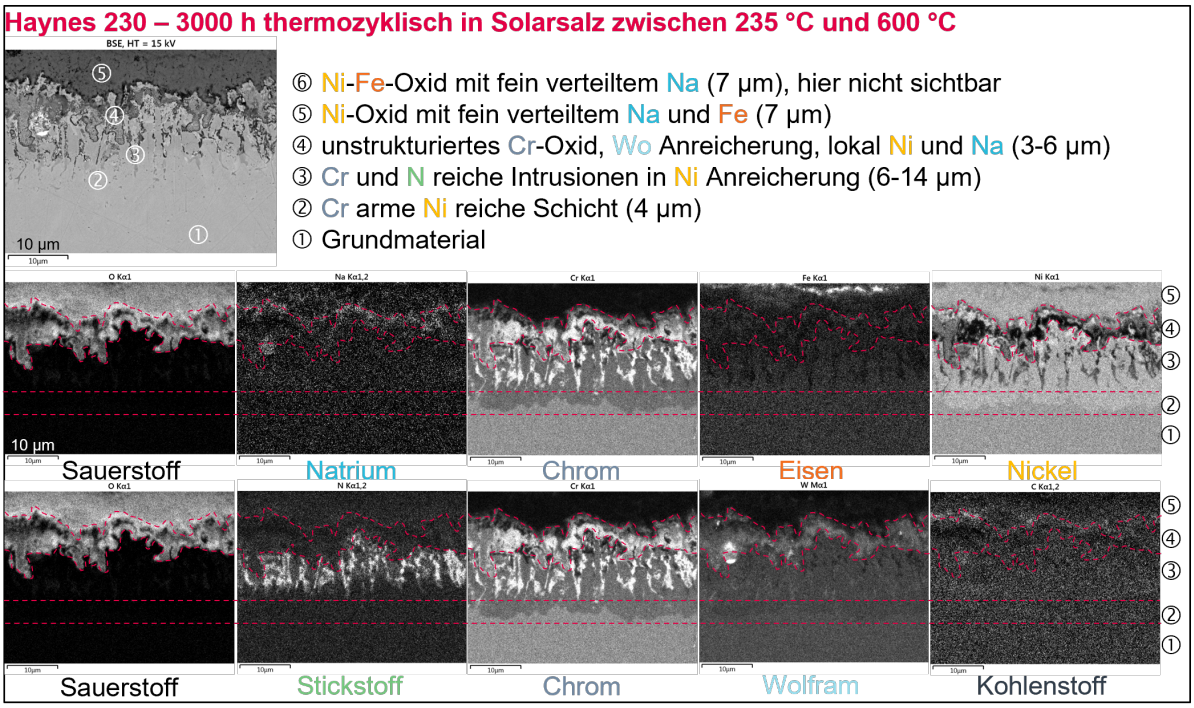


Abbildung 4.21: REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff Haynes 230 nach 3000 h in Salzschmelze bei thermozyklischer Versuchsführung; Probe 4.2.17. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind.

Die Nickelbasislegierung Alloy 625 weist unter isothermen Bedingungen eine sehr homogene Korrosionsschicht auf, die aus mindestens vier verschiedenen Schichten besteht (siehe Abb. 4.22). An das Grundmaterial schließt sich eine etwa 1 µm dicke, mit Stickstoff angereicherte Zone an. Die Oxidschicht beginnt mit einer sehr vielfältigen Schicht (1 µm), die neben Nickel, Chrom und Eisen auch Natrium und Niob Anreicherungen enthält. Darüber ist eine etwa 3 µm dicke, eisenreiche Oxidschicht, die kaum Natrium enthält. Die 1 µm dicke Deckschicht bildet eine kristallartige Struktur aus Eisen, Nickel und Sauerstoff.
Nach 3000 h in der Salzschmelze unter zyklischen Bedingungen (siehe Abb. 4.23) ist der Aufbau der Oxidschicht ähnlich zu den isothermen Bedingungen und erscheint auch kompakt. Allerdings ist sie deutlich dicker (18 µm statt 5 µm). Die Stickstoffanreicherungen unter der Oxidschicht erscheinen lokal konzentrierter und stimmen mit hohen Chromsignalen überein. Hier scheint sich jedoch auch Stickstoff entlang der Korngrenzen auszuscheiden. Die Intensität ist allerdings deutlich geringer als zum Beispiel beim Werkstoff 347. Zudem sind lochartige Strukturen auffällig, die in der Oxidschicht dunkel und rund

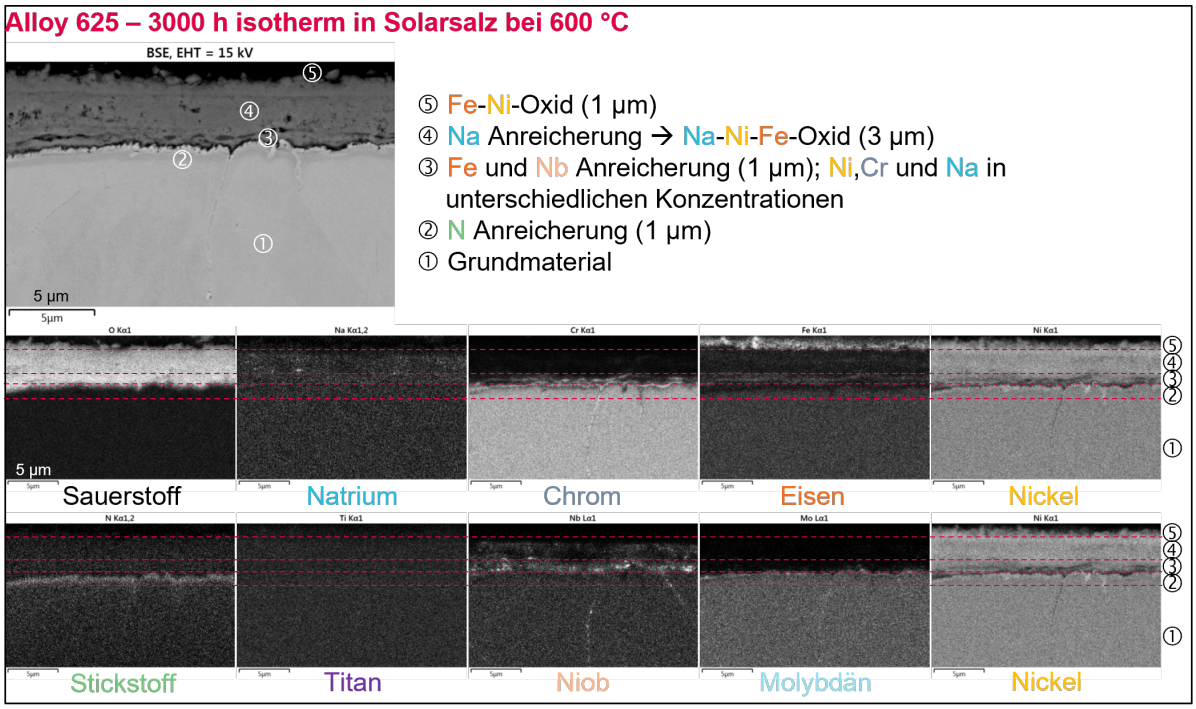


Abbildung 4.22: REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff Alloy 625 nach 3000 h in Salzschmelze bei isothermer Versuchsführung; Probe B1-75%. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind.

erscheinen.

Zusammenfassend ist in Abb. 4.24 der Aufbau der Oxidschicht und die Bereiche mit innerer Korrosion nach 3000 h unter thermo-zyklischen Bedingungen schematisch dargestellt. Die drei Edelstähle (310N, 347 und Alloy 800) weisen einen ähnlichen Aufbau auf. Die einzelnen Schichten sind bei den verschiedenen Werkstoffen in der Dicke jedoch unterschiedlich ausgeprägt. Generell weist der Werkstoff 310N eine geringere Oxidschichtdicke auf, als die beiden anderen. Von der Salzschmelze Richtung Grundwerkstoff folgt einer natriumreiche Eisen-Oxidschicht eine Eisen- und Chromoxidschicht. Die Bereiche mit innerer Korrosion reichen bei den Werkstoffen 310N und Alloy 800 tiefer in das Grundmaterial hinein. Generell ist dieser Bereich von Chromverarmung gekennzeichnet. Die beiden Nickelbasislegierungen (Haynes 230 und Alloy 625) weisen ähnliche Oxidschichtdicken auf, wie die Edelstähle. Der Aufbau der Oxidschicht unterscheidet sich jedoch von den Edelstählen. Von der Salzsschmelze ausgehend, besteht die oberste Schicht aus Ni-

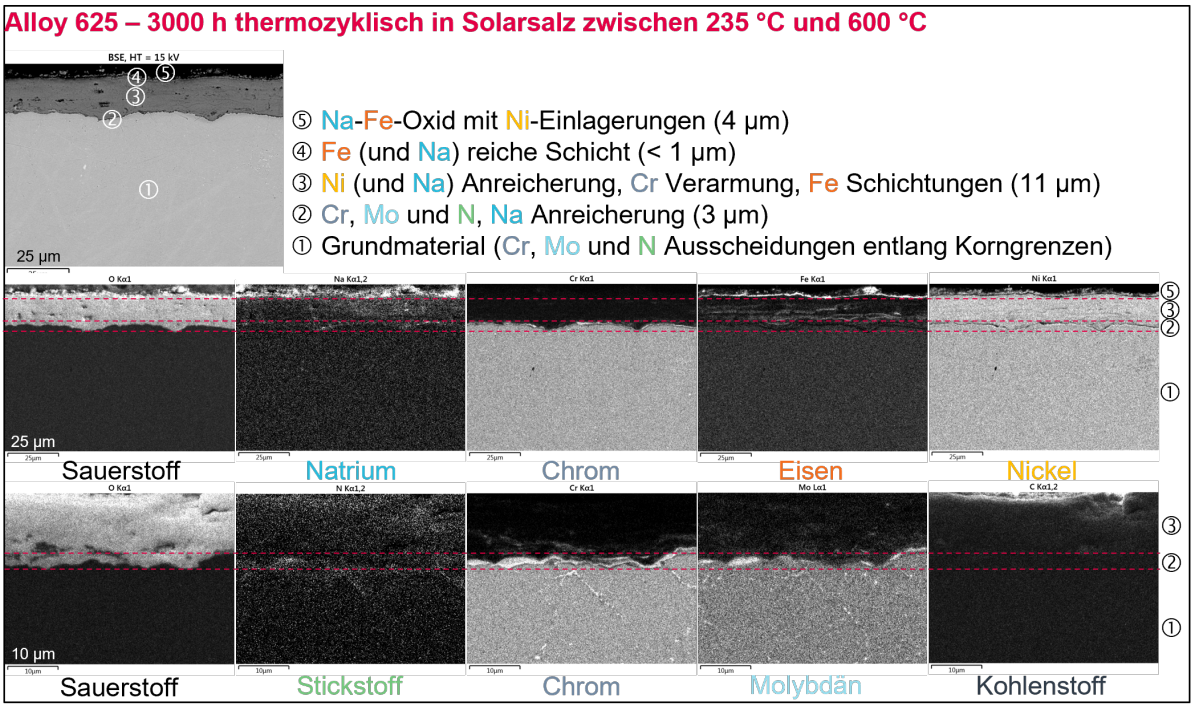


Abbildung 4.23: REM- / EDX-Untersuchungen am Werkstoff Alloy 625 nach 3000 h in Salzschmelze bei thermozyklischer Versuchsführung; Probe 5.2.17. Die roten Linien grenzen dabei verschiedene Schichten von einander ab, welche vom Grundmaterial nach außen hin aufsteigend durchnummeriert sind.

ckeloxid, das von Natriumspuren durchzogen ist. Darunter folgt eine chromreiche Schicht, die kaum Nickel enthält. Die innere Korrosion ist bei diesen Werkstoffen von lokal stark unterschiedlichen Konzentrationen an Nickel und Chrom gekennzeichnet. Besonders stark ausgeprägt, auch im Vergleich zu den Edelstählen, ist die innere Korrosion beim Werkstoff Haynes 230.

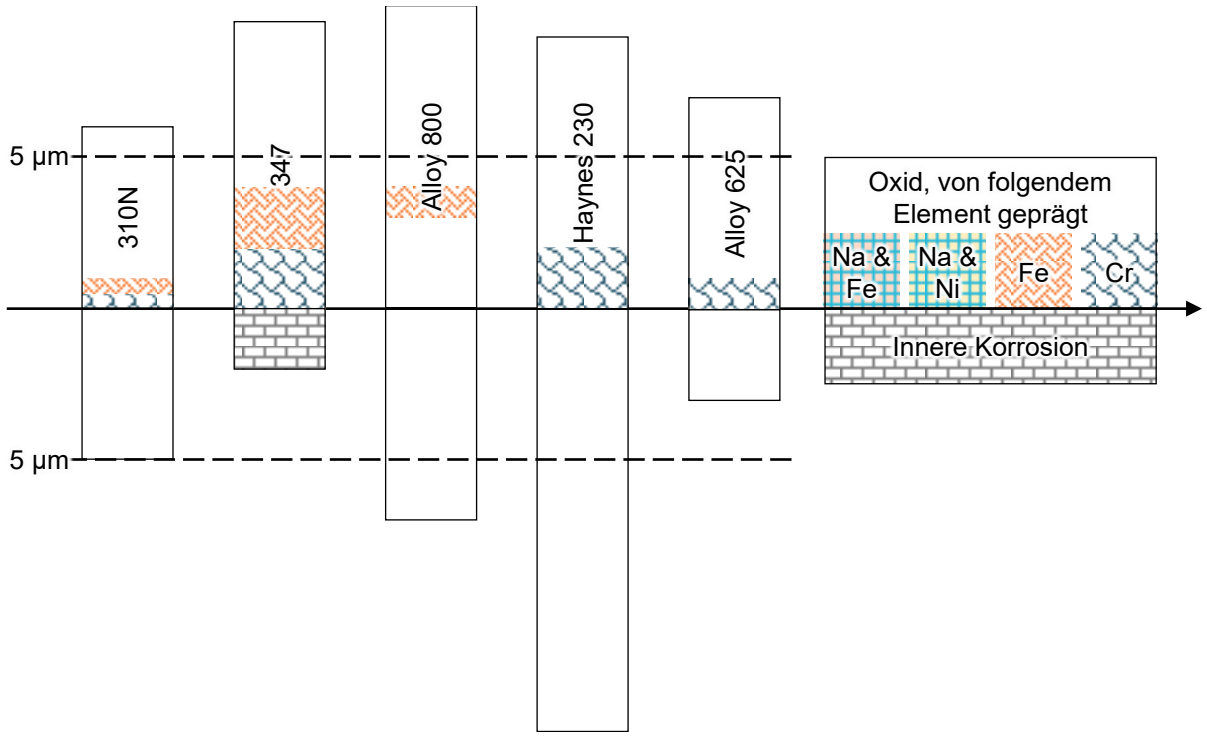


Abbildung 4.24: Schematische Darstellung der Oxidschicht nach 3000 h unter thermo-zyklischen Bedingungen in der Salzschmelze. Der Aufbau der Oxidschicht ist sowohl für die Edelstähle (310N, 347 und Alloy 800) als auch die Nickelbasislegierungen (Haynes 230 und Alloy 625) jeweils ähnlich. Die Werkstoffe 310N und Alloy 625 bilden in ihrer Legierungsgruppe die jeweils dünnste Oxidschicht aus. Das Maß der inneren Korrosion ist sehr unterschiedlich, wobei die Werkstoffe 347 und Alloy 625 die geringsten Werte aufweisen.

4.3 Diskussion der experimentellen Ergebnisse

Die Versuche in dieser Arbeit sind breit angelegt, sodass für insgesamt fünf verschiedene Materialien der Einfluss der zyklischen Beanspruchung auf die Korrosion untersucht wird. Der Fokus liegt nicht auf einer exakten Ermittlung der jeweiligen Materialeigenschaften, sondern auf dem Erkennen von Tendenzen und der Bestimmung möglicher Einflussparameter mit vergleichsweise wenigen Wiederholungsproben. Deshalb weisen die Ergebnisse häufig eine hohe Unsicherheit auf. Der Einfluss der Korrosion auf die Ermüdungslebensdauer wird hingegen exemplarisch am Werkstoff 310N untersucht. Der wechselseitige Einfluss von Korrosion und Kriechschädigung ist in dieser Arbeit ausgeklammert; dafür müssten entsprechende Langzeitversuche durchgeführt werden.

4.3.1 Aussagekraft der Versuchsergebnisse

Gemäß der Aufgabenstellung werden im Korrosionsprüfstand realitätsnahe Versuchsbedingungen angestrebt. Die Strömung durch die Absorberrohre wird im Prüfstand durch ein Rührwerk nachgebildet. Die maximale Umfangsgeschwindigkeit der Strömung im Bereich der Proben liegt bei 2 m/s (vergleiche Abschnitt 4.1.2). Die Strömungsgeschwindigkeit im Receiver ist mit 3,4 bis 4,1 m/s etwa doppelt so hoch (vergleiche Abschnitt 2.5). Dennoch ist die am Rührer berechnete Reynoldszahl mit $Re \approx 461.000$ 1,3 bis 3,5 mal so hoch wie jene im Receiverrohr (130.000 bis 350.000). Die Strömung im Korrosionsprüfstand ist somit turbulenter als jene im Absorberrohr, wirkt damit mindestens genauso abrasiv und wird insgesamt als konservativ eingeschätzt.

Ein weiterer Parameter ist die Abkühlgeschwindigkeit der Proben. Die Absorberrohre des Testreceivers aus dem Projekt HPMS-II werden im durchströmten Zustand in zwei Stunden von 600 ℃ auf etwa 450 ℃ langsam abgekühlt. Anschließend wird der Receiver drainiert, sodass die Rohre ab diesem Zeitpunkt deutlich schneller abkühlen. Die Abkühlung von 400 ℃ auf 235 ℃ dauert etwa zwölf Minuten [99].
Somit ist die gesamte Dauer der Abkühlung im Korrosionsprüfstand mit 2,5 h ähnlich schnell, wie an den Absorberrohren im Testreceiver. Die Abkühlungsgeschwindigkeit zwischen 400 ℃ und 235 ℃ ist jedoch am Testreceiver deutlich höher. In einem kommerziellen Kraftwerk haben die Absorberrohre, im Gegensatz zum Testreceiver, entlang des Strömungspfades sehr unterschiedliche Temperaturen, da die Salztemperatur vom Receivereintritt bis zum -austritt von 290 ℃ auf 565 ℃ ansteigt. Sobald eine nennenswerte Anzahl an Heliostaten defokussiert wird, nimmt die Rohrtemperatur insbesondere am Ende des Strömungspfades schnell ab, da das Salz weiterhin mit einer Temperatur von etwa 290 ℃ einströmt, das Rohr jedoch nicht mehr solar erwärmt wird. Nach der Drainage des Receivers, wird erwartet, dass die Absorberrohre ähnlich schnell wie im Testreceiver abkühlen. Dementsprechend muss bei einem kommerziellen Kraftwerk insgesamt von einer deutlich schnelleren Abkühlung ausgegangen werden. Trotz des Wärmespeicherungsvermögens der Isolierung, nehmen die Absorberrohre über Nacht die Umgebungstemperatur an, sodass eine Abkühlung deutlich unter 235 ℃ erfolgt [99]. Sowohl die Abkühlgeschwindigkeit als auch die Temperaturdifferenz entspricht somit nicht den tatsächlichen Betriebsbedingun-

gen eines solaren Receivers. Die Versuchsergebnisse sind somit nicht konservativ bezüglich thermischer Spannungen in der Oxidschicht und den daraus folgenden Abplatzungen. Eine schnellere Abkühlung hat sich mit dem Versuchsaufbau allerdings nicht realisieren lassen, da nicht nur die Proben, sondern der gesamte Behälter während des Abkühlvorgangs gekühlt wird. Sollten ähnlich schnelle Abkühlraten, wie an kommerziellen Kraftwerken erreicht werden, muss die Abkühlung der Proben außerhalb des Salztanks in einem gesonderten Gefäß stattfinden.
Eine weitere Annäherung an die tatsächliche Beanspruchung im Receiver könnte durch eine überlagerte mechanische Beanspruchung der Proben, zum Beispiel durch Unterbinden der thermischen Ausdehnung, erreicht werden. Dadurch könnte auch das Auftreten von Spannungskorrosionsanrissen untersucht werden.

Wie im vorangegangenen Abschnitt ausgeführt wird, sind die Versuchsergebnisse zur Oxidschichtdicke und Materialverlust zum Teil nicht plausibel. Man würde beispielsweise erwarten, dass der Materialverlust über die Zeit kontinuierlich ansteigt. Die Geschwindigkeit des Materialverlustes kann sich ändern, die Veränderung zum vorherigen Zeitschritt sollte jedoch stets positiv sein. Beim Werkstoff 310N ist bei zyklischer Beanspruchung nach einer Exposition von 3000 h ein Rückgang des Materialverlustes im Vergleich zum Messwert nach 1500 h zu erkennen. Ähnliches wird für den Werkstoff Alloy 800 von 750 h auf 1500 h beobachtet. Typische Fehlerquellen, wie das Vertauschen von Proben, unterschiedliche Materialchargen, andere Verfahren zum Ablösen der Oxidschicht oder unterschiedliche Rauigkeiten der Probenoberfläche konnten ausgeschlossen werden. Weitere Einflussgrößen, wie unterschiedliche Temperaturniveaus beim Abkühlen und verschiedene Anströmbedingungen des Salzes, können auf $+/-$ 10 K eingeschränkt oder deren Auftreten als unwahrscheinlich eingestuft werden. Letztendlich kann die Ursache für diese unplausiblen Ergebnisse nicht ermittelt werden. Es scheint sich um einen systematischen Fehler zu handeln, da die Konfidenzintervalle für diese Proben nicht größer sind als für andere. Zudem treten diese Abweichungen sowohl beim Materialverlust als auch bei den gemessenen Oxidschichtdicken auf.

Im Rahmen dieser Arbeit soll insbesondere der Einfluss der Salzschmelze auf die Lebens-

dauer von solaren Receivern herausgearbeitet werden. Während die isothermen Korrosionsversuche und die Ermüdungsversuche aufgrund fehlender (gültiger) Wiederholungsversuche nur Tendenzen aufzeigen, gibt es für die zyklischen Korrosionsversuche auch einige statistisch signifikante Unterschiede. Dazu wird das Konfidenzintervall aus der Differenz der beiden Erwartungswerte nach Anhang A.1 berechnet. Liegt die Null außerhalb dieses Konfidenzintervalls kann mit einer Wahrscheinlichkeit von 90 % (in dieser Arbeit) gesagt werden, dass die Ergebnisse statistisch verschieden sind. Die einzelnen Ergebnisse werden nachfolgend detaillierter beschrieben und sind in Tabelle 4.13 zusammengefasst. Dabei ist zunächst das Kriterium genannt, bezüglich welchem die Ergebnisse untersucht werden, dann folgt die Kenngröße aus dem jeweiligen Versuch und dann die Auflistung für die verschiedenen Werkstoffe. In der Zuordnung wird auch zwischen signifikanten Ergebnissen und Tendenzen unterschieden.

Die Materialverluste steigen mit der Expositionsdauer für alle Materialien unter zyklischen Versuchsbedingungen signifikant an. Die einzige Ausnahme bilden die beiden, im voranstehenden Absatz diskutierten, Expositionsdauern für die Werkstoffe 310N und Alloy 800. Die Kerbschlagzähigkeit reduziert sich über der Expositionsdauer für die Werkstoffe 310N und Alloy 625 und die Bruchdehnung für den 310N statistisch signifikant. Abgesehen davon, sind die Veränderungen über der Expositionsdauer jedoch aus statistischer Sicht eher unauffällig.

Ein statistisch signifikanter Unterschied der unkorrodierten Referenzproben im Vergleich zu den Proben aus dem Salzbereich zeigt sich sowohl beim Kerbschlagbiege- als auch beim Zugversuch. Ein Rückgang der Kerbschlagzähigkeit nach Exposition in der Salzschmelze ist für alle getesteten Materialien signifikant. Die Zugfestigkeit erhöht sich jedoch nur für die beiden Werkstoffe Alloy 800 und Alloy 625 signifikant. Die Bruchdehnung fällt zusätzlich zu diesen beiden Werkstoffen auch beim 310N signifikant ab. Die Werkstoffe 347 und Haynes 230 zeigen bei den Zugversuchen geringe Veränderungen im korrodierten Zustand und weisen zudem eine sehr hohe Streuung der Ergebnisse auf, weshalb hier keine statistisch signifikanten Veränderungen festgestellt werden.

Ähnlich verhält es sich mit den Unterschieden zwischen der Exposition im Gas- und Salzbereich. Die Werkstoffe 310N und Alloy 625 weisen im Salzbereich eine niedrigere Kerbschlagzähigkeit auf. Bei den drei Werkstoffen, die sich zwischen Referenzzustand und nach

Tabelle 4.13: Übersicht verschiedener Abhängigkeiten auf Basis der Materialversuche. Die statistische Signifikanz wird dabei über das Konfidenzintervall der Differenz der beiden Erwartungswerte nach Anhang A.1 bestimmt.

Kriterium	Expositionsdauer				Unkorrodiert vs. Salz			Gas vs. Salz		
Kenngröße	M	K	Z	B	K	Z	B	K	Z	B
310N		↓	–	↓		↗	↓	↓	↗	↘
347		–	–	–		↗	↘	–	–	–
Alloy 800	↑	–	↗	↘	↓	↑	↓	–	↗	↘
Haynes 230		–	–	–		↗	↘	–	–	–
Alloy 625		↓	↗	↘		↑	↓	↓	↗	↘

M – Materialverlust	↑ - statistisch signifikante Steigerung
K – Kerbschlagzähigkeit	↓ - statistisch signifikanter Rückgang
Z – Zugfestigkeit	↗ - steigende Tendenz
B – Bruchdehnung	↘ - fallende Tendenz
	– - keine Tendenz

Exposition in der Salzschmelze bezüglich Bruchdehnung signifikant unterscheiden (310N, Alloy 800 und Alloy 625), gibt es auch Expositionsdauern, bei denen die Zugfestigkeit oder die Bruchdehnung statistisch verschieden für die beiden Expositionsbereiche sind. Dies gilt jedoch nie für einen Werkstoff über alle Expositionsdauern.

Insgesamt sind vor allem die Ergebnisse bezüglich Materialverlust und Kerbschlagzähigkeit statistisch signifikant. Zudem zeigen auch die Werkstoffe 310N, Alloy 800 und Alloy 625 geringere Bruchdehnungen nach der Exposition in der Salzschmelze. Die Unterschiede zwischen Salz- und Gasbereich sind hingegen selten statistisch relevant. Als Ursache dafür wird die Interaktion der salzhaltigen Gasphase mit den Proben gesehen, sodass auch diese der Korrosion ausgesetzt sind. Die regelmäßig notwendige Reinigung der Abgasleitungen am Prüfstand bestätigen die Existenz der Salzdämpfe.

Tabelle 4.14: Vergleich von isothermen Materialverlusten in µm in Solarsalz bei 600 °C

Werkstoff	310N	347(H)	Alloy 800	Haynes 230	Alloy 625
3000 h diese Arbeit	11,1	10,9	10,4	17,4	7,9
Literatur	5 [89] 1000 h	4 [100] 3000 h	6 [27] 5000 h	8 [100] 3000 h	6 [100] 3000 h

4.3.2 Einfluss der thermo-zyklischen Beanspruchung in Salz

Das Erscheinungsbild der Oxidschicht und die Oxidschichtdicken sind unter isothermen Bedingungen ähnlich zu jenen, welche in der Literatur beschrieben werden (vergleiche dazu Abschnitt 2.3.1). Der Materialverlust nach 3000 h in Solarsalz wird in der Literatur hingegen häufig niedriger angegeben, als in dieser Arbeit gemessen. Tabelle 4.14 ermöglicht einen Vergleich der gemessenen Werte mit den Literaturwerten. Für den Werkstoff 310N liegt nur ein Referenzversuch mit 1000 h Expositionsdauer vor, sodass kein direkter Vergleich möglich ist. Beim Alloy 800 ist sogar der Literaturwert nach 5000 h geringer, als der in dieser Arbeit nach 3000 h ermittelte. Ein Erklärungsansatz für diese Unterschiede ist, dass für die Versuche in dieser Arbeit ein großer Salztopf mit einer entsprechend großen Menge an Salz verwendet wird. Die Proben aus der Literatur waren hingegen in kleinen Tiegeln platziert. Das Verhältnis von Metalloberfläche zu Salzvolumen kann die Ergebnisse beeinflussen, wenn ein Reaktionsgleichgewicht durch das Oberflächen-Volumen-Verhältnis beeinflusst wird. Die Salzzersetzung, bei der Oxidionen freigesetzt werden, ist ein volumenabhängiger Prozess, die Oxidschichtbildung findet jedoch nur an der Probenoberfläche statt. Deshalb ist ein geringes Salzvolumen gleichbedeutend mit einer geringen Verfügbarkeit an Oxidionen, wodurch die Korrosion gehemmt werden kann.
Der nachfolgende Vergleich zwischen isothermer und zyklischer Beanspruchung beruht auf den Ergebnissen aus dem Korrosionsprüfstand, da für beide Versuche die gleichen Versuchsapparatur und die gleiche Salzschmelze verwendet worden ist. Im Allgemeinen tritt auch unter thermo-zyklischer Beanspruchung gleichmäßige Flächenkorrosion auf, wobei sich kompakt wirkende Oxidschichten ausbilden. Dies deckt sich auch mit Literaturangaben, wonach sich keine grundsätzliche strukturelle Änderung der Oxidschicht ergibt

[46]. Der Edelstahl **347** zeigt allerdings eine grob strukturierte Oberfläche mit farblich unterschiedlichen Bereichen, die auf ein Abplatzen der Oxidschicht hindeuten (vergleiche Abb. 4.7). Dabei sind die Bereiche mit intakter Oxidschicht grau-schwarz mit rötlichen Überlagerungen und bestehen vor allem aus Natrium-Eisen-Oxiden (vergleiche Abschnitt 4.2.6). Die darunter liegenden Oxidschichten sind mit Chrom angereichert. Mischoxide aus Chrom und Eisen weisen eine bräunliche Färbung auf [101]. Deshalb kann davon ausgegangen werden, dass die bräunlichen Bereiche durch Abplatzen der oberen Oxidschichten freigelegt wurden. Dies wird durch die über der Zeit größer werdende Streubreite der Korrosionsschichtdicke unter zyklischen Versuchsbedingungen bei diesem Werkstoff bestätigt (siehe Abb. 4.8(b)). Darüber hinaus wird die selektive (interkristalline) Korrosion unter zyklischen Bedingungen verstärkt. Dies zeigt sich an deutlich sichtbaren Chromkarbidausscheidungen entlang der Korngrenzen, sowie der verstärkten Nitridierung unterhalb der Oxidschicht (vergleiche Abb. 4.15).

Die Oxidschichtdicke ist bei allen Werkstoffen bei zyklischer Versuchsführung deutlich größer als bei isothermer. Der Anstieg reicht von 65 % (**Alloy 800**) bis zu 400 % (**310N**). In der Literatur wird ein Anstieg von 25 bis 50 % angegeben [50]. Damit wurde in dieser Arbeit ein deutlich größerer Einfluss der zyklischen Beanspruchung auf die Oxidschichtdicke gemessen. Die Schliffbilder in Abschnitt A.5 zeigen insbesondere für den Werkstoff **310N** die Veränderung der ausgebildeten Oxidschicht. Während nach 3000 h in isothermen Bedingungen und auch unter zyklischer Beanspruchung für kurze Exposition (750 h) eine kompakte Oxidschicht entsteht, ist diese nach längerer zyklischer Beanspruchung porös und besteht deutlich sichtbar aus mehreren Schichten. Die EDX-Maps (siehe Abschnitt 4.2.6) zeigen, dass der grundsätzliche Schichtaufbau gleich bleibt. Nach einer Schicht mit innerer Korrosion (Chromverarmung, Nickelanreicherung), folgt die eigentliche Oxidschicht, die wiederum aus einer chrom-, eisen- und natriumreichen Schicht besteht. Die äußeren, eisenreichen Schichten sind nach längerer zyklischer Exposition dicker, die Chromoxidschicht erscheint hingegen dünner oder fehlt ganz. Zudem reichert sich in der nickelreichen Schicht Stickstoff in Form von Chromnitriden an. Diese Beobachtungen gelten ebenso für den Werkstoff **347**. Wobei dieser entlang der Korngrenzen Chromnitride ausscheidet (vergleiche Abb. 4.18). **Alloy 800** weist bereits unter isothermen Bedingungen eine komplexe Oxidschicht auf (vergleiche Abb. 4.19). Der Oxidschichtaufbau ist jedoch

dem der Edelstähle ähnlich. Unterhalb der Oxidschicht zeigt sich ein Bereich innerer Korrosion mit lokal unterschiedlichen Chrom- und Nickelkonzentrationen, die bereits unter diesen Bedingungen mit Stickstoff durchsetzt sind. Zudem sind Karbidausscheidungen sichtbar [59]. Unter zyklischen Bedingungen weicht die Chromoxidschicht einem stark strukturierten Mischkristall aus Chrom, Nickel und Sauerstoff. Dieser Mischkristall neigt bei längerer zyklischer Exposition zur Entmischung (siehe Abb. 4.20). Zum Grundmaterial hin wird dieser Bereich von einer sehr dünnen nickelreichen Schicht abgetrennt. Sowohl im Mischkristall als auch im Bereich der nickelreichen Schicht werden erhöhte Stickstoffkonzentrationen gemessen.
Die beiden Nickelbasislegierungen weisen einen anderen Aufbau der Oxidschicht auf (vergleiche Abschnitt 2.3.1 und Abschnitt 4.2.6). Den Hauptbestandteil der Oxidschicht bildet ein Nickeloxid, welches von Bereichen mit höherem Eisen- oder Natriumgehalt durchzogen ist. Eine dichte Chromoxidschicht wird weder unter isothermen noch unter zyklischen Bedingungen ausgebildet. **Haynes 230** zeigt in anderen Veröffentlichungen unter isothermen Bedingungen innere Korrosion, vermutlich aufgrund des hohen Wolfram-Anteils in der Legierung [100] und Lochfraß, vermutlich aufgrund des geringen Molybdän-Gehalts [47]. In dieser Arbeit liegen für Haynes 230 lediglich Ergebnisse unter zyklischen Bedingungen vor. Dabei bildet dieser Werkstoff unterhalb der Nickeloxidschicht ein stark strukturiertes Gefüge aus Chrom, Nickel, Sauerstoff sowie Wolfram aus. Darunter ist eine dicke nickelreiche Schicht (> 10 µm). In dieser Schicht sind nadelartig verteilte Chromnitride ausgeschieden (vergleiche Abb. 4.21). **Alloy 625** bildet unabhängig von der Beanspruchungsart Oxidschichten mit sehr ähnlichem Aufbau aus, die sich lediglich in der Dicke unterscheiden. Bereits unter isothermen Bedingungen wird die Ausscheidung von Chromkarbiden entlang der Korngrenzen beobachtet [102]. Die Aussage, dass Nickelbasislegierungen eine deutlich geringere Korrosionsrate aufweisen als Edelstähle, kann nicht bestätigt werden (vergleiche [60]). Alles in allem sind bei genauerer Betrachtung bereits unter isothermen Bedingungen die Oxidschichten, mit Ausnahme des **310N**, nicht sehr kompakt und dicht. Unter zyklischen Bedingungen wird die schützend wirkende Chromoxidschicht häufig noch dünner oder sie fehlt gänzlich.

Trotz der signifikanten Veränderung der Oxidschichtdicke verändert sich der Materialverlust

lediglich geringfügig. Für die beiden Werkstoffe **310N** und **347** liegt der Materialverlust nach längerer Exposition in der Salzschmelze für beide Expositionsbereiche zwischen 10 µm und 15 µm (siehe Ergebnisteil, Abb. 4.9). Demzufolge bildet sich bei den beiden Edelstählen eine dickere, relativ porös wirkende Korrosionsschicht aus, die allerdings die Diffusion von Legierungsbestandteilen wie Chrom aus dem Grundmaterial in die Salzschmelze ähnlich gut unterbindet. Die nickelreicheren Werkstoffe zeigen bei einem Wechsel der Expositionsbedingungen von isotherm zu thermo-zyklisch, im Gegensatz zu den Edelstählen, einen Anstieg des Materialverlust von bis zu 60 % auf. Offensichtlich kann die unter zyklischen Bedingungen gebildete Oxidschicht das Auslösen von Legierungselementen nicht effektiv unterbinden. Die REM- / EDX-Aufnahmen in Abschnitt 4.2.6 zeigen für die beiden Werkstoffe **Alloy 800** und **Haynes 230** eine ausgeprägte innere Korrosion mit einer amorph wirkenden Schicht. Nickel und Chrom sind die Hauptbestandteile dieser Schicht und jeweils lokal konzentriert. Darüber bildet sich keine durchgehende und kompakte Chromoxidschicht aus.

Unter isothermen Bedingungen erwartet man ein fortschreitendes, aber langsamer werdendes Wachstum der Oxidschichtdicke und ein kontinuierlich geringer werdenden Materialverlust. Bei thermo-zyklischer Beanspruchung muss allerdings davon ausgegangen werden, dass es eine kritische Oxidschichtdicke gibt, ab der ein Abplatzen der Oxidschicht aufgrund von thermischen Spannungen auftritt (vergleiche [19]). Ab diesem Zeitpunkt wird erwartet, dass sich ein Gleichgewicht aus der Neubildung und dem (teilweise) Abplatzen der Oxidschicht einstellt. Damit sollte die Oxidschicht ab einer kritischen Dicke um einen konstanten Wert schwanken. Der Materialverlust resultiert im Wesentlichen aus Legierungselementen, die bei der Oxidschichtbildung beteiligt sind oder an die Salzschmelze abgegeben werden. Die Abgabe an die Salzschmelze erfolgt durch Lösen von Chrom in der Salzschmelze und ab Erreichen der kritischen Oxidschichtdicke durch Abplatzen von Oxidschichten. Deshalb wird auch nach Erreichen der kritischen Oxidschichtdicke ein fortlaufender Materialverlust erwartet. Die Versuchsergebnisse zeigen, dass für den Werkstoff **347** bei zyklischer Exposition die Oxidschichtdicke zwischen 1500 und 3000 h in etwa gleich bleibt (siehe Ergebnisteil, Abb. 4.8(b)). Der Materialverlust steigt jedoch weiter an (siehe Ergebnisteil, Abb. 4.9(b)). Damit liegt nach dieser Theorie die kritische Oxidschichtdicke für dieses Material bei etwa 25 µm. Bei den anderen Werkstoffen kann

das Erreichen einer kritischen Dicke im Rahmen dieser Arbeit nicht ausgemacht werden. Besonders auffällig ist der kontinuierliche Anstieg der Oxidschichtdicke bei den Nickelbasislegierungen (siehe Ergebnisteil, Abb. 4.8(b)). Für eine Bestätigung dieser Theorie sind länger andauernde Korrosionsversuche notwendig. Die entstehende Oxidschicht kann auch stabil genug sein, sodass kein Abplatzen der Oxidschicht aufgrund unterschiedlicher thermischer Ausdehnungen auftritt. Zusätzlich überlagerte, mechanische Belastung kann das Abplatzen der Oxidschicht begünstigen.

Die Kerbschlagbiegeversuche zeigen für alle Werkstoffe nach der Exposition in der Salzschmelze eine niedrigere Kerbschlagzähigkeit und damit einen Rückgang der Duktilität der Materialien (vergleiche Tabelle 4.10). Für die Werkstoffe **310N**, **Alloy 800** und **Alloy 625** tritt auch in den Zugversuchen eine Reduktion der Bruchdehnung beziehungsweise ein Anstieg der Zugfestigkeit auf (siehe Tabellen 4.11 und 4.12). Damit konnte in zwei Versuchen ein Rückgang der Duktilität der Materialien nach Exposition in der Salzschmelze festgestellt werden. Der Rückgang der Zähigkeit kann nicht alleinig durch den korrosionsbedingten Materialverlust erklärt werden. Der Materialverlust führt zwar zu einer Reduktion der tragenden Querschnittsfläche, aber selbst bei der konservativen Annahme eines direkt proportionalen Zusammenhangs zwischen Probenflächen und Kerbschlagarbeit (vergleiche [98]) übersteigt der Zähigkeitsabfall die Flächenreduktion durch Korrosion. Die Querschnittsfläche reduziert sich um bis zu 2 %, die Kerbschlagzähigkeit jedoch um 29 % bis 86 % (siehe Abschnitt 4.2.3). Somit kann der Materialverlust nicht die alleinige Erklärung für den gemessenen Rückgang der Duktilität der Materialien sein. Die weiterführende Frage lautet: Hat die Salzschmelze einen Einfluss auf den Rückgang der Duktilität der Materialien, oder ist es lediglich ein Effekt der ‹Wärmebehandlung› bei Temperaturen von bis zu 600 °C?
Die ‹Wärmebehandlung› im Korrosionsprüfstand trägt zum Rückgang der Duktilität der Werkstoffe bei. Insbesondere bei Stählen mit Mangan, Nickel oder Chrom als Legierungselement (310N, 347 und Alloy 800) ist aus der Literatur bekannt, dass durch eine Wärmebehandlung in einem Temperaturbereich von 300 °C bis 500 °C die Duktilität dieser Werkstoff zurückgeht [103]. Der Rückgang der Duktilität wird mit der Ausscheidung von Kohlenstoff oder Stickstoff entlang der Korngrenzen in Verbindung gebracht [104]. Bei

Temperaturen ab 500 ℃ können sich zudem fein verteilte Karbide ausscheiden, welche ebenfalls die Duktilität herabsetzen [103]. Diesen Temperaturbereichen sind die Proben im Prüfstand während der zyklischen Betriebsweise (235 ℃ bis 600 ℃) ausgesetzt. Beim Werkstoff **310N** konnte die Ausscheidung von Chromkarbiden nachgewiesen werden (siehe Anhang, Abb. 4.14). Die Ausscheidung der ebenfalls versprödend wirkenden σ-Phase tritt ab 600 ℃ auf [105]. Deren Bildung konnte für die verwendeten Edelstähle jedoch mit Hilfe des Schaefflerdiagramms ausgeschlossen werden (siehe [105]). Die Kerbschlagversuche am **310N** nach Auslagerung bei 600 ℃ in Luft zeigen etwas höhere Kerbschlagzähigkeiten, als jene nach Exposition in der Salzschmelze. Nach Normierung der Kerbschlagzähigkeiten bezüglich der Messergebnisse ohne Wärmebehandlung ist kein signifikanter Unterschied mehr zwischen den an Luft gealterten und jenen Proben aus dem Korrosionsprüfstand erkennbar (siehe Abb. 4.11). Deshalb hat das Solarsalz für diesen Werkstoff keinen messbaren Einfluss auf die Reduktion der Duktilität.

Die Nickelbasis-Legierungen weisen auch einen Rückgang der Duktilität in diesem Temperaturbereich auf. Insbesondere für **Alloy 625** ist dieser Effekt aus der Literatur bekannt. Die Ursache dafür wird in der Ausscheidungsverfestigung und der Bildung von spröden Ausscheidungen entlang der Korngrenzen gesehen. Bei diesen Temperaturen scheiden sich bevorzugt intermetallische Phasen, wie die γ''-Phase (Ni_3Nb), und Karbide ($M_{23}C_6$, M_6C) entlang der Korngrenzen aus. Kerbschlagversuche an diesem Werkstoff nach Auslagerung für unterschiedliche Zeitdauern an Luft bei 600 ℃ zeigen, dass die Kerbschlagzähigkeit nach 750 h geringfügig unter 150 $\mathrm{J\,cm^{-2}}$ und nach 3000 h etwa bei 75 $\mathrm{J\,cm^{-2}}$ liegt [106]. In dieser Arbeit wurden nach einer entsprechenden Exposition im Solarsalz eine Kerbschlagzähigkeit von 150 $\mathrm{J\,cm^{-2}}$ beziehungsweise 100 $\mathrm{J\,cm^{-2}}$ ermittelt (vergleiche Abschnitt 4.2.3). Somit erscheint der Rückgang der Duktilität in der gleichen Größenordnung zu liegen. Es muss jedoch darauf hingewiesen werden, dass, je nach genauer Elementzusammensetzung und den Temperaturen während des Lösungsglühens, sich die Werte deutlich unterscheiden und bereits nach 750 h nur etwas über 100 $\mathrm{J\,cm^{-2}}$ betragen können [106]. Deshalb konnte in dieser Arbeit für **Alloy 625**, trotz statistisch verschiedener Ergebnisse für den Salz- und Gasbereich, keine Abhängigkeit des Rückgangs der Duktilität von der Exposition in der Salzschmelze statistisch nachgewiesen werden.

4.3.3 Bedeutung der Chromnitrid-Ausscheidungen

Für alle Materialien wurden in dieser Arbeit Stickstoffanreicherungen insbesondere unter der Oxidschicht nachgewiesen. Der Werkstoff **347** zeigt Chromnitrid-Ausscheidungen entlang der Korngrenzen im Grundmaterial, **Haynes 230** nadelartig ausgeprägte Chromnitride in der nickelreichen Zone und alle anderen Materialien in mehr oder weniger lokal konzentrierter Form ebenfalls im Bereich der nickelreichen Schicht, stets in Kombination mit Chrom. Dieses Phänomen ist auch aus anderen Untersuchungen für Edelstähle, wie zum Beispiel **310N** [47], 316H (1.4919, X6CrNiMoB17-12-2 [107]), 316L (1.4404, X2CrNiMo17-12-2 [108]), 316Ti (1.4571, X6CrNiMoTi17-12-2 [108]), 347H [102] und **Alloy 800** [36, 51] bekannt. Auch für Nickelbasislegierungen gibt es Hinweise auf Stickstoffanreicherungen im Grundmaterial (vergleiche Alloy 617 (2.4663, NiCr23Co12Mo) [109]). Da diese Werkstoffe, mit Ausnahme vom **310N**, nominell keinen Stickstoff enthalten, ist davon auszugehen, dass Stickstoff aus der Salzschmelze in das Grundmaterial diffundiert und dort mit Chrom zu Chromnitriden reagiert. Die Diffusion von Stickstoff durch die Oxidschicht ist auch für Nickelbasislegierungen bei höheren Temperaturen in trockener Luft bekannt (siehe exemplarisch [110]).

Allgemein wird davon ausgegangen, dass geschlossene, stabile Chromoxidschichten (und auch Aluminiumoxidschichten [107]) die Stickstoffdiffusion zuverlässig unterbinden. Deshalb müssen für die Diffusion von Stickstoff durch die Oxidschicht Fehlstellen, wie Poren und Mikrorisse, in der Oxidschicht vorhanden sein (vergleiche Abschnitt 2.2) [108, 111, 110, 11]. Diffundiert jedoch Stickstoff durch die Oxidschicht, kann der Werkstoff sensibilisiert werden. Chrom reagiert mit Stickstoff zu Chromnitriden. Damit wird ein Teil des in der Matrix vorhandenen Chroms gebunden, weshalb die Chromaktivität absinkt. Dies führt zu einer geringeren Verfügbarkeit von Chrom zur Ausbildung einer schützend wirkenden Oxidschicht [11, 108, 107]. Damit kann die dickere Oxidschicht bei thermo-zyklischer Exposition der Proben erklärt werden: Die Temperaturwechsel führen zu Spannungen und in der Folge zu einer Zunahme der Mikrorisse in der Oxidschicht. Diese begünstigen dann wiederum die Diffusion von Stickstoff in das Grundmaterial. Damit werden höhere Mengen an Chrom als Chromnitride gebunden (siehe Ergebnisteil, Abb. 4.15) und die Ausbildung einer schützend wirkenden Chromoxidschicht wird erschwert. In der Folge bildet sich bei den Edelstählen eine dickere Eisenoxidschicht aus, sodass die Oxidschichtdicke

insgesamt anwächst. Bei den Nickelbasis-Legierungen ist entsprechend die Nickel-(Eisen-) Oxidschicht dicker.

Inwiefern Chromnitride das Anhaften der Oxidschicht beeinflussen, ist nicht bekannt. Da sich gemäß Literatur der thermische Ausdehnungskoeffizient von Chromnitrid ($\approx 2 \cdot 10^{-6}\,\mathrm{K}^{-1}$ [112]) deutlich von Chromoxid ($\approx 7 \cdot 10^{-6}\,\mathrm{K}^{-1}$ [11]) und austenitischen Stählen ($\approx 17 \cdot 10^{-6}\,\mathrm{K}^{-1}$ [11]) unterscheidet, kann jedoch davon ausgegangen werden, dass die von Temperaturzyklen induzierten Spannungen die Neigung zu Anrissen erhöhen. Somit könnte sich die Nitridierung des Werkstoffes selbst verstärken. Nitrieren ist ein bekanntes Verfahren, bei dem Werkstoffen gezielt Stickstoff zugeführt wird, um harte und verschließfeste Oberflächen zu erhalten. Deshalb ist es naheliegend, dass die Bildung der Chromnitride im Grundmaterial zu einem Rückgang der Duktilität des Werkstoffes führt. Dieser konnte allerdings nicht nachgewiesen werden.

Unabhängig davon, ob die Werkstoffe durch die Nitridbildung an Duktilität einbüßen und sich damit die Anfälligkeit für Spannungsanrisse bei zyklischer Beanspruchung erhöht, könnte der Nachweis von Stickstoff im Grundmaterial auch als Indikator für die Kompaktheit und schützende Wirkung der Oxidschicht verwendet werden. Dies könnte auch für andere Anwendungen, bei denen es zum Beispiel um die zuverlässige Unterbindung von Wasserstoff-Permeation geht, von Bedeutung sein.

4.3.4 Ermüdungsversuche in der Salzschmelze

Der Anstieg der Duktilität der Proben nach Exposition in der Salzschmelze führt zu höheren maximalen Spannung während der ersten Zyklen im LCF-Versuch. Dies wurde bereits für die Auslagerung an Luft bei 700 °C für 1000 h bis 3000 h gezeigt (vergleiche [113]). Darüber hinaus wird in dieser Veröffentlichung gezeigt, dass durch eine Auslagerung vorm Ermüdungsversuch die zyklische Verfestigung weniger stark ausgeprägt ist. Ein statistisch signifikanter Einfluss der Vorkorrosion in der Salzschmelze im Vergleich zur Auslagerung bei 700 °C kann nicht nachgewiesen werden. Die Kurvenverläufe zweier entsprechender Proben sind nahezu deckungsgleich (siehe Kapitel 5, Abb. 5.9).

Die S-N-Kurven der mit Salz gefüllten Proben zeigen sowohl mit (LCF-3) als auch ohne Vorkorrosion (LCF-20) ein geringeres Spannungsniveau als die Proben an Luft (LCF-2, LCF-21) (siehe Kapitel 5, Abb. 5.9). Dies kann ein Indiz dafür sein, dass die Exposition

in der Salzschmelze während der Versuchsführung die zyklische Verfestigung zusätzlich reduziert. Dies erscheint allerdings wenig plausibel, da sich dann die Eigenschaften des Werkstoffes über den gesamten Querschnitt, nicht nur nahe der Oberfläche, ändern müssten. Ein alternativer Erklärungsansatz basiert auf dem Spannungsabfall der S-N-Kurve mit Salzfüllung (LCF-20) im Vergleich zu jener ohne Salzfüllung (LCF-21) im Bereich von 2000 Zyklen: Bis zu diesem Bereich verlaufen die beiden Kurven nahezu deckungsgleich, im Anschluss liegt die Kurve der Probe mit Salzfüllung dauerhaft unter jener ohne Salzfüllung. Dieser Spannungsabfall könnte auf einen Anriss durch Spannungsrisskorrosion (vergleiche Abschnitt 2.2.3) zurückzuführen sein. Anschließend kommt es lokal zu plastischen Verformungen, die ein Verfestigen in diesem Bereich zur Folge haben. Dadurch kommt es zu einer Umverteilung der lokalen Dehnungen und der Anriss kann sich zunächst nicht weiter ausbreiten. Demzufolge wäre die geringere Spannung nicht einer geringeren zyklischen Verfestigung, sondern einer lokal großen plastischen Verformung zuzuschreiben, die dann durch entsprechende Verfestigungsmechanismen eingefroren wird. Die Proben mit Vorkorrosion (LCF-2, LCF-3) zeigen dieses Verhalten von Beginn an (vergleiche Kapitel 5, Abb. 5.9). Die Erklärung hierfür kann sein, dass durch die Vorkorrosion der Stahl bereits sensibilisiert (Chromgehalt in der Matrix ist reduziert) ist und in der Folge während der ersten Zyklen ein Anriss erfolgt, der dann insgesamt zu einem niedrigeren Spannungsniveau führt. Die Salzschmelze scheint bei der Rissinitiierung eine entscheidende Rolle zu spielen, da bei den Versuchen in Luft das Spannungsniveau höher ist. Somit ist die Vorkorrosion allein für die Rissinitiierung nicht ausreichend.

Es muss darauf hingewiesen werden, dass es sich hierbei um Einzelversuche handelt, die in Wiederholungsversuchen bestätigt werden müssen. Unterstützt wird diese Theorie jedoch durch eine mikrostrukturelle Untersuchung der Absorberrohre der Versuchsanlage „Solar Two“ nach 1500 Betriebsstunden. Dort wurde auch Spannungsrisskorrosion entdeckt, die Anrisse waren jedoch mit einer Oxidschicht aufgefüllt und sind somit (zunächst) nicht weiter gewachsen (vergleiche Abschnitt 2.3.2) [63]. Insgesamt gibt es den begründeten Verdacht, dass die Interaktion von zyklischer mechanischer Beanspruchung und Korrosion den Werkstoff 310N zusätzlich schädigt. Für eine quantitative Bestimmung wäre ein umfangreiches Versuchsprogramm notwendig. Die widersprüchlichen Angaben in der Literatur zum Einfluss der Salzschmelze im Ermüdungsversuch (vergleiche Abschnitt 2.3.2)

konnten in dieser Arbeit nicht abschließend ausgeräumt werden.

Bezüglich der Ermüdungsversuche und ihrer Übertragbarkeit auf die tatsächliche Beanspruchung von Absorberrohren muss folgendes angemerkt werden: Das Verhältnis aus Beanspruchungsdauer im hohen Temperaturbereich (≥ 600 °C) zur Anzahl an Lastzyklen im Solarbetrieb eines Receivers ist deutlich größer als in den durchgeführten LCF-Versuchen. Im solaren Betrieb kann mit einem Verhältnis von etwa 8 h/Zyklus gerechnet werden, wohingegen es bei den LCF-Versuchen bei 10 s/Zyklus liegt. Die damit einhergehende kürzere Exposition in der Salzschmelze wurde in vereinfachender Art und Weise durch eine Vorkorrosion bei 600 °C berücksichtigt. Nachfolgende Arbeiten sollten einen Schwerpunkt auf Versuche mit Haltezeiten legen, sodass die Interaktion zwischen Ermüdung, Korrosion und auch Kriechen genauer untersucht werden kann. Damit könnte die tatsächliche Beanspruchung noch besser abgebildet werden.

Kapitel 5

Lebensdauermodell

Im ersten Teil dieses Kapitels werden zunächst verschiedene Einflussgrößen auf die Berechnung der Lebensdauer beschrieben. Die Bestimmung der zulässigen Beanspruchung und der Darstellung der Bauteillebensdauer werden dabei ausführlich dargelegt. Im zweiten Teil wird dann detailliert beschrieben, wie auf Basis der Materialversuche ein Lebensdauermodell für den Werkstoff 310N erarbeitet wird. Dabei werden die notwendigen Parameter für das dreigliedrige Lebensdauermodell bestimmt.

5.1 Ansatz zur Bestimmung der Lebensdauer

Die Lebensdauer solar-thermischer Receiver mit Salzschmelze wird von verschiedenen Faktoren beeinflusst. In der Literatur wird dabei der Fokus auf die Interaktion von Kriech- und Ermüdungseffekten gelegt. In dieser Arbeit werden zusätzlich Korrosionseffekte berücksichtigt. Korrosion wirkt sich auf sehr unterschiedlichen Ebenen auf die Lebensdauer von Absorberrohren aus. Nachfolgend werden die wesentlichen Einflussgrößen dargestellt. Ein weiterer wichtiger Punkt, der in diesem Abschnitt erarbeitet wird, ist die Darstellung der Lebensdauer in Jahren. Häufig wird bei der Bewertung von Receivern mit Salzschmelze auf die Darstellung der Schädigungsanteile nach ASME III.5 zurückgegriffen. Diese Darstellung ist auf den ersten Blick nicht selbsterklärend (vergleiche [114]), da das rechnerische Bauteilversagen schon bei einer Schädigung unter 100 % Gesamtschädigung auftritt. Dies ist auf die Interaktion der beiden Schädigungsmechanismen Kriechen und Ermüdung zurückzuführen. Beispielsweise wird für ein Bauteil das zu ähnlichen Anteilen von Kriech- und Ermüdungsschädigung betroffen ist, bereits bei einer Gesamtschädigung

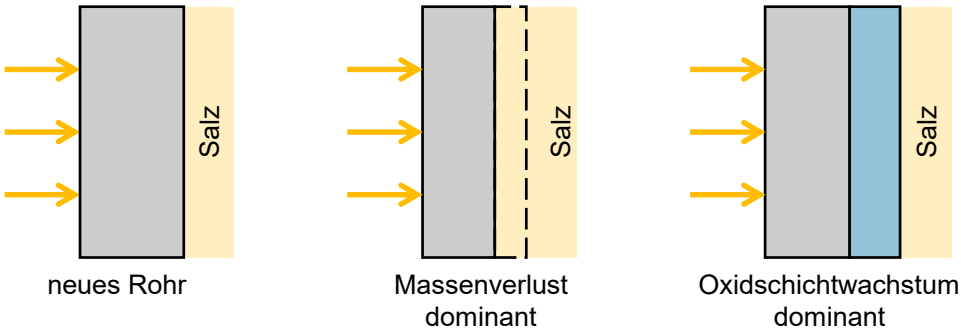


Abbildung 5.1: Darstellung der maßgeblichen Korrosionseffekte auf den thermischen Widerstand eines Absorberrohres.

von 60 % das Bauteilversagen berechnet. Für ein, fast ausschließlich auf Ermüdung beanspruchtes Bauteil, ist hingegen eine Gesamtschädigung von näherungsweise 100 % zulässig. Der bereits veröffentlichte anschauliche, aber vereinfachende, Ansatz zur Bestimmung der Lebensdauer in Jahren wird in diesem Abschnitt nochmals aufgegriffen und um den Korrosionseinfluss erweitert [114].

5.1.1 Einflussgrößen

Die Einflussgrößen werden in dieser Arbeit in drei Ebenen untergliedert:

1. Einfluss auf die Temperaturverteilung im Absorberrohr
2. Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs
3. Einfluss auf die ertragbare Beanspruchung des Werkstoffs

Auf die erste Ebene haben im wesentlichen zwei Kenngrößen einen Einfluss: Die Oxidschichtdicke und der Materialverlust durch Korrosion. Die Oxidschichtdicke ist insofern relevant, da die sich bildenden Oxide eine geringere Wärmeleitfähigkeit aufweisen als das Grundmaterial (siehe Abschnitt 2.4.3). Dadurch erhöht sich der Widerstand für den Wärmetransport durch das Absorberrohr. Der fortschreitende Wanddickenverlust durch Korrosion führt zu einer Reduktion der verbleibenden Rohrwandstärke und damit zu einem geringeren thermischen Widerstand des Grundmaterials. Je nachdem, welcher Effekt dominant ist, steigt oder fällt der thermische Widerstand im Absorberrohr durch Korrosion. Beide Effekte sind schematisch in Abb. 5.1 dargestellt.

Erscheint ein hoher Materialverlust durch Korrosion aus thermischer Sicht als erstrebenswert, so ist er aus mechanischer Sicht unerwünscht: Eine Reduktion der tragenden Rohrwandstärke führt zur Erhöhung der Spannungen aus primären Lasten, wie zum Beispiel Innendruck.
Entsteht eine stabile, anhaftende Oxidschicht, so steigt mit einer wachsenden Oxidschicht auch der thermische Widerstand dieser Schicht. Bei ansonsten gleichen Randbedingungen führt dies dazu, dass der thermische Widerstand über die Rohrwand sowie die Rohrtemperatur ansteigen. Dadurch wird der Temperaturgradient zwischen Bereichen unterschiedlicher Einstrahlungsintensität größer. Dies führt zu höheren thermo-mechanischen Dehnungen und Spannungen. In Kombination mit den höheren Temperaturen auf der Rohraußenseite wird ein Rückgang der Lebensdauer erwartet.
Sind die entstehenden Oxidschichten hingegen nicht anhaftend und blättern in regelmäßigen Abständen ab, so führt dies zu einer fortlaufenden Reduktion der Rohrwandstärke. Dominiert der Massenverlust im Vergleich zur ausgebildeten Oxidschichtdicke, so reduziert sich der thermische Widerstand über die Rohrwand. Dies führt zu geringeren Temperaturgradienten über die Wandstärke und letztendlich zu höheren Lebensdauern. Hierbei ist allerdings zu beachten, dass die minimal erforderliche Wandstärke, welche notwendig ist, um dem wirkenden Innendruck Stand zu halten, nicht unterschritten werden darf.
Für die Bauteillebensdauer ist von entscheidender Bedeutung, ob das Oxidschichtwachstum oder der Materialverlust dominant ist.

Tritt neben der reinen Flächenkorrosion auch innere Korrosion auf, können sich die mechanischen Eigenschaften des Grundmaterials verändern. Dies wird als zweite Ebene des Lebensdauermodells im strukturmechanischen Materialmodell berücksichtigt. Dabei sind mechanische Größen, wie die Streckgrenze, das E-Modul oder die Fließgrenze (vergleiche Abschnitt 2.1.2) von Bedeutung. Die Implementierung erfolgt direkt durch Anpassung des Materialmodells in der Simulation mittels FEM (vergleiche Abschnitt 6.1.2).

Darüber hinaus kann eine Korrosionsschicht mikroskopische Defekte, zum Beispiel Ausscheidungen, aufweisen, die wiederum ein Ausgangspunkt für Spannungskorrosionsanrisse sein können. Führen diese Anrisse zum Rissfortschritt, kann sich die Bauteillebensdauer

deutlich reduzieren. Dies hat dann einen Einfluss auf die zulässige Bauteilbeanspruchung und bildet die dritte Ebene des Lebensdauermodells. Das Bewertungskonzept nach ASME III.5 sieht bei den zulässigen Beanspruchungen gewisse Sicherheiten vor. Ausgehend von diesen wird im folgenden Abschnitt die Methodik zur Ermittlung der zulässigen Beanspruchung in dieser Arbeit erläutert.

5.1.2 Zulässige Beanspruchung

Die Berechnung der einzelnen Schädigungsanteile von solaren Receivern wird in der Literatur häufig in Anlehnung an ASME III.5 durchgeführt. In Abschnitt 2.4.2 wird dargestellt, dass dabei die Sicherheitsfaktoren für die Berechnung an die Gegebenheiten von solaren Receivern angepasst werden. In einer vorab zu dieser Arbeit veröffentlichten Studie [114] werden verschiedene Ansätze verglichen. Dazu wird herausgearbeitet, dass die maßgebliche Schädigung der Absorberrohre zum einen durch das tägliche Hoch- und Runterfahren der Anlage und zum anderen durch die Betriebsdauer im Bereich der Nennleistung hervorgerufen wird. Für eine Betriebsdauer von 30 Jahren ergebt sich demnach eine Beanspruchung von 10950 Zyklen und eine Beanspruchungsdauer von 87600 h. Unter diesen definierten Bedingungen wird für den Werkstoff 310N die zulässigen Kriech- und Ermüdungsschädigungen unter Berücksichtigung des Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramms in eine Darstellung der maximal zulässige Spannung über die maximal zulässige Dehnung überführt. Durch diesen Ansatz können die Auswirkungen der verschiedenen Sicherheitskonzepte auf eine anschauliche Art direkt miteinander verglichen werden. Abb. 5.2 zeigt die maximal zulässigen Dehnungen und Spannungen für verschiedene Sicherheitskonzepte. Mit kurzen hellen Strichen ist das Sicherheitskonzept nach ASME III.5 dargestellt. Weitere Konzepte nach Barua [75] und ein Konzept ohne Sicherheitsfaktoren sind ebenfalls gestrichelt, aber in zunehmend kräftigerem Farbton dargestellt. Von Binder et al. [114] wird ein neuartiges Sicherheitskonzept mit 95 %igem Konfidenzintervall sowohl für die Kriech-, als auch die Ermüdungsschädigung vorgeschlagen (durchgehende Linie in Abb. 5.2). Aufgrund des gleichen Konfidenzintervalls für beide Schädigungsarten, wird dieses Vorgehen auch nachfolgend verwendet. Die entsprechenden Sicherheitsparameter werden auf $K' = 1$, $S_\varepsilon = 2$ und $S_N = 12$ gesetzt. Das heißt, die aus dem Materialversuch ermittelte Ermüdungskurve für eine bestimmte Temperatur wird um den Faktor

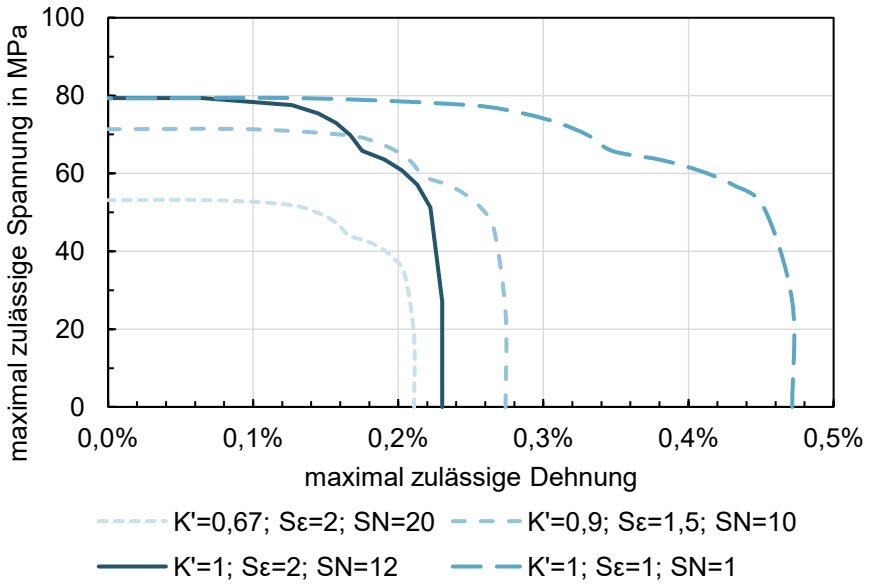


Abbildung 5.2: Vergleich verschiedener Sicherheitskonzepte. Der (Teil-)Sicherheitsfaktor bezüglich Kriechschädigung wird mit K' angegeben. Die (Teil-)Sicherheitsfaktoren der Ermüdungsschädigung werden bezüglich Dehnung S_ϵ und Lastzyklenzahl S_N angegeben (siehe [114]).

2 bezüglich der zulässigen Dehnungsschwingbreite und Faktor 12 bezüglich der zulässigen Lastzyklenanzahl reduziert. Dies ist als Schritt ① und ② in Abb. 5.3 dargestellt. Die resultierende Kurve mit den Sicherheitsparametern berücksichtigt jeweils die minimal zulässigen Kennwerte aus beiden verschobenen Kurven (siehe Schritt ③).

Zur Berücksichtigung von Korrosionseffekten wird die Kurve in dieser Arbeit auf Basis von Ermüdungskennwerten unter Korrosionseinfluss ein weiteres mal verschoben (siehe Schritt ④ in Abb. 5.3). Auf Basis der Ermüdungsversuche in der Salzschmelze konnten keine belastbaren Daten gewonnen werden, weshalb Zugversuchsdaten genutzt werden, um den Korrosionseinfluss auf die Bauteillebensdauer unter zyklischer Beanspruchung abzuschätzen. Die beiden phänomenologischen Modelle zur Beschreibung des Spannungs-Dehnungsverlaufs (Ramberg-Osgood, siehe Gleichung (5.1)) und zur Beschreibung des Zusammenhangs zwischen Dehnungsamplitude und Lebensdauer (Basquin- und Coffin-Manson-Gleichung, siehe Gleichung (5.2) und Abschnitt 2.1.2) werden dazu verknüpft. Das Modell nach Ramberg-Osgood setzt sich aus der elastischen Dehnungsamplitude ε_{ae}, die auch als Quotient von Spannungsamplitude σ_a und E-Modul E dargestellt werden kann, und der plastischen Dehnungsamplitude ε_{ap} zusammen. Der plastische Dehnungsanteil kann unter Berücksichtigung des zyklischen Verfestigungskoeffizienten K' und dem zyklischen Verfes-

tigungsexponenten n' ebenfalls als Funktion der Spannung dargestellt werden. Auch die Basquin- und Coffin-Manson-Gleichung setzt sich aus einem elastischen und einem plastischen Dehnungsanteil zusammen. Unter der Annahme, dass die Dehnungsschwingbreite der beiden Modelle ideal korrelieren, kann ein Zusammenhang zwischen den jeweiligen Koeffizienten (siehe Gleichung (5.3)) und Exponenten (siehe Gleichung (5.4)) hergeleitet werden. Diese Zusammenhänge ermöglichen, dass die Coffin-Manson-Parameter aus Zugversuchsdaten ermittelt werden [115].

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'}\right)^{\frac{1}{n'}} \tag{5.1}$$

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma^*}{E}\left(2N\right)^b + \varepsilon^*\left(2N\right)^c \tag{5.2}$$

$$K' = \frac{\sigma^*}{(\varepsilon^*)^{n'}} \tag{5.3}$$

$$n' = \frac{b}{c} \tag{5.4}$$

Zur Ermittlung der Parameter wird in der Literatur eine Vielzahl an Ansätzen unterschieden [115]. Für diese Arbeit wird der Ansatz für universelle Exponenten nach Manson [116] verwendet. Bei diesem Ansatz wird, im Gegensatz zu vielen anderen Ansätzen, der zyklische Dehnungskoeffizient auf Basis der Brucheinschnürung ermittelt, sodass der experimentell ermittelte Rückgang der Duktilität berücksichtigt wird. Als einfache Annäherung werden die Parameter sowohl für die vorab korrodierten Zugversuchsproben, als auch für die unkorrodierten Referenzproben ermittelt. Aus der Differenz der Kurven nach Coffin-Manson kann dann die prozentuale Veränderung der Lebensdauer ermittelt werden. Die prozentuale Veränderung wird pauschal auf alle Temperaturbereiche angewandt, obwohl die Zugversuche bei Raumtemperatur durchgeführt worden sind.

Die Bauteilschädigung wird analog zu ASME III.5 gemäß den Gesetzen der linearen Schadensakkumulation nach Miner [66] berechnet. Dabei wird die Gesamtschädigung durch Abgleich der Kriech- und Ermüdungsschädigungsanteile mit dem Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramm (siehe beispielhaft Abb. 5.4) bewertet. Der Korrosionseinfluss wird in dieser Arbeit direkt der Ermüdungsschädigung zugeordnet und die zulässige Anzahl an Lastzyklen entsprechend der Materialversuche reduziert. Die Berechnung der Kriechschädigung wird nicht bezüglich eines möglichen Korrosionseinflusses angepasst (siehe Abschnitt 6.2.3).

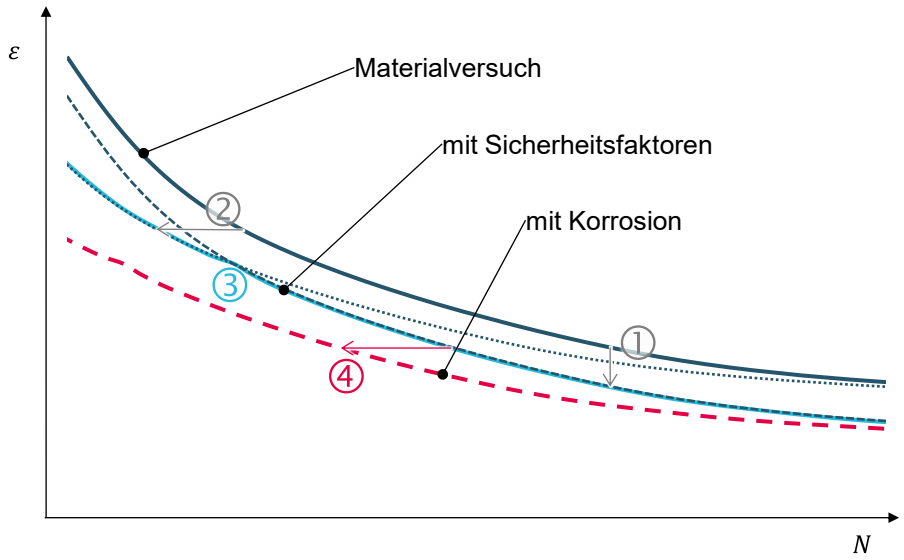


Abbildung 5.3: Schematische Darstellung der Verschiebung der Ermüdungskurven auf Basis von Versuchen in Salzatmosphäre; dabei ist die Referenzkurve für die Temperatur T_1 durchgehend und die verschobene Kurve gestrichelt dargestellt.

5.1.3 Darstellung der Bauteillebensdauer

Eine exakte Vorhersage des tatsächlich auftretenden Lastkollektivs ist für solare Receiver aufgrund der fluktuierenden Sonneneinstrahlung nicht möglich. Es können lediglich historische Daten von entsprechenden Messstationen herangezogen und in die Zukunft projiziert werden. Kistler hat die Direktnormalstrahlung (engl. Direct Normal Irradiance, DNI) eines Standortes über ein Jahr ausgewertet und in Gruppen gleicher Strahlungsintensität eingeteilt [117]. Dabei hat sich gezeigt, dass die maßgebliche Schädigung des Receivers aus dem täglich auftretenden Zyklus von der Inbetriebnahme bis zur maximalen Einstrahlung resultiert (vergleiche [117, 118, 68]). Deshalb werden in verschiedenen Studien (vergleiche [68, 72, 71, 77]) die aus Wolkendurchzügen resultierenden kleineren DNI Schwankungen vernachlässigt. Dieser vereinfachende Ansatz wird auch für die Bestimmung der Lebensdauer in Jahren verwendet. Das Lastkollektiv sieht einen Zyklus pro Tag vor, wobei von einer durchschnittlichen Verweildauer im heißen Zustand von acht Stunden ausgegangen wird.

Unter Berücksichtigung dieser Randbedingung können nun mittels FEM-Simulation die Schädigungsanteile für verschiedene Beanspruchungsdauern (zum Beispiel 2, 5, 10, 20 und

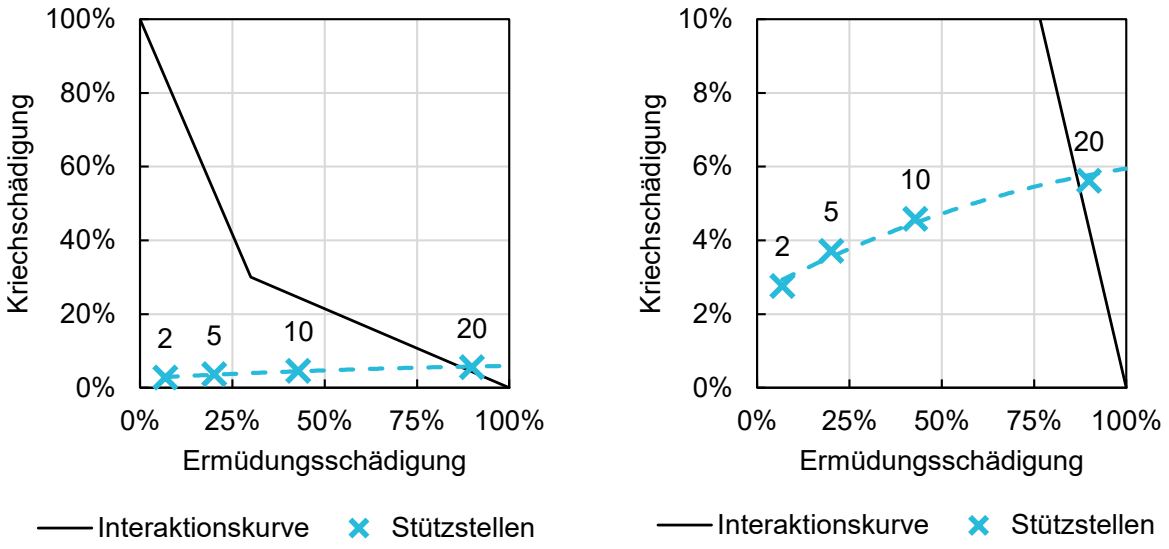
30 Jahre) ermittelt werden. Am Beispiel der Kriech- und Ermüdungsschädigungsberechnung nach ASME III.5 können die berechneten Schädigungsanteile nun in das sogenannte Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramm eingetragen werden. Abb. 5.4(a) zeigt exemplarisch, wie ein derartiges Diagramm mit den eingetragenen Schädigungsanteilen aussehen kann. Der zeitliche Verlauf der Datenpunkte kann durch eine beliebige Polynomfunktion nach Gleichung (5.5) angenähert werden (siehe Abb. 5.4(b)). Die Bestimmung der entsprechenden Parameter erfolgt durch eine Regressionsrechnung. Die resultierende Funktion wird als Schädigungskennlinie bezeichnet. Sie beschreibt für einen spezifischen Lastfall den auftretenden Kriechschädigungsanteil D_c als Funktion des auftretenden Ermüdungsschädigungsanteils D_f. Die zulässigen Schädigungsanteile werden durch die sogenannte Interaktionskurve definiert. Für den in Abb. 5.4(a) dargestellten Werkstoff ist sie abschnittsweise definiert (siehe Gleichung (5.6)). Während des Betriebes wird die Schädigung entlang der Schädigungskennlinie ansteigen. Das rechnerische Versagen der Komponente tritt auf, wenn sich die Schädigungskennlinie und die Interaktionskurve schneiden. Da die zuvor berechneten Schädigungsanteile direkt mit einer Betriebsdauer verknüpft sind, kann über die Bogenlänge der Schädigungskennlinie die erwartete Lebensdauer in Jahren bestimmt werden. In diesem Beispiel beträgt die Lebensdauer in etwa 19 Jahre [114].

$$D_c = a_n D_f^n + a_{n-1} D_f^{n-1} + ... + a_1 D_f + a_0 \tag{5.5}$$

$$D_c = \max\left(-\frac{7}{3} D_f + 1; -\frac{3}{7} D_f + \frac{3}{7}\right) \tag{5.6}$$

Ein kontinuierlicher Materialverlust beziehungsweise eine kontinuierliche Reduktion der Rohrwandstärke kann mittels FEM nicht abgebildet werden. Deshalb wird der Materialverlust (und die Oxidschichtdicke) über der Zeit für die Modellbildung diskretisiert. Für jeden dieser diskreten Korrosionszustände wird eine Simulation über die gewünschte Betriebsdauer, zum Beispiel 30 Jahre, durchgeführt. In jeder einzelnen Simulation werden die Randbedingungen für Materialverlust und Oxidschichtdicke konstant gehalten. Deshalb hat jeder Simulationslauf einen gewissen Gültigkeitsbereich. Die Simulationsläufe werden zur Bestimmung der Bauteillebensdauer abschnittsweise zusammengesetzt.

Das Vorgehen ist schematisch in Abb. 5.5 dargestellt. In der linken Abbildung sieht man die diskretisierten Schädigungsverläufe im Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramm für drei verschiedene Simulationen (S_1 bis S_3). In diesen Schädigungsverläufen sind diejenigen



(a) Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramm mit den Schädigungsanteilen nach entsprechender Beanspruchungsdauer [114]

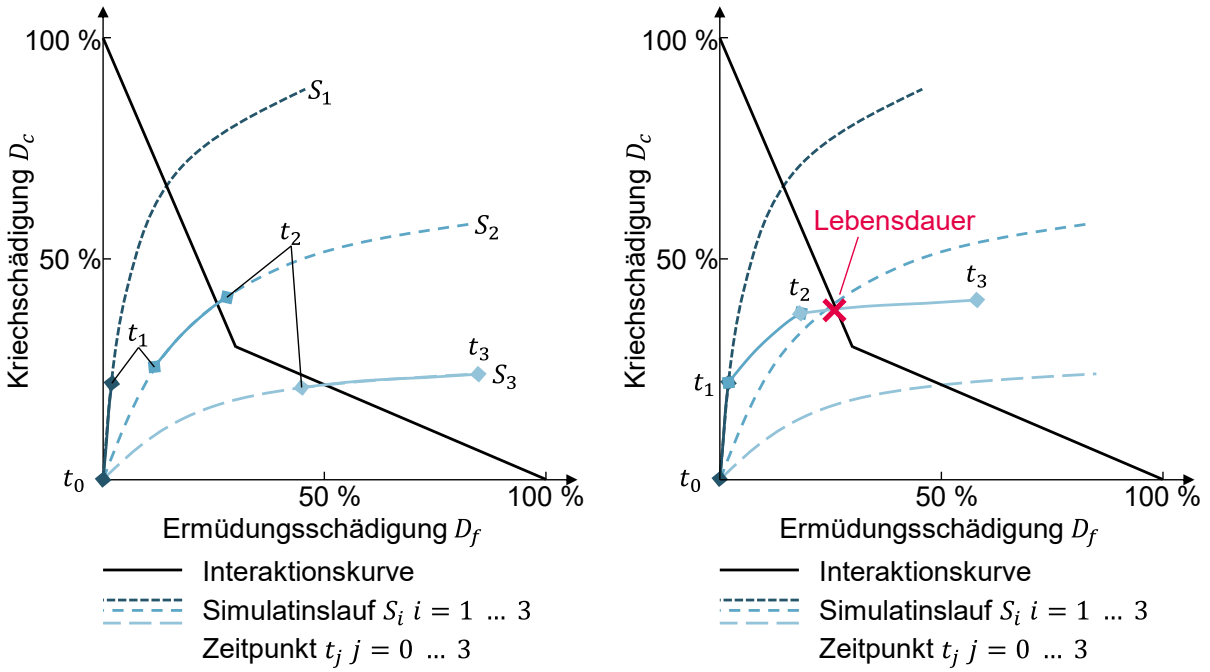
(b) Ausschnitt des Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramms [114]

Abbildung 5.4: Schematische Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramme in denen die Kriech- über der Ermüdungsschädigung aufgetragen ist. Dabei sind die Schädigungsanteile nach entsprechender Beanspruchungsdauer als Stützstellen markiert und mit einer gestrichelten Linie verbunden. Zudem ist die Interaktionskurve als Kriterium für die maximal zulässige Schädigung eingetragen.

Zeitintervalle markiert, in denen die Simulationen einen definierten Korrosionszustand repräsentieren:

- S_1: $[t_0$ bis $t_1]$
- S_2: $]t_1$ bis $t_2]$
- S_3: $]t_2$ bis $t_3]$

In der rechten Abbildung sind weiterhin die einzelnen Schädigungsverläufe dargestellt. Zusätzlich ist hier der aus den Teilintervallen zusammengesetzte Schädigungsverlauf als durchgehende Linie dargestellt. Diese entspricht einer Annäherung des tatsächlichen Schädigungsverlauf auf Basis der diskretisierten Korrosionszustände. Dieser zusammengesetzte Kurvenverlauf kann genutzt werden, um die Lebensdauer in Jahren unter zeitlich veränderlichem Korrosionseinfluss abzuschätzen. Je feiner der Korrosionsverlauf diskretisiert wird, desto genauer wird das Ergebnis für die Lebensdauerabschätzung. Aus Gründen der



(a) Schädigungskennlinien aus FE-Simulationen für verschiedene Korrosionszustände (S_1 bis S_3). Zu den Zeitpunkten t_1 und t_2 wird für die Bewertung der Bauteillebensdauer auf eine andere Schädigungskennlinie gesprungen, da diese für den Korrosionszustand des Bauteils maßgebend wird.

(b) Aus den einzelnen Abschnitten zusammengesetzte Schädigungskennlinien zur Bestimmung der Lebensdauer (schnittpunkt mit der Interaktionskurve) mit zeitlich veränderlichem Korrosionseinfluss.

Abbildung 5.5: Schematische Darstellung zur Ermittlung des Lebensdauerverlaufs für diskret simulierte Korrosionszustände im Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramm.

besseren Übersichtlichkeit sind in diesem Beispiel lediglich drei Diskretisierungsschritte aufgezeigt.

5.2 Entwicklung des Lebensdauermodells

In Abschnitt 5.1 sind die drei Ebenen des Lebensdauermodells eingeführt worden: Das thermische und strukturmechanische Simulationsmodell, sowie die zulässige Beanspruchung. Nachfolgend wird am Beispiel des Werkstoffs DMV 310N gezeigt, inwiefern Korrosion auf diesen drei Ebenen die Lebensdauer beeinflusst und ein Konzept zur Bewertung des Korrosionseinflusses auf die Receiverlebensdauer erarbeitet.

5.2.1 Einfluss der Korrosion auf das thermische Modell

Die Versuchsergebnisse aus Abschnitt 4.2 zeigen, dass beim Werkstoff 310N nach 2000 h unter zyklischen Bedingungen eine Oxidschichtdicke von 24 µm gewachsen ist. Nach der gleichen Versuchszeit wird ein Materialverlust von 12 µm gemessen. Somit ist die gewachsene Oxidschicht deutlich dicker, als der Materialverlust und dementsprechend auch maßgebend für das thermische Modell. Durch Korrosion steigt somit der thermische Widerstand im Rohr insgesamt an. Eine Erhöhung des thermischen Widerstandes führt bei gleicher solarer Einstrahlung und Salztemperatur zu einem Anstieg der Rohrtemperatur. Dies führt wiederum zu einem höheren Temperaturgradienten über Rohrumfang und damit zu erhöhten Bauteilspannungen. Zudem sind bei höheren Temperaturen die zulässigen Materialkennwerte geringer. Sowohl die höheren Temperaturen, als auch die höheren Spannungen führen somit zu einer Reduktion der Bauteillebensdauer.
Das Wachstum der Oxidschicht und die Materialverluste steigen in den Versuchen nicht linear mit der Zeit an, sondern zeigen näherungsweise ein parabolisches Wachstumsverhalten. Aufgrund von nicht plausiblen Messwerten beim Werkstoff 310N (siehe Abschnitt 4.3) kann die Korrosionskinetik nicht sinnvoll ermittelt werden. Für den Materialverlust erfolgte die Extrapolation auf Basis der isothermen Messwerte (siehe Abb. 5.6), da die Materialverluste für zyklische Versuchsbedingungen in einer ähnlichen Größenordnung liegen (vergleiche Abschnitt 4.2.2). In dieser Abbildung ist der Materialverlust über der Zeit für den Gas- und den Salzbereich aufgetragen. Zudem ist jeweils für beide Expositionsbereiche die mittels Ausgleichsrechnung ermittelte Funktion als gestrichelte Linie aufgetragen und die ermittelten Funktionsparameter oben links dargestellt. Die für den Salzbereich ermittelte Funktion (siehe Gleichung (5.7)) wird in der Folge für die Extrapolation des Materialverlusts verwendet. Für die Oxidschichtdicke wird, auf Basis der zyklischen Versuchsergebnisse in Tabelle 5.1 davon ausgegangen, dass sie stets doppelt so dick ist, wie der bis zu diesem Zeitpunkt aufgetretene Materialverlust.

$$s = 0,34 \cdot t^{0,438} \tag{5.7}$$

Die näherungsweise parabolische Korrosionskinetik soll in der thermischen Simulation berücksichtigt werden können. Dafür wird nachfolgend ein vereinfachendes thermisches

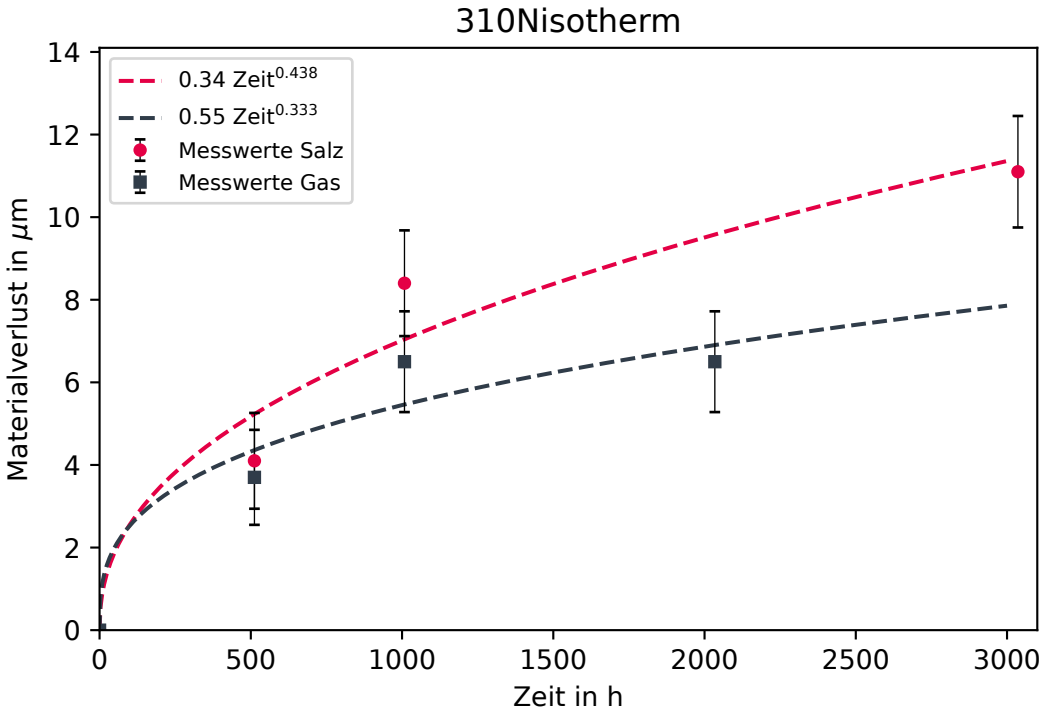


Abbildung 5.6: Maßgebliche Korrosionseffekte auf den thermischen Widerstand eines Absorberrohres

Modell eingeführt:

Die Oxidschicht wird im thermischen Modell nur indirekt über einen thermischen Ersatzwiderstand abgebildet. Dazu wird der thermische Leitwiderstand der Korrosionsschicht mit dem thermischen Übergangswiderstand zwischen Rohroberfläche und WTM zusammengeführt (siehe Abb. 5.7). Dieser thermische Ersatzwiderstand kann dann für die thermische Simulation wieder in einen Wärmeübergangskoeffizienten überführt und auf der Rohrinnenseite als Randbedingung aufgeprägt werden. Der thermische Ersatzwiderstand ist neben der Schichtdicke, auch von der Wärmeleitfähigkeit der Oxidschicht abhängig.

Tabelle 5.1: Oxidschichtdicke und Materialverlust unter zyklischen Bedingungen

Versuchsdauer in Stunden	Oxidschichtdicke in µm	Materialverlust in µm
750	11[9;13]	6,5 (± 0,6)
1500	24[21;26]	12 (± 0,6)
3000	20[17;23]	8,7 (± 0,6)

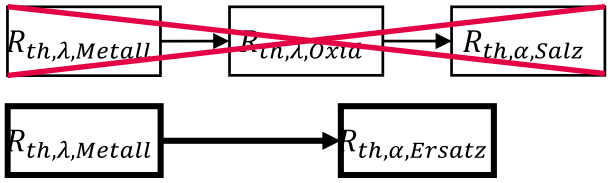


Abbildung 5.7: Schema zur Bildung des thermischen Ersatzwiderstandes.

Tabelle 5.2: Simulationsdauer mit den dazugehörigen Oxidschichtdicken und Materialverlusten

Expositionsdauer in Jahren	Oxidschichtdicke in µm	Materialverlust in µm
0	0	0
$0 < \text{Zeit} \leq 1$	24	12
$1 < \text{Zeit} \leq 6$	50	25
$6 < \text{Zeit} \leq 15$	80	40
$15 < \text{Zeit} \leq 30$	100	50

Eisenoxid ist der häufigste Verbindungstyp in der Oxidschicht (siehe Abschnitt 4.2.6) und weist laut Literatur eine Wärmeleitfähigkeit zwischen 2 und 6 $\frac{\mathrm{W}}{\mathrm{m^2\,K}}$ auf (siehe Abschnitt 2.4.3). Der Einfluss der Korrosion wird in dieser Arbeit auf eine konservative Art und Weise berücksichtigt, sodass für die Wärmeleitfähigkeit der Oxidschicht ein Wert von 2 $\frac{\mathrm{W}}{\mathrm{m^2\,K}}$ verwendet wird.

In Abschnitt 5.1.3 wird die diskrete Änderung der Rohrwandstärke beziehungsweise des Materialverlusts eingeführt. Für die nachfolgenden Bewertungen werden vier diskrete Zeitintervalle definiert. Dazu wird der nach 2000 h Korrosion gemessene Materialverlust für das erste Betriebsjahr (circa 2900 h) verwendet. Die Materialverluste für die weiteren Betriebsjahre werden mit Gleichung (5.7) extrapoliert. Die Oxidschichtdicken werden, wie bereits ausgeführt wurde, im Vergleich zum Materialverlust verdoppelt. Eine Übersicht über die Zeitintervalle und die zugewiesenen Oxidschichtdicken und Materialverluste sind in Tabelle 5.2 dargestellt.

5.2.2 Einfluss der Korrosion auf das strukturmechanische Modell

Die mechanische Modellbildung wird durch die Korrosion an einem zentralen Punkt beeinflusst, dem Materialmodell. Durch die Versprödung des Werkstoffes verändert sich auch die Spannungs-Dehnungskurve und mit ihr das Materialmodell. Die Zugversuche bei Raumtemperatur an Proben ohne und mit Korrosion (siehe Abb. 5.8) zeigen, dass die Kurvenverläufe der korrodierten Proben im plastischen Verformungsbereich Richtung höherer Spannungen verschoben sind. Die Ermüdungsversuche bei 600 ℃ bestätigen diese Beobachtungen: Die auftretenden Spannungen bei vorab, durch Auslagerung an Luft oder Vorkorrosion, wärmebehandelten Proben sind höher. Darüber hinaus zeigt sich allerdings auch, dass die ausgelagerten und korrodierten Proben eine deutlich geringere zyklische Verfestigung aufweisen. Somit ist über die gesamte Versuchsdauer gesehen die mittlere Bauteilspannung geringer. Dies kann mittels sogenannter Spannungs-Zyklen-Kurven (S-N-Kurven) gut visualisiert werden, die den maximalen Spannungswert aller Zyklen enthalten. Abb. 5.9 zeigt die S-N-Kurvenverläufe für ausgewählte Versuche ohne Korrosionseinfluss, mit Vorkorrosion, sowie mit und ohne Salzfüllung der Proben während des LCF-Versuchs. Die Probe mBL6d2 wurde im Auftrag der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH beprobt [119] und zeigt den Verlauf für eine Vollprobe ohne Auslagerung mit einer Dehnungsschwingbreite von ±0,3 %. Alle anderen gezeigten Kurvenverläufe wurden an Hohlproben mit einer Dehnungsschwingbreite von ±0,25 % ermittelt. Die Probe LCF-21 wurde wie die Vollprobe ohne Salzeinfluss beprobt. Beide Kurven weisen einen ähnlichen Verlauf auf, wobei die Vollprobe aufgrund der größeren Dehnungsschwingbreite einer geringeren Lastzyklenanzahl standhält. Die Probe LCF-20 war während des Ermüdungsversuchs mit Salz gefüllt. Die ersten 2000 Zyklen ist der Verlauf nahezu identisch mit LCF-21, anschließend bewegen sich die Spannungen auf einem um 10 bis 20 MPa niedrigerem Niveau. Sie bricht nach etwa 12000 Zyklen im Gewinde. Die Probe LCF-2 wurde für 500 h bei 600 ℃ in Salz vorkorrodiert und anschließend an Luft beprobt. Die Probe 1514 wurden ebenfalls an Luft beprobt, war davor allerdings für 750 h im Korrosionsprüfstand unter thermozyklischer Beanspruchung. Die beiden Kurvenverläufe sind nahezu deckungsgleich. Jedoch endet jene der Probe 1514 bei einer geringeren Zyklenanzahl, da ein vorzeitiger Bruch im Gewinde auftrat. Die Probe LCF-3 wurde für 500 h bei 600 ℃ in Salz vorkorrodiert und anschließend mit Salz gefüllt beprobt. Das Span-

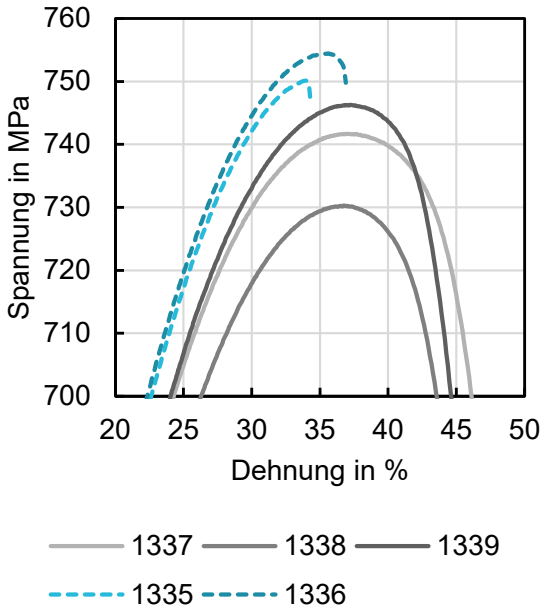


Abbildung 5.8: Ausschnitt des Spannungs-Dehnungs-Diagramms von 310N ohne Korrosion (Probennummer 1337-39) und mit 3000 h Korrosion (Probennummer 1335-36).

nungsniveau dieser mit Salz gefüllten Probe verläuft, ähnlich wie bei den Proben ohne Vorkorrosion, auf einem niedrigeren Niveau, als die Probe ohne Salzfüllung.

Die Versuche sind ein Indiz dafür, dass die Salzschmelze einen Einfluss auf das plastische Materialverhalten hat und zu einer verminderten zyklischen Verfestigung führt. Dies wurde in der mechanischen Modellbildung berücksichtigt, indem die Fließbedingung im plastischen Materialmodell auf Basis der Probe LCF-3 erstellt wurde. Die ermittelten Materialparameter können Abschnitt A.3 entnommen werden. Damit beinhaltet dieses Materialmodell die beobachtete geringere zyklische Verfestigung unter Salzeinfluss, sodass bei gleicher plastischer Dehnung geringere Spannungen berechnet werden. Dies führt letztendlich zu einer Umverteilung zwischen den berechneten Ermüdungs- und Kriechschädigungsanteilen. Das kann je nach Belastungszustand auch die Lebensdauer verändern.

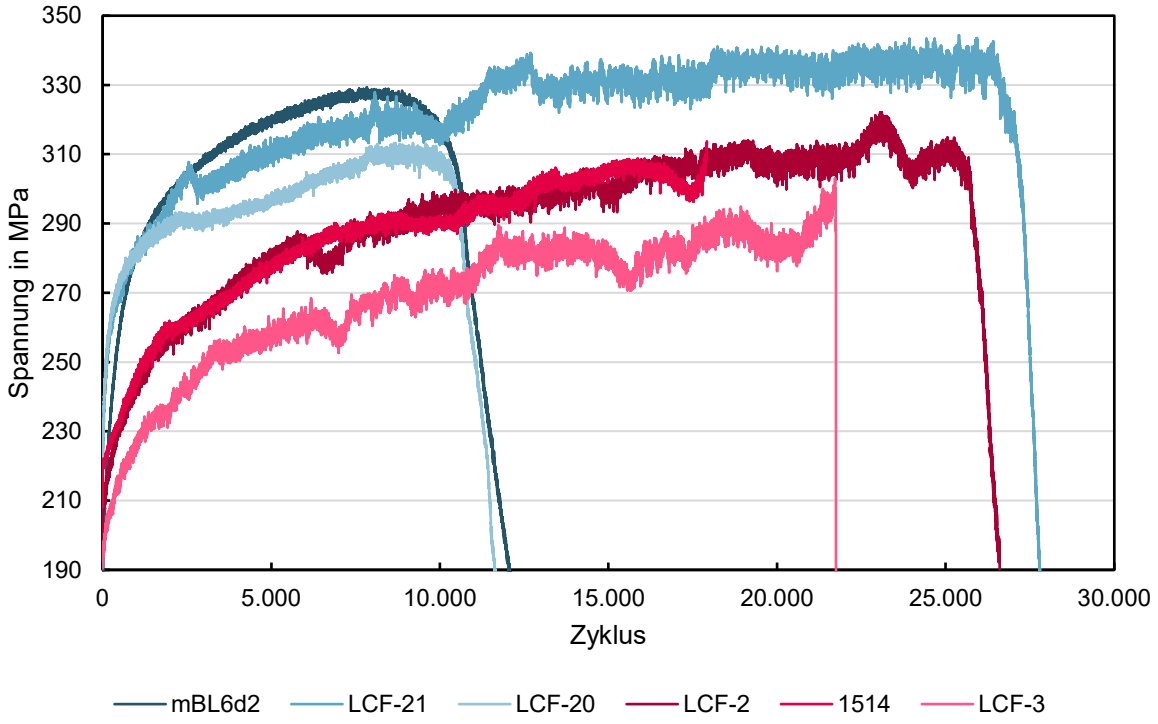


Abbildung 5.9: S-N-Kurven für Proben bei 600 °C ohne Korrosionseinfluss (mBL6d2, LCF-21), mit Salzfüllung während LCF-Versuch (LCF-20), mit Vorkorrosion und LCF-Versuch an Luft (LCF-2, 1514) sowie mit Vorkorrosion und Salzfüllung während LCF-Versuch (LCF-3).

5.2.3 Einfluss der Korrosion auf die zulässige Beanspruchung

Neben der auftretenden Bauteilbeanspruchung, geben die Versuche auch Hinweise darauf, dass sich die zulässige Beanspruchung durch die Exposition in der Salzschmelze verändert. Ein wichtiges Indiz dafür ist die beobachtete Versprödung bei Raumtemperatur. Sowohl die Kerbschlagversuche, als auch die Zugversuche zeigen, dass der Werkstoff 310N bei Exposition im Solarsalz zu fortschreitender Versprödung neigt. Da nur einzelne, mit einer sehr hohen Unsicherheit behaftete Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen vorliegen, wurde ein Ansatz aus der Literatur (vergleiche Abschnitt 5.1.2) verwendet, um aus den Zugversuchsergebnissen die Parameter für die Coffin-Manson-Beziehung zu ermitteln. Dabei ergeben sich die in Tabelle 5.3 dargestellten Parameter. Abb. 5.10 zeigt exemplarisch die resultierende mittlere zulässige Lastzyklenanzahl bei einer Dehnungsschwingbreite von 0,56 % für die Referenzproben und die Proben aus dem Salzbereich. Zusätzlich ist das jeweilige Konfidenzintervall für ein Vertrauensniveau von 90 % angegeben. Die berechnete Lebensdauer reduziert sich im Vergleich zu den Referenzproben, je nach Expositionsdau-

Tabelle 5.3: Coffin-Manson-Parameter aus Zugversuchsdaten für den Werkstoff 310N

Parameter	Referenz	750 h Korrosion	1500 h Korrosion	3000 h Korrosion
E	210333	194667	199250	208750
$\sigma_f^{'}$	1405	1426	1413	1430
$\varepsilon_f^{'}$	0,77	0,49	0,43	0,39
b	-0,12			
c	-0,60			

er in der Salzschmelze, um 27 % (750 h), 42 % (1500 h) beziehungsweise 52 % (3000 h). Die Lebensdauerreduktion könnte für längere Expositionszeiten extrapoliert und dann mit dem Beanspruchungsverhältnis von 8 h pro Zyklus in äquivalente Lastzyklen umgerechnet werden. In dieser Arbeit wird aufgrund der Unsicherheiten im Ansatz nach Manson und dem relativ großen Konfidenzintervall darauf verzichtet. Stattdessen wird die zulässige Dehnung mit den Coffin-Manson-Parametern nach 3000 h Korrosion für verschiedene Zyklenanzahlen berechnet. Für den Referenzzustand werden aus den Parametern ebenfalls die zulässigen Dehnungen ermittelt. Die prozentuale Veränderung der zulässigen Dehnung ist in Abb. 5.11 über die Zyklenanzahl als durchgehende Linie aufgetragen. Bei niedriger Lastzyklenanzahl ist die Abnahme der zulässigen Dehnungen groß. Sie wird allerdings mit steigender Lastzyklenanzahl geringer.

Die prozentuale Veränderung der zulässigen Dehnungsschwingbreite entspricht dem Einfluss der Korrosion in der Salzschmelze auf die zulässige Beanspruchung und wird nachfolgend zur Modifikation der Ermüdungskurven (ε-N-Kurven) verwendet. Die ursprünglichen Ermüdungskurven werden aus ASME III.5.HBB-T entnommen und sind in Abb. 5.11 als gepunktete Linien eingetragen. Die verschiedenen Linien sind verschiedenen Temperaturen in °C zugeordnet. Diese Kurven werden in einem ersten Schritt mit der berechneten prozentualen Reduktion der zulässigen Dehnungsschwingbreite in Abhängigkeit der Zyklenanzahl multipliziert. Dies wird vereinfachend auf alle Temperaturbereiche angewandt, auch wenn die Parameter auf Basis von Zugversuchen bei Raumtemperatur ermittelt wurden. Durch die Multiplikation werden die Kurven im Diagramm nach unten verschoben und die Krümmung der Kurven verändert. Da die Kurven weiterhin numerisch verar-

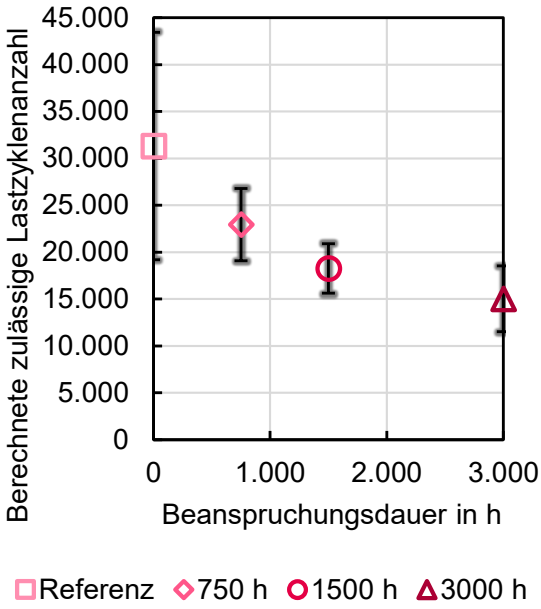


Abbildung 5.10: Mittlere zulässige Lastzyklenanzahl in Abhängigkeit der Expositionsdauer im Solarsalz bei 600 °C für den Werkstoff 310N unter Verwendung der Coffin-Manson Beziehung nach [116]; Dehnungsschwingbreite $\Delta\varepsilon = 0{,}56$ %.

beitbar sein müssen, werden im nächsten Schritt die Kurvenverläufe durch eine Funktion angenähert. Diese Annäherung erfolgt, wie für die ε-N-Kurven ohne Korrosionseinfluss, mit einer kubischen Polynomfunktion in der doppellogarithmischen Darstellung. Gleichung (5.8) zeigt diesen Zusammenhang für die zulässige Anzahl an Lastzyklen in Abhängigkeit der Dehnungsschwingbreite und der temperaturabhängigen Parameter a_0 bis a_3. Diese Kurvenverläufe sind in Abb. 5.11 als blau gestrichelte Kurven dargestellt.

$$N = \Delta\varepsilon^{a_1} \cdot 10^{a_0+(\log_{10}\Delta\varepsilon)^2\cdot(a_2+a_3\cdot\log_{10}\Delta\varepsilon)} \tag{5.8}$$

Zur besseren Orientierung sind die Kurven für 593 °C sowohl ohne als auch mit Korrosionseinfluss jeweils dicker dargestellt. Dies entspricht einer Temperatur, die häufig in Absorberrohren auftritt. Mit diesen neu generierten Kurven kann die Lebensdauer unter Korrosionseinfluss abgeschätzt werden.

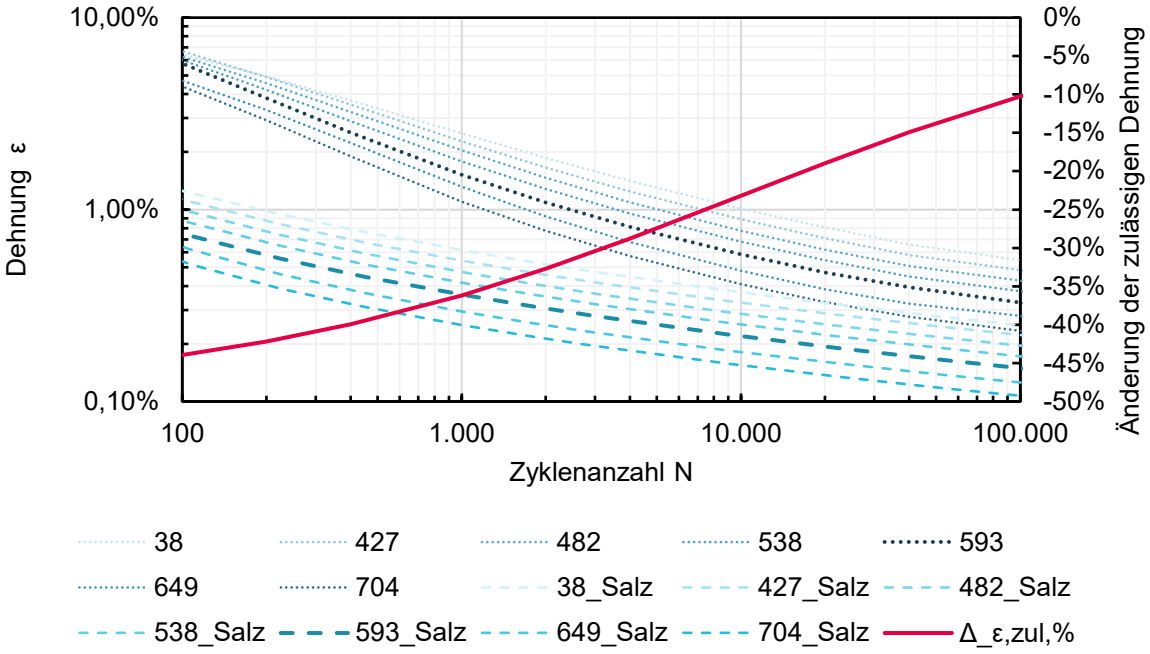


Abbildung 5.11: Ermüdungskurven für die unkorrodierte Bauteile (gepunktete Linien) und unter Salzeinfluss (gestrichelte Linien) für den Werkstoff 310N bei verschiedenen Temperaturen in °C; zudem ist die prozentuale Veränderung der zulässigen Dehnung aufgrund der Salzumgebung über der Zyklenzahl auf Basis der Coffin-Manson-Parameter ($\Delta_{\varepsilon,zul,\%}$) dargestellt.

Kapitel 6

Anwendung des Lebensdauermodells

Dieses Kapitel gliedert sich in drei Unterkapitel. Im ersten wird auf die Berechnung der Lebensdauer eingegangen. Dabei wird die programmtechnische Umsetzung der Lebensdauerbewertung und das dabei verwendete Simulationsmodell eingegangen. Abgeschlossen wird dieser Abschnitt durch den Abgleich des Materialmodells durch Nachrechnung von Materialversuchen. Im zweiten Unterkapitel wird dann das entwickelte Lebensdauermodell am sternförmigen Receiver demonstriert und die Auswirkung von Korrosionseffekten auf die Bauteillebensdauer diskutiert. Im letzten Abschnitt erfolgt dann ein Vergleich der Lebensdauer von ein- und beidseitig bestrahlten Absorberrohren. Unter Berücksichtigung von weiteren Veröffentlichungen wird das sternförmige Receiverkonzept bezüglich Chancen und Risiken bewertet und eine Empfehlung für weitere Entwicklungsarbeiten abgegeben.

6.1 Lebensdauerberechnung

Während der Entwicklung eines solar-thermischen Receivers mit Flüssigsalz als WTM erfolgt die Lebensdauerbewertung nach der grundlegenden Dimensionierung des Receivers. Das heißt zu diesem Zeitpunkt liegt bereits ein Receiverdesign mit entsprechenden verfahrenstechnischen Kenngrößen vor. Für das kommerzielle sternförmige Receiverdesign sind die wesentlichen Daten in Tabelle 2.8 zusammengefasst. Die Lebensdauerberechnung selbst kann gemäß Abb. 6.1 in vier Schritte untergliedert werden.
Für die thermische Simulation sind neben der Fluidtemperatur am Receivereintritt insbesondere Flussdichtekarten notwendig, welche die dreidimensionale Verteilung der kon-

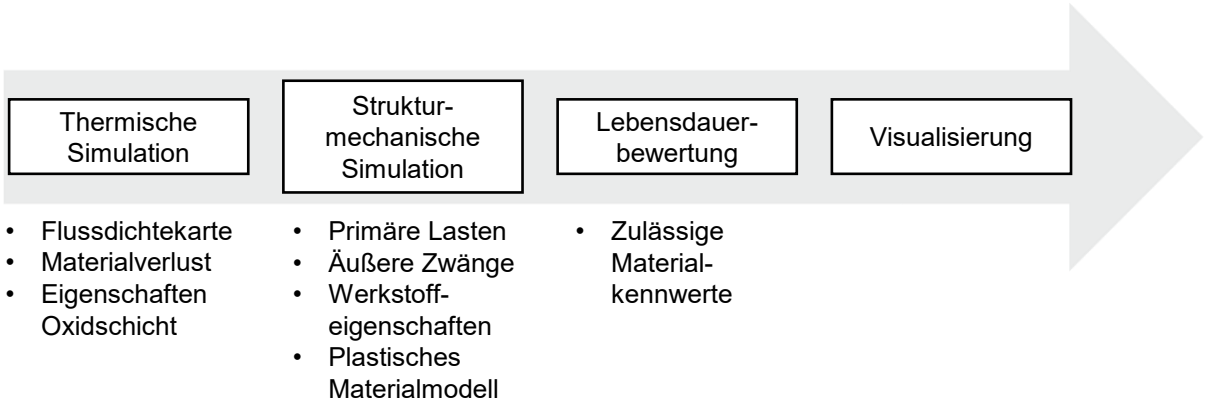


Abbildung 6.1: Ablauf der Lebensdauerbewertung.

zentrierten Solarstrahlung an den Absorberrohren darstellt. Diese Karten werden durch optische Simulationen des Systems Heliostatfeld-Receiver ermittelt. Zudem sind bei Berücksichtigung von Korrosionseffekten auch der Materialverlust und die Eigenschaften der Oxidschichtdicke wichtig, also deren Wärmeleitfähigkeit und die Wachstumskinetik. Mit diesen Informationen kann für verschiedene Betriebszustände die Temperaturverteilung in den Absorberrohren für den gesamten Receiver ermittelt werden. Die Ergebnisse der thermischen Simulation werden dann an das struktur-mechanische Modell übertragen. Zusätzlich werden primäre Lasten und sekundäre Last, wie zum Beispiel Verformungseinschränkungen, auf das Modell aufgeprägt. Zudem müssen die Materialmodelle auf Basis entsprechender Materialdaten erstellt werden, sodass auch inelastische Verformungen simuliert werden können. Aus diesen Simulationen resultiert dann der Dehnungs- und Spannungsverlauf über die simulierte Betriebsdauer. Der Temperatur-, Dehnungs- und Spannungsverlauf wird dann gemeinsam mit den zulässigen Materialkennwerten für die Bewertung der Lebensdauer verwendet. Abschließend kann die Bauteillebensdauer mit entsprechender Software als 3D-Modell visualisiert werden.

6.1.1 Ablauf der Lebensdauerbewertung

Die Lebensdauerbewertung ist in Abb. 6.2 nochmal deutlich detaillierter dargestellt. Der Fokus liegt dabei auf dem Informationsfluss während der Lebensdauerbewertung. Diese Darstellung ist bezüglich Detailgrad zwischen dem Überblick in Abb. 6.1 und dem detaillierten Vorgehen zur Lebensdauerberechnung in Abschnitt 5.1.3 einzuordnen.

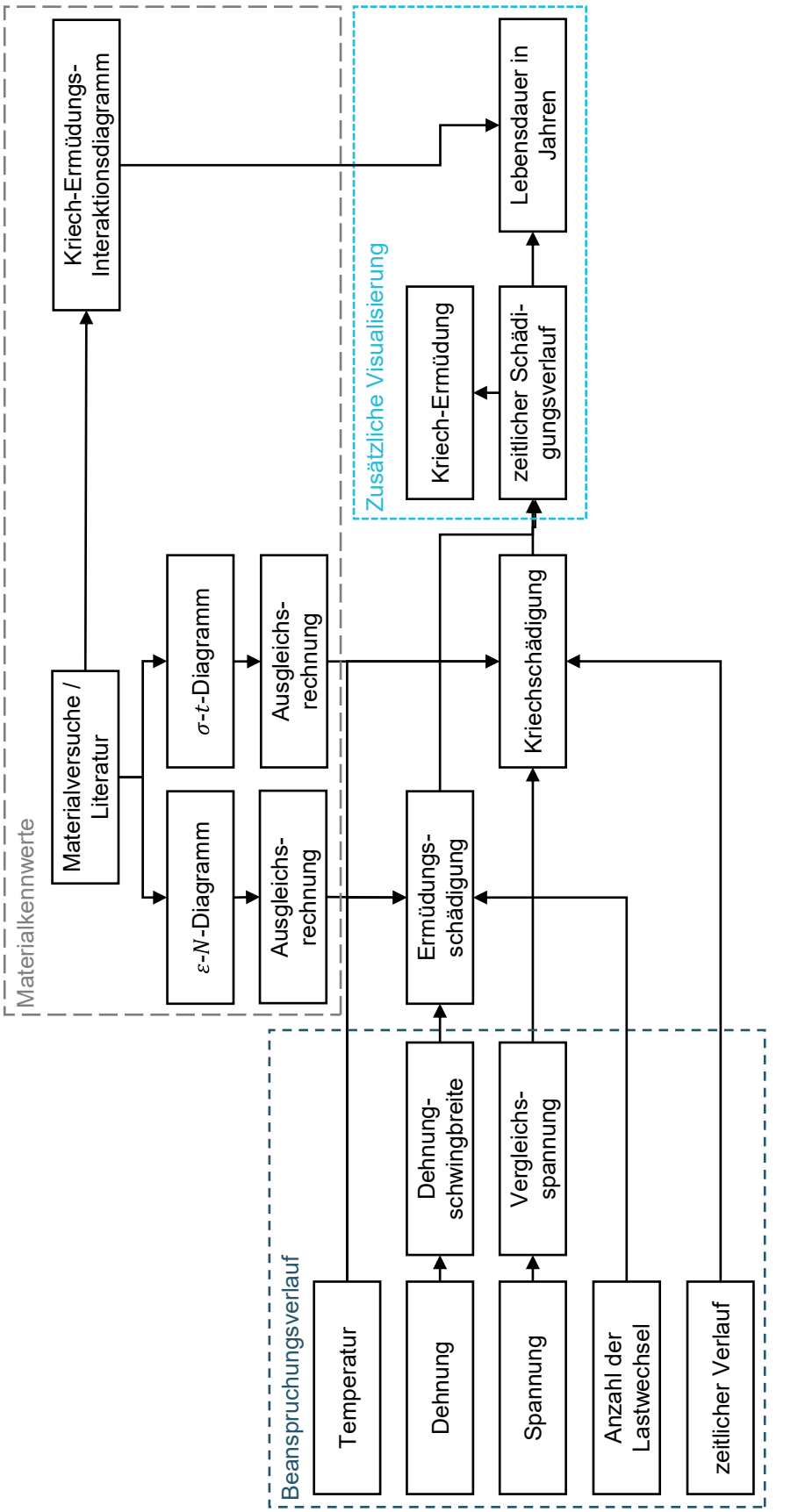


Abbildung 6.2: Detaillierter Ablaufplan zur Lebensdauerbewertung. Die Hauptschritte sind die Ermittlung des Beanspruchungsverlaufs, sowie der relevanten Materialkennwerte, woraus dann die Schädigungsanteile berechnet werden. Diese können anschließend visualisiert werden.

Zur Bewertung der Lebensdauer in Jahren müssen die mittels FEM-Simulation ermittelten Kenngrößen im sogenannten Postprocessing weiterverarbeitet werden. Die Weiterverarbeitung der Daten erfolgt nachgelagert an die Simulation und nicht direkt in der FEM-Software. Für eine effiziente Datenverarbeitung ist im Rahmen dieser Arbeit eine Routine zur automatisierten Auswertung erarbeitet worden. Die Implementierung erfolgt als Erweiterung des sogenannten Multi-Axial-Fatigue-Tool (MAFT), welches zur automatisierten Bewertung von Ermüdungsschädigungen im mehrachsigen Spannungszustand im MAN Konzern im Einsatz ist. Dieses Tool basiert auf einer Python-Programmierumgebung und kann FEM-Ergebnisse einlesen, verarbeiten und zum Beispiel als 3D-Visualisierung wieder ausgeben.

Die Dateneingabe kann im Wesentlichen in zwei Blöcke unterteilt werden: Zum einen der Beanspruchungsverlauf und zum anderen die Materialkennwerte. Der Beanspruchungsverlauf bezieht sich auf die räumliche Verteilung sowie den zeitlichen Verlauf von Temperatur, Dehnung und Spannung. Diese Angaben werden für jeden einzelnen Knoten im Netz der FEM-Simulation eingelesen. Als Vorbereitung für die eigentliche Bewertung wird dann im MAFT aus dem zeitlichen Verlauf der Dehnungen die auftretenden Dehnungsschwingbreiten berechnet (siehe Abschnitt 2.4.1). Mit einem sogenannten Rainflow-Counting-Algorithmus können die auftretenden Lastzyklen aus dem zeitlichen Dehnungsverlauf extrahiert werden. Die Vergleichsspannung wird direkt für alle diskreten Zeitpunkte der Simulation ermittelt (siehe Abschnitt 2.4.1). Parallel dazu werden die zulässigen Materialkennwerte aus der Literatur, zum Beispiel ASME III.5 entnommen, oder wie für den Werkstoff 310N direkt aus Versuchsdaten ermittelt. Die relevanten Materialkennwerte sind dabei die zulässige Dehnung über die Anzahl der Lastzyklen (ε-N-Diagramm), die zulässige Spannung über die Beanspruchungsdauer (σ-t-Diagramm) und Informationen zur Wechselwirkung von Kriech- und Ermüdungseffekten im sogenannten Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramm. Zur Berücksichtigung von Korrosionseffekten sollten die Materialversuche zur Erstellung der genannten Diagramme mit der Absorberrohrgeometrie und Salzexposition durchgeführt werden. Die dafür notwendige hohe Zahl an Versuchen liegt für diese Arbeit nicht vor, weshalb in Abschnitt 5.1.2 ein vereinfachender Ansatz eingeführt worden ist. Für die programmiertechnische Umsetzung dieser Diagramme ist eine mathematische Beschreibung notwendig. Der Zusammenhang von Dehnung und zuläs-

siger Anzahl an Lastwechseln wird mit den ‹Basquin- und Coffin-Manson-Gleichungen› (vergleiche Abschnitt Abschnitt 2.1.2) beschrieben und um einen halb-logarithmischen Zusammenhang zwischen Temperatur und zulässiger Anzahl an Lastwechseln ergänzt. Die ‹Larson-Miller-Parameter› (vergleiche Abschnitt 2.1.1) werden für die Beschreibung des Zusammenhangs von Spannung und zulässiger Beanspruchungsdauer herangezogen [120].

Damit stehen alle notwendigen Daten zur Verfügung, sodass die Berechnung der Schädigungsanteile nach ASME III.5 [14] für jeden einzelnen Knoten über alle Zeitschritte gestartet werden kann. Die Ermüdungsschädigung wird aus dem Quotienten von auftretender und zulässiger Anzahl an Lastwechseln ermittelt (vergleiche Abschnitt 2.4.1). Die Kriechschädigung wird durch nummerische Integration des Kehrwertes der zulässigen Beanspruchungsdauer über ein gegebenes Zeitintervall (zum Beispiel ein Lastschritt der FEM-Simulation) berechnet.

Für die Berechnung der Kriech-Ermüdungs-Schädigung nach ASME III.5 werden die Kriech- und Ermüdungsschädigungen über der Zeit addiert und dann die Konformität mit dem Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramm abgeglichen (vergleiche Abschnitt 2.4.1). Für eine spätere Visualisierung wird den konformen Knoten der Wert 0 und nicht konformen Knoten der Wert 1 zugewiesen. Mit einem entsprechenden Programm können dann die nicht geschädigten und geschädigten Bereiche in einem 3D-Modell farblich unterschiedlich visualisiert werden. Somit sind die hoch belasteten Bereiche direkt auf einen Blick erkennbar [120].

Für die Bestimmung der Lebensdauer (siehe Abschnitt 5.1.3) wird nicht die Gesamtschädigung über die gesamte Beanspruchungsdauer, sondern die Schädigung für jeden einzelnen Simulations-Zeitschritt berechnet und in das Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramm eingetragen. Der Verlauf dieser Punkte (Schädigungskennlinie) ist in der programmtechnischen Umsetzung durch abschnittsweise definierte lineare Funktionen angenähert (siehe Abb. 6.3). Eine dieser linearen Funktionen schneidet die Interaktionskurve. Aus den Abstandsverhältnissen des Schnittpunkts zu den beiden benachbarten Simulations-Zeitschritten kann die Lebensdauer in Jahren berechnet werden. Für den allgemeinen Fall einer höherwertigen Funktionen mit mehreren Stützpunkten, wird die Bogenlänge der Fitting-Funktion für die Bestimmung der Lebensdauer herangezogen. Dabei wird aus

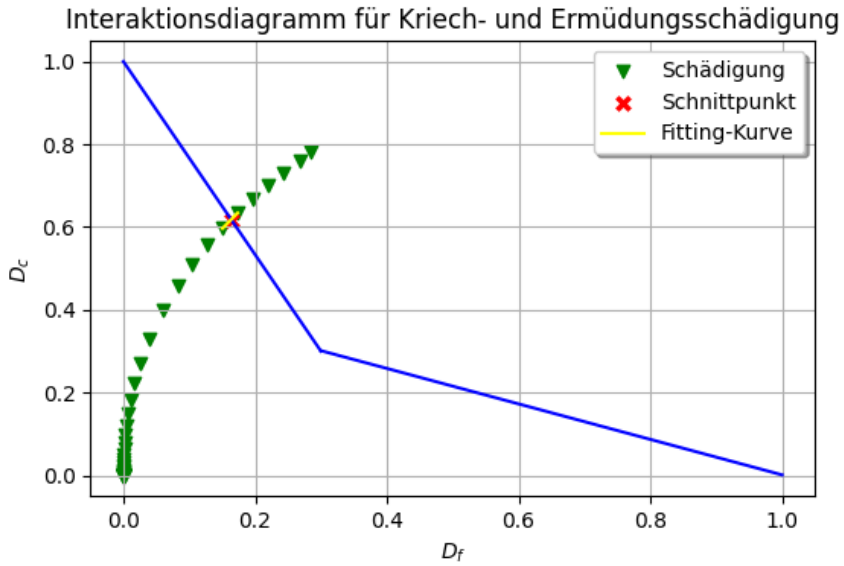


Abbildung 6.3: Beispiel für den Schädigungsverlauf von Kriech- (D_c) und Ermüdungsschädigung (D_f) für verschiedene Zeitpunkte (grüne Dreiecke). Der Schnittpunkt mit der Kriech-Ermüdungs-Interaktionskurve (blaue Linie) ist ebenfalls dargestellt und kennzeichnet den Zeitpunkt, zu dem das rechnerische Bauteilversagen auftritt [120].

dem Bogenlängen-Verhältnis der gesamten Fitting-Kurve und der Fitting-Kurve bis zum Schnittpunkt mit der Interaktionskurve die Lebensdauer berechnet. Die Lebensdauer wird für jeden einzelnen Knoten abgespeichert und kann ebenfalls in einer 3D-Darstellung visualisiert werden. Durch eine passende farbliche Skalierung ist nachvollziehbar, wie stark einzelne Bereiche die gewünschte Ziellebensdauer unterschreiten [120].

6.1.2 Simulationsmodell

Die thermische und struktur-mechanische Simulation werden mit der Software ANSYS durchgeführt. Die Geometrie ist dabei sowohl für die einseitige als auch die beidseitige Bestrahlung identisch. Die relevanten Abmessungen, wie Rohrdurchmesser und Wandstärke, sind identisch zum kommerziellen Design des beidseitig bestrahlten Receivers (siehe Abschnitt 2.5). Es wird nicht der gesamte Receiver, sondern nur ein einzelnes Rohrsegment zwischen zwei horizontalen Stützen betrachtet. Dieses Rohrsegment wird weiter vereinfacht und als Halbschale mit entsprechender Symmetrie-Randbedingungen modelliert. Diese weitreichenden Vereinfachungen ermöglichen eine vergleichsweise feine Vernetzung

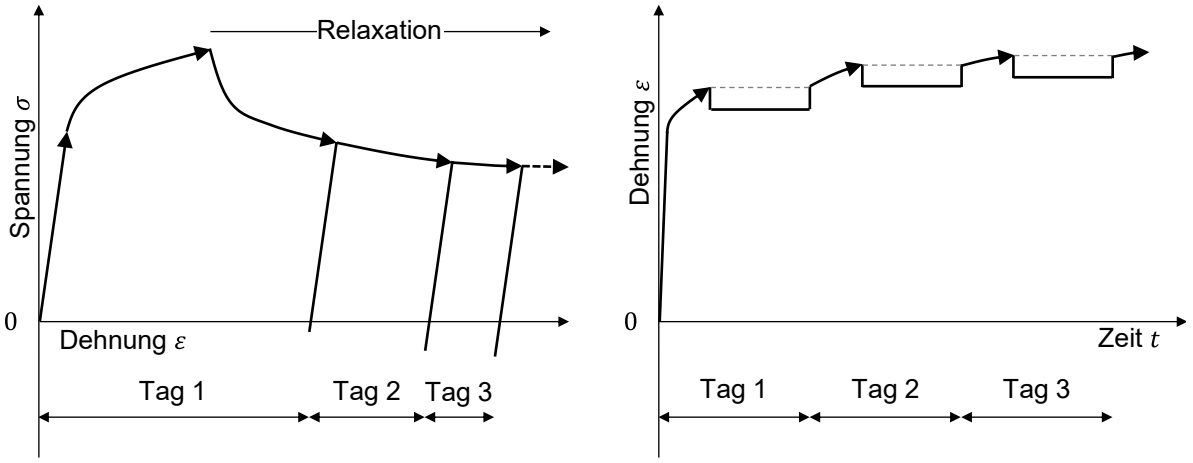
des Absorberrohres und damit eine gute Auflösung der Bewertungsgrößen. Eine Netzstudie (siehe Abschnitt A.2) zeigt, dass 180 Elemente in Umfangsrichtung, 3 Elemente über die Wandstärke und 300 Elemente in Längsrichtung ausreichend sind.

Der Werkstoff 310N wird durch ein hochwertiges Materialmodell abgebildet, welches nichtlineares Materialverhalten, wie Plastizität und Kriechen, berücksichtigt. Dazu wird ein elastisches Modell mit einem kinematischen Verfestigungsmodell nach Chaboche und einem Norton Kriechmodell kombiniert. Durch das nichtlineare kinematische Verfestigungsmodell nach Chaboche können monotone Verfestigung und zyklische Effekte (siehe Grundlagen Abschnitt 2.1.2), wie der Bauschingereffekt und Ratcheting, abgebildet werden. Zyklische Verfestigung wird nicht implementiert. Stattdessen werden die Modellparameter auf Basis des Zyklus mit halber Bruchzyklenanzahl ermittelt. Aufgrund der langen Beanspruchungsdauer wird davon ausgegangen, dass anfängliche Effekte der zyklischen Verfestigung vernachlässigbar sind. Die lange Beanspruchungsdauer hat auch zur Folge, dass primäre Kriecheffekte vernachlässigbar sind. Deshalb wird in diesem zusammengesetzten Materialmodell nur der sekundäre Kriechbereich abgebildet. In diesem Bereich ist die Kriechrate näherungsweise konstant, weshalb gemäß Abschnitt 2.1.1 sowohl sogenannte zeit- als auch dehnungskontrollierte Verfestigungsmodelle gleichwertig verwendet werden können. Es wird das vergleichsweise einfach zu implementierende Norton ‹strain-hardening› Modell verwendet. Die Materialparameter sind in Abschnitt A.3 zusammengefasst. Unter Korrosionseinfluss wird das Chaboche-Modell auf Basis der Materialversuche angepasst. Die in der Simulationssoftware implementierten Materialmodelle sind an Ein-Element-Modellen validiert und dabei mit den Versuchsergebnissen abgeglichen. Der Vergleich der Materialmodelle ohne und mit Korrosionseinfluss ist in Kapitel 6 in Abschnitt 6.1.3, Abb. 6.5 dargestellt.

Wie bereits im vorangegangenen Abschnitt dargestellt, ist der tägliche solare Zyklus gegenüber den Wolkendurchzügen in Bezug auf die Receiverschädigung dominierend. Die Modellbildung kann erheblich vereinfacht werden, wenn es bei zyklischer Beanspruchung zu einem elastischen Shakedown kommt. Die Betrachtung der ersten Lastzyklen hat gezeigt, dass es während des Abkühlvorgangs und der erneuten Erwärmung des Receivers

zu keiner (weiteren) plastischen Verformung der Absorberrohre kommt und ein elastischer Shakedown resultiert (vergleiche Abschnitt 2.1.2). Somit hat die zyklische Beanspruchung keinen Einfluss auf das Relaxationsverhalten der Absorberrohre, da bei der zyklischen Beanspruchung nach der erstmaligen plastischen Verformung eine rein elastische Verformung der Rohre auftritt. Während der stationären Betriebsphasen über mehrere Tage hinweg kommt es deshalb zu einem kontinuierlichem Spannungsabbau durch die Relaxation. Somit ist es ausreichend, den ersten Zyklus vom Start der Anlage bis zur solaren Betriebsphase abzubilden und anschließend die anliegende Beanspruchung für 30 Betriebsjahre zu halten. Damit kann das Betriebsverhalten eines Absorberrohres hinreichend genau abgebildet werden. Eine rechenintensive Simulation jedes einzelnen Zyklus ist nicht notwendig. Der Spannungs-Dehnungsverlauf ist exemplarisch in Abb. 6.4(a) skizziert. Abb. 6.4(b) ist eine ergänzende Darstellung mit dem Dehnungs-Zeitverlauf für 3 Betriebstage. Diese Abbildungen zeigen, dass nach einer anfänglichen elastischen eine plastische Verformung auftritt. Dies ist in der linken Abbildung am nicht-linearen Verlauf der Kurve ersichtlich. Nach erreichen der maximalen Spannung fällt diese zunächst schnell, dann langsamer ab. Man spricht bei gleichbleibender Bauteilbelastung von Spannungsrelaxation. Nach Beendigung des solaren Betriebs fällt die Spannung stark ab und wird sogar leicht negativ. Dies ist allerdings ein rein elastischer Vorgang. In der rechten Abbildung wird dies durch einen leichten Abfall der Dehnung ersichtlich. Über die Nacht bleibt dann die Dehnung auf einem konstanten Niveau. Zum Betriebsstart am nächsten Tag erhöhen sich Dehnung und Spannung wieder durch rein elastische Verformung, sodass der gleiche Beanspruchungszustand erreicht wird, der am Tag davor vor Betriebsende herrschte. Im Verlauf des zweiten Betriebstages kommt es wieder zu Spannungrelaxation, die mit einer entsprechenden Dehnungsakkumulation über der Zeit verbunden ist. Dieses Verhalten wiederholt sich in allen folgenden Betriebstagen, sodass nach der initialen plastischen Verformung dieser Verformungsmechanismus nicht mehr auftritt. Man spricht von einem elastischen Shakedown.

Dementsprechend wird die solare Einstrahlung über die gesamte Simulationsdauer als konstante Flussdichte auf die Rohroberfläche aufgeprägt. Zudem wird sie über die gesamte Länge des Rohrsegmentes als konstant angenommen. Als weitere Vereinfachung wird die Salztemperatur und der Wärmeübergangskoeffizient zwischen Rohr und Salzschmelze



(a) Elastischer Shakedown Spannungs-Dehnungsverlauf.

(b) Elastischer Shakedown Dehnungs-Zeitverlauf.

Abbildung 6.4: Beispielhafte Darstellung eines elastischen Shakedown anhand mehrerer Betriebstage eines solarten Turmkraftwerks. Dabei ist dargestellt, dass bei der zyklischen Beanspruchung während des täglichen An- und Abfahrens keine fortschreitende plastische Verformung stattfindet.

als unveränderlich definiert. Diese Modellvereinfachungen ermöglichen den Vergleich verschiedener Einstrahlungszustände und eliminieren dabei störende Effekte. Das betrachtete Receiverrohr befindet sich entlang des Strömungsfadens am polseitigen Ende des sternförmigen Receivers. An diesem Ende hat der Receiver gemäß Auslegung bereits eine Salztemperatur von 510 ℃. Dennoch ist die Einstrahlung mit 750 $\frac{\mathrm{kW}}{\mathrm{m}^2}$ vergleichsweise hoch (vergleiche Abb. 2.18), weshalb hier sowohl Kriech- als auch Ermüdungsbeanspruchung erwartet wird. Der Innendruck wird mit 26 *bar* berücksichtigt.

6.1.3 Abgleich mit Experimenten

Das neu implementierte Chaboche-Modell, welches die bezüglich Korrosionseinfluss angepasste Fließbedingung berücksichtigt, wird in diesem Abschnitt mit den Materialversuchen und dem Chaboche-Modell ohne Salzeinfluss verglichen. Das Simulationsmodell besteht lediglich aus einem Element, welchem die gleiche Verschiebungsrandbedingung aufgeprägt wird, wie den Proben im Ermüdungsversuch. Der Referenzversuch ist LCF-3, welcher bei einer Dehnungsschwingbreite von ±0,25 % und einer Temperatur von 600 ℃ stattgefunden hat. Für diesen Versuch sind in Abb. 6.5 die Spannungs-Dehnungskurven für verschiedene Zyklen dargestellt. Die maximal erreichte Spannung ist für die höheren

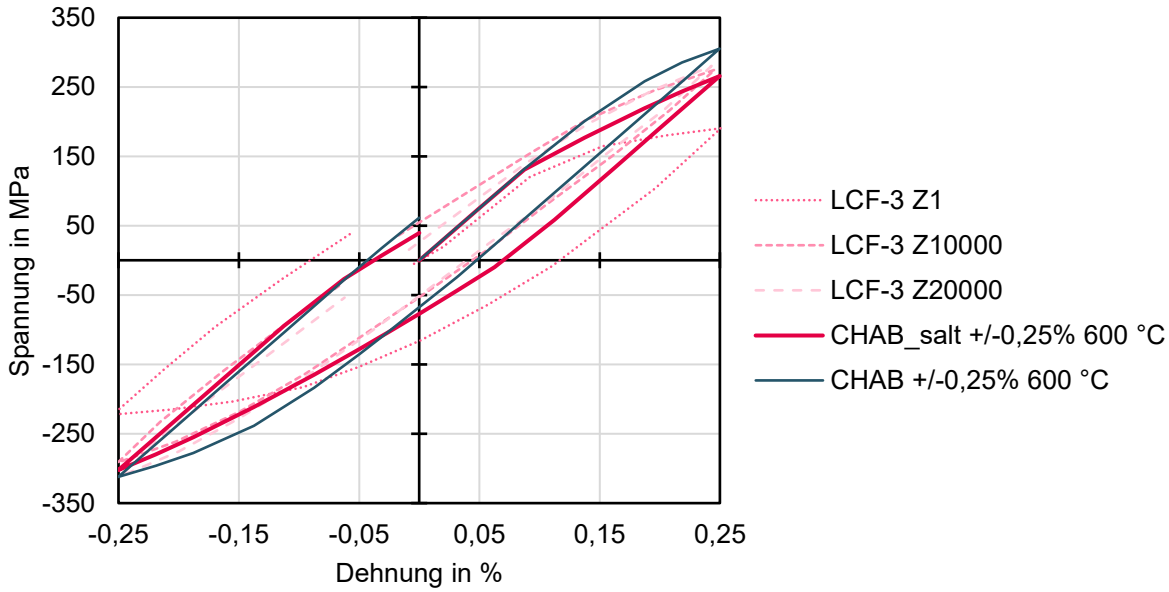


Abbildung 6.5: Spannungs-Dehnungskurven aus Ermüdungsversuch LCF-3 für die Zyklen 1, 10000 und 20000, sowie die simulierten Spannungs-Dehnungsverläufe für die Materialmodelle mit Korrosionseinfluss (CHAB_salt) und ohne Korrosionseinfluss (CHAB).

Zyklenzahlen größer, da das Material zyklisch verfestigt (siehe Abschnitt 5.2.2). Die mittels Simulation ermittelte Kurve (CHAB_salt) entspricht in etwa dem Versuchsergebnis nach 10000 Zyklen. Die maximale Zugspannung wird in der Simulation etwas unterschätzt (265 MPa, statt 275 MPa im Versuch). Die minimale Druckspannung wird dagegen etwas überschätzt (-303 MPa, statt -291 MPa im Versuch). Wie bereits beschrieben wurde, ist die zyklische Verfestigung im korrodierten Zustand geringer. Dementsprechend erreicht die durch Simulation ermittelte Kurve für das unkorrodierte Material (CHAB) bei gleicher Dehnungsamplitude betragsmäßig höhere Spannungswerte von 305 beziehungsweise -312 MPa. Die Nachrechnung der Materialversuche und der direkte Vergleich der beiden Materialmodelle zeigt, dass das neu implementierte Materialmodell das gewünschte Verhalten zeigt.

6.2 Anwendung des Lebensdauermodells auf das sternförmige Receiverkonzept

In Abschnitt 5.2 werden die drei Ebenen des Lebensdauermodells eingeführt. Diese Ebenen werden für die Bestimmung der Lebensdauer am sternförmigen Receiverkonzept schrittweise berücksichtigt, um die einzelnen Einflüsse besser bewerten zu können. Dazu wird zunächst nur das thermische Modell bezüglich der Korrosionseffekte angepasst (Variante T). Dann wird zusätzlich zur thermischen Beanspruchung auch das strukturmechanische Modell an die Exposition im Salz angepasst (Variante TM). Im letzten Schritt wird dann die zulässige Beanspruchung an die neuen Umgebungsbedingungen angepasst (Variante TMB).

6.2.1 Simulationsergebnisse

In den nachfolgenden Berechnungen wird die Lebensdauer eines beidseitig bestrahlten Absorberrohres mit veränderlicher Oxidschicht- und Wanddicke bestimmt. Das Vorgehen wird ausführlich in Abschnitt 5.1.3 beschrieben. Im Wesentlichen werden dabei die über der Zeit veränderlichen Schädigungsanteile der verschiedenen Simulationsläufe mit unterschiedlichen Oxidschichtdicken und Materialverlusten für die jeweils relevanten Zeitbereiche aufsummiert. Die Nomenklatur für die verschiedenen Simulationsläufe kann Abb. 6.6 entnommen werden. Die ersten drei Zeichen beschreiben die Art der Einstrahlung [beidseitig, double-sided irradiation (DSI) oder einseitig, one-sided irradiation (OSI)], danach folgt die Oxidschichtdicke und der Materialverlust in Mikrometer. Zuletzt wird die Variante des strukturmechanischen Modells angegeben [Chabochemodell ohne Einfluss von Salz (CHAB) oder mit Salzeinfluss (CHAB_salt)].
In Tabelle 6.1 sind die Ergebnisse für den Referenzzustand (Lebensdauer etwa 30 Jahre) und für die drei beschriebenen Varianten des Lebensdauermodells zusammengefasst. Die Lebensdauer ist jeweils für den Knoten mit der geringsten Lebensdauer angegeben. Dieser befindet sich für alle Varianten im Bereich der maximalen Flussdichte, allerdings auf der Rohrinnenseite.
Die Berücksichtigung von thermischen Effekten führt zu einer Lebensdauer von 18 Jahren und entspricht damit beinahe einer Halbierung. Der Einfluss des strukturmechanischen

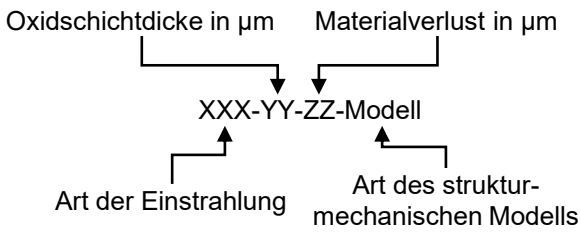


Abbildung 6.6: Nomenklatur für Simulationsvarianten.

Tabelle 6.1: Einfluss der verschiedenen Ebenen des Lebensdauermodells auf die Lebensdauer in Jahren

T	M	B	Lebensdauer in Jahren
			32
X			18
X	X		18
X	X	X	12

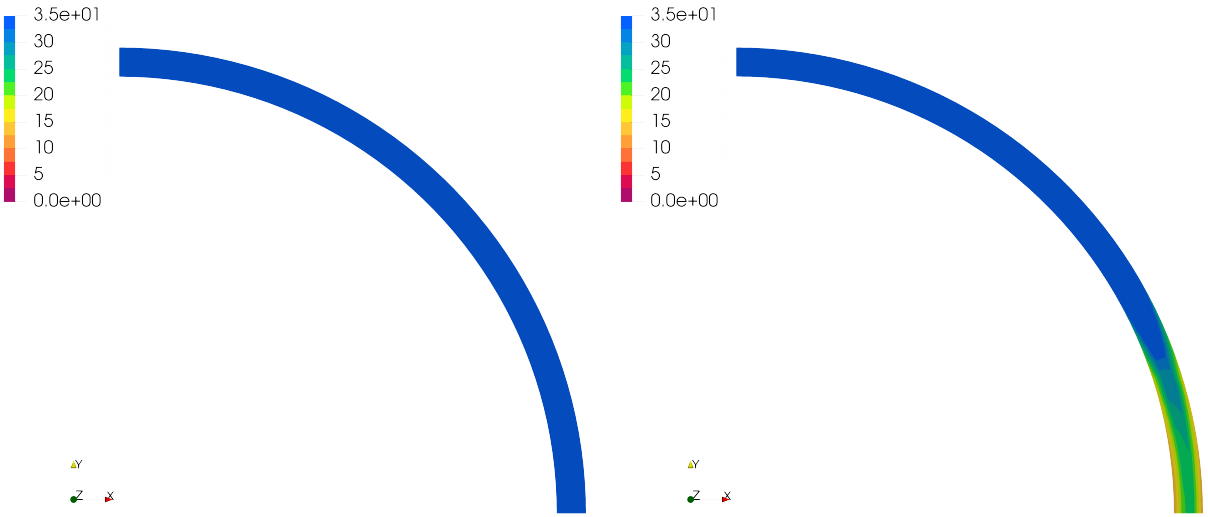
T - thermischer Einfluss

M - strukturmechanischer Einfluss

B - zulässige Beanspruchung

Modells auf den Lebensdauerverbrauch (Variante TM) ist sehr gering. Deshalb verändert sich die Lebensdauer im Vergleich zur Variante T nicht signifikant. Im letzten Schritt wird der Korrosionseinfluss auf die zulässige Beanspruchung berücksichtigt (Variante TMB). Dies resultiert in einer Lebensdauer von 12 Jahren.

Abb. 6.7 zeigt für den Querschnitt eines Viertel-Rohres unter beidseitiger Bestrahlung die berechnete Lebensdauer ohne Korrosionseinfluss (a) und mit einem über die Zeit veränderlichem Korrosionseinfluss (DSI-TMB) (b). Da in der Simulation die Einstrahlung auf beiden Seiten betragsmäßig gleich ist, sind die berechneten Lebensdauern zu den Schnittebenen symmetrisch. Die Einstrahlung erfolgt in der Abbildung von rechts. Es wird ersichtlich, dass ohne Korrosionseinfluss die Lebensdauer über den gesamten Rohrquerschnitt größer 30 Jahre ist. Im korrodierten Zustand tritt die Reduktion der Lebensdauer vor allem im Bereich der maximalen Einstrahlung auf, ist in Umfangsrichtung allerdings wieder relativ schnell bei Werten größer 30 Jahren. Zudem wird die Innen- und Außenseite des Rohres ähnlich stark beansprucht, sodass das Versagen des Bauteils sowohl von der



(a) Beidseitige Bestrahlung DSI-0-0-CHAB.

(b) Beidseitige Bestrahlung DSI-TMB.

Abbildung 6.7: Farblich abgestufte Darstellung der Lebensdauer in Jahren für das beidseitig bestrahlte Rohr ohne und mit Korrosionseinfluss. Während das Rohr ohne Korrosion über den gesamten Umfang eine Lebensdauer von 30 Jahren oder mehr erreicht, ist beim korrodierten Rohr sowohl an der Rohraußen- als auch der Rohrinnenseite eine deutlich reduzierte Lebensdauer (Minimum: 12 Jahre) zu sehen.

Außen- als auch von der Innenseite des Rohres ausgehen könnte.

Nachfolgend werden die maßgebenden Schädigungsmechanismen detaillierter herausgearbeitet. Abb. 6.8 zeigt den Kriech- und Ermüdungsschädigungsverlauf über die Betriebsjahre für den Knoten mit der geringsten Lebensdauer, also auf der Rohrinnenseite, sowohl im unkorrodierten Zustand, als auch unter Berücksichtigung von Korrosionseffekten. Dieser Abbildung kann entnommen werden, dass im unkorrodierten Zustand Kriechschädigung maßgeblich zur Gesamtschädigung des Absorberrohres beiträgt und Ermüdungseffekte vernachlässigbar sind. Unter Berücksichtigung von Korrosionseffekten steigt der Kriechschädigungsanteil in den ersten Betriebsjahren deutlich stärker an, als im unkorrodierten Zustand. Zusätzlich wird nun ab dem fünften Betriebsjahr auch eine nennenswerte Ermüdungsschädigung berechnet, die zum Zeitpunkt des rechnerischen Bauteilversagens einen Wert von etwa 20 % erreicht. Etwas heller ist der weitere Schädigungsverlauf nach dem rechnerischen Bauteilversagen aufgetragen. Dabei erkennt man, dass ab dem Wechsel des Simulationsmodells nach etwa 15 Betriebsjahren die Ermüdungsschädigung nochmals deutlich stärker ansteigt. Somit besteht ein direkter Zusammenhang zwischen der Ermü-

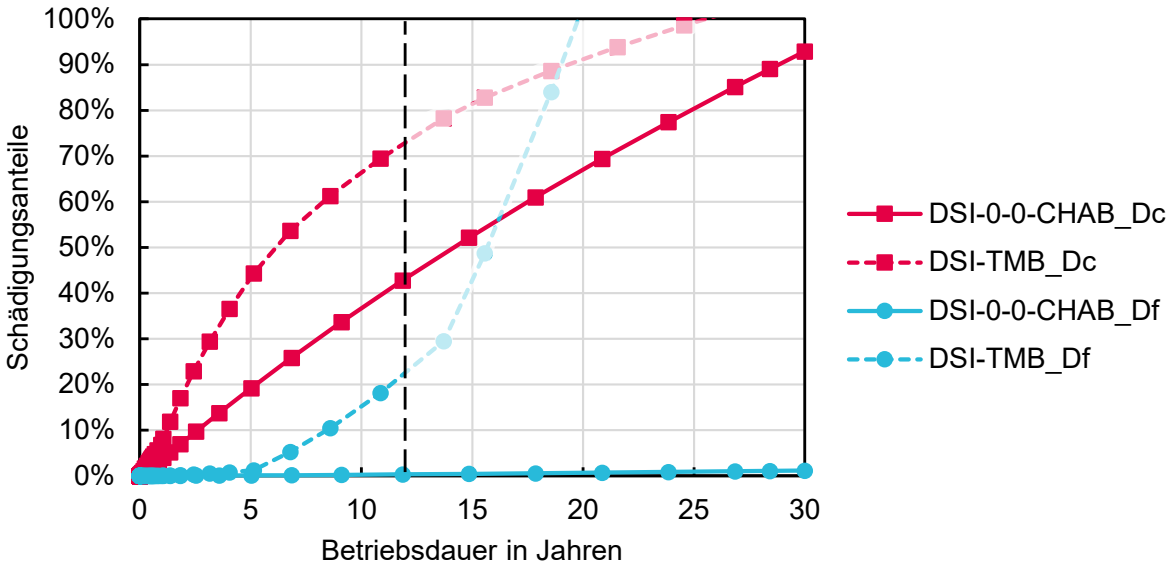


Abbildung 6.8: Vergleich des unkorrodierten (DSI-0-0-CHAB) und korrodierten Rohres (DSI-TMB) in Bezug auf den Verlauf der Schädigungsanteile von Kriech- (D_c) und Ermüdungsschädigung (D_f) über die Betriebsdauer in Jahren für den Knoten mit der minimalen Lebensdauer.

dungsschädigung und der Oxidschichtdicke.

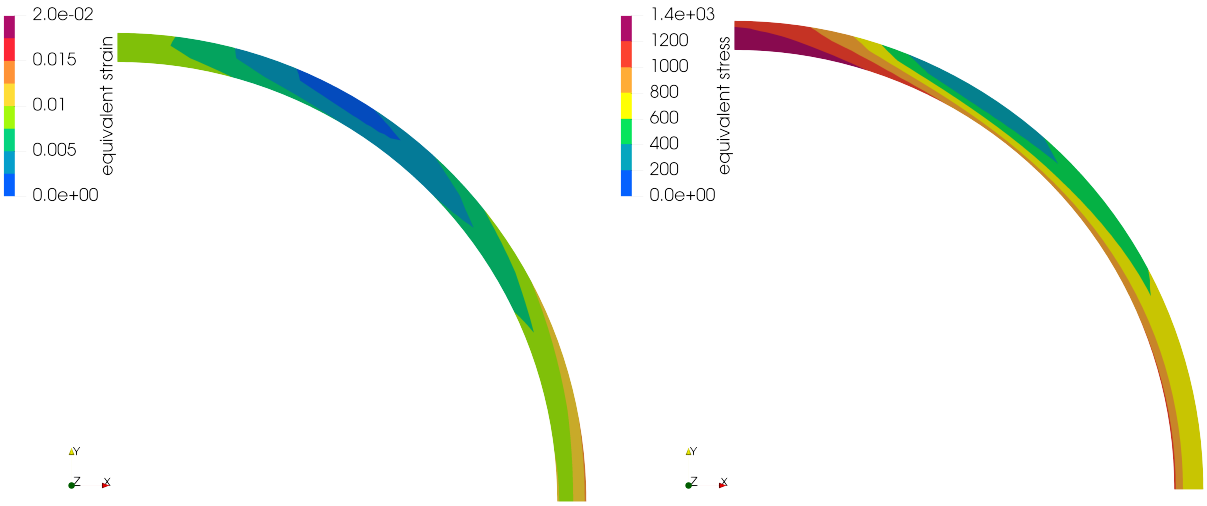
Eine etwas andere Darstellung (vergleiche Abb. 6.11(a)) zeigt den Kriech- und Ermüdungsschädigungsanteil durch die Wandstärke am Ort der maximalen Einstrahlung. Die Schädigungsanteile sind für den Zeitpunkt des rechnerischen Bauteilversagens ohne und mit Korrosionseinfluss dargestellt. Diese Darstellung bestätigt zum einen, dass auf der Rohrinnenseite unter Korrosionseinfluss auch Ermüdungsschädigung auftritt. Zum anderen zeigt sich, dass im korrodierten Zustand die Schädigung, insbesondere durch die Ermüdungsschädigung, nun auch auf der Rohraußenseite eine relevante Größe annimmt. Während die Kriechschädigung unabhängig von einer Korrosionseinwirkung auf der Rohraußenseite nahe null ist, steigt die Ermüdungsschädigung von knapp 30 % im unkorrodierten Zustand auf über 80 % im korrodierten Zustand an. Somit ist unter Korrosionseinfluss auf der Rohrinnenseite weiterhin Kriechen der dominante Schädigungsmechanismus, wohingegen auf der Außenseite Ermüdung maßgebend ist. Somit wird für beide Rohrseiten eine ähnliche Lebensdauer berechnet (vergleiche Abb. 6.7(b)), das Versagen tritt allerdings aufgrund unterschiedlicher Schädigungsmechanismen auf.

Die berechneten Schädigungsanteile hängen von der lokalen Bauteiltemperatur, Dehnung

sowie Spannung ab. Deshalb werden im Folgenden diese Kenngrößen über den Bauteilquerschnitt dargestellt. Dies dient insbesondere zur Plausibilisierung der beschriebenen Auffälligkeiten bezüglich den Schädigungsanteilen. Die maximale Temperatur tritt im Bereich der maximalen Einstrahlung auf und fällt sowohl in Umfangsrichtung, als auch durch die Bauteildicke ab. Unter Berücksichtigung der Korrosionseffekte liegt die Temperatur auf einem höheren Niveau. Am grundsätzlichen Temperaturverlauf ändert sich jedoch nichts. Abb. 6.9 zeigt die Vergleichsdehnung und -spannung für den Querschnitt eines Viertel-Rohres unter beidseitiger Bestrahlung und Berücksichtigung aller Korrosionseffekte. Die auftretenden Dehnungen und Spannungen sind wie die Lebensdauer zu den Schnittebenen symmetrisch. Auffällig ist für beide Beanspruchungszustände, dass etwa um 60° zur maximalen Einstrahlung gedreht, ein Beanspruchungsminimum auftritt. Die maximale Dehnung tritt im Bereich der maximalen Einstrahlung an der Rohraußenseite auf und fällt erwartungsgemäß mit der maximalen Ermüdungsschädigung zusammen. Ähnlich wie die Ermüdungsschädigung, nimmt auch die Dehnung über die Wandstärke ab, steigt jedoch an der Rohrinnenseite nochmals leicht an. Die Spannung weist, im Gegensatz zur Dehnung, ein Maximum im Bereich der sonnenabgewandten Symmetrieebene auf. Diese hohen Spannungen sind auf vergleichsweise geringen Bauteiltemperaturen, welche näherungsweise der Salztemperatur entsprechen, zurückzuführen, weshalb in diesem Bereich keine Spannungsrelaxation stattfindet. Trotz der vergleichsweise hohen Spannungen tritt in diesem Bereich jedoch keine schädigungsrelevante Kriechschädigung auf, wie Abb. 6.7(b) entnommen werden kann. Für die Lebensdauerbewertung relevanter sind die ebenfalls hohen Spannungen entlang der inneren Rohroberfläche, wobei ein lokales Maximum an der Stelle mit der maximalen Einstrahlung auftritt. An dieser Stelle wird auch die maximale Kriechschädigung berechnet (vergleiche Abb. 6.11(a)).

6.2.2 Einflussgrößen auf die Bauteilschädigung

Die Bauteilbeanspruchung ist im Wesentlichen von vier Parametern abhängig: Der Temperatur, dem Umgebungsmedium Salz, der Expositionsdauer und den Lastzyklen. Die Temperaturbeanspruchung ist nicht im Fokus dieser Arbeit. Sie ist allerdings eine Begleiterscheinung der Exposition in der Salzschmelze. Ein Teil der Beanspruchung in der Salzschmelze ist deshalb der thermischen Exposition und nicht der Salzschmelze selbst



(a) Vergleichsdehnung

(b) Vergleichsspannung

Abbildung 6.9: Vergleichsdehnung und -spannung über Querschnittsfläche unter Berücksichtigung aller Korrosionseinflüsse bei beidseitiger Bestrahlung.

zuzuschreiben. Durch entsprechende Versuche konnte gezeigt werden, dass der im Kerbschlagbiegeversuch gemessene Rückgang der Duktilität zum Großteil der thermischen Exposition zugeordnet werden kann. Die Versuchsergebnisse zeigen allerdings auch, dass die innere Korrosion (Nitridbildung) unter thermo-zyklischer Exposition verstärkt wird. Dies zeigt sich auch in der Ausbildung einer um einen Faktor zwei bis fünf dickeren Oxidschicht im Vergleich zu den isothermen Bedingungen. Der Materialverlust wird im Gegensatz dazu nur geringfügig beeinflusst. Da die entstehenden Oxidschichten geringere Wärmeleitfähigkeiten aufweisen als das Grundmaterial (siehe Abschnitt 2.4.3), hat diese Beobachtung einen maßgeblichen Einfluss auf die Temperaturverteilung im Absorberrohr und damit auf die Lebensdauer.

Der Werkstoff 310N zeigt im lösungsgeglühten Zustand eine ausgeprägte zyklische Verfestigung. Wird der Werkstoff vor dem Ermüdungsversuch zwischen 600 °C und 700 °C vorgealtert, so ist bei gleicher Dehnungsamplitude die auftretende Spannung höher als im lösungsgeglühten Zustand [113].
Dieses Verhalten zeigt sich auch im Zugversuch bei Raumtemperatur: Vorab ausgelagerte Proben weisen eine höhere Streckgrenze und Zugfestigkeit auf (vergleiche Abschnitt 5.2.2). Mit Voralterung ist die zyklische Verfestigung jedoch geringer ausgeprägt. Dieses Verhal-

ten zeigt sich auch in den Ermüdungsversuchen nach Voralterung im Solarsalz. Dementsprechend konnten in dieser Arbeit für den Werkstoff 310N keine statistisch signifikanten Hinweise darauf gefunden werden, dass die volumenabhängigen Eigenschaften, wie die zyklische Verfestigung, über die bekannte thermische Alterung des Werkstoffes hinaus beeinflusst werden. Die geringe Veränderung der Fließbedingung resultiert auch in sehr ähnlichen Bauteillebensdauern für die verschiedenen plastischen Materialmodelle (vergleiche Tabelle 6.1).

In Abschnitt 4.3.4 wurde bereits diskutiert, dass die Salzschmelze die Bildung von Anrissen bei Ermüdungsbeanspruchung begünstigen kann. Die Ausbildung und das weitere Wachstum dieser Anrisse kann auch der Grund für die sehr unterschiedliche Lebensdauer in den Ermüdungsversuchen sein. Eine Aussage, wie groß der Einfluss auf die Bauteillebensdauer ist, kann aufgrund der geringen Anzahl an Wiederholungsversuchen nicht getroffen werden.

Die in Abschnitt 6.2.1 präsentierten Ergebnisse zeigen sehr eindrucksvoll, dass bei beidseitiger Bestrahlung die Ermüdungsschädigung erst durch den Korrosionseinfluss ein für die Lebensdauer relevantes Niveau erreicht (vergleiche Abb. 6.8). Dabei steigt die Schädigung an der Rohraußenseite besonders stark an, sodass bei dicken Oxidschichten sowohl an der Außen- als auch an der Innenseite eine ähnliche Schädigung auftritt. Somit kann sich durch Korrosion der Ort der maximalen Schädigung grundsätzlich verschieben. Dabei ist zu beachten, dass in dieser Arbeit der Einfluss der Korrosion auf die Kriechschädigung in Form von höheren Bauteilspannungen und Temperaturen berücksichtigt wird. Eine mögliche Veränderung der zulässigen Beanspruchungsdauer konnte aufgrund fehlender Versuche unter Salzeinfluss nicht berücksichtigt werden.

6.2.3 Bewertung der Modellbildung

Die Modellbildung basiert auf einigen Vereinfachungen und Annahmen, die nachfolgend diskutiert werden. Dabei wird ausschließlich auf das Lebensdauermodell im engeren Sinne eingegangen, weshalb Vereinfachungen, wie zum Beispiel die Verwendung eines repräsentativen Absorberrohres nicht diskutiert werden.

Die Basis für die thermische Modellbildung sind zum einen Literaturwerte für die Wärmeleitfähigkeit der gebildeten Oxide, sowie gemessene und extrapolierte Angaben zur

Oxidschichtdicke und dem Materialverlust durch Korrosion. Die Entnahme der Wärmeleitfähigkeiten aus Literaturquellen (vergleiche Abschnitt 2.4.3) ist mit mehreren Herausforderungen verbunden: Zunächst liegen keine Messwerte für Wärmeleitfähigkeiten von in Solarsalz gebildeten Oxidschichten vor. Deshalb wird auf Messwerte aus Dampf-Atmosphäre oder synthetisch erzeugte Oxidschichten (Sintern) zurückgegriffen. Diese weisen allerdings einen großen Streubereich auf. Des Weiteren bildet sich eine mehrschichtige Oxidschicht mit unterschiedlichen Elementkonzentrationen (Natrium, Eisen, Chrom und Nickel) aus, wobei die einzelnen (Misch-)Oxide unterschiedliche Wärmeleitfähigkeiten aufweisen. Je nach Werkstofftyp und Expositionsdauer verändert sich auch die Zusammensetzung dieser Schichten. Darüber hinaus kann die Salzschmelze in mögliche Poren eindiffundieren und damit die Wärmeleitfähigkeit der Oxidschicht vermindern. Die Wärmeleitfähigkeit der Oxidschicht hängt damit von einer Vielzahl von Faktoren ab und ist sehr schwierig zu bestimmen. Deshalb wird in dieser Arbeit als konservative Annahme der niedrigste Wert für den Hauptbestandteil der gebildeten Oxidschichten verwendet: Eisenoxid mit einer Wärmeleitfähigkeit von 2 $\frac{\mathrm{W}}{\mathrm{m^2\,K}}$. Aus thermischer Sicht wäre eine Verdopplung der thermischen Wärmeleitfähigkeit gleichbedeutend mit einer Halbierung der Oxidschichtdicke.

Die Oxidschichtdicke und der Materialverlust wird auf Basis der Versuchsdaten von bis zu 3000 h für lange Expositionsdauern von bis zu 30 Jahren (entspricht 87600 h) extrapoliert. Die Extrapolation erfolgt auf Basis von Potenzfunktionen, die mittels Ausgleichsrechnung bestimmt werden. Diese Art der Extrapolation berücksichtigt die Abnahme der Korrosionsgeschwindigkeit über der Zeit und resultiert damit in deutlich geringeren Oxidschichtdicken und Materialverlusten als eine lineare Extrapolation der 3000 h-Werte. Aufgrund der Streuung der gemessenen Größen für die unterschiedlichen Zeithorizonte können die extrapolierten Werte lediglich eine Größenordnung der zu erwartenden Oxidschichtdicken und Materialverluste liefern. Deshalb werden für das Lebensdauermodell auch gerundete Werte verwendet. Eine weitere Vereinfachung betrifft das thermische Modell, da die Oxidschicht und deren Temperatur nicht explizit berechnet wird. Stattdessen wird lediglich ihr thermischer Widerstand berücksichtigt. Auf die Berechnung der Oxidtemperatur wird bewusst verzichtet, da das mechanische Verhalten der Oxidschicht im weiteren Verlauf der Lebensdauerbewertung nicht berücksichtigt wird. Dennoch wird auch mit diesen

Vereinfachungen erreicht, ein Gefühl für den Einfluss der Korrosion auf die Lebensdauer zu vermittelt. Für eine genauere Bestimmung wären deutlich längere Versuche unter realitätsnahen Bedingungen oder Ergebnisse aus kommerziellen Anlagen notwendig. Dann wäre auch der Einsatz von deutlich komplexeren Modellen, wie beispielsweise jenes von Sehitoglu (siehe Abschnitt 2.4.3) möglich. Der Vorteil dieses Schädigungsmodells liegt darin, dass die Wechselwirkung von Oxidation und thermo-mechanischer Beanspruchung direkt miteinander kombiniert werden. Dafür sind allerdings viele aufwändige Materialversuche notwendig, die im Rahmen dieser Arbeit nicht geleistet werden.
In der mechanischen Modellbildung wird die Oxidschicht nicht berücksichtigt, da die kritische Beanspruchung des Grundmaterials im heißen Zustand stattfindet. In diesem Zustand kann die Oxidschicht als spannungsfrei angesehen werden, da sie unter diesen Bedingungen gebildet wird. Thermische Spannungen werden lediglich bei Temperaturänderungen durch die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten induziert. Doch selbst beim Abkühlen kann aufgrund der sehr unterschiedlichen Dickenverhältnisse von Oxidschicht und Grundmaterial in erster Näherung davon ausgegangen werden, dass die Oxidschicht keinen nennenswerten Einfluss auf die Dehnungen und Spannungen im Grundmaterial hat. Lediglich im direkten Übergangsbereich könnte die Oxidschicht zusätzliche Spannungen im Grundmaterial induzieren. Die Voraussetzung dafür ist allerdings die Ausbildung einer kontinuierlichen und fest anhaftenden Oxidschicht, sodass die entsprechenden Kräfte übertragen werden können. Für eine detailliertere Betrachtung müssten die mechanischen Eigenschaften der heterogen ausgeprägten Oxidschicht und deren Gefügestabilität bekannt sein.
Im strukturmechanischen Modell wird deshalb lediglich die etwas verminderte zyklische Verfestigung berücksichtigt. Dies hat jedoch nur einen geringfügigen Einfluss auf die Lebensdauer. Das heißt die Fließbedingung und die Fließkurve werden von der Korrosion nicht beeinflusst (vergleiche Abb. 6.5, Kapitel 6). Insbesondere die Kerbschlagversuche zeigen jedoch, dass die Duktilität des Werkstoffes 310N nach Exposition in der Salzschmelze zurückgeht. Dies wird in diesem Lebensdauermodell nicht berücksichtigt, da der Fokus für das Lebensdauermodell auf thermo-zyklische Beanspruchung im hohen Temperaturbereich liegt. Die reduzierte Duktilität ist vor allem bei schlagartigen Beanspruchungen im niedrigen Temperaturbereich relevant. Für den Fall der Auslegung von Bauteilen in

entsprechenden Salzschmelzen muss die geringere Duktilität der Werkstoffe für etwaige Belastungen während Stillständen oder ähnlichem berücksichtigt werden.
Die zulässige Beanspruchungsdauer wird in dieser Arbeit unter Verwendung der Zugversuchsergebnisse abgeschätzt. Die Methodik zur Bestimmung der Manson-Coffin-Parameter aus den Zugversuchen kann lediglich zu einer groben Abschätzung der Lebensdauer führen (vergleiche [115]). Es wurde ein Ansatz verwendet, der den Rückgang der Duktilität des Werkstoffs im Zugversuch in Form der Brucheinschnürung berücksichtigt. Je geringer die Brucheinschnürung ist, desto geringer wird mit dem Modell nach [116] die Lebensdauer berechnet. Bei dieser Art der Lebensdauerabschätzung wird allerdings die zyklische Verfestigung der Werkstoffe nicht berücksichtigt. Der Werkstoff 310N zeigt eine ausgeprägte zyklischen Verfestigung, welche durch diesen Ansatz nicht berücksichtigt wird. Deshalb wird lediglich die prozentuale Veränderung der Lebensdauer von unkorrodierten und korrodierten Proben miteinander verglichen und die Ermüdungskurven aus der Literatur (vergleiche [14]) entsprechend verschoben. Diese Vorgehensweise ermöglicht eine Abschätzung des Einflusses der Salzschmelze. Für eine Bewertung von kommerziellen Anlagen müssen vorab entsprechende Ermüdungsversuche in Salzschmelzen durchgeführt werden.
Die wenigen in dieser Arbeit verfügbaren LCF-Ergebnisse weisen darauf hin, dass die Exposition in der Salzschmelze die Lebensdauer reduziert. Dabei ist jedoch zu beachten, dass die Frequenz im Ermüdungsversuch deutlich höher ist, als sie im tatsächlichen Betrieb von solarthermischen Kraftwerken auftritt. Dieser Effekt wurde in den LCF-Versuchen auf vereinfachte Art und Weise durch eine Auslagerung der Proben bei 600 °C für 500 h in Solarsalz nachgebildet. Im tatsächlichen Betrieb folgt die zyklische Bauteilbeanspruchung immer wieder auf längere stationäre Betriebsbedingungen, sodass auch zeitabhängige Vorgänge, wie die Spannungs-Relaxation, eine Rolle spielen. Inwieweit eine längere Haltezeit zwischen den einzelnen Zyklen die Lebensdauer des Werkstoffes beeinflusst, könnte jedoch nur mit entsprechenden Versuchen abschließend geklärt werden.
Neben den Versuchsergebnissen und der Art und Weise ihrer Implementierung in das Lebensdauermodell, hängt die berechnete Bauteillebensdauer auch sehr stark von den implementierten Unsicherheitsfaktoren ab. Diese Unsicherheitsfaktoren setzen sich aus mehreren Einzelkomponenten, wie Messunsicherheiten, Geometrieeinflüsse, Oberflächen-

behandlung oder Umgebungsbedingungen, zusammen (siehe [69]). Im Umkehrschluss können durch realitätsnahe Versuchsaufbauten mit der tatsächlich verwendeten Rohrgeometrie mit entsprechender Oberflächenbehandlung und unter Berücksichtigung des Salzeinflusses die Unsicherheiten reduziert werden. Insbesondere im Fall solarthermischer Kraftwerke bleibt allerdings die Unsicherheit bezüglich der tatsächlichen Umgebungsbedingungen. Letztendlich kann die Beanspruchung auf Basis der solaren Einstrahlung nicht prognostiziert werden, sodass immer eine gewisse Rest-Unsicherheit bei der Auslegung bestehen bleibt. Aus Gründen der Wirtschaftlichkeit wird deshalb in dieser Arbeit auf Literaturkennwerte zurückgegriffen, die an unkorrodierten Vollproben ermittelt wurden. Diese wurden mit Unsicherheitsfaktoren modifiziert, die auf Literaturempfehlungen (siehe [114]) basieren. Dabei wurden sowohl für die Ermüdungs- als auch für die Kriechkennwerte die experimentell ermittelten Materialkennwerte so modifiziert, dass 95 % der Versuchsergebnisse von diesen Kennwerten übertroffen werden. In der Wahrscheinlichkeitstheorie wird dies auch als 95 % Quantil bezeichnet. Für den Fall der Ermüdungsbeanspruchung wurden diese Kennwerte dann noch um den Salzeinfluss korrigiert.

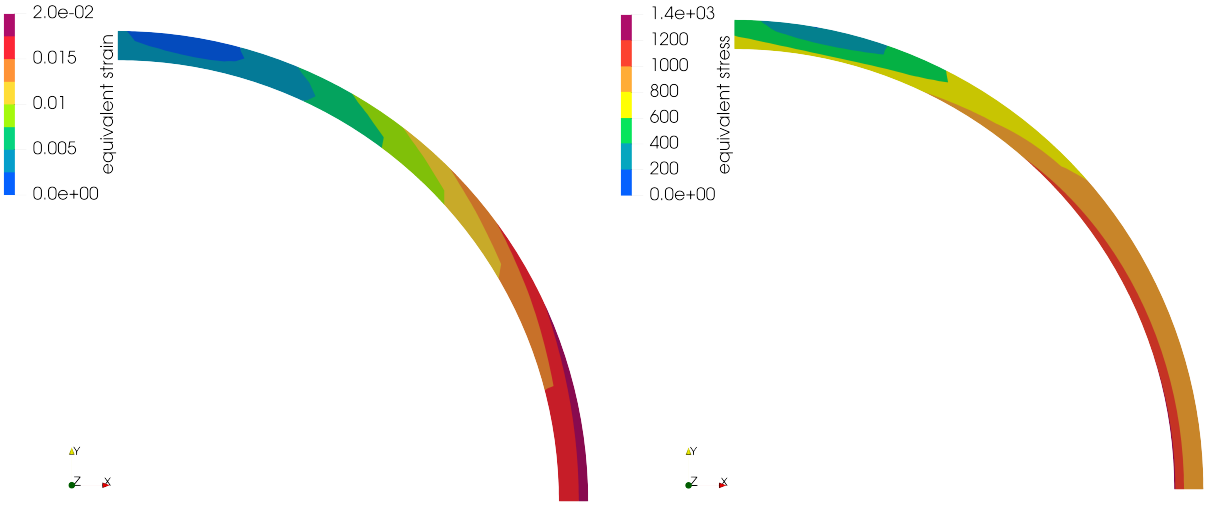
Abschließend wird der wirtschaftliche Aspekt in Bezug auf die Materialversuche nochmals herausgearbeitet: Soll das grundsätzliche Vorgehen bei der Bauteilbewertung nach ASME Section III beibehalten werden (vergleiche 2.4.1), so müssen Kriech- und Ermüdungsversuche, sowie Ermüdungsversuche mit längeren Haltezeiten mit Salzexposition durchgeführt werden. Dabei sind verschiedene Temperatur-, Dehnungs- und Spannungshorizonte zu berücksichtigen, weshalb mit den notwendigen Wiederholungsversuchen ein sehr hoher monetärer als auch zeitlicher Aufwand entsteht. Die 100000-Stunden Kriechtests können zum Beispiel nicht beschleunigt durchgeführt oder durch Datenextrapolation ersetzt werden. Als zielführender erscheint deshalb die Verwendung von Kennwerten aus der Literatur an unkorrodierten Proben. Durch stichprobenartige Versuche unter verschiedenen Beanspruchungen kann der Salzeinfluss herausgearbeitet werden. Liegen statistisch signifikante Unterschiede im Vergleich zu den unkorrodierten Versuchen vor, kann die zulässige Beanspruchung entsprechend angepasst werden. Damit werden die Unsicherheiten in der Auslegung reduziert, wodurch die Belastungsgrenzen des Receivers besser ausgenutzt werden können, ohne die Betriebssicherheit zu gefährden.

6.3 Vergleich einseitig- und beidseitig bestrahlter Receiver

In diesem Abschnitt wird das sternförmige Receiverkonzept mit beidseitig bestrahlten Rohren mit dem einseitig bestrahlten Receiver gemäß Stand der Technik verglichen. Dazu werden zunächst die Simulationsergebnisse dargestellt und im Anschluss die Chancen und Risiken des sternförmigen Receiverdesigns diskutiert und durch eine Empfehlung für zukünftige Entwicklungsrichtungen abgeschlossen.

6.3.1 Simulationsergebnisse

Neben dem Einfluss der Salzschmelze auf die Receiverrohre, ist die Bewertung des sternförmigen Receiverkonzeptes im Vergleich zum Stand der Technik der zweite Untersuchungsschwerpunkt in dieser Arbeit. Der Vergleich mit dem einseitig bestrahlten Absorberrohr erfolgt unter Berücksichtigung aller Korrosionseinflüsse (Variante TMB).
Der Temperaturverlauf am einseitig Bestrahlten Rohr entspricht im Bereich der maximalen Einstrahlung den Temperaturen des beidseitig bestrahlten Rohres. In Umfangsrichtung nimmt die Temperatur jedoch stärker ab und erreicht auf der unbestrahlten Rückseite näherungsweise die Salztemperatur. Abb. 6.10 zeigt die Vergleichsdehnung und -spannung für den Querschnitt eines Viertel-Rohres unter einseitiger Bestrahlung und Berücksichtigung aller Korrosionseffekte. Auf eine Darstellung der unbestrahlten Rohrrückseite wird aufgrund der besseren Übersichtlichkeit verzichtet, obwohl die auftretenden Dehnungen und Spannungen nicht symmetrisch zu dieser Achse sind. Die Bestrahlung erfolgt, wie bei den Abbildungen zur beidseitigen Bestrahlung von rechts. Die maximale Dehnung tritt im Bereich der maximalen Einstrahlung an der Rohraußenseite auf und nimmt über die Wandstärke ab. Auch in Umfangsrichtung nimmt die Dehnung ausgehend vom Ort der maximalen Einstrahlung kontinuierlich ab. Die höchsten Spannungen treten entlang der inneren Rohroberfläche auf, wobei das Maximum an der Stelle mit der maximalen Einstrahlung auftritt. Von dieser Stelle in Umfangsrichtung ausgehend nimmt in den ersten 45° die Spannung zunächst nur langsam ab, fällt dann jedoch weiter ab.
Für die einseitige Bestrahlung sind die Schädigungsverläufe über die Bauteildicke ohne und mit Korrosionseffekten sehr ähnlich (vergleiche Abb. 6.11(b)). An der versagensrelevanten



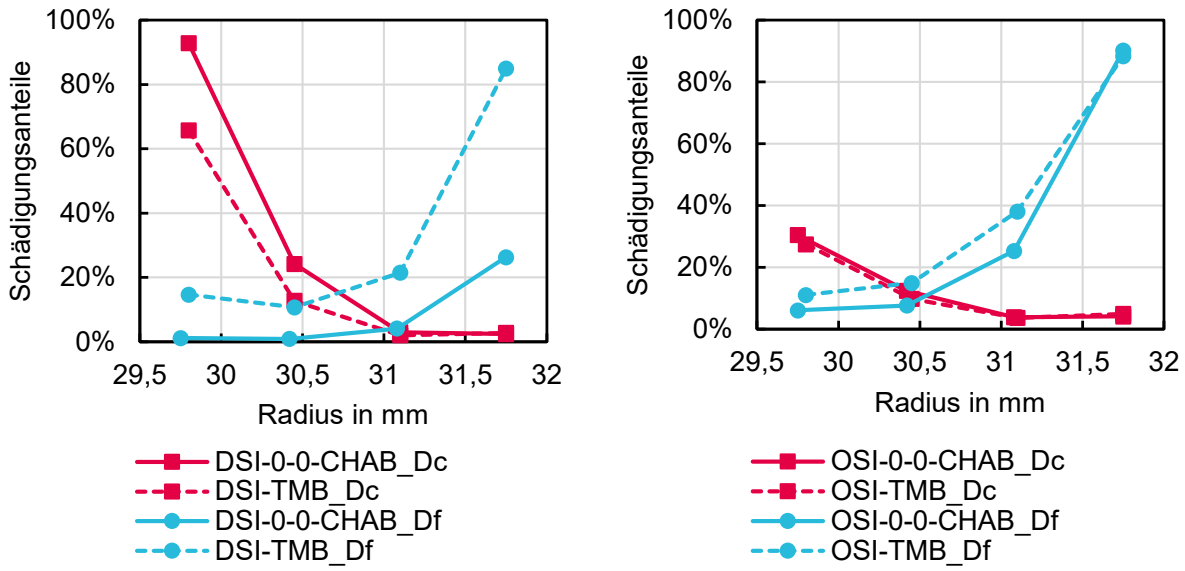
(a) Vergleichsdehnung

(b) Vergleichsspannung

Abbildung 6.10: Vergleichsdehnung und -spannung über Querschnittsfläche unter Berücksichtigung aller Korrosionseinflüsse bei einseitiger Bestrahlung.

Stelle an der Rohraußenseite ist in beiden Fällen die Ermüdung der klar dominierende Schädigungsmechanismus. In diesem Bereich werden auch die maximalen Dehnungen berechnet. Im Vergleich zur Bewertung ohne Korrosionseinfluss steigt unter Berücksichtigung von Korrosionseffekten die Ermüdungsschädigung im Bauteilinneren etwas an. Der Verlauf der Kriechschädigung ändert sich kaum. Das Maximum tritt in beiden Fällen am Ort der höchsten Spannung an der Rohrinnenseite auf (vergleiche Abb. 6.10).

Abb. 6.12 zeigt den Vergleich der beiden Rohrquerschnitte bezüglich Lebensdauer ohne und mit Korrosionseinfluss unter einseitiger Bestrahlung. Grundsätzlich erscheinen die beiden Abbildungen ähnlich, wobei unter Berücksichtigung der Korrosion (OSI-TMB) die Lebensdauer insgesamt niedriger berechnet wird und die Bereiche mit einer Lebensdauer kleiner 30 Jahre in Umfangsrichtung weiter ausgedehnt sind. Der Bereich mit entsprechend geringen Lebensdauern stimmt auch mit den Bereichen hoher Dehnungen und Spannungen in Abb. 6.10 gut überein. Folgt man dem radialen Verlauf der Lebensdauer, so ist diese am Außendurchmesser am geringsten, steigt im Bauteilinneren etwas an, um Richtung Rohrinnenseite wieder abzufallen. Der Farb-Plot in Abb. 6.12(b) erscheint deshalb leicht V-förmig. Da die Dehnungen entlang des Radius kontinuierlich abnehmen, ist dies ein Hinweis darauf, dass am Innendurchmesser die Kriechschädigung auch am einseitig be-



(a) Beidseitige Bestrahlung

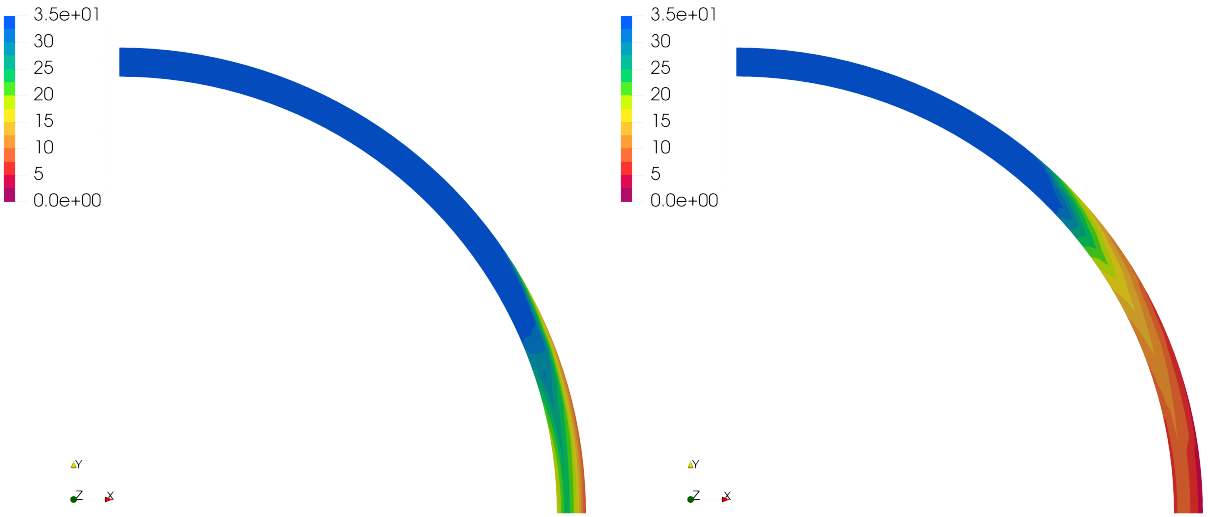
(b) Einseitige Bestrahlung

Abbildung 6.11: Kriech- (D_c) und Ermüdungsschädigungsverlauf (D_f) durch die Wandstärke am Ort der maximalen Einstrahlung ohne und mit Korrosionseinfluss zum Zeitpunkt des rechnerischen Bauteilversagens. Während bei der einseitigen Bestrahlung das Versagen unabhängig vom Fortschritt der Korrosion immer durch Ermüdung auf der Rohraußenseite hervorgerufen wird, wechselt der maßgebende Schädigungsmechanismus am beidseitig bestrahlten Rohr von Kriechschädigung auf der Rohrinnenseite im unkorrodierten Zustand hin zu Ermüdungsschädigung auf der Rohraußenseite im korrodierten Zustand.

strahlten Rohr einen Teil zur Bauteilschädigung beiträgt. Dennoch wird unabhängig vom Korrosionseinfluss bei einseitiger Bestrahlung die geringste Lebensdauer auf der Rohraußenseite berechnet. Dies ist ein wesentlicher Unterschied zum beidseitig bestrahlten Rohr.

Im unkorrodierten Zustand wird die Lebensdauer für das einseitig bestrahlte Rohr mit 6,6 Jahren etwa Faktor fünf niedriger berechnet, als für das beidseitig bestrahlte Rohr (32 Jahre). Unter Berücksichtigung von Korrosionseffekten fällt die Lebensdauer für beide Bestrahlungsarten deutlich ab. Es resultiert bei einseitiger Bestrahlung eine Lebensdauer von 3,4 Jahren und bei beidseitiger Bestrahlung eine Lebensdauer von 12 Betriebsjahren. Damit ändert sich die Lebensdauer durch Korrosionseinfluss wie folgt:

- Reduktion bei beidseitiger Bestrahlung um etwa Faktor 2,5
- Reduktion bei einseitiger Bestrahlung um etwa Faktor 2



(a) Einseitige Bestrahlung OSI-0-0-CHAB

(b) Einseitige Bestrahlung OSI-TMB

Abbildung 6.12: Farblich abgestufte Darstellung der Lebensdauer in Jahren für das einseitig bestrahlte Rohr ohne und mit Korrosionseinfluss. Der Bereich mit der geringsten Lebensdauer bleibt gleich, die Lebensdauer ist im korrodierten Zustand auf einem insgesamt niedrigerem Niveau.

6.3.2 Chancen des sternförmigen Receiverkonzeptes

Das sternförmige Receiverkonzept ermöglicht die beidseitige Bestrahlung der Absorberrohre. Durch diese Modifikation sind mehrere Chancen verbunden. Zum einen ist der Materialbedarf geringer, da zur Bereitstellung der gleichen Absorberfläche, lediglich die Hälfte an Rohren benötigt wird. Zum anderen führt die sternförmige Anordnung der Ausleger zu einer Art Kavitäten-Effekt, wodurch die thermischen Verluste aufgrund von Strahlung und Konvektion geringer sind. Dies führt zu einem höheren thermischen Wirkungsgrad. Darüber hinaus zeigen die vorangegangenen Untersuchungen, dass aufgrund der beidseitigen Bestrahlung die thermische Beanspruchung der Absorberrohre gleichmäßiger ist und in der Folge bei gleicher solarer Einstrahlung höhere Lebensdauern berechnet werden. Eine erste Studie (vergleiche [91]) zum Vergleich von einseitiger und beidseitiger Bestrahlung zeigt, dass beidseitig, ideal-symmetrisch, bestrahlte Absorberrohre im Vergleich zu einseitig bestrahlten Rohren eine um einen Faktor von fünf bis zwölf höhere Lebensdauer aufweisen können. Dies wird in dieser Arbeit bestätigt und ist eine deutliche Verbesserung im Vergleich zum Stand der Technik. Durch den geringeren Lebensdauerver-

brauch bei beidseitiger Bestrahlung kann beim Receiverwerkstoff von den derzeit üblichen Nickelbasislegierungen auf kostengünstigere austenitische Edelstähle gewechselt werden. Damit ergeben sich Kostenvorteile bei der Receiverfertigung [91].
Unter Berücksichtigung von Korrosionseffekten ist unabhängig von der Art der Einstrahlung ein Anstieg der Ermüdungsschädigung zu beobachten. Bei steigender Oxidschichtdicke ist dieser Anstieg am Außendurchmesser besonders stark. Bei einseitiger Bestrahlung tritt die geringste Lebensdauer auch ohne Korrosionseinfluss auf der Rohraußenseite in Form von Ermüdungsschädigung auf. Das heißt, jede zusätzliche Ermüdungsschädigung wirkt sich direkt auf die Bauteillebensdauer aus. Bei beidseitiger Bestrahlung ist jedoch die Rohrinnenseite maximal beansprucht. Deshalb existiert beim sternförmigen Receiverkonzept ein gewisser Puffer und dünne Oxidschichten wirken sich kaum auf die Lebensdauer aus.
Der Berechnung liegt eine stetig wachsende Oxidschicht mit einer Wärmeleitfähigkeit von 2 $\mathrm{W/(m\,K)}$ zu Grunde (vergleiche Abschnitt 5.2.1). Unter diesen Bedingungen reicht der beschriebene Puffer bezüglich Ermüdungsschädigung nicht mehr aus, sodass das beidseitig bestrahlte Rohr einen stärkeren prozentualen Rückgang der Lebensdauer aufweist, als das einseitig bestrahlte. Als Chance kann hier gesehen werden, dass die Annahme mit einer Wärmeleitfähigkeit von 2 $\mathrm{W/(m\,K)}$ konservativ ist. Durch eine Vermessung der Wärmleitfähigkeit der Oxidschicht unter realitätsnahen Bedingungen könnte diese Annahme und in der Folge die Lebensdauer gegebenenfalls nach oben korrigiert werden.

6.3.3 Risiken des sternförmigen Receiverkonzeptes

Die oben zitierte Studie zeigt auch, dass eine Abweichung von der ideal-symmetrischen Bestrahlung der Absorberrohre zu einer deutlichen Reduktion der Lebensdauervorteile führt. Ist die Bestrahlung auf einer der beiden Seiten auf 70 % reduziert, führt dies zu einer Reduktion der Lebensdauer um etwa 30 %. In einer ähnlichen Größenordnung reduziert sich die Lebensdauer, wenn die Eintrahlungsmaxima nicht im 180°-Winkel, sondern im 120°-Winkel zueinander stehen. Diese Effekte müssen im Betrieb durch eine adaptive Zielpunktoptimierung und eine intelligente Heliostatfeldsteuerung vermieden werden [91].
In dieser Arbeit wurde der Einfluss von Korrosionseffekten auf die unterschiedlichen Bestrahlungsarten untersucht. Die Ergebnisse in Abschnitt 6.3.1 zeigen, dass für den be-

trachteten Lastfall, die Lebensdauer beidseitig bestrahlter Rohre mit Faktor 2,5 etwas stärker zurückgeht als bei einseitig bestrahlten mit Faktor 2. Die Ursache dafür ist die Interaktion von Kriech- und Ermüdungsschädigung auf der Rohrinnenseite bei beidseitiger Bestrahlung. Im unkorrodierten Zustand, oder bei einseitiger Bestrahlung ist hingegen ein Schädigungsmechanismus dominant. Für den Werkstoff 310N zeigt sich unter Berücksichtigung des Kriech-Ermüdungs-Interaktionsdiagramms (vergleiche Abschnitt 5.1.2), dass bei gleicher Gesamtschädigung zwei ähnlich große Schädigungsanteile zu einer geringeren Lebensdauer führen als ein dominanter Schädigungsanteil. Dies sorgt für einen stärkeren Rückgang der Lebensdauer bei beidseitger Bestrahlung.
Ein weiteres Risiko für das sternförmige Receiverkonzept ist die vergleichsweise schlechte Skalierbarkeit. In kommerziellen Großanlagen mit einer thermischen Leistung von etwa 700 MW werden vergleichsweise lange Absorberrohre mit einer bestrahlten Länge von etwa 15 m notwendig (vergleiche Tabelle 2.8). Bei den gegebenen geometrischen Daten reicht das Widerstandsmoment dieser Rohre nicht aus, um ein Verbiegen bei Windlasten sicher zu unterbinden. Deshalb sind horizontale Stützen notwendig, die ein Verbiegen der Absorberrohre verhindern. Diese Stützen verschatten allerdings einen Teil der Rohroberfläche und reduzieren in der Folge die Effizienz des Receivers signifikant. Bis dieses Problem gelöst ist, ist die Anwendung der beidseitigen Bestrahlung auf Receivergrößen limitiert, die keine horizontalen Stützen erfordern.

6.3.4 Empfehlungen zum sternförmigen Receiverkonzept

Grundsätzlich zeigt diese Arbeit, dass die beidseitige Bestrahlung, auch unter Korrosionseinfluss, die Lebensdauer der Absorberrohre deutlich verlängert. Zur optimalen Ausnutzung dieses Vorteils ist allerdings eine hochwertige Steuerung des Heliostatfeldes notwendig, sodass eine möglichst ideal-symmetrische Strahlungsverteilung auf den Absorberrohren erreicht wird.
Dennoch wird unter Berücksichtigung von Korrosionseffekten ein Rückgang der Lebensdauer von 30 auf 12 Jahre berechnet. Als Konsequenz sollten bei der Materialauswahl Werkstoffe bevorzugt werden, die eine dünne Oxidschicht mit geringen thermischen Widerständen ausbilden. Bei der Materialauswahl hat man aufgrund der höheren Lebensdauer am beidseitig bestrahlten Absorberrohr, den Vorteil einer höheren Vielfalt an potentiellen

Materialien.

Ein limitierender Faktor für die kommerzielle Umsetzung ist der signifikante Effizienzverlust bei der Hochskalierung des sternförmigen Receiverkonzeptes auf übliche Kraftwerksgrößen von 700 MW thermischer Leistung. Ein mögliches Anwendungsfeld besteht dennoch beim sogenannten Multi-Tower-Konzept. Dabei werden mehrere kleine Receiver zu einer Gesamtanlage gekoppelt. Wenn die dabei verwendeten Rohrlängen kein Verbiegen durch Windlasten erwarten lassen, dann ist der Einsatz von vergleichsweise günstigen Edelstählen als Absorberrohrmaterial denkbar. Dieses Anlagenlayout bietet noch weitere Vorteile: Ein Problem der solaren Turmkraftwerke ist die schlechte Skalierbarkeit gegenüber anderen regenerativen Energiequellen, wie zum Beispiel PV. Bei einer Multi-Tower-Anlage können die einzelnen Türme nacheinander errichtet werden, sodass schon während der vergleichsweise langen Bauzeit ein Teil der Anlage Strom produzieren kann. Zudem ergeben sich bei mehreren gleichartigen Receivern gewisse Serieneffekte, sodass die Fertigungskosten trotz mehrerer Türme nicht linear ansteigen.

Letztendlich wird im sternförmigen Receiverdesign, trotz der notwendigen hochwertigen Anlagensteuerung, Potential zur Steigerung der Kosteneffizienz gesehen. Der Schlüssel dazu ist die Absicherung gegenüber Windlasten.

Kapitel 7

Zusammenfassung und Ausblick

Ziel dieser Arbeit war die Entwicklung eines Bewertungsschemas für die Wechselwirkung der drei Materialschädigungsmechanismen Kriechen, Ermüdung und Korrosion. Dazu wurde ein umfassendes Versuchsprogramm erstellt, wodurch Wechselwirkungen der Schädigungsmechnismen erkannt und deren Ursachen herausgearbeitet wurden. Auf dieser Basis wurde ein Lebensdauermodell zur Bewertung von solarthermischen Anlagen erarbeitet.
Die Versuchsergebnisse zeigen, dass sich das Materialverhalten bei thermo-zyklischer und isothermer Beanspruchung unterscheidet. Die Proben bilden unter thermo-zyklischen Bedingungen eine etwa doppelt so dicke Oxidschicht aus. Der Materialverlust steigt hingegen nur geringfügig an. Dies wird damit erklärt, dass durch die zyklische Beanspruchung Mikrorisse in der Oxidschicht entstehen. Diese ermöglichen die Diffusion von Stickstoff aus der Salzschmelze in das Grundmaterial. Dort bilden sich Chromnitride, sodass die Chromaktivität absinkt. Somit wird das Chrom unter der Oxidschicht gebunden und anstelle einer vergleichsweise dichten Chromoxidschicht entsteht eine Eisenoxidschicht, welche ein größeres Volumen einnimmt und damit eine dickere Oxidschicht ausbildet.
Die Kerbschlagzähigkeit der thermo-zyklisch beanspruchten Proben ist deutlich geringer als jene der unkorrodierten Proben. Für die Werkstoffe 310N und Alloy 625 ist zudem ein Unterschied zwischen Proben in der Salzschmelze und der darüberliegenden Gasphase statistisch signifikant. Zusätzlich zu diesen beiden Werkstoffen ist auch beim Alloy 800 im Salzbereich die Zugfestigkeit höher und die Bruchdehnung tendenziell geringer als im Gasbereich. Damit konnte gezeigt werden, dass die Duktilität dieser drei Werkstoffe in der Salzschmelze zurückgeht. Es konnte jedoch nicht gezeigt werden, dass es sich dabei um

einen Effekt handelt, der über die reine Wärmebehandlung des Werkstoffes hinausgeht. Die Ermüdungsversuche sind durch viele ungültige Versuche aufgrund von Anrissen im Gewindebereich geprägt, sodass durch diese Art der Beprobung lediglich stichprobenartig Ergebnisse vorliegen. Diese Ergebnisse geben allerdings Indizien dafür, dass die Anwesenheit von flüssiger Salzschmelze während der mechanischen Beanspruchung die Ermüdungslebensdauer negativ beeinflusst.

Aus diesen Versuchen wurde ein Lebensdauermodell abgeleitet, das drei verschiedene Ebenen umfasst, die durch Korrosionseinflüsse beeinflusst werden. Die sich ausbildenden Oxidschichten haben geringere Wärmeleitfähigkeiten als das Grundmaterial, weshalb die Oxidschicht als zusätzlicher thermischer Widerstand beim Durchgang der Wärme von der Außenseite der Absorberrohre auf das WTM wirkt. Der thermische Widerstand steigt über der Zeit in Abhängigkeit der Oxidschichtdicke und damit der Korrosionskinetik. Diese Effekte werden im thermischen Modell berücksichtigt und führen zu einer Lebensdauer von 18 Jahren, statt 32 Jahren am unkorrodierten Receiverrohr.
Der beobachtete Rückgang der Duktilität hat einen Einfluss auf das strukturmechanische Modell. Durch die geringere Duktilität sind die anfänglichen Spannungen höher, dafür fällt die zyklische Verfestigung geringer aus. Im vorliegenden Fall resultieren daraus, über die gesamte Beanspruchungsdauer gesehen, geringere mittlere Spannungen, weshalb die Lebensdauer durch diese Einflussgröße geringfügig ansteigt.
Die Untersuchungen zeigen auch, dass die Anzahl der Lastzyklen bis zum Bruch durch Korrosion deutlich zurückgehen kann. Die Ursache dafür wird am oberflächennahen Rückgang der Duktilität der Bauteile vermutet. Anhand eines vereinfachenden Ansatzes wurden die Ergebnisse der Zugversuche genutzt, um eine zulässige Dehnungsschwingbreite zu ermitteln. Je nach Anzahl der auftretenden Lastzyklen beträgt dieser Rückgang 10 % bis 47 %. Dies hat zur Folge, dass sich für den betrachteten Lastfall die Lebensdauer im korrodierten Zustand auf 12 Jahre reduziert.

In dieser Arbeit wurde zudem das sternförmige Receiverkonzept detaillierter untersucht. Dieses Konzept ermöglicht eine beidseitige Bestrahlung der Absorberrohre und hat somit das Potential für hohe Materialeinsparungen. Untersuchungen zeigen allerdings auch,

dass Abweichungen von der ideal-symmetrischen beidseitigen Einstrahlung den Vorteil in Bezug auf Lebensdauerverbrauch deutlich reduzieren. Deshalb ist für dieses Receiverkonzept eine hochwertige Zielpunktoptimierung für das Heliostatfeld notwendig. Zudem ist aus Projektarbeiten bekannt, dass bei langen Absorberrohrlängen horizontale Stützstrukturen notwendig werden, welche die thermische Effizienz stark negativ beeinflussen. Es wurde auch gezeigt, dass beidseitig bestrahlte Rohre (bei gleicher geometrischer Abmessung und solarer Einstrahlung) in Bezug auf den Lebensdauerverbrauch einseitig bestrahlten Rohren deutlich überlegen sind. Unter Berücksichtigung der Korrosionseffekte liegt die rechnerische Lebensdauer für das beidseitig bestrahlte Rohr bei 12 Jahren, wohingegen sie für das einseitig bestrahlte Rohr nur 3,4 Jahre beträgt. Dabei ist zu beachten, dass diese Untersuchungen an austenitischen Edelstahlrohren und nicht an den in kommerziellen Kraftwerken verwendeten und höher beanspruchbaren Nickelbasis-Rohren durchgeführt worden sind. Somit ist das Konzept der beidseitigen Bestrahlung im Bezug auf die erreichbaren Lebensdauern sehr vielversprechend. Zudem ist es mit diesem Ansatz denkbar, von den vergleichsweise kostenintensiven Nickelbasis-Werkstoffen auf austenitische Edelstähle zu wechseln und so die Kosteneffizienz solarer Receiver deutlich zu erhöhen.

Die Materialversuche in dieser Arbeit zeigen, dass eine thermo-zyklische Beanspruchung das Korrosionsverhalten der untersuchten Werkstoffe beeinflusst. Für eine genauere Vorhersage der Lebensdauer sind weiterführende Untersuchungen sinnvoll. Exemplarisch soll hier drei Punkte genannt werden:

1. Die Wärmeleitfähigkeiten der entstehenden Oxidschichten sollten unter den tatsächlichen Betriebsbedingungen in der Salzschmelze ermittelt werden. Denn in der Literatur sind keine Veröffentlichungen zu Wärmeleitfähigkeiten von Oxidschichten bekannt, welche in einer Natriumnitrat-Salzschmelze entstandenen sind.

2. Um das für den Werkstoff 310N aufgestellte Lebensdauermodell zur Auslegung von Bauteilen verwenden zu können, sind Wiederholungsversuche für die Ermüdungsversuche mit Salzfüllung notwendig. Dies ermöglicht eine zuverlässigere Aussage über den Einfluss der Salzschmelze auf die Ermüdungslebensdauer.

3. Darüber hinaus ist in dieser Arbeit die Wechselwirkung zwischen Korrosions- und

Kriechbeanspruchung andiskutiert worden. Aufgrund der fehlenden Materialversuche konnte dieser Aspekt jedoch nicht in das Lebensdauermodell eingearbeitet werden. Umfangreiche Kriechversuche mit salzgefüllten Proben würden zum einen ein umfassenderes Verständnis bezüglich der Interaktion der verschiedenen Schädigungsmechanismen fördern und zum anderen eine Erweiterung des Lebensdauermodells ermöglichen.

Das Lebensdauermodell konnte auf den sternförmigen Receiver angewendet werden. Dabei wurde deutlich, dass das Konzept der beidseitigen Bestrahlung die Lebensdauer von solar bestrahlten Komponenten begünstigt. Zudem wirken sich Korrosionseffekte im Vergleich zu einseitig bestrahlten Absorberrohren weniger stark auf die Bauteillebensdauer aus, sodass für diesen Anlagentyp der Einsatz von vergleichsweise günstigen Edelstählen als Absorberrohrmaterial denkbar ist. Aufgrund strukturmechanischer Randbedingungen ist das sternförmige Receiverkonzept bezüglich der umsetzbaren Größen beschränkt. In Form von sogenannten Multi-Tower-Konzepten wird für diesen Receivertypen allerdings ein Potential bezüglich Kosteneffizienz und Betriebssicherheit gesehen.

Literaturverzeichnis

[1] Europäisches Parlament. *Reduktion von CO_2-Emissionen: Ziele und Maßnahmen der EU*. 2018. (Besucht am 23. 02. 2025).

[2] IRENA. *Renewable Energy Statistics 2024*. Hrsg. von International Renewable Energy Agency. Abu Dhabi, 2024.

[3] IRENA. *Renewable power generation costs in 2023*. Hrsg. von International Renewable Energy Agency. Abu Dhabi, 2024.

[4] Marcel Suri, Juraj Betak, Konstantin Rosina, Daniel Chrkavy, Nada Suriova, Tomas Cebecauer, Marek Caltik und Branislav Erdelyi. „Global Photovoltaic Power Potential by Country“. In: (2020).

[5] Hermann Meier, Christian Fünfgeld, Thomas Adam und Bernd Schiefdecker. *Repräsentative VDEW - Lastprofile*. Hrsg. von Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus. Frankfurt am Main, 1999.

[6] Jürgen Hogrefe. *CSP - Solare Energie rund um die Uhr: grüner Strom, grüne Wärme, grüner Wasserstoff*. Hrsg. von Deutscher Industrieverband Concentrated Solar Power. Studie. 2021.

[7] Titus Heyme. „Diese Solartechnik liefert 24 Stunden Strom“. In: *Handelsblatt* 2024 (2024). URL: https://www.handelsblatt.com/unternehmen/energie/solar-diese-solartechnik-liefert-24-stunden-strom/100009625.html?_gl=1*f9x676*_gcl_au*MTQxOTgzNTQyOS4xNzMyMjg2MTY5.

[8] Mark Mehos, Craig Turchi, Judith Vidal, Michael Wagner, Zhiwen Ma, Clifford Ho, William Kolb, Charles Andraka und Alan Kruizenga. *Concentrating Solar Power Gen3 Demonstration Roadmap*. 2017.

[9] Bundesverband Solarwirtschaft. *Konzentrierende Solarthermie: CSP/CST*. 2024. URL: https://www.solarwirtschaft.de/unsere-themen/csp/ (besucht am 23. 02. 2025).

[10] *DIN EN ISO 204:2019-04, Metallische Werkstoffe_- Einachsiger Zeitstandversuch unter Zugbeanspruchung_- Prüfverfahren (ISO_204:2018); Deutsche Fassung EN_ISO_204:2018*. Berlin. DOI: 10.31030/2853768.

[11] Ralf Bürgel. *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen ; mit 70 Tabellen*. 3., überarb. und erw. Aufl. Studium und Praxis. Wiesbaden: Vieweg, 2006. ISBN: 978-3-528-23107-1.

[12] Michael F. Ashby und David R. H. Jones. *Engineering materials 1: An introduction to properties, applications, and design*. 4th ed. Boston, Mass: Butterworth-Heinemann, 2012. ISBN: 978-0-08-096665-6.

[13] M. F. Ashby, C. Gandhi und D.M.R. Taplin. „Overview No. 3 Fracture-mechanism maps and their construction for f.c.c. metals and alloys“. In: *Acta Metallurgica* 27.5 (1979), S. 699–729. ISSN: 00016160. DOI: 10.1016/0001-6160(79)90105-6.

[14] American Society of Mechanical Engineers. *ASME Boiler and Pressure Vessel Code - Section III Rules for Construction of Nuclear Facility Components - Division 5-High Temperature Reactors: ASME BPVC.III.5-2019*. 2019.

[15] Norman E. Dowling, Hrsg. *Mechanical behavior of materials: Engineering methods for deformation, fracture, and fatigue*. 4. ed., international ed. Boston, Mass.: Pearson, 2013. ISBN: 9780273764557.

[16] O. H. Basquin. „The Exponential Law of Endurance Tests“. In: *Proceedings of the Thirteenth Annual Meeting*. Hrsg. von American Society for Testing and Materials. Bd. 10. Pennsylvania und Philadelphia, 1910, S. 625–630.

[17] S. S. Manson. *Behavior of materials under conditions of thermal stress*. Washington, 1953. URL: https://books.google.de/books?hl=de&lr=&id=88pCAQAAIAAJ&oi=fnd&pg=PA15&dq=manson+1953&ots=3RRs2yn80a&sig=mF42Sbw8ektENDlO4FnS8XTwTRs#v=onepage&q&f=false.

[18] L. F. Coffin. „A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal“. In: *Journal of Fluids Engineering* 76.6 (1954), S. 931–949. ISSN: 0097-6822. DOI: 10.1115/1.4015020.

[19] H. Sehitoglu. „Thermo-Mechanical Fatigue Life Prediction Methods“. In: *Advances in Fatigue Lifetime Predictive Techniques*. Hrsg. von M. R. Mitchell und R. W. Landgraf. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 1992, S. 47–76. ISBN: 978-0-8031-1423-4. DOI: 10.1520/STP24152S.

[20] Jean Lemaitre und Jean-Louis Chaboche. *Mechanics of solid materials*. 1. Aufl. Cambridge: Cambridge Univ. Press, 1990. ISBN: 0521328535.

[21] Lazar M. Kachanov. *Introduction to continuum damage mechanics*. Bd. 10. Monographs and textbooks on mechanics of solids and fluids. Dordrecht u.a.: Kluwer, 1986. ISBN: 978-90-247-3319-4. URL: https://permalink.obvsg.at/AC00075313.

[22] Hermann Lux. „“Säuren” und “Basen” im Schmelzfluss: Die Bestimmung der Sauerstoffionen Konzentration“. In: *Zeitschrift für Elektrochemie und angewandte physikalische Chemie* 45.4 (1939), S. 303–309. ISSN: 0372-8323. DOI: 10.1002/bbpc.19390450405.

[23] H. FLOOD und T. FORLAND. „The acidic and basic properties of oxides“. In: *Acta chemica Scandinavica* 1.6 (1947), S. 592–604. ISSN: 0001-5393. DOI: 10.3891/acta.chem.scand.01-0592.

[24] S. Bell, T. Steinberg und G. Will. „Corrosion mechanisms in molten salt thermal energy storage for concentrating solar power“. In: *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 114 (2019), S. 109328. ISSN: 13640321. DOI: 10.1016/j.rser.2019.109328.

[25] F. Paniccia und P. G. Zambonin. „Redox mechanisms in an ionic matrix. III. Kinetics of the reaction nitrite ion + molecular oxygen = nitrate ion in molten alkali nitrates“. In: *The Journal of Physical Chemistry* 77.14 (1973), 1810–1813_O.

[26] D. A. Nissen und D. E. Meeker. „Nitrate/nitrite chemistry in sodium nitrate-potassium nitrate melts“. In: *Inorganic Chemistry* 22.5 (1983), S. 716–721. ISSN: 0020-1669. DOI: 10.1021/ic00147a004.

[27] Robert W. Bradshaw und Steven Howard Goods. *Corrosion of alloys and metals by molten nitrates*. 2001. DOI: 10.2172/1545803.

[28] Alexander Bonk, Claudia Martin, Markus Braun und Thomas Bauer. „Material investigations on the thermal stability of solar salt and potential filler materials for molten salt storage“. In: AIP Conference Proceedings. Author(s), 2017, S. 080008. DOI: 10.1063/1.4984429.

[29] Eli S. Freeman. „The Kinetics of the Thermal Decomposition of Potassium Nitrate and of the Reaction between Potassium Nitrite and Oxygen“. In: *Journal of the American Chemical Society* 79.4 (1957), S. 838–842. ISSN: 0002-7863. DOI: 10.1021/ja01561a015.

[30] Kurt H. Stern. „High Temperature Properties and Decomposition of Inorganic Salts Part 3, Nitrates and Nitrites“. In: *Journal of Physical and Chemical Reference Data* 1.3 (1972), S. 747–772. DOI: 10.1063/1.3253104.

[31] R. W. Bradshaw. „Thermal-Convection-Loop Corrosion Tests of 316SS and IN800 in Molten Nitrate Salts“. In: *Sandia Laboratories energy report* SAND-82-8210 (1982).

[32] R. W. Bradshaw. *Oxidation and chromium depletion of Alloy 800 and 316SS by molten NaNO/sub 3/-KNO/sub 3/ at temperatures above 600/degree/C*. Bd. SAND-86-9009. 1987. DOI: 10.2172/5103265.

[33] K. Federsel, J. Wortmann und M. Ladenberger. „High-temperature and Corrosion Behavior of Nitrate Nitrite Molten Salt Mixtures Regarding their Application in Concentrating Solar Power Plants“. In: *Energy Procedia* 69 (2015), S. 618–625. ISSN: 18766102. DOI: 10.1016/j.egypro.2015.03.071.

[34] Dagmar Rueckle. „Das Oxidationsverhalten und die elektrochemische Charakterisierung von Stählen in Nitratschmelzen bei hohen Temperaturen“. In: (2019).

[35] Alan S. Nagelberg und Raymond W. Mar. „THERMOCHEMESTRY OF NITRATE SALTS“. In: *Proceedings of the Symposium High Temperature Materials Chemistry*. Hrsg. von D. D Cubicciotti und D. L. Hildenbrand. 1982, S. 89–101.

[36] D. R. Boehme und R. W. Bradshaw. „X-ray diffraction analysis of corrosion products of Fe-Ni-Cr alloys formed in molten nitrate salts“. In: *High Temperature Science* 18 (1984).

[37] *DIN EN ISO 8044:2020-08, Korrosion von Metallen und Legierungen_- Grundbegriffe (ISO_8044:2020); Dreisprachige Fassung EN_ISO_8044:2020*. Berlin. DOI: 10.31030/3118460.

[38] Elsbeth Wendler-Kalsch und Hubert Gräfen. *Korrosionsschadenkunde*. 1. Aufl. Bd. 30. Klassiker der Technik. Berlin: Springer Berlin Heidelberg, 1998. ISBN: 978-3-662-22074-0. DOI: 10.1007/978-3-642-30431-6{\textunderscore}2.

[39] Carl H. Hamann und Wolf Vielstich. *Elektrochemie*. 2., überarb. Aufl. Bd. 41. Taschentext. Weinheim: VCH-Verl.-Ges. [u.a.], 1985. ISBN: 3-527-21100-4. URL: https://permalink.obvsg.at/AC00155511.

[40] *EnArgus*. URL: https://www.enargus.de/pub/bscw.cgi/d4976-2/*/*/Hochtemperaturkorrosion.html?jsearch=1&search=Hochtemperaturkorrosion&op=Wiki.getwiki (besucht am 26. 04. 2023).

[41] Magdalena Walczak, Fabiola Pineda, Ángel G. Fernández, Carlos Mata-Torres und Rodrigo A. Escobar. „Materials corrosion for thermal energy storage systems in concentrated solar power plants“. In: *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 86 (2018), S. 22–44. ISSN: 13640321. DOI: 10.1016/j.rser.2018.01.010.

[42] Karl-Helmut Tostmann. *Korrosion: Ursachen und Vermeidung*. Weinheim: Wiley-VCH, 2001. ISBN: 3-527-30203-4. DOI: 10.1002/352760331X. URL: http://dx.doi.org/10.1002/352760331X.

[43] Egon Kunze, Hrsg. *Korrosion und Korrosionsschutz: Band 1: Einführung und wissenschaftliche Grundlage*. Weinheim: Wiley Wiley-VCH Verlag GmbH, 2001. ISBN: 9783527299942. DOI: 10.1002/9783527625659.

[44] W. S. Winters, R. W. Bradshaw und F. W. Hart. *Design and operation of thermal convection loops for corrosion testing in molten NaNO3 - KNO3*. 1980.

[45] P. F. Tortorelli und J. H. DeVan. *Thermal-convection-loop study of the corrosion of Fe-Ni-Cr alloys by molten NaNo/sub 3/-KNO/sub 3*. 1982. DOI: 10.2172/6630235.

[46] Martin Marietta Corporation. „Alternate central receiver power system, Phase II. Volume III. Molten salt materials tests. Final report“. In: (1984). DOI: 10.2172/6980159.

[47] Florian Sutter, Ceyhun Oskay, Mathias Christian Galetz, Teresa Diamantino, Fátima Pedrosa, Isabel Figueira, Stefan Glumm, Alexander Bonk, Alina Agüero, Sergio Rodríguez, Tomás Jesus Reche-Navarro und Simon Caron. „Dynamic corrosion testing of metals for molten salts in Concentrated Solar Power // Dynamic corrosion testing of metals in solar salt for concentrated solar power“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 232.3 (2021), S. 111331. ISSN: 09270248. DOI: 10.1016/j.solmat.2021.111331.

[48] Neil Birks, Gerald H. Meier und Frederick S. Pettit. *High-temperature oxidation of metals*. 2. Aufl. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. ISBN: 0521485177.

[49] S. Timoshenko. „Analysis of Bi-Metal Thermostats“. In: *Journal of the Optical Society of America* 11.3 (1925), S. 233. ISSN: 0030-3941. DOI: 10.1364/JOSA.11.000233.

[50] Robert W. Bradshaw und Steven Howard Goods. *Corrosion resistance of stainless steels during thermal cycling in alkali nitrate molten salts*. 2001. DOI: 10.2172/1020472.

[51] R. W. Bradshaw. „Thermal Convection Loop Study of the Corrosion of Incoloy 800 in Molten NaNO 3 -KNO 3“. In: *CORROSION* 43.3 (1987), S. 173–178. ISSN: 0010-9312. DOI: 10.5006/1.3583131.

[52] Qingyang Liu, Richard Barker, Chun Wang, Jiong Qian, Anne Neville und Frederick Pessu. „The corrosion behaviour of stainless steels and Ni-based alloys in nitrate salts under thermal cycling conditions in concentrated solar power plants“. In: *Solar Energy* 232.4 (2022), S. 169–185. ISSN: 0038092X. DOI: 10.1016/j.solener.2021.12.072.

[53] R. W. Bradshaw. *Corrosion of 304SS by molten NaNO/sub 3/-KNO/sub 3/ in a thermal convection loop*. 1980. DOI: 10.2172/6624736.

[54] R. W. Bradshaw. „Thermal convection loop study of corrosion of alloy 800 in molten NaNO/sub 3/-KNO/sub 3/“. In: *Sandia Laboratories energy report* SAND-82-8911 (1983). URL: https://www.osti.gov/biblio/6542632.

[55] S. Goods. *Slow strain-rate testing of Alloy 800 in molten-nitrate salts*. 1982. DOI: 10.2172/5285776.

[56] S.H Goods und R.W Bradshaw. „Constant extension rate testing of IN625LCF in molten nitrate salt“. In: *Corrosion Science* 41.6 (1999), S. 1119–1137. ISSN: 0010938X. DOI: 10.1016/S0010-938X(98)00175-9.

[57] J. Preußner, W. Peiffer, E. Piedra, S. Oeser, M. Tandler, P. von Hartrot und G. Maier. „Long-term material tests in liquid molten salts“. In: *Advances in materials technology for Fossil Power Plants*. Bd. 2016. 2016, S. 1128–1139. URL: https://www.epri.com/research/products/000000003002008446.

[58] Heng Li, Xiaowei Wang, Xiucheng Feng, Xinyu Yang, Jianqun Tang, Jianming Gong und Seán B. Leen. „On the corrosion cracking of austenitic stainless steel in molten solar salt: Experiments and modeling“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 248 (2022), S. 111983. ISSN: 09270248. DOI: 10.1016/j.solmat.2022.111983.

[59] S. H. Goods. „Creep and the corrosion characteristics of Incoloy Alloy 800 in molten nitrate salts“. In: *Journal of Materials for Energy Systems* 3.1 (1981), S. 43–50. ISSN: 0162-9719. DOI: 10.1007/BF02833528.

[60] Qingyang Liu, Jiong Qian, Richard Barker, Chun Wang, Anne Neville und Frederick Pessu. „Effect of thermal cycling on the corrosion behaviour of stainless steels and Ni-based alloys in molten salts under air and argon“. In: *Solar Energy* 238.1 (2022), S. 248–257. ISSN: 0038092X. DOI: 10.1016/j.solener.2022.04.041.

[61] J. L. Kaae. „Final Report on/Low-Cycle Fatigue and Creep-Fatigue Testing of Salt-Filled Alloy 800 Specimens: SAND82-8182“. In: *contractor report* (1982).

[62] J. J. Stephens, R. E. Semarge und R. W. Bradshaw. „Characterization of oxide scale formed on Incoloy 800 tubes in the molten electric experiment (MSEE)“. In: *Microbeam Analysis*. 1986, S. 337–342.

[63] James Pacheco, Robert W. Bradshaw, Daniel B. Dawson, WILFREDO de La ROSA, Rockwell Gilbert, Steven H. Goods, Mary Jane Hale, Peter Jacobs, Scott A. Jones, Gregory J. Kolb, James E. Pacheco, Michael R. Prairie, Hugh E. Reilly, Steven K. Showalter und Lorin L. Vant-Hull. „Final Test and Evaluation Results from the Solar Two Project: Solar Thermal Technology“. In: (2002). DOI: 10.2172/793226. URL: https://pdfs.semanticscholar.org/fea3/b7cf15a3518d64f226dd4dd4fc559fdbb1b5pdf.

[64] Steve Torkildson. „Concentrated Solar Power (CSP) Codes and Standards Gap Analysis“. In: STP-PT-054 - 2012 (2012). URL: https://www.asme.org/codes-standards/find-codes-standards/stp-pt-054-concentrated-solar-power-codes-standards-gap-analysis.

[65] I. Berman und A. C. Gangadharan. „Final report, phases 1 and 2 : an interim structural design standard for solar energy applications“. In: *Sandia Laboratories energy report* (1979). DOI: 10.2172/12260659.

[66] Milton A. Miner. „Cumulative Damage in Fatigue“. In: *Journal of Applied Mechanics* 12.3 (1945), A159–A164. ISSN: 0021-8936. DOI: 10.1115/1.4009458.

[67] T. V. Narayanan, M. S. M. Rao und G. Carli. „Structural Design and Life Assessment of a Molten Salt Solar Receiver“. In: *Journal of Solar Energy Engineering* 107.3 (1985), S. 258–263. ISSN: 0199-6231. DOI: 10.1115/1.3267688.

[68] David K. Fork, John Fitch, Shawn Ziaei und Robert I. Jetter. „Life Estimation of Pressurized-Air Solar-Thermal Receiver Tubes“. In: *Journal of Solar Energy Engineering* 134.4 (2012), S. 252. ISSN: 0199-6231. DOI: 10.1115/1.4007686.

[69] W. E. Cooper. „The initial scope and intend of the Section III fatigue design procedures“. In: *Workshop on Cyclic Life*. Bd. VOLUME 1. 1992, S. 1–8.

[70] Gregory J. Kolb. *An evaluation of possible next-generation high temperature molten-salt power towers*. Albuquerque, 2011. DOI: 10.2172/1035342.

[71] Edward F. Radke, David T. Wasyluk, David J. Dewees und James M. Tanzosh. „Creep-Fatigue Design Applied to Molten Salt Solar Receivers“. In: *Proceedings of the ASME Symposium on Elevated Temperature Application of Materials for*

Fossil, Nuclear, and Petrochemical Industries (2014), S. 232–247. DOI: 10.1115/ETAM2014-1032.

[72] Ty W. Neises, Michael J. Wagner und Allison K. Gray. „Structural Design Considerations for Tubular Power Tower Receivers Operating at 650°C: Preprint“. In: *8th International Conference on Energy* (2014).

[73] K. Nithyanandam und R. Pitchumani. „Thermal and structural investigation of tubular supercritical carbon dioxide power tower receivers“. In: *Solar Energy* 135 (2016), S. 374–385. ISSN: 0038092X. DOI: 10.1016/j.solener.2016.05.039.

[74] Jesus Ortega, Sagar Khivsara, Joshua Christian, Clifford Ho und Pradip Dutta. „Coupled modeling of a directly heated tubular solar receiver for supercritical carbon dioxide Brayton cycle: Structural and creep-fatigue evaluation“. In: *Applied Thermal Engineering* 109 (2016), S. 979–987. ISSN: 13594311. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2016.06.031.

[75] B. Barua, M. C. Messner und M. D. McMurtrey. „Comparison and Assessment of the Creep-Fatigue and Ratcheting Design Methods for a Reference Gen3 Molten Salt Concentrated Solar Power Receiver“. In: *Volume 3: Design and Analysis*. American Society of Mechanical Engineers, 2019. ISBN: 978-0-7918-5894-3. DOI: 10.1115/PVP2019-93572.

[76] Michael McMurtrey, Ryann Rupp, Bipul Barua und Mark Messner. *Creep-fatigue Behavior and Damage Accumulation of a Candidate Structural Material for Concentrating Solar Power Solar Thermal Receiver Final Technical Report*. 2021. DOI: 10.2172/1797935.

[77] P. A. González-Gómez, M. R. Rodríguez-Sánchez, M. Laporte-Azcué und D. Santana. „Calculating molten-salt central-receiver lifetime under creep-fatigue damage“. In: *Solar Energy* 213 (2021), S. 180–197. ISSN: 0038092X. DOI: 10.1016/j.solener.2020.11.033.

[78] American Petroleum Institute. *Calculation of Heater-tube Thickness in Petroleum Refineries: API STANDARD 530*. Washington D.C., 2015.

[79] Jörg Ellermeier. *Korrosionsbedingte Maschinenbauteilfestigkeit: Vorhaben Nr. 260, rechnerischer Festigkeitsnachweis für korrosionsbeanspruchte Maschinenbauteile.* Bd. 260. Forschen in Maschinenbau. Frankfurt am Main, 2003.

[80] Emmanuil Beygelzimer und Yan Beygelzimer. „Thermal conductivity of oxide scale and its components in the range from 0 C to 1300 C: Generalized estimates with account for movability of phase transitions“. In: (2021). DOI: 10.48550/arXiv.2110.11632.

[81] Mu Li, Rie Endo, Megumi Akoshima, Hiroshi Tanei, Hikaru Okada und Masahiro Susa. „Thermal Conductivity of Oxide Scale Thermally Grown on Iron Substrate Corrected by Temperature-dependent Interfacial Thermal Resistance in Laser Flash Measurement“. In: *ISIJ International* 59.3 (2019), S. 398–403. ISSN: 0915-1559. DOI: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2018-553.

[82] Mu Li, Rie Endo, Megumi Akoshima und Masahiro Susa. „Temperature Dependence of Thermal Diffusivity and Conductivity of FeO Scale Produced on Iron by Thermal Oxidation“. In: *ISIJ International* 57.12 (2017), S. 2097–2106. ISSN: 0915-1559. DOI: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-301.

[83] B. Hay, G. Davée, J. R. Filtz, J. Hameury und L. Rongione. „Simultaneous measurement of thermal diffusivity and thermal conductivity of ceramic coatings at high temperature by laser flash method“. In: *Thermal conductivity 30/thermal expansion 18*. Hrsg. von Daniela S. Gaal und Peter S. Gaal. Lancaster, Pa.: DEStech Publ, 2010, S. 461–470. ISBN: 978-1-60595-015-0.

[84] L. A. Chapmann, A. T. Fry und S. J. Roberts. „Thermal Diffusivity and Thermal Conductivity Measurements on Oxide Scales: NPL Report DEPC-MPE 018“. In: *NPL REPORT* (2005).

[85] Uwe Schulz. *Wärmedämmschichten.* Köln. URL: https://www.dlr.de/wf/de/desktopdefault.aspx/tabid-1694/2303_read-4863/ (besucht am 29. 04. 2023).

[86] Shaolin Li, Xiaoguang Yang und Hongyu Qi. „High-temperature hot-corrosion effects on the creep–fatigue behavior of a directionally solidified nickel-based superalloy: Mechanism and lifetime prediction“. In: *International Journal of Damage Mechanics* 29.5 (2020), S. 798–809. ISSN: 1056-7895. DOI: 10.1177/1056789519891765.

[87] Hélène Morch. „Thermomechanical modelling of the creep-fatigue behaviour and damage of Nickel-alloy receiver tubes used in Concentrated Solar Power plants“. Dissertation. Liège: Liège université, 2022.

[88] Andrés Montoya, M. R. Rodríguez-Sánchez, Jorge López-Puente und Domingo Santana. „Numerical model of solar external receiver tubes: Influence of mechanical boundary conditions and temperature variation in thermoelastic stresses“. In: *Solar Energy* 174 (2018), S. 912–922. ISSN: 0038092X. DOI: 10.1016/j.solener.2018.09.068.

[89] Michael Puppe, Stefano Giuliano, Cathy Frantz und Ralf Uhlig. *HPMS High Performance Molten Salt Tower Receiver System: Öffentlicher Schlussbericht*. 2017.

[90] Cathy Frantz, Felix Schloms, Matthias Kuhl, Matthias Binder und Christian Schuhbauer. „Design and Cost Analysis of a Combined STAR and C-PV Molten Salt Receiver Concept for CSP Applications“. In: Hrsg. von SolarPACES. Albuquerque, 2022.

[91] Matthias Binder, Felix Schloms, Mathias Kuhl, Christian Schuhbauer, Ralf Uhlig, Peter Schwarzbözl, Ruth Schwaiger und Robert Pitz-Paal. „Design study for the lifetime of double-sided irradiated absorber tubes“. In: *Solar Energy* 248.1 (2022), S. 16–27. ISSN: 0038092X. DOI: 10.1016/j.solener.2022.10.059.

[92] M. R. Rodríguez-Sánchez, Antonio Soria-Verdugo, José Antonio Almendros-Ibáñez, Antonio Acosta-Iborra und Domingo Santana. „Thermal design guidelines of solar power towers“. In: *Applied Thermal Engineering* 63.1 (2014), S. 428–438. ISSN: 13594311. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2013.11.014.

[93] Alberto Sánchez-González, María Reyes Rodríguez-Sánchez und Domingo Santana. „Allowable solar flux densities for molten-salt receivers: Input to the aiming strategy“. In: *Results in Engineering* 5 (2020), S. 100074. ISSN: 25901230. DOI: 10.1016/j.rineng.2019.100074.

[94] Mannesmann Stainless Tubes. *Datasheet DMV 310N*. 2021. URL: www.mannesmann-stainless-tubes.com.

[95] Sophie Kappertz, Bärbel Schlögl-Knote, Matthias Binder und Jonas Schulte. *Abschlussbericht Forschungsvorhaben HPMS-II*. 2025.

[96] Marko Zlokarnik. *Scale-up: Modellübertragung in der Verfahrenstechnik*. 2. vollst. berarb. u. erw. Auflage. Weinheim: Wiley-VCH, 2005. ISBN: 978-3-527-31422-5. URL: http://onlinelibrary.wiley.com/book/10.1002/352760765X.

[97] Michael Prof. Dr. Spiegel. *Kerbschlagbiegeversuche nach Auslagerung an Luft am Werkstoff 310N: E-Mail*. Hrsg. von Matthias Binder. 2024.

[98] Daniela Großpietsch und Holger Brauer. „Einfluss der Probengröße auf die Werte im Kerbschlagbiegeversuch an Rohren“. In: *Fachbericht Gasversorgung & Pipelinebau* 2012 (), S. 2–4. URL: https://www.mannesmann-linepipe.com/fileadmin/footage/MEDIA/gesellschaften/smlp/Documents/Einfluss_der_Probengroesse_auf_die_Werte_im_Kerbschlagbiegeversuch_an_Rohren.pdf.

[99] Sophie Kappertz. *Erfahrungsbericht aus dem Betrieb des Receivers aus dem Projekt HPMS-II: private Kommunikation*. Hrsg. von Matthias Binder. 2024.

[100] Alan Kruizenga, David Gill und Marianne LaFord. *Materials corrosion of high temperature alloys immersed in 600C binary nitrate salt*. 2013. DOI: 10.2172/1088090.

[101] Gunter Buxbaum, Hrsg. *Industrial inorganic pigments*. 3., completely rev. ed. Weinheim: Wiley-VCH, 2005. ISBN: 9783527303632. URL: https://permalink.obvsg.at/AC03704562.

[102] Ali Soleimani Dorcheh, Rick N. Durham und Mathias C. Galetz. „Corrosion behavior of stainless and low-chromium steels and IN625 in molten nitrate salts at 600 °C“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 144 (2016), S. 109–116. ISSN: 09270248. DOI: 10.1016/j.solmat.2015.08.011.

[103] Dieter Kohtz. *Wärmebehandlung metallischer Werkstoffe*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1994. ISBN: 978-3-540-62165-2. DOI: 10.1007/978-3-642-46835-3.

[104] Hans-Joachim Eckstein. *Technologie der Wärmebehandlung von Stahl*. 2. Aufl. Bd. 39. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1988. ISBN: 3-342-00220-4. DOI: 10.1002/maco.19880391011.

[105] Hans-Jürgen. Bargel und Günter. Schulze, Hrsg. *Werkstoffkunde*. 12th ed. 2018. Springer-Lehrbuch. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg und Imprint: Springer Vieweg, 2018. ISBN: 978-3-662-48629-0. URL: https://permalink.obvsg.at/.

[106] M. Köhler. „Effect of the Elevated-Temperature-Precipitation in Alloy 625 on Properties and Microstructure“. In: *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives* (1991), S. 363–374.

[107] Esraa Mohamedin Hamdy. „Alloys in Contact with Molten Salts for Thermal Storage Applications“. THESIS FOR THE DEGREE OF LICENTIATE OF ENGINEERING. Gothenburg: CHALMERS UNIVERSITY OF TECHNOLOGY, 2021.

[108] Dagmar Rückle. *Das Oxidationsverhalten und die elektrochemische Charakterisierung von Stählen in Nitratschmelzen bei hohen Temperaturen*. 2019. DOI: 10.18419/opus-10375.

[109] Michael Spiegel und J. Mentz. „High temperature corrosion beneath nitrate melts“. In: *Materials and Corrosion* 65.3 (2014), S. 276–281.

[110] Wojciech J. Nowak, Patrycja Wierzba, Dmitry Naumenko, Willem J. Quadakkers und Jan Sieniawski. „WATER VAPOUR EFFECT ON HIGH TEMPERATURE OXIDATION BEHAVIOUR OF SUPERALLOY RENE 80“. In: *Advances in manufacturing science and technology* 40.2 (2016), S. 41–52.

[111] H. J. Grabke und M. Schütze. „Hochtemperaturkorrosion von Metallen durch Reaktion mit Gasen“. In: *Korrosion und Korrosionsschutz*. Hrsg. von Egon Kunze. Bd. 1. Weinheim: Wiley Wiley-VCH Verlag GmbH, 2001, S. 573–700. ISBN: 9783527299942. DOI: 10.1002/9783527625659.ch2f.

[112] De Martin AG, Hrsg. *CERODEM CrN: Leistungsstarke Alternative zu Hartchrom Beschichtung. Sie weist eine hohe Oxidationsbeständigkeit bei guter Duktilität auf.* 2024. URL: https://demartin.com/de/beschichtungen/cerodem-crn.html (besucht am 28. 12. 2024).

[113] Michael Spiegel, Falk Müller, Matthias Binder, Christian Schuhbauer und Patrik Schraven. „Life cycle assessment of DMV310Nsolar for the HPMSII solar test receiver“. In: *Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe*. Hrsg. von Forschungsvereinigung Warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe. Bd. 43. 2020, S. 95–105. ISBN: 978-3-946885-95-5.

[114] Matthias Binder, Christian Schuhbauer, Ralf Uhlig, Peter Schwarzbözl, Ruth Schwaiger und Robert Pitz-Paal. „Comparison of different safety concepts for evaluation of molten salt receivers“. In: *Solar Energy* 234.1 (2022), S. 119–127. ISSN: 0038092X. DOI: 10.1016/j.solener.2022.01.051.

[115] M. Meggiolaro. „Statistical evaluation of strain-life fatigue crack initiation predictions“. In: *International Journal of Fatigue* 26.5 (2004), S. 463–476. ISSN: 01421123. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2003.10.003.

[116] S. S. Manson. „Fatigue: A complex subject—Some simple approximations“. In: *Experimental Mechanics* 5.4 (1965), S. 193–226. ISSN: 0014-4851. DOI: 10.1007/BF02321056.

[117] B. L. Kistler. „Fatigue analysis of a solar central receiver design using measured weather data“. In: (1987). DOI: 10.2172/6887825.

[118] David C. Smith. „DESIGN AND OPTIMIZATION OF TUBE-TYPE RECEIVER PANELS FOR MOLTEN SALT APPLICATION“. In: *Solar Engineering* 2 (1992), S. 1029–1036.

[119] Michael Prof. Dr. Spiegel. *FMl9521_H185054_V1.pdf: E-Mail*. Hrsg. von Matthias Binder. 2020.

[120] Andreas Friedl. „Entwicklung eines Tools zur Lebensdauerbewertung von thermomechanisch belasteten Solarreceivern“. Masterarbeit. Augsburg: Hochschule Augsburg, 2022.

[121] DIN. *DIN 1319-3:1996-05, Grundlagen der Meßtechnik_- Teil_3: Auswertung von Messungen einer einzelnen Meßgröße, Meßunsicherheit*. Berlin, 1996. DOI: 10.31030/7204542.

[122] Willfried Schwarz. „Methoden zur Bestimmung der Messunsicherheit nach GUM – Teil 1: Methods for the Determination of the Measurement Uncertainty Using GUM – Part 1“. In: *avn - allgemeine vermessungs-nachrichten* 127.2 (2020), S. 69–86.

[123] Michael Sachs. *Wahrscheinlichkeitsrechnung und Statistik: für Ingenierstudenten an Fachhochschulen: Mathematik-Studienhilfe*. 4. Aufl. Leipzig: Carl Hanser Verlag, 2013. ISBN: 9783446437975.

[124] Werner Hässelbarth. *BAN-Leitfaden zur Ermittlung von Messunsicherheiten bei quantitativen Prüfergebnissen*. Hrsg. von Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung. Berlin, 2004.

[125] DIN. *DIN 50905-2:2022-09, Korrosion der Metalle_- Korrosionsuntersuchungen_- Teil_2: Korrosionsgrößen bei gleichmäßiger Flächenkorrosion*. Berlin, 2022. DOI: 10.31030/3364390.

[126] SciPy Community, Hrsg. *curve_fit: SciPy Manual*. 2008. URL: https://docs.scipy.org/doc/scipy/reference/generated/scipy.optimize.curve_fit.html.

[127] DMV GmbH, Hrsg. *Datasheet DMV 310 N*. Mülheim an der Ruhr, 2024. URL: https://www.dmv-tubes.com/fileadmin/DMV/Doc/DMV_DS/DMV310N_SEPT2024.pdf (besucht am 08. 04. 2025).

[128] Verband der TÜV e. V. *VdTÜV-Werkstoffblatt 546: Warmfester Walz- und Schmiedestahl X6CrNiNbN25-20, Werkstoff-Nr. 1.4952*. Köln, 2009.

[129] Ralf Bollmann. *AISI 347*. Hrsg. von M.Woite GmbH. Erkrath, 2012. URL: https://woite-edelstahl.info/aisi347de.html (besucht am 08. 04. 2025).

[130] Mannesmann Stainless Tubes GmbH, Hrsg. *High alloy materials for boiler tubes*. Mülheim an der Ruhr, 2021. URL: https://www.mannesmann-stainless-tubes.com/leadmin/mst/doc/english/Brochures/General_Brochures/MST_High-alloy_Materials_for_boiler_tubes_Jan_2021_p5.pdf (besucht am 15. 09. 2023).

[131] Verband der TÜV e. V. *VdTÜV-Werkstoffblatt 412: Walz- und Schmiedestahl X10NiCrAlTi 32-20; Werkstoff-Nr. 1.4876*. Köln, 2012.

[132] HAYNES INTERNATIONAL, Hrsg. *HAYNES® 230® alloy*. 2025. URL: `https://haynesintl.com/wp-content/uploads/2025/03/230-brochure1.pdf` (besucht am 08. 04. 2025).

[133] VDM Metals International GmbH, Hrsg. *VDM® Alloy 625: Nicrofer 6020 hMo*. Werdohl, 2022. URL: `https://www.vdm-metals.com/fileadmin/user_upload/Downloads/Data_Sheets/Datenblatt_VDM_Alloy_625.pdf` (besucht am 08. 04. 2025).

[134] Verband der TÜV e. V. *VdTÜV-Werkstoffblatt 499: Hochkorrosionsbeständige Nickelbasislegierung NiCr22Mo9Nb; Werkstoff-Nr. 2.4856*. Köln, 2016.

Anhang A

Anhang

A.1 Unsicherheitsbewertung von Messergebnissen

In diesem Abschnitt wird die Bestimmung der vollständigen Messergebnisse für die einzelnen Untersuchungen beschrieben. Die Vorgehensweise orientiert sich an der DIN 1319-3. Grundsätzlich wird unterschieden, ob eine einzelne Messgröße Y direkt gemessen werden kann, oder indirekt ermittelt werden muss. Bei indirekt zu ermittelnden Messgrößen muss eine Modellfunktion f aufgestellt werden, die von den Eingangsgrößen $X_i (i = 1...m)$ abhängt. Die ermittelten Werte für die Eingangs- x_i und Messgröße y werden als Schätzwert beziehungsweise Erwartungswert für die wahren Werte aufgefasst. Die Eingangsgrößen können direkt gemessene Messgrößen, Ergebnisgrößen aus vorangegangenen Auswertungen oder andere Einflussgrößen sein. Diese Eingangsgrößen müssen mit deren Messunsicherheit $u(x_i)$ vorliegen. Für mehrmals gemessene Größen entspricht die Eingangsgröße dem Mittelwert aller Messungen v_{ij}. Die Messunsicherheit berechnet sich aus der Quadratwurzel der empirischen Varianz dieses Mittelwertes (siehe Gleichung (A.1)).

$$u^2 (x_i) = s^2 (\bar{v}_i) = \frac{s_i^2}{n_i} = \frac{1}{n_i (n_i - 1)} \sum_{j=1}^{n_i} (v_{ij} - \bar{v}_i)^2 \tag{A.1}$$

Für Einflussgrößen ist oft nur die untere a_i und obere Grenze b_i des möglichen Wertebereichs bekannt. Unter der Annahme einer Rechteckverteilung kann dann die Unsicherheit nach Gleichung (A.2) bestimmt werden:

$$u^2 (x_i) = \frac{(a_i - b_i)^2}{12} \tag{A.2}$$

Die Unsicherheit der Ergebnisgröße wird auch als Standardunsicherheit $u(y)$ bezeichnet und beschreibt die Fortpflanzung von Unsicherheiten, welche sich für unkorrelierte Eingangsgrößen nach Gleichung (A.3) berechnet.

$$u(y) = \sqrt{\sum_{i=1}^{m} \left(\frac{\partial f}{\partial x_i} \right)^2 u^2 (x_i)} \tag{A.3}$$

Der Erwartungswert für die Messgröße wird mit Hilfe der Modellfunktion berechnet. Das vollständige Messergebnis wird wie folgt angegeben: $Y = y \pm u(y)$. [121] Dieses vollständige Messergebnis berücksichtigt gemäß [122] nur einen Teil der Messunsicherheiten, die sogenannten Modellunsicherheiten u_M. Zum Erfassen weiterer Unsicherheiten können zum Beispiel Ergebnisse aus Referenzprobenu_{Ref} herangezogen und dann mit den Modellunsicherheiten kombiniert werden. Es resultiert die erweiterte Gesamtunsicherheit nach Gleichung (A.4)

$$U_{Ges} = k \cdot \sqrt{u_M^2 + u_{Ref}^2} \tag{A.4}$$

mit dem Erweiterungskoeffizient k. Dieser Erweiterungsfaktor wird für einen geringen Stichprobenumfang mit unbekannter Standardabweichung mittels der sogenannten „Studentschen t-Verteilung“ ermittelt. Dazu wird zunächst ein Vertrauensniveau $1 - \alpha$ (zum Beispiel 90 %) festgelegt und der Mittelwert sowie die empirische Standardabweichung der Stichprobe ermittelt. Mit diesen Daten kann der Koeffizient k mit der Verteilungsfunktion $F_{n-1} = 1 - \frac{\alpha}{2}$ für eine t-Verteilung mit $n - 1$ Freiheitsgraden aus den entsprechenden Tabellen ermittelt werden [123]. Für sehr viele Stichproben strebt dieser Koeffizient bei einem Vertrauensniveau von 95 % näherungsweise gegen zwei, weshalb in der Messtechnik der Koeffizient häufig auf den Wert zwei gesetzt ($k = 2$). Das Konfidenzintervall sagt aus, dass der Erwartungswert y mit einer Wahrscheinlichkeit von $1 - \alpha$, zum Beispiel 90 %, in dem durch die (erweiterte) Gesamtunsicherheit aufgespannten Intervall liegt. [124]
Im Rahmen der Mikroskopieuntersuchungen wurde von den referenzierten Normen (DIN EN ISO 1463:2021-08 und ISO 26146:2012) insofern abgewichen, dass keine statistische Auswertung der Oxidschichtdicke erfolgte. Stattdessen wurde durch optische Begutachtung ein Mittelwert für die typische Oxidschichtdicke der jeweiligen Probe ermittelt. Lokale Minima und Maxima der Oxidschichtdicke wurden in den Ergebnis-Diagrammen durch Fehlerbalken visualisiert. Somit resultieren für diese Untersuchungen die Fehlerbalken nicht aus einer statistischen Auswertung der Messunsicherheiten.

Für alle anderen Versuche wurden obere und untere Schranken und daraus abgeleitete Unsicherheiten der Eingangsgrößen herangezogen, um dann aus Modellfunktionen die Unsicherheit des Messergebnis berechnen zu können. Die berücksichtigten Daten und Formeln sind für die Bestimmung der Massenänderung, dem Kerbschlagversuch und dem Zugversuch nachfolgend aufgeführt.

Die Modellfunktion für den Materialverlust s ist in Gleichung (A.5) dargestellt. Die Probenoberfläche ist mit A bezeichnet. Das Ergebnis wird in dieser Arbeit in μm angegeben. Die lineare Abtragungsgeschwindigkeit ω wird hingegen nach Gleichung (A.6) berechnet und in Mikrometer pro Jahr ($\mu m/a$) angegeben [125]. Die oberen und unteren Grenzen sowie die berechneten Unsicherheiten für die Einflussgrößen sind in Tabelle A.1 dargestellt.

$$s = \frac{m_{kor} - m_{neu}}{\rho A} = \frac{m_{kor} - m_{neu}}{\rho \left[2 \left(LB + LH + BH + dH\pi\right) - d^2\pi\right]} \tag{A.5}$$

$$\omega = \frac{abs\left[m_{kor}\left(t_2\right) - m_{neu}\left(t_2\right)\right] - abs\left[m_{kor}\left(t_1\right) - m_{neu}\left(t_1\right)\right]}{\rho A \left(t_2 - t_1\right)} \tag{A.6}$$

Für die Betrachtung der Lebensdauer müssen die experimentell ermittelten Materialverluste für große Beanspruchungsdauern extrapoliert werden. In DIN 50905-2:2022-09 wird die Extrapolation mittels linearer flächenbezogener Massenverlustrate empfohlen. Für die Anwendung dieses Verfahrens müssen allerdings mindestens drei Messwerte im geradlinigen Verlauf der Massenverlust-Zeit-Kurve liegen. In dieser Arbeit liegen insgesamt nur drei Messwerte vor, weshalb der Massenverlust über die Zeit mittels einer Potenzfunktion angenähert (Regressionsrechnung) und für große Zeiten extrapoliert wurde. Für die Regressionsrechnung wurde in dieser Arbeit eine Python-Programmierumgebung mit der Funktion scipy.optimize.curve_fit verwendet. Die wichtigsten Ein- und Ausgabeparameter sind inTabelle A.2 zusammengefasst [126]:

Die Quadratwurzel der Varianzen wird als Maß für die Unsicherheit der Regressionskurve verwendet. Bei der Extrapolation von Versuchsergebnissen durch die ermittelte Ausgleichsfunktion wurden die Unsicherheiten der Funktionsparameter zur Bestimmung des Konfidenzintervalls der extrapolierten Werte herangezogen.

Die Modellfunktion für die Kerbschlagzähigkeit α ist in Gleichung (A.7) dargestellt. Die Kerbschlagzähigkeit wird in J/cm^2 angegeben. Die oberen und unteren Grenzen sowie die

Tabelle A.1: Werteschranken und Unsicherheiten für die Bestimmung der Massenänderung.

Massenänderung

Größe	obere/untere Schranke	Unsicherheit	Quelle
Dichte			
310N	$\pm 0,1\ \frac{g}{cm^3}$	0,058 $\frac{g}{cm^3}$	Aus den gültigen
347	$\pm 0,01\ \frac{g}{cm^3}$	0,006 $\frac{g}{cm^3}$	Ziffern der
Alloy 800	$\pm 0,1\ \frac{g}{cm^3}$	0,058 $\frac{g}{cm^3}$	jeweiligen
Haynes 230	$\pm 0,001\ \frac{g}{cm^3}$	0,0006 $\frac{g}{cm^3}$	Literaturangabe.
Alloy 625	$\pm 0,001\ \frac{g}{cm^3}$	0,0006 $\frac{g}{cm^3}$	
Masse neu m_{neu}	$\pm 0,001\ g$	0,001 g	Genauigkeit
Masse korrodiert m_{kor}		0,001 g	Waage
Probenlänge L	$\pm 0,1\ mm$	0,058 mm	Messschieber, geschätzt
Probenbreite B		0,058 mm	
Probenhöhe H		0,058 mm	
Bohrungsdurchm. d		0,058 mm	
Versuchszeit t	$\pm\frac{Zyklenanzahl}{2}\ h$	$\frac{Zyklen/2}{\sqrt{3}}\ h$	Konservative Abschätzung
Bestimmungsgenauigkeit Materialverlust s^*	$\pm 1\ \mu m$	0,58 μm	Konservative Abschätzung

Tabelle A.2: Ein- und Ausgangsparameter für die Ausgleichsrechnung mit Python.

Eingangsparameter	Beschreibung
f	Modellfunktion f(x)
xdata	Messdaten, unabhängige Variable
ydata	Messdaten, abhängige Variable
method='lm'	Methode der kleinsten Quadrate zur Ausgleichsrechnung der (nicht-)linearen Funktion
Ausgangsparameter	**Beschreibung**
popt	Vektor mit den ermittelten Funktionsparametern
pcov	Matrix mit der Varianz der Funktionsparameter auf der Hauptdiagonalen und den Kovarianzen auf den restlichen Elementen

berechneten Unsicherheiten für die Einflussgrößen sind in Tabelle A.3 dargestellt.

$$\alpha = \frac{KV_2}{B \cdot W'} \tag{A.7}$$

Die Modellfunktionen für die Bruchdehnung A_5, Einschnürung Z, Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m ergeben sich nach Gleichung (A.8) bis A.11. Wobei e_1 und e_2 die im elastischen Bereich ermittelten Dehnungen mit den dazugehörigen Kräften F_1 und F_2 sind. In dieser Arbeit wurden bevorzugt die Bruchdehnung und die Zugfestigkeit für die Beurteilung der Werkstoffe herangezogen, da diese Kennwerte mit den geringeren Unsicherheiten behaftet sind. Die oberen und unteren Grenzen sowie die berechneten Unsicherheiten für die Einflussgrößen sind in Tabelle A.4 dargestellt.

$$A_5 = \frac{L_u - L_o}{L_o} \tag{A.8}$$

$$Z = \frac{d_o^2 - d_u^2}{d_o^2} \tag{A.9}$$

$$R_{p0,2} = \frac{F\,(e_p = 0,2\ \%)}{d_o^2 \frac{\pi}{4}}; \quad e_p = e - F\frac{e_2 - e_1}{F_2 - F_1} \tag{A.10}$$

$$R_m = \frac{F_m}{d_o^2 \frac{\pi}{4}} \tag{A.11}$$

Tabelle A.3: Werteschranken und Unsicherheiten für den Kerbschlagversuch.

Kerbschlagversuch

Größe	obere/untere Schranke	Unsicherheit		Quelle
Prüftemperatur ϑ	$\pm 1,0\ K$	0,58 K		geschätzt
Dicke B	$\pm 0,020\ mm$	0,012 mm		Messchieber, DIN 862:1960
Breite (abzgl. Nut) W'	$\pm 0,08\ mm$	0,043 mm		Fertigungszeichnung
Verbrauchte Schlagenergie KV_2		$< 40\ J$	$\geq 40\ J$	
		0,42 J	5,72 J	Nennarbeitsvermögen 300 J (Kalibrierschein 2023-03)
		0,83 J	3,11 J	Nennarbeitsvermögen 450 J (Kalibrierschein 2024-03)
Zähbruchanteil	± 5 %	3 %		geschätzt
Seitliche Ausdehnung LE	$\pm 0,05\ mm$	0,03 mm		Messschieber, geschätzt

Tabelle A.4: Werteschranken und Unsicherheiten für den Zugversuch.

Zugversuch

Größe	obere/untere Schranke	Unsicherheit	Quelle
Prüftemperatur ϑ	$\pm 1,0 K$	0,58 K	geschätzt
Anfangsdurchmesser d_o	$\pm 0,020$ mm	0,012 mm	Messschieber, DIN 862:1960
Anfangsmesslänge L_o	$\pm 0,10$ mm	0,058 mm	Grenzwert für Strichrasteraufbringung [124]
Durchmesser nach Bruch d_u	$\pm 0,10$ mm	0,058 mm	Messschieber, geschätzt
Messlänge nach Bruch L_u	$\pm 0,20$ mm	0,12 mm	Grenzwert für Strichrasterauswertung [124]
Dehnungsmessung e	$\pm 0,50$ %	$e\frac{b-a}{2 \cdot 100}$ %	Klasse 1 nach ISO 9513 (Kalibrierschein 2023-11)
Kraftmessung F	$\pm 0,50$ %	$F\frac{b-a}{2 \cdot 100}$ %	Klasse 1 nach DIN EN ISO 7500-1:2018-06 (Kalibrierschein 2023-11)

In dieser Arbeit wurden häufig Versuche in Gas- und Salzatmosphäre durchgeführt. Dabei ist von Interesse, ob die ermittelten Ergebnisgrößen im statistischen Sinn verschieden sind. Dazu wurde das Konfidenzintervall aus der Differenz der beiden Erwartungswerte (y_1,y_2) gebildet. Das aus der Literatur [123] bekannte Verfahren für normalverteilte Merkmale mit unbekannter Standardabweichung wurde in dieser Arbeit angepasst: Der Erweiterungsfaktor k wurde auch hier für ein Vertrauensniveau von $1-\alpha$ mit der Verteilungsfunktion $F_{n-1}(k) = 1 - \frac{\alpha}{2}$ für eine t-Verteilung mit $n-1$ Freiheitsgraden aus den entsprechenden Tabellen ermittelt. In Gleichung (A.12) ist s^2/n die empirische Varianz.

$$u\left(y_1 - y_2\right) = \sqrt{\left(k_1 \frac{s_1}{\sqrt{n_1}}\right)^2 + \left(k_2 \frac{s_2}{\sqrt{n_2}}\right)^2} \tag{A.12}$$

Überspannt das auf diese Weise gefundene Konfidenzintervall den Wert 0 nicht, so kann mit einer Wahrscheinlichkeit von $1-\alpha$ davon ausgegangen werden, dass die beiden Erwartungswerte verschieden sind und die verschiedenen Expositionsbereiche tatsächlich einen Einfluss auf die Materialeigenschaften haben.

A.2 Netzstudie

Für die Bewertung der Netzqualität wurde die Knotendichte in einem zylindrischen Koordinatensystem in allen drei Raumrichtungen variiert. Der Ort der maximalen Einstrahlung ist mit einem Winkel von 0° definiert. Für die Netzstudie wurde die Beanspruchung analog zu jener in Abschnitt 6.1.2 gewählt, wobei im Bereich zwischen 90° und 180° das Rohr nicht bestrahlt wird. Tabelle A.5 zeigt die verschiedenen Netzvarianten und die jeweilige Anzahl an Elementen in die entsprechende Raumrichtung. Die Untersuchungen zeigten, dass die Anzahl der Elemente in Umfangsrichtung für die ersten beiden Netze zu niedrig war, sodass die Netze Netz_01 bis Netz_03 mit einer deutlich feineren Auflösung in Umfangsrichtung generiert wurden. Dadurch sind die Elemente im Rohrquerschnitt nahezu quadratisch. In axialer Richtung wurden die Elemente deutlich länger gewählt, da hier keine Belastungsänderung auftritt.

Die maximale Beanspruchung und der Ort eines möglichen Spannungsanrisses wird an der Bauteiloberfläche erwartet. Deshalb sind die Spannungen an der Bauteiloberfläche für die Lebensdauerbewertung von Bedeutung. Für die Bewertung der Netzqualität an

Tabelle A.5: Netzparameter für die Netzstudie.

Bezeichnung	Anzahl der Elemente im Rohr		
	Wandstärke	Länge	Umfang
Netz_A	1	100	16
Netz_B	2	200	32
Netz_01	2	200	120
Netz_02	3	300	180
Netz_03	4	400	240

diesen Stellen wurden zwei Pfade in Umfangsrichtung definiert. Die Pfade sind mit ihrer Richtung in Abb. A.1 dargestellt. Der eine Pfad läuft entlang des Rohrinnen-, der andere entlang des Rohraußendurchmessers. Für die Bewertung der thermischen Simulation sind

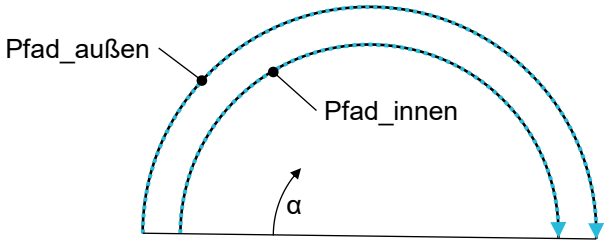


Abbildung A.1: Skizze zum Verlauf der beiden Pfade.

die lokalen Temperaturen maßgebend, da diese zum einen die Ausdehnung des Rohres bestimmen und zum anderen auch direkt in die Bewertung der Lebensdauer einfließen. Die Temperaturverläufe entlang der beiden Pfade sind in Abb. A.2 und Abb. A.3 dargestellt. Bis auf Netz_A liegen die Kurven für die verschiedenen Netzvarianten sehr dicht nebeneinander, sodass für die thermische Simulation bereits das Netz_B sehr gute Ergebnisse liefert.

Für die Bewertung der strukturmechanischen Simulation wurde die von Mises Vergleichsspannung herangezogen. Die Spannung hängt über die verschiedenen Materialgesetze direkt von der Dehnung beziehungsweise der Verschiebung ab, weshalb die Dehnungen, die ebenfalls für die Bewertung der Lebensdauer notwendig sind, nicht separat betrachtet wurden. Die Betrachtung der Vergleichsspannung, anstelle der einzelnen Spannungskomponenten, wird aufgrund der übersichtlicheren Darstellungsmöglichkeit bevorzugt.

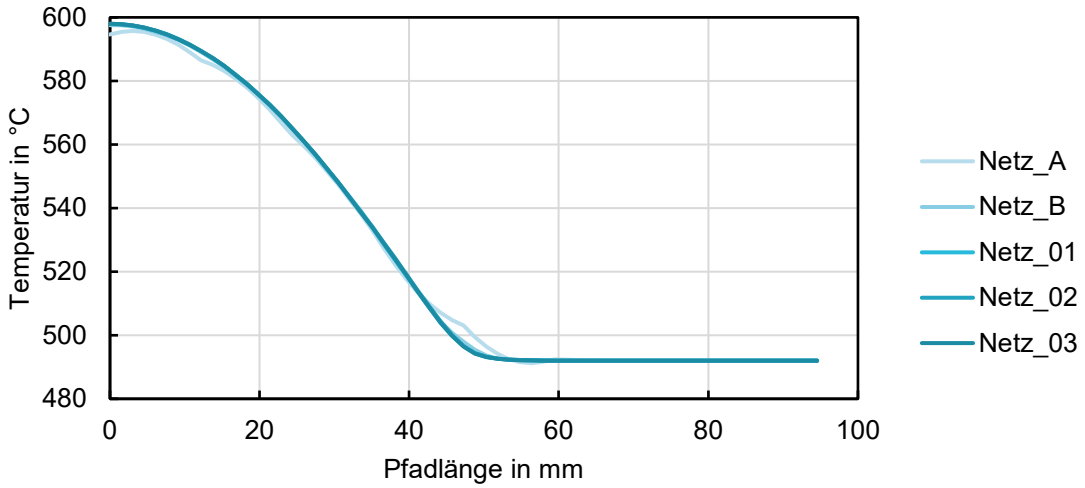


Abbildung A.2: Temperaturverlauf für die Netzvarianten entlang von Pfad_innen.

Die Spannungsverläufe entlang der verschiedenen Pfade sind in Abb. A.4 und Abb. A.5 dargestellt. Bei Netz_A und Netz_B wurden entlang des innen liegenden Pfades zyklische Schwankungen im Spannungsverlauf beobachtet. Dies tritt bei einer feineren Vernetzung in Umfangsrichtung, vergleiche Netz_01, nicht mehr auf. Die näherungsweise quadratischen Elemente können den Spannungsverlauf deutlich besser abbilden. Mit zunehmender Netzverfeinerung nähern sich die Spannungsverläufe aneinander an.

Für eine bessere Vergleichbarkeit der verschiedenen Netze wurden die Abweichungen der Temperaturen beziehungsweise Vergleichsspannungen im Vergleich zum Netz mit dem höchsten Verfeinerungsgrad (Netz_03) betrachtet. Dazu wurde entlang beider Pfade die Abweichung im Vergleich zum Netz_03 berechnet und dann für jedes Netz die maximale Abweichung ausgegeben. Diese wurde mit der Standardabweichung der jeweiligen Abweichung in Abb. A.6 und Abb. A.7 dargestellt. Aus diesen Abbildungen geht hervor, dass die Temperaturverläufe mit deutlich geringeren Schwankungen abgebildet werden können, als die Spannungsverläufe. Bereits mit Netz_A ist die maximale Abweichung unter 3 % und fällt für die feineren Netze noch weiter ab. Auch bei den strukturmechanischen Untersuchungen nimmt die Abweichung für feiner werdende Netze ab. Netz_02 weist am inneren und äußeren Pfad eine Abweichung von 2 % beziehungsweise 8 % auf. Auch dies ist ein sehr gutes Ergebnis, insbesondere wenn man berücksichtigt, dass dies einer absoluten Abweichung von lediglich 3_MPa entspricht.

Basierend auf diesen Untersuchungen wurde das Rohrsegment gemäß Netz_02 vernetzt.

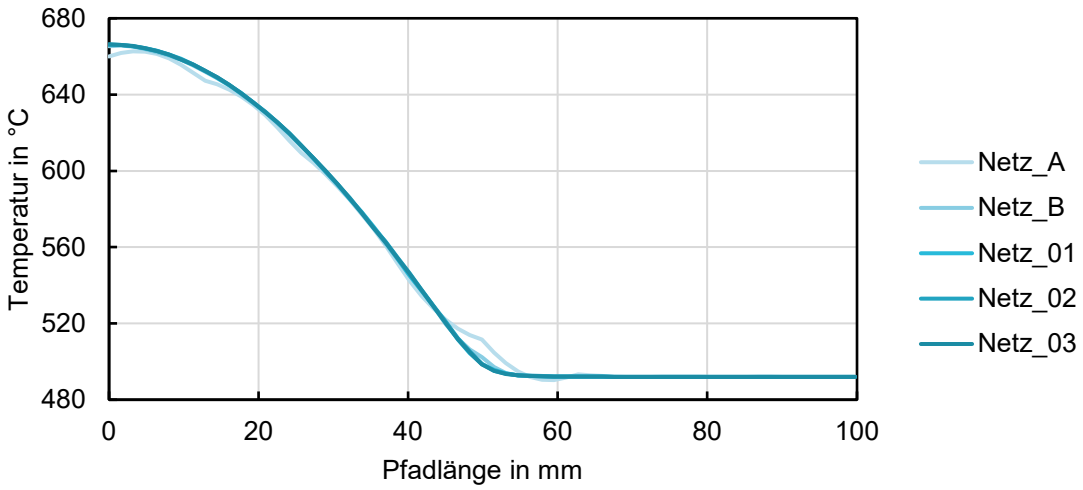


Abbildung A.3: Temperaturverlauf für die Netzvarianten entlang von Pfad_außen.

Dies entspricht 180 Elementen in Umfangsrichtung, 3 Elementen über die Wandstärke und 300 Elementen in Längsrichtung.

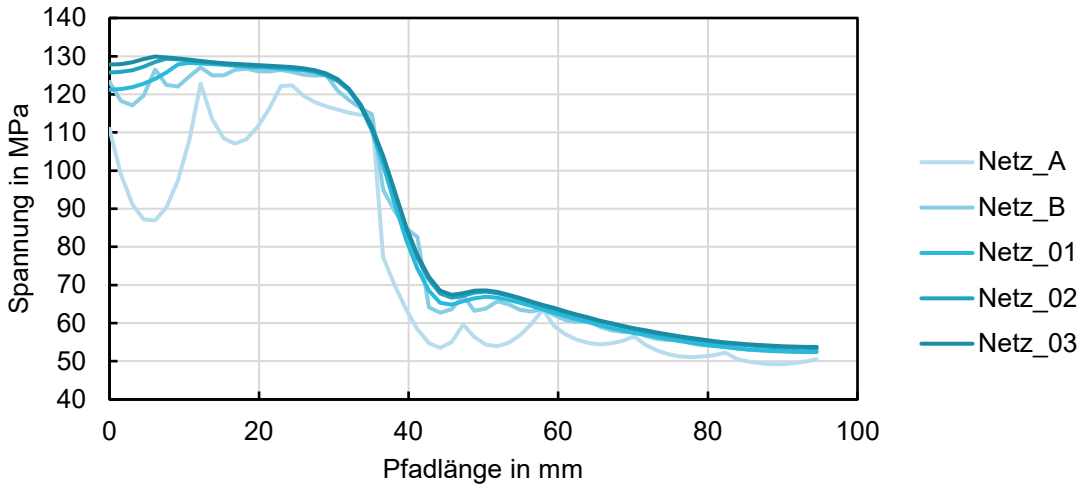


Abbildung A.4: Spannungsverlauf für die Netzvarianten entlang von Pfad_innen.

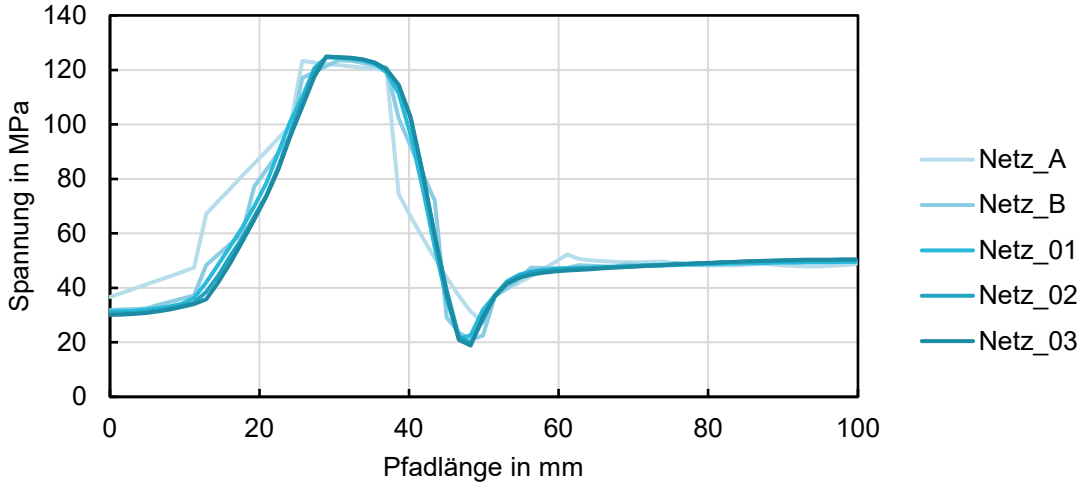


Abbildung A.5: Spannungsverlauf für die Netzvarianten entlang von Pfad_außen.

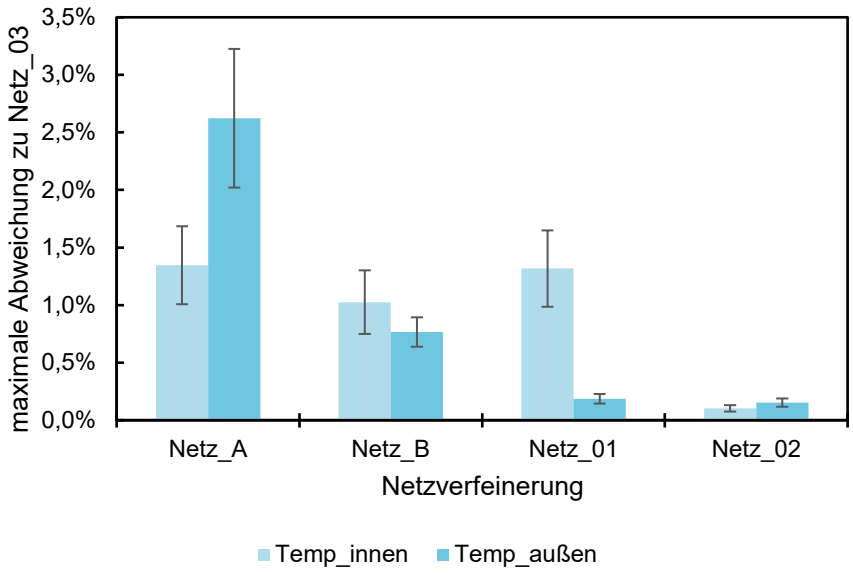


Abbildung A.6: Maximale Abweichung der Temperaturen für alle Netze im Vergleich zu Netz_03.

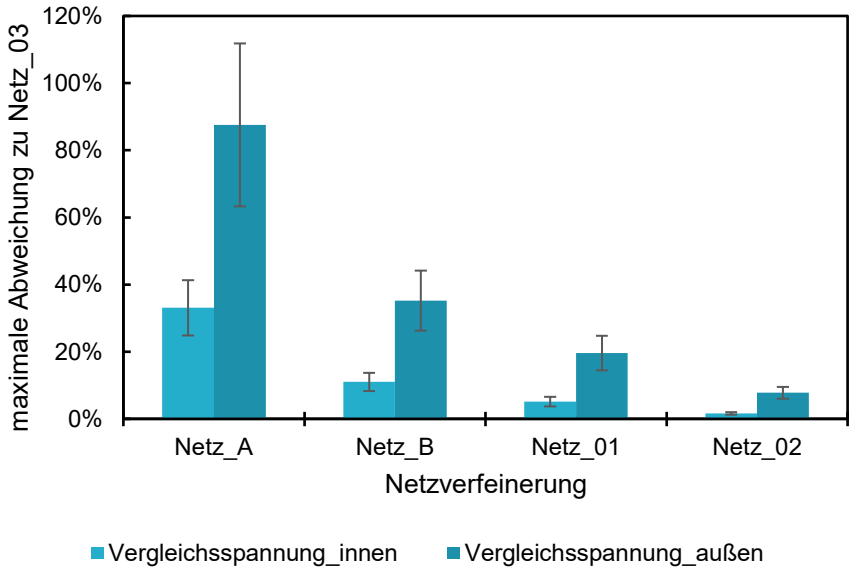


Abbildung A.7: Maximale Abweichung der Spannungen für alle Netze im Vergleich zu Netz_03.

A.3 Materialmodelle

Tabelle A.6: Zusammenfassung der Materialparameter für den Werkstoff 310N.

Thermisches Modell				Einheit
Temperatur	20	400	600	℃
Thermische Ausdehnung	$13,4 \cdot 10^{-6}$	$17,0 \cdot 10^{-6}$	$17,5 \cdot 10^{-6}$	K^{-1}
Thermische Leitfähigkeit	12,1	18,2	21,2	$\frac{W}{mK}$
Elastisches Modell				
Temperatur	20	400	600	℃
Elastizitätsmodul	193	167	150	GPa
Chaboche-Modell	Korrosionseinfluss			
	ohne	mit		
Temperatur	650	600		℃
Streckgrenze $R_{p0,2}$	160	128		MPa
Materialkonstante C_1	10^6	$6,04 \cdot 10^6$		MPa
Materialkonstante γ_1	10^4	120		–
Materialkonstante C_2	10^5	$8,00 \cdot 10^4$		MPa
Materialkonstante γ_2	10^3	$1,50 \cdot 10^3$		–
Materialkonstante C_3	$16,3 \cdot 10^3$	$-5,85 \cdot 10^6$		MPa
Materialkonstante γ_3	100	100		–
Materialkonstante C_4	689	–		MPa
Materialkonstante γ_4	10	–		–
Kriechmodell ‹strain-hardening ›				
Temperatur	600	625	650	700	℃
Kriechkonstante 1	$4,39 \cdot 10^{-24}$	$2,66 \cdot 10^{-21}$	$1,56 \cdot 10^{-18}$	$1,21 \cdot 10^{-17}$	–
Kriechkonstante 2	6,91	5,56	4,21	4,11	–
Kriechkonstante 3	-0,414	-0,273	-0,132	-0,0921	–
Kriechkonstante 4	0	0	0	0	–

A.4 Werkstoffkennwerte

Tabelle A.7: Werkstoffkennwerte für die Materialien im Korrosionsprüfstand.

Material	310N	347	347H	Alloy 800	Haynes 230	Alloy 625
Streckgrenze 0,2 % in MPa	295	205	205	210	383	330
Streckgrenze 1,0 % in MPa	325	240	240	240		
Zugfestigkeit in MPa	655 bis 900	500 bis 700	510 bis 740	500	852	730
Kerbschlag Mittelwert ISO-V in $\frac{J}{cm^2}$ bei RT längs/quer	85/−	100/60	85/−	200/100	73/−	125/100

Werkstoffbezeichnung und Quellen für Kennwerte:

AISI-Bezeichnung	EN-Nummer	EN-Kurznahme	Quelle für Kennwerte
310N	1.4952	X6CrNiNbN25-20	[127, 128]
347	1.4550	X6CrNiNb18-10	[129]
347H	1.4912	X6CrNiNb18-10	[130]
Alloy 800	1.4876	X10NiCrAlTi32-20	[131]
Haynes 230	2.4733	NiCr22W14Mo	[132]
Alloy 625	2.4856	NiCr22Mo9Nb	[133, 134]

A.5 Lichtmikroskopie

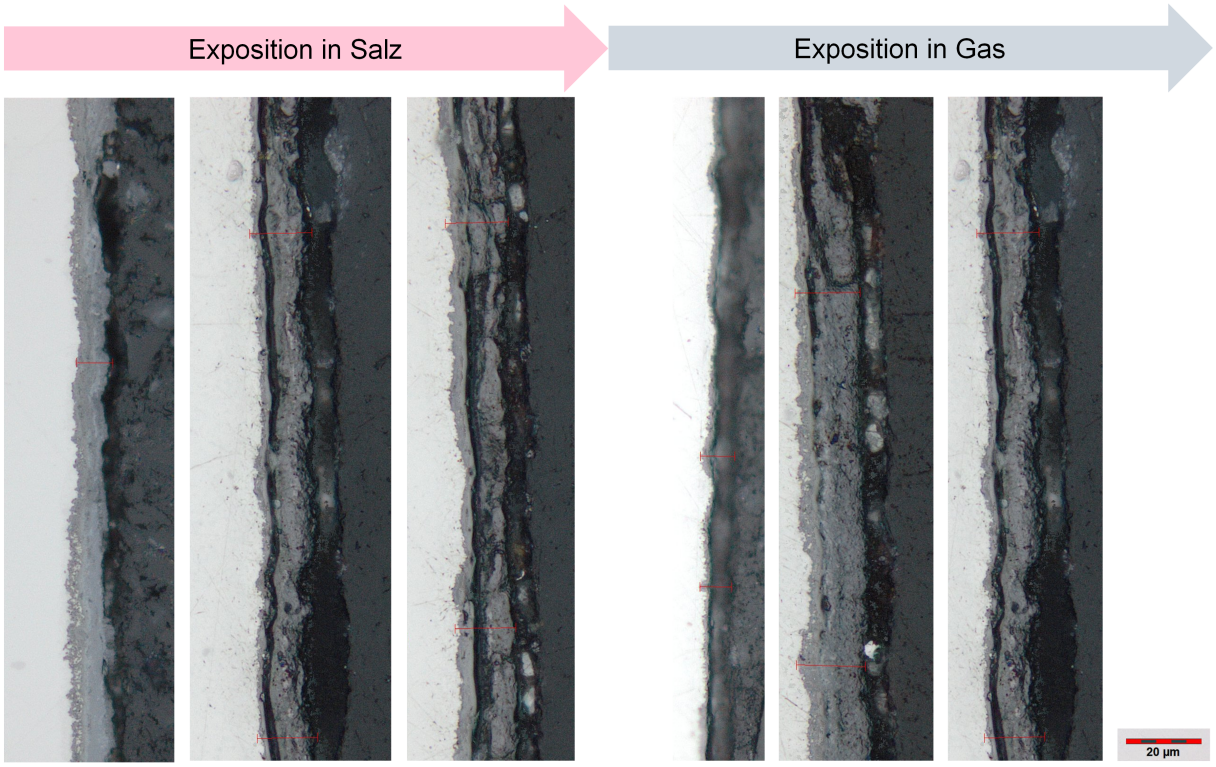


Abbildung A.8: Schliffbilder für 310N nach zyklischer Exposition im Salz- und Gasbereich, jeweils von links nach rechts für 750, 1500 und 3000 h.

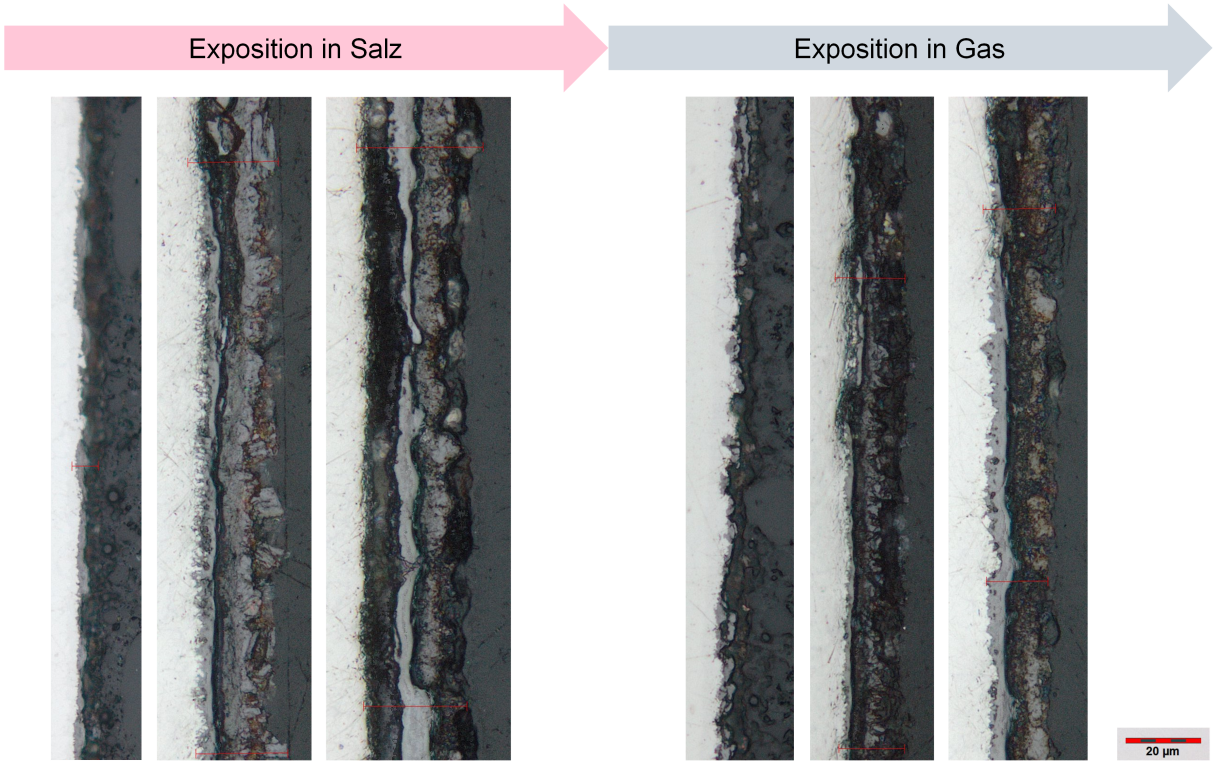


Abbildung A.9: Schliffbilder für 347 nach zyklischer Exposition im Salz- und Gasbereich, jeweils von links nach rechts für 750, 1500 und 3000 h.



Abbildung A.10: Schliffbilder für Alloy 800 nach zyklischer Exposition im Salz- und Gasbereich, jeweils von links nach rechts für 750, 1500 und 3000 h.

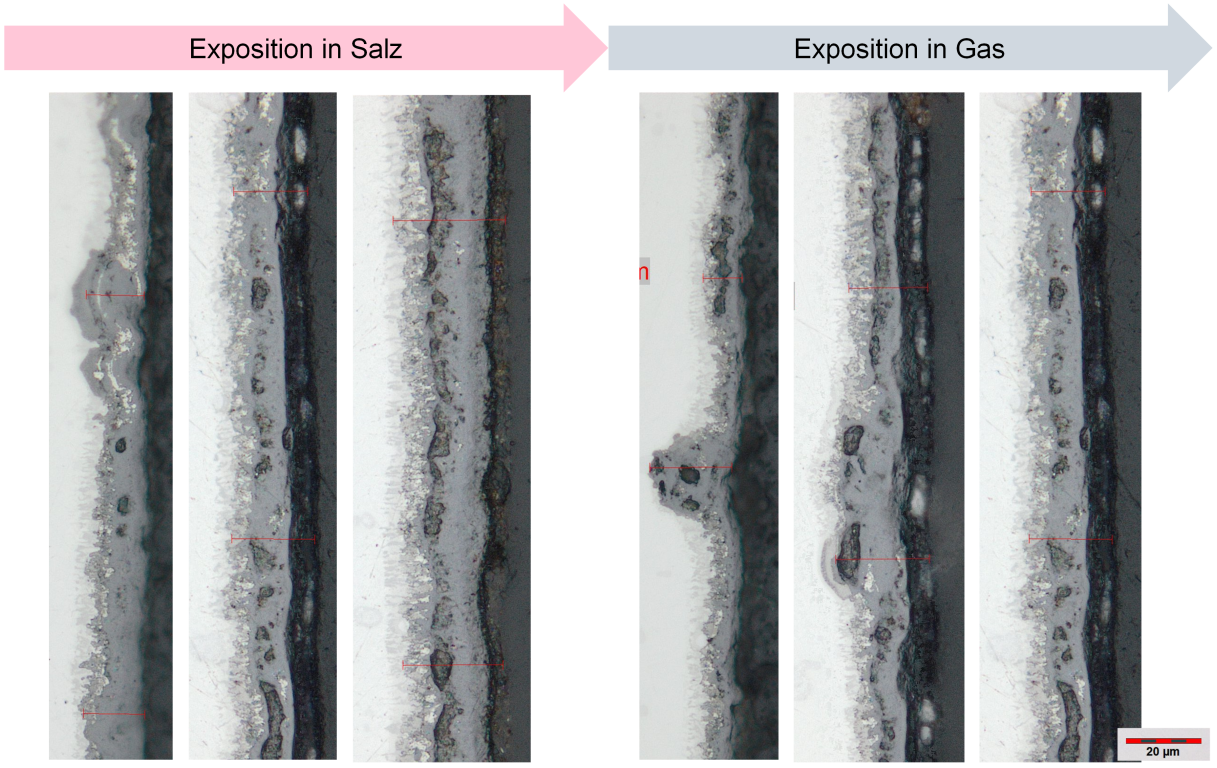


Abbildung A.11: Schliffbilder für Haynes 230 nach zyklischer Exposition im Salz- und Gasbereich, jeweils von links nach rechts für 750, 1500 und 3000 h.

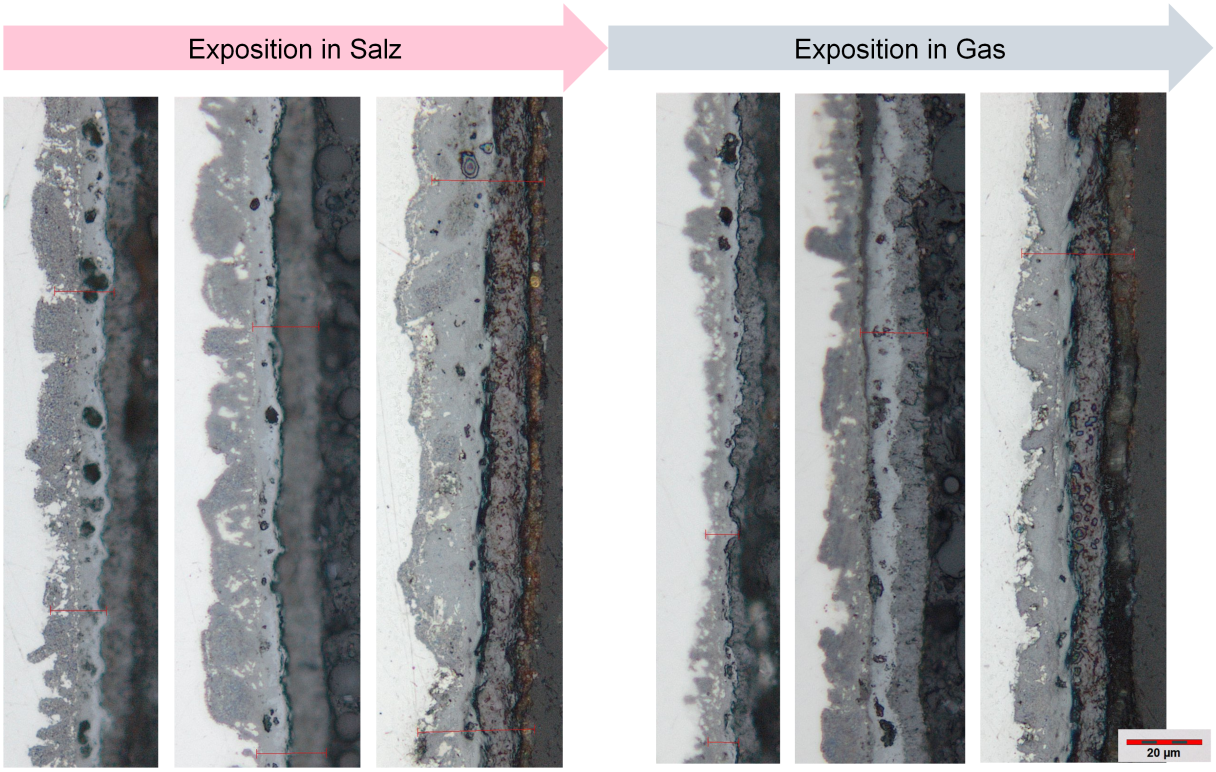


Abbildung A.12: Schliffbilder für Alloy 625 nach zyklischer Exposition im Salz- und Gasbereich, jeweils von links nach rechts für 750, 1500 und 3000 h.

Probenliste

Item: Probenliste **Versuchsprotokoll Mikroskopie** **Blatt** 1 05.09.2023

Mikroskopie nach ISO 26146:2012

	Material-nummer					Probenquerschnitt in mm						Probenpräparation			Restquerschnitt						Berechnete Oxidschicht dicke in µm	Gemessene Oxidschichtdicke in µm							Anzahl der Bilder	Anmerkungen
						25%		50%		75%		geschliffen	poliert	geätzt	25%		50%		75%			mean	min	max		mean	min	max		
						Breite	Tiefe	Breite	Tiefe	Breite	Tiefe				Breite	Tiefe	Breite	Tiefe	Breite	Tiefe		25%			50%	75%				
1	1201	310N	767	28	767 h -	9,57	4,35	9,55	4,36	9,55	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,524	4,336	1,3	---	---	---	---	7	6	9	4	310N, 19 Stück
2	1202	310N	767	28	Gas	9,55	4,36	9,55	4,35	9,55	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,513	4,342	1,4	---	---	---	---	8	6	10	4	
3	1203	310N	767	28	767 h -	9,55	4,36	9,55	4,37	9,55	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,519	4,369	0,8	---	---	---	---	11	10	12	4	
4	1204	310N	767	28	Gas/Salz	9,56	4,36	9,55	4,36	9,55	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,508	4,353	1,2	---	---	---	---	12	7	13	4	
5	1205	310N	767	28	767 h -	9,57	4,37	9,58	4,37	9,56	4,38	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,535	4,369	0,9	---	---	---	---	12	10	13	4	
6	1206	310N	767	28	Salz	9,57	4,39	9,56	4,38	9,58	4,39	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,535	4,358	1,9	---	---	---	---	10	8	12	4	
7	1207	310N	1487	39	1487 h -	9,55	4,35	9,54	4,35	9,56	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,502	4,347	1,8	---	---	---	---	19	17	20	4	
8	1208	310N	1487	39	Gas	9,54	4,35	9,56	4,35	9,58	4,40	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,502	4,380	2,5	---	---	---	---	21	19	23	4	
9	1209	310N	1487	39	1487 h -	9,53	4,37	9,55	4,35	9,58	4,38	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,508	4,347	2,6	---	---	---	---	22	19	24	4	
10	1210	310N	1487	39	Gas/Salz	9,58	4,39	9,57	4,39	9,56	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,497	4,342	2,3	---	---	---	---	21	15	22	4	
11	1211	310N	1487	39	1487 h -	9,58	4,38	9,57	4,37	9,56	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,513	4,374	1,1	---	---	---	---	23	19	25	4	
12	1212	310N	1487	39	Salz	9,56	4,36	9,57	4,39	9,55	4,39	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,497	4,363	2,0	---	---	---	---	25	23	27	4	
13	1213	310N	3026	55	3026 h -	9,55	4,39	9,58	4,39	9,57	4,38	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,486	4,347	2,9	---	---	---	---	16	13	21	4	
14	1214	310N	3026	55	Gas	9,59	4,40	9,57	4,38	9,56	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,513	4,342	1,9	---	---	---	---	18	15	20	4	
15	1215	310N	3026	55	3026 h -	9,56	4,37	9,57	4,37	9,58	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,481	4,342	3,2	---	---	---	---	20	19	21	4	
16	1216	310N	3026	55	Gas/Salz	9,52	4,37	9,56	4,36	9,59	4,38	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,491	4,331	3,7	---	---	---	---	17	15	19	4	
17	1217	310N	3026	55	3026 h -	9,54	4,36	9,55	4,37	9,59	4,39	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,502	4,358	3,0	---	---	---	---	18	16	20	4	
18	1218	310N	3026	55	Salz	9,57	4,39	9,57	4,37	9,58	4,39	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,497	4,331	3,5	---	---	---	---	21	17	24	4	
19	1219	310N	0	0	Referenz	9,57	4,37	9,58	4,37	9,59	4,38																				
20	2201	347	772	28	772 h -	9,55	4,34	9,56	4,33	9,55	4,35	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,694	4,418	-5,3	---	---	---	---	8	7	9	4	Alloy 347, 18 Stück
21	2202	347	772	28	Gas	9,54	4,35	9,55	4,34	9,55	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,661	4,429	-4,5	---	---	---	---	8	7	9	4	
22	2203	347	772	28	772 h -	9,55	4,33	9,56	4,35	9,55	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,666	4,451	-5,2	---	---	---	---	10	8	11	4	Oberfläche an vielen Stellen weggebrochen.
23	2204	347	772	28	Gas/Salz	9,52	4,34	9,54	4,33	9,53	4,34	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,644	4,413	-4,7	---	---	---	---	10	7	12	4	Sehr gleichmäßige Dicke der Schicht.
24	2205	347	772	28	772 h -	9,55	4,31	9,55	4,32	9,55	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,666	4,456	-6,1	---	---	---	---	9	7	13	4	
25	2206	347	772	28	Salz	9,52	4,32	9,54	4,33	9,51	4,31	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,639	4,418	-5,9	---	---	---	---	10	9	13	4	
26	2207	347	1487	39	1487 h -	9,54	4,36	9,54	4,37	9,53	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,519	4,336	0,1	---	---	---	---	19	17	22	4	Oberfläche an vielen Stellen weggebrochen.
27	2208	347	1487	39	Gas	9,54	4,38	9,53	4,37	9,52	4,29	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,497	4,309	0,1	---	---	---	---	19	15	22	4	Oberfläche sichtbar unterschiedliche Farben
28	2209	347	1487	39	1487 h -	9,56	4,38	9,55	4,37	9,54	4,38	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,557	4,424	-1,5	---	---	---	---	22	7	24	4	
29	2210	347	1487	39	Gas/Salz	9,53	4,34	9,53	4,35	9,53	4,32	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,552	4,347	-1,2	---	---	---	---	25	21	30	4	
30	2211	347	1487	39	1487 h -	9,55	4,34	9,55	4,35	9,56	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,584	4,380	-1,8	---	---	---	---	23	21	24	4	
31	2212	347	1487	39	Salz	9,55	4,34	9,56	4,35	9,56	4,34	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,579	4,385	-1,6	---	---	---	---	26	24	28	4	
32	2213	347	3026	55	3026 h -	9,56	4,31	9,56	4,34	9,57	4,32	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,590	4,374	-1,8	---	---	---	---	17	14	21	4	
33	2214	347	3026	55	Gas	9,53	4,31	9,53	4,34	9,56	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,562	4,391	-1,6	---	---	---	---	23	20	29	4	
34	2215	347	3026	55	3026 h -	9,56	4,34	9,56	4,35	9,55	4,35	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,579	4,396	-1,9	---	---	---	---	27	23	33	4	
35	2216	347	3026	55	Gas/Salz	9,55	4,34	9,56	4,33	9,55	4,32	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,579	4,380	-2,2	---	---	---	---	25	22	28	4	
36	2217	347	3026	55	3026 h -	9,55	4,33	9,55	4,34	9,55	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,573	4,385	-1,9	---	---	---	---	27	22	33	4	
37	2218	347	3026	55	Salz	9,52	4,37	9,53	4,38	9,53	4,39	K60-K240-K600-K1201	3µm	Nein	---	---	---	---	9,557	4,402	-1,0	---	---	---	---	24	20	30	4	
38	3201	Alloy 800	767	28	767 h -	9,57	4,37	9,57	4,36	9,56	4,35	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,530	4,336	1,1	---	---	---	---	15	10	18	4	Alloy 800, 18 Stück
39	3202	Alloy 800	767	28	Gas	9,55	4,35	9,56	4,39	9,54	4,35	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,508	4,325	1,4	---	---	---	---	18	14	19	4	
40	3203	Alloy 800	767	28	767 h -	9,57	4,36	9,57	4,37	9,56	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,502	4,353	1,9	---	---	---	---	20	17	21	4	
41	3204	Alloy 800	767	28	Gas/Salz	9,57	4,36	9,56	4,36	9,55	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,513	4,314	1,3	---	---	---	---	20	15	22	4	
42	3205	Alloy 800	767	28	767 h -	9,56	4,35	9,57	4,38	9,55	4,35	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,508	4,331	1,5	---	---	---	---	18	15	20	4	
43	3206	Alloy 800	767	28	Salz	9,56	4,35	9,56	4,36	9,55	4,35	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,508	4,336	1,4	---	---	---	---	19	18	22	4	
44	3207	Alloy 800	1539	39	1539 h -	9,57	4,38	9,57	4,38	9,57	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,704	4,484	-7,2	---	---	---	---	18	16	20	4	Sehr poröse Oxidschicht.
45	3208	Alloy 800	1539	39	Salz	9,59	4,36	9,58	4,36	9,57	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,666	4,953	-17,2	---	---	---	---	17	12	20	4	
46	3209	Alloy 800	1539	39	1539 h -	9,56	4,35	9,56	4,35	9,57	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,661	4,795	-13,2	---	---	---	---	17	15	19	4	
47	3210	Alloy 800	1539	39	Salz	9,57	4,35	9,58	4,35	9,56	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,644	4,473	-5,7	---	---	---	---	18	16	19	4	Gelb markiert sind Proben bei denen die Ausgangswerte nicht übereinstimmen
48	3211	Alloy 800	1539	39	1539 h -	9,57	4,35	9,58	4,37	9,56	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,694	4,839	-15,1	---	---	---	---	18	17	19	4	
49	3212	Alloy 800	1539	39	Salz	9,56	4,35	9,58	4,37	9,57	4,39	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,661	4,707	-10,2	---	---	---	---	17	16	17	4	
50	3213	Alloy 800	3026	55	3026 h -	9,57	4,37	9,58	4,36	9,57	4,37	K60-K240-K600-K1201	3µm	Nein	---	---	---	---	9,590	4,396	-1,1	---	---	---	---	33	27	39	4	
51	3214	Alloy 800	3026	55	Gas	9,59	4,36	9,58	4,35	9,59	4,36	K60-K240-K600-K1202	3µm	Nein	---	---	---	---	9,595	4,374	-0,5	---	---	---	---	27	21	32	4	
52	3215	Alloy 800	3026	55	3026 h -	9,57	4,37	9,56	4,36	9,56	4,37	K60-K240-K600-K1203	3µm	Nein	---	---	---	---	9,579	4,374	-0,6	---	---	---	---	33	21	36	4	
53	3216	Alloy 800	3026	55	Gas/Salz	9,57	4,36	9,57	4,35	9,56	4,36	K60-K240-K600-K1204	3µm	Nein	---	---	---	---	9,590	4,374	-1,1	---	---	---	---	33	24	37	4	
54	3217	Alloy 800	3026	55	3026 h -	9,55	4,36	9,56	4,35	9,56	4,38	K60-K240-K600-K1205	3µm	Nein	---	---	---	---	9,562	4,358	0,5	---	---	---	---	30	25	36	4	
55	3218	Alloy 800	3026	55	Salz	9,56	4,34	9,57	4,37	9,55	4,38	K60-K240-K600-K1206	3µm	Nein	---	---	---	---	9,557	4,374	0,0	---	---	---	---	26	22	33	4	

Probenliste

Item: **Probenliste** **Versuchsprotokoll Mikroskopie** **Blatt 1** 05.09.2023

Mikroskopie nach ISO 26146:2012

56	4201	Haynes 230	772	28	767 h -	9,58	4,37	9,59	4,37	9,57	4,39	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,683	4,467	-4,7	---	---	---	---	12	10	22	4	Haynes 230, 19 Stück
57	4202	Haynes 230	772	28	Gas	9,52	4,35	9,55	4,35	9,55	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,650	4,440	-4,5	---	---	---	---	13	11	18	4	
58	4203	Haynes 230	772	28	767 h -	9,55	4,37	9,52	4,38	9,52	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,612	4,434	-4,2	---	---	---	---	15	12	20	4	
59	4204	Haynes 230	772	28	Gas/Salz	9,55	4,37	9,54	4,37	9,53	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,661	4,495	-6,7	---	---	---	---	13	11	21	4	
60	4205	Haynes 230	772	28	767 h -	9,54	4,36	9,55	4,37	9,53	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,677	4,462	-6,0	---	---	---	---	15	13	19	4	
61	4206	Haynes 230	772	28	Salz	9,57	4,35	9,58	4,35	9,58	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,672	4,424	-3,9	---	---	---	---	14	12	22	4	
62	4207	Haynes 230	1487	39	1487 h -	9,55	4,36	9,57	4,36	9,54	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,486	4,369	1,4	---	---	---	---	21	15	25	4	
63	4208	Haynes 230	1487	39	Gas	9,56	4,34	9,57	4,36	9,57	4,35	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,568	4,358	-0,1	---	---	---	---	19	15	20	4	
64	4209	Haynes 230	1487	39	1487 h -	9,51	4,37	9,51	4,36	9,52	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,502	4,374	0,3	---	---	---	---	19	17	33	4	
65	4210	Haynes 230	1487	39	Gas/Salz	9,57	4,37	9,55	4,36	9,55	4,38	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,546	4,374	0,3	---	---	---	---	20	13	33	4	
66	4211	Haynes 230	1487	39	1487 h -	9,57	4,37	9,58	4,37	9,58	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,552	4,369	-0,3	---	---	---	---	20	17	24	4	Ein paar tiefere Korrosionsstellen,
67	4212	Haynes 230	1487	39	Salz	9,56	4,35	9,56	4,36	9,55	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,552	4,369	-0,3	---	---	---	---	22	19	27	4	sonst generell recht gleichmäßig
68	4213	Haynes 230	3026	55	3026 h -	9,54	4,36	9,57	4,37	9,54	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,535	4,380	-0,1	---	---	---	---	21	18	24	4	
69	4214	Haynes 230	3026	55	Gas	9,55	4,36	9,55	4,37	9,56	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,568	4,380	-0,7	---	---	---	---	23	21	27	4	
70	4215	Haynes 230	3026	55	3026 h -	9,52	4,36	9,52	4,36	9,54	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,541	4,391	-0,6	---	---	---	---	24	21	29	4	
71	4216	Haynes 230	3026	55	Gas/Salz	9,55	4,37	9,55	4,36	9,56	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,546	4,385	0,0	---	---	---	---	24	23	28	4	
72	4217	Haynes 230	3026	55	3026 h -	9,55	4,38	9,55	4,38	9,57	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,541	4,380	0,5	---	---	---	---	28	25	30	4	
73	4218	Haynes 230	3026	55	Salz	9,56	4,36	9,56	4,37	9,56	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,541	4,369	0,3	---	---	---	---	25	24	30	4	
74	4219	Haynes 230	0	0	Referenz	9,52	4,40	9,52	4,38	9,52	4,36																			
75	5201	Alloy 625	767	28	767 h -	9,56	4,37	9,55	4,36	9,55	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,497	4,353	1,5	---	---	---	---	3	1	5	4	Alloy 625, 18 Stück
76	5202	Alloy 625	767	28	Gas	9,55	4,36	9,56	4,38	9,54	4,38	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,519	4,369	0,8	---	---	---	---	3	1	5	4	
77	5203	Alloy 625	767	28	767 h -	9,58	4,37	9,56	4,36	9,57	4,38	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,513	4,342	2,4	---	---	---	---	5	2	7	4	Bei den Proben 5201-5206 scheint es, dass die
78	5204	Alloy 625	767	28	Gas/Salz	9,56	4,37	9,55	4,38	9,56	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,513	4,342	1,6	---	---	---	---	5	2	8	4	Oberfläche weggebrochen ist. Lässt keine
79	5205	Alloy 625	767	28	767 h -	9,57	4,35	9,56	4,35	9,56	4,35	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,497	4,314	2,5	---	---	---	---	6	2	11	4	quantitative Ausmessung zu. Siehe auch Probe
80	5206	Alloy 625	767	28	Salz	9,54	4,35	9,56	4,34	9,55	4,34	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,497	4,325	1,7	---	---	---	---	7	1	12	4	D2
81	5207	Alloy 625	1487	39	1487 h -	9,53	4,38	9,54	4,37	9,55	4,35	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,568	4,380	-1,2	---	---	---	---	10	8	12	4	
82	5208	Alloy 625	1487	39	Gas	9,53	4,35	9,55	4,35	9,55	4,34	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,584	4,380	-1,8	---	---	---	---	12	10	13	4	
83	5209	Alloy 625	1487	39	1487 h -	9,55	4,35	9,55	4,37	9,55	4,35	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,552	4,369	-0,5	---	---	---	---	15	14	15	4	
84	5210	Alloy 625	1487	39	Gas/Salz	9,56	4,36	9,57	4,37	9,52	4,37	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,535	4,385	-0,8	---	---	---	---	13	11	16	4	
85	5211	Alloy 625	1487	39	1487 h -	9,57	4,35	9,55	4,34	9,55	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,546	4,363	-0,7	---	---	---	---	12	11	15	4	Sehr gleichmäßige Dicke der Schicht.
86	5212	Alloy 625	1487	39	Salz	9,55	4,35	9,54	4,35	9,54	4,35	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,562	4,374	-1,2	---	---	---	---	13	12	13	4	Aber stellenweise sieht es aus
87	5213	Alloy 625	3026	55	3026 h -	9,56	4,34	9,56	4,34	9,54	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,546	4,358	-0,8	---	---	---	---	14	11	16	4	als wäre die Oberfläche weggebrochen
88	5214	Alloy 625	3026	55	Gas	9,58	4,34	9,58	4,35	9,55	4,35	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,557	4,358	-0,4	---	---	---	---	12	11	15	4	
89	5215	Alloy 625	3026	55	3026 h -	9,53	4,36	9,54	4,35	9,53	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,562	4,353	-1,4	---	---	---	---	16	14	19	4	
90	5216	Alloy 625	3026	55	Gas/Salz	9,54	4,35	9,54	4,35	9,55	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,579	4,363	-0,8	---	---	---	---	17	14	19	4	
91	5217	Alloy 625	3026	55	3026 h -	9,55	4,35	9,57	4,33	9,57	4,33	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,573	4,369	-1,1	---	---	---	---	19	16	21	4	
92	5218	Alloy 625	3026	55	Salz	9,57	4,37	9,56	4,37	9,55	4,36	K60-K240-K600-K1200	3µm	Nein	---	---	---	---	9,568	4,380	-0,9	---	---	---	---	17	17	18	4	
93	R1	310N	0	0		9,81		9,87		9,86														0						HT Teil 1
94	R2	310N	514	23		10,00		10,00		9,98					10,00				10,02					6	2	9	---	4	4	9	8	Rundstähle
110	R2Z	310N	3012	55		---		---		---					10,03				10,16					4	2	7	---	6	3	16	8	
101	C2	316Ti (1.4571)	0	0		9,95		9,96		9,97														0			---					
97	D2	316Ti (1.4571)	514	23		9,97		9,97		9,98					9,99				10,01					5	2	22	---	4	3	24	8	
107	B2	316Ti (1.4571)	2994,5	55		---		---		---					9,99				10,00					10	10	13	---	12	11	16	8	
103	C4	321 (1.4541)	0	0		9,95		9,97		9,95														0			---					
99	D4	321 (1.4541)	514	23		9,96		9,96		9,95					9,99				9,98					10	4	13	---	7	4	13	8	
109	B4	321 (1.4541)	2994,5	55		---		---		---					9,99				9,99					11	8	21	---	10	8	20	8	
102	C3	347H (1.4961)	0	0		10,10		10,1		10,1														0			---					
98	D3	347H (1.4961)	514	23		10,10		10,1		10,1					10,14				10,15					8	4	10	---	6	5	8	8	
108	B3	347H (1.4961)	2994,5	55		---		---		---					10,15				10,14					11	9	14	---	10	9	13	8	
100	C1	Alloy 625	0	0		9,94		9,94		9,96														0			---					
96	D1	Alloy 625	514	23		9,93		9,95		9,95					9,98				10,01					4	3	5	---	6	2	8	8	
106	B1	Alloy 625	2994,5	55		---		---		---					9,98				9,98					9	7	11	---	7	5	9	8	
95	L21	Alloy 800	0	0		9,94		9,94		9,95														0			---					
104	M21	Alloy 800	504	22		9,94		9,94		9,94					9,98				9,98					12	8	15	---	9	3	13	8	
105	K21	Alloy 800	2994,5	55		---		---		---					9,97				9,98					17	14	26	---	12	11	15	8	

A.6 Materialverlust

isotherme Proben (4 Seiten) thermo-zyklische Proben (2 Seiten)

Massenänderung 310N

Datum		04.04.2024	04.04.2024	31.01.2024	14.09.2023	17.01.2024	30.01.2024	30.01.2024	31.01.2024
Proben Nummer		R2	R3	R4	R5	R6	R7	R8	R9
Medium		Salz	Gas	Salz	Gas	Salz	Gas	Salz	Gas
Expositionsdauer [h]		2034	2034	3036	3036	512	512	1008	1008
Dichte Grundmaterial [g/cm³]		8,0	8,0	8,0	8,0	8,0	8,0	8,0	8,0
Gewicht [g]	Neu	65,6969	65,8299	65,5734	65,7477	65,8092	65,7920	65,5722	65,9656
	Entnahme								
	n. Reinigung	65,7148	65,8640	65,6337	65,7624	65,9381	65,8120	65,6412	66,0193
	1.Anwendung	65,5263	65,5802	65,3360	65,6012	65,6782	65,6460	65,2591	65,7169
	2.Anwendung	65,4582	65,5687	65,2792	65,5946	65,6221	65,6326	65,2032	65,6806
	3.Anwendung	65,4451	65,5556	65,1675	65,5907		65,6198	65,1877	65,6668
	4.Anwendung	65,4376	65,5449	65,0880					
	5.Anwendung	65,4304	65,5372	65,0646					
	6.Anwendung	65,4202	65,5303						
	7.Anwendung								
	8. Anwendung								
	9.Anwendung								
	10.Anwendung								
	min. Masse	65,4202	65,5303	65,0646	65,5907	65,6221	65,6198	65,1877	65,6668
Auswertung	Massenänderung [g] bei der Verfahren beendet wird (entspricht Massenabtrag < 1 µm)								
	Kritische Masse	0,0460	0,0460	0,0460	0,0460	0,0460	0,0460	0,0460	0,0460
	Flächenbezogene Massenänderung [g/m²]								
	Massenabnahme	48,09	52,06	88,42	27,28	32,51	29,92	66,83	51,92
	absoluter Fehler	9,09	9,15	9,71	8,77	8,85	8,81	9,38	9,15
	Dickenabnahme [µm]								
	Dickenabnahme	**6,0**	**6,5**	**11,1**	**3,4**	**4,1**	**3,7**	**8,4**	**6,5**
	absoluter Fehler	1,21	1,22	1,35	1,14	1,16	1,15	1,28	1,22
	Flächenbezogene Massenverlustrate [g/(m²h)]								
	integrale Verlustrate	23,6E-3	25,6E-3	29,1E-3	9,0E-3	63,6E-3	58,5E-3	66,3E-3	51,5E-3
	absoluter Fehler	4,5E-3	4,5E-3	3,2E-3	2,9E-3	17,5E-3	17,4E-3	9,4E-3	9,2E-3
	lineare Verlustrate	-18,3E-3	135,6E-6	40,3E-3	-24,7E-3	63,6E-3	58,5E-3	69,1E-3	44,3E-3
	absoluter Fehler	-0,00346876	2,396E-05	0,00444591	-0,00796226	0,0175466	0,01744888	0,00983478	0,00789475
	Abtragungsgeschwindigkeit [µm/a]								
	integrale Abtragung	26	28	32	10	70	64	73	56
	absoluter Fehler	5,2	5,3	3,9	3,3	20,1	19,9	11,2	10,8
	lineare Abtragung	-20	0	44	-27	70	64	76	49
	absoluter Fehler	-4,0	0,0	5,4	-9,1	20,1	19,9	11,7	9,3
	Korrosionsrate [µm/a]	**25,9**	**28,0**	**31,9**	**9,8**	**69,6**	**64,1**	**72,6**	**56,4**
	absoluter Fehler in [µm/a]	5,52	5,61	4,15	3,36	23,08	22,66	12,82	11,98

Massenänderung 347H

Datum				30.01.2024	14.09.2023	30.01.2024	30.01.2024	30.01.2024	14.09.2023
Proben Nummer		7B	7C	7D	7E	7F	7G	7H	7I
Medium		Salz	Gas	Salz	Gas	Salz	Gas	Salz	Gas
Expositionsdauer [h]		1992	1992	3036	3036	512	512	1008	1008
Dichte Grundmaterial [g/cm³]		7,9	7,9	7,9	7,9	7,9	7,9	7,9	7,9
Gewicht [g]	Neu	66,0191	65,8113	65,9041	66,1126	66,0548	66,2804	66,2431	66,2746
	Entnahme								
	n. Reinigung	66,1032	65,8377	65,9690	66,1194	66,1427	66,2908	66,2453	66,2998
	1.Anwendung	66,0387	65,7270	65,7346	65,8618	65,9634	66,1483	66,0565	66,0613
	2.Anwendung	65,9193	65,6844	65,5371	65,7907	65,7592	66,0727	65,9236	66,0293
	3.Anwendung	65,8595	65,6704	65,4093	65,7208	65,6880	66,0169	65,8525	66,0063
	4.Anwendung	65,8295	65,6645						65,9946
	5.Anwendung	65,8111	65,6594						65,9866
	6.Anwendung	65,8011	65,6548						65,9563
	7.Anwendung	65,7924	65,6464						
	8. Anwendung	65,7879	65,6326						
	9.Anwendung	65,7811	65,4842						
	10.Anwendung	65,7769	65,4211						
	11.Anwendung	65,7746	65,3425						
	min. Masse	65,7746	65,3425	65,4093	65,7208	65,6880	66,0169	65,8525	65,9563
Auswertung	Massenänderung [g] bei der Verfahren beendet wird (entspricht Massenabtrag < 1 µm)								
	Kritische Masse	0,0455	0,0455	0,0455	0,0455	0,0455	0,0455	0,0455	0,0455
	Flächenbezogene Massenänderung [g/m²]								
	Massenabnahme	42,49	81,47	86,00	68,10	63,75	45,80	67,88	55,32
	absoluter Fehler	6,88	9,08	9,57	9,30	9,23	8,95	9,29	9,93
	Dickenabnahme [µm]								
	Dickenabnahme	**5,4**	**10,3**	**10,9**	**8,6**	**8,1**	**5,8**	**8,6**	**7,0**
	absoluter Fehler	0,94	1,28	1,35	1,29	1,27	1,21	1,29	1,35
	Flächenbezogene								
	integrale Verlustrate	21,3E-3	40,9E-3	28,3E-3	22,4E-3	124,6E-3	89,5E-3	67,3E-3	54,9E-3
	absoluter Fehler	3,5E-3	4,6E-3	3,2E-3	3,1E-3	18,5E-3	17,9E-3	9,4E-3	10,0E-3
	lineare Verlustrate	-25,8E-3	26,6E-3	41,7E-3	-12,8E-3	124,6E-3	89,5E-3	8,3E-3	19,2E-3
	absoluter Fehler	-0,00420378	0,00298849	0,00466602	-0,00175718	0,01852996	0,01785248	0,00115463	0,00348143
	Abtragungsgeschwindigkeit								
	integrale Abtragung	24	45	31	25	138	99	75	61
	absoluter Fehler	4,1	5,7	3,9	3,7	22,3	21,0	11,3	11,8
	lineare Abtragung	-29	29	46	-14	138	99	9	21
	absoluter Fehler	-5,0	3,7	5,8	-2,1	22,3	21,0	1,4	4,1
	Korrosionsrate [µm/a]	**23,7**	**45,4**	**31,4**	**24,9**	**138,2**	**99,3**	**74,7**	**60,9**
	absoluter Fehler in [µm/a]	4,41	6,18	4,14	3,91	28,24	25,32	12,95	13,14

Massenänderung Alloy 800

Datum									
Proben Nummer		21B	21C	21D	21E	21F	21G	21H	21I
Medium		Salz	Gas	Salz	Gas	Salz	Gas	Salz	Gas
Expositionsdauer [h]		1992	1992	2994	2994	504	504	984	984
Dichte Grundmaterial [g/cm³]		7,94	7,94	7,94	7,94	7,94	7,94	7,94	7,94
Gewicht [g]	Neu	66,1910	66,1564	66,2528	66,2351	66,4545	66,2560	66,2227	66,3360
	Entnahme								
	n. Reinigung	66,3004	66,1985	66,3707	66,3070	66,5116	66,2831	66,2949	66,3684
	1.Anwendung	66,2816	66,1842	66,3402	66,2914	66,4907	66,2595	66,2788	66,3462
	2.Anwendung	66,2566	66,1371	66,3163	66,2539	66,4579	66,2324	66,2605	66,3102
	3.Anwendung	66,2081	66,1283	66,2831	66,2131	66,4143	66,2256	66,2312	66,3069
	4.Anwendung	66,1620	66,1231	66,2055	66,2076	66,3794	66,2136	66,1960	66,3041
	5.Anwendung	66,1422	66,1175	66,1966	66,2024	66,3746	66,2017	66,1780	66,2987
	6.Anwendung	66,1337	66,1118	66,1918	66,1995	66,3714	66,1985	66,1637	66,2938
	7.Anwendung	66,1284	66,1064	66,1874	66,1958	66,3705	66,1979	66,1591	66,2917
	8. Anwendung	66,1209	66,1020	66,1817	66,1912			66,1522	66,2895
	9.Anwendung	66,1128	66,1014	66,1764	66,1823			66,1441	66,2885
	10.Anwendung	66,1036		66,1717	66,1777			66,1392	
	11.Anwendung	66,0966		66,1652	66,1725			66,1364	
	12. Anwendung		65,9996	65,8757	65,9998	66,2467	66,1138	65,9650	66,2051
	13.Anwendung		65,9820	65,8319	65,9631	66,2234	66,1108	65,9395	66,1901
	14. Anwendung		65,9555	65,7922	65,9283	66,2068	66,0927	65,9134	66,1676
	15.Anwendung		65,9466	65,7777	65,9137	66,1986	66,0869	65,9042	66,1618
	min. Masse	66,0966	65,9466	65,7777	65,9137	66,1986	66,0869	65,9042	66,1618
Auswertung	Massenänderung [g] bei der Verfahren beendet wird (entspricht Massenabtrag < 1 µm)								
	Kritische Masse	0,0457	0,0457	0,0457	0,0457	0,0457	0,0457	0,0457	0,0457
	Flächenbezogene Massenänderung [g/m²]								
	Massenabnahme	16,42	36,46	82,57	55,86	44,48	29,38	55,36	30,28
	absoluter Fehler	4,28	7,52	7,98	7,70	7,52	7,64	7,67	7,51
	Dickenabnahme [µm]								
	Dickenabnahme	**2,1**	**4,6**	**10,4**	**7,0**	**5,6**	**3,7**	**7,0**	**3,8**
	absoluter Fehler	0,57	1,00	1,14	1,06	1,02	1,01	1,05	0,99
	Flächenbezogene								
	integrale Verlustrate	8,2E-3	18,3E-3	27,6E-3	18,7E-3	88,2E-3	58,3E-3	56,3E-3	30,8E-3
	absoluter Fehler	2,2E-3	3,8E-3	2,7E-3	2,6E-3	15,3E-3	15,4E-3	7,9E-3	7,7E-3
	lineare Verlustrate	-38,6E-3	6,1E-3	66,0E-3	19,4E-3	88,2E-3	58,3E-3	22,7E-3	1,9E-3
	absoluter Fehler	-0,01011106	0,0012706	0,00642401	0,00268131	0,01527809	0,01539223	0,00318767	0,00046624
	Abtragungsgeschwindigkeit								
	integrale Abtragung	9	20	30	21	97	64	62	34
	absoluter Fehler	2,5	4,4	3,3	3,1	18,1	17,8	9,5	8,9
	lineare Abtragung	-43	7	73	21	97	64	25	2
	absoluter Fehler	-11,7	1,5	8,0	3,2	18,1	17,8	3,8	0,5
	Korrosionsrate [µm/a]	**9,1**	**20,2**	**30,4**	**20,6**	**97,4**	**64,3**	**62,1**	**33,9**
	absoluter Fehler in [µm/a]	2,59	4,66	3,57	3,26	22,33	20,60	10,90	9,67

Massenänderung Alloy625

Datum				25.09.2023	16.01.2024	16.01.2024	16.01.2024	16.01.2024	16.01.2024
Proben Nummer		5B	5C	5D	5E	5F	5G	5H	5I
Medium		Salz	Gas	Salz	Gas	Salz	Gas	Salz	Gas
Expositionsdauer [h]		1992	1992	3036	3036	512	512	1008	1008
Dichte Grundmaterial [g/cm³]		8,44	8,44	8,44	8,44	8,44	8,44	8,44	8,44
Gewicht [g]	Neu	69,8183	69,8386	69,9909	70,1022	70,1437	70,2258	70,1481	70,1854
	Entnahme								
	n. Reinigung	69,8044	69,8370	69,9565	70,0953	70,1370	70,2245	70,1351	70,1842
	1.Anwendung	69,8039	69,8357	69,9398	70,0435	70,0935	70,1440	70,1071	70,1509
	2.Anwendung	69,8041	69,8361	69,9269	69,9635	70,0234	70,1335	70,0204	70,0885
	3.Anwendung			69,6865	69,9142	70,0042		69,9235	70,0558
	4.Anwendung			69,6717	69,9018	69,9937		69,8977	70,0429
	5.Anwendung			69,6632					
	6.Anwendung			69,6579					
	7.Anwendung								
	8. Anwendung								
	9.Anwendung								
	10.Anwendung								
	min. Masse	69,8039	69,8357	69,6579	69,9018	69,9937	70,1335	69,8977	70,0429
Auswertung	Massenänderung [g] bei der Verfahren beendet wird (entspricht Massenabtrag < 1 µm)								
	Kritische Masse	0,0486	0,0486	0,0486	0,0486	0,0486	0,0486	0,0486	0,0486
	Flächenbezogene Massenänderung [g/m²]								
	Massenabnahme	2,49	0,50	57,87	34,82	26,07	16,03	43,52	24,77
	absoluter Fehler	8,95	10,15	9,68	9,32	9,19	9,03	9,46	9,17
	Dickenabnahme [µm]								
	Dickenabnahme	**0,3**	**0,1**	**6,9**	**4,1**	**3,1**	**1,9**	**5,2**	**2,9**
	absoluter Fehler	1,06	1,20	1,23	1,15	1,13	1,09	1,18	1,12
	Flächenbezogene								
	integrale Verlustrate	1,3E-3	253,0E-6	19,1E-3	11,5E-3	51,0E-3	31,3E-3	43,2E-3	24,6E-3
	absoluter Fehler	4,5E-3	5,1E-3	3,2E-3	3,1E-3	18,2E-3	17,8E-3	9,5E-3	9,1E-3
	lineare Verlustrate	-41,7E-3	-24,7E-3	53,0E-3	32,9E-3	51,0E-3	31,3E-3	35,1E-3	17,6E-3
	absoluter Fehler	-0,14957979	-0,49636236	0,00890575	0,00882299	0,01816383	0,01778508	0,00770727	0,0065469
	Abtragungsgeschwindigkeit								
	integrale Abtragung	1	0	20	12	53	33	45	26
	absoluter Fehler	4,7	5,3	3,6	3,3	19,5	18,9	10,4	9,8
	lineare Abtragung	-43	-26	55	34	53	33	36	18
	absoluter Fehler	-155,8	-515,5	9,9	9,6	19,5	18,9	8,5	7,0
	Korrosionsrate [µm/a]	**1,3**	**0,3**	**19,8**	**11,9**	**52,9**	**32,5**	**44,8**	**25,5**
	absoluter Fehler in [µm/a]	4,69	5,29	3,70	3,42	21,75	20,24	11,34	10,35

Versuchsprotokoll Massenänderung

MAN Energy Solutions

Item: **Zusammenfassung** **1** 13.05.2024

Massenänderung nach DIN 8407; DIN 50905-2:1987-01; ISO 21608:2012(E)

Anmerkungen:

	Medium	Exposition in h			Dichte ρ in g/cm³			Masse in g						Probenabmessungen in mm											
								neu m_{neu}			korrodiert m_{kor}			Länge L			Breite B			Höhe H			Bohrungs-Ø d		
Werkstoff		**t**	**+/-**	**u(t)**	**ρ**	**+/-**	**u(ρ)**	m_{neu}	**+/-**	$u(m_{neu})$	m_{kor}	**+/-**	$u(m_{neu})$	L	**+/-**	u(L)	B	**+/-**	u(B)	H	**+/-**	u(H)	d	**+/-**	u(d)
310N	Gas	767	25	14	**8**	0,1	0,058	**37,793**	0,001	0,001	**37,711**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	767	25	14	**8**	0,1	0,058	**37,703**	0,001	0,001	**37,542**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	767	25	14	**8**	0,1	0,058	**37,698**	0,001	0,001	**37,517**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas	1487	50	29	**8**	0,1	0,058	**37,633**	0,001	0,001	**37,362**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	1487	50	29	**8**	0,1	0,058	**37,748**	0,001	0,001	**37,447**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	1487	50	29	**8**	0,1	0,058	**37,603**	0,001	0,001	**37,270**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas	3026	100	58	**8**	0,1	0,058	**37,645**	0,001	0,001	**37,440**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	3026	100	58	**8**	0,1	0,058	**37,622**	0,001	0,001	**37,389**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	3026	100	58	**8**	0,1	0,058	**37,702**	0,001	0,001	**37,457**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
347	Gas	772	25	14	**7,9**	0,01	0,006	**37,565**	0,001	0,001	**37,470**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	772	25	14	**7,9**	0,01	0,006	**37,281**	0,001	0,001	**37,154**	0,001	0,001	**120,0**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	772	25	14	**7,9**	0,01	0,006	**37,906**	0,001	0,001	**37,782**	0,001	0,001	**120,0**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas	1487	50	29	**7,9**	0,01	0,006	**38,019**	0,001	0,001	**37,845**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	1487	50	29	**7,9**	0,01	0,006	**38,113**	0,001	0,001	**37,855**	0,001	0,001	**120,0**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	1487	50	29	**7,9**	0,01	0,006	**38,011**	0,001	0,001	**37,745**	0,001	0,001	**120,0**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas	3026	100	58	**7,9**	0,01	0,006	**37,967**	0,001	0,001	**37,758**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	3026	100	58	**7,9**	0,01	0,006	**37,997**	0,001	0,001	**37,695**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	3026	100	58	**7,9**	0,01	0,006	**37,914**	0,001	0,001	**37,577**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
Alloy 800	Gas	767	25	14	**8**	0,1	0,058	**37,982**	0,001	0,001	**37,729**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	767	25	14	**8**	0,1	0,058	**37,942**	0,001	0,001	**37,612**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	767	25	14	**8**	0,1	0,058	**37,928**	0,001	0,001	**37,603**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas	1539	50	29	**8**	0,1	0,058	**37,870**	0,001	0,001	**37,522**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	1539	50	29	**8**	0,1	0,058	**37,973**	0,001	0,001	**37,665**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	1539	50	29	**8**	0,1	0,058	**37,808**	0,001	0,001	**37,561**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas	3026	100	58	**8**	0,1	0,058	**38,042**	0,001	0,001	**37,684**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	3026	100	58	**8**	0,1	0,058	**38,110**	0,001	0,001	**37,757**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	3026	100	58	**8**	0,1	0,058	**38,206**	0,001	0,001	**37,801**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
Haynes 230	Gas	772	25	14	**8,97**	0,001	0,001	**43,109**	0,001	0,001	**42,780**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	772	25	14	**8,97**	0,001	0,001	**43,135**	0,001	0,001	**42,727**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	772	25	14	**8,97**	0,001	0,001	**43,110**	0,001	0,001	**42,684**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas	1487	50	29	**8,97**	0,001	0,001	**43,229**	0,001	0,001	**42,744**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	1487	50	29	**8,97**	0,001	0,001	**43,108**	0,001	0,001	**42,571**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	1487	50	29	**8,97**	0,001	0,001	**43,072**	0,001	0,001	**42,523**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas	3026	100	58	**8,97**	0,001	0,001	**43,131**	0,001	0,001	**42,560**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	3026	100	58	**8,97**	0,001	0,001	**43,095**	0,001	0,001	**42,403**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	3026	100	58	**8,97**	0,001	0,001	**43,118**	0,001	0,001	**42,381**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
Alloy 625	Gas	767	25	14	**8,44**	0,001	0,001	**40,593**	0,001	0,001	**40,531**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	767	25	14	**8,44**	0,001	0,001	**40,489**	0,001	0,001	**40,381**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	767	25	14	**8,44**	0,001	0,001	**40,558**	0,001	0,001	**40,420**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas	1487	50	29	**8,44**	0,001	0,001	**40,703**	0,001	0,001	**40,509**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	1487	50	29	**8,44**	0,001	0,001	**40,473**	0,001	0,001	**40,228**	0,001	0,001	**120,1**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	1487	50	29	**8,44**	0,001	0,001	**40,612**	0,001	0,001	**40,359**	0,001	0,001	**120,0**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas	3026	100	58	**8,44**	0,001	0,001	**40,635**	0,001	0,001	**40,406**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Gas / Salz	3026	100	58	**8,44**	0,001	0,001	**40,731**	0,001	0,001	**40,400**	0,001	0,001	**120,0**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058
	Salz	3026	100	58	**8,44**	0,001	0,001	**40,618**	0,001	0,001	**40,252**	0,001	0,001	**120,2**	0,1	0,058	**9,6**	0,1	0,058	**4,4**	0,1	0,058	**6,0**	0,1	0,058

Versuchsprotokoll Massenänderung

MAN Energy Solutions

Item: **Zusammenfassung** **2** 13.05.2024

Massenänderung nach DIN 8407; DIN 50905-2:1987-01; ISO 21608:2012(E)

	Medium	Exposition in h			Massendifferenz in g				Materialverlust in µm					lineare Abtragungsgeschw. in µm/a				Medium	Korrosionskinetik in µm					Materialverlust in µm		
									DIN 50905-2:1987-01					DIN 50905-2:1987-01					ISO 21608:2012(E)					nach x Stunden		
Werkstoff		**t**	**+/-**	**u(t)**	Δm	u(Δm)	**u(Δm*)**	$u(\Delta m_{ges})$	**s**	u(s)	u(s*)	$u_{ges}(s)$	≠	ω_{lin}	$u(\omega_{lin})$	$u(\omega^*_{lin})$	$u_{ges}(\omega_{lin})$		log(s)	u(log(s))	log(t)	n	k	**29200**	**58400**	**87600**
310N	Gas	767	25	14	-0,082	0,001	**0,003**	0,004	**2,9**	0,05	0,58	0,58	-3,5	33	0,8	6,6	6,6	Gas	0,47	0,24	2,88	1,5E+0	10,1E-3	41	65	84
	Gas / Salz	767	25	14	-0,161	0,001	**0,005**	0,005	**5,7**	0,10	0,58	0,59	0,8	66	1,4	6,6	6,7		0,99	0,22	3,17	0,65	-1,30			
	Salz	767	25	14	-0,181	0,001	**0,005**	0,005	**6,5**	0,11	0,58	0,59	ja	74	1,6	6,6	6,8		0,86	0,23	3,48					
	Gas	1487	50	29	-0,272	0,001	**0,007**	0,007	**9,7**	0,16	0,58	0,60	-2,2	82	3,8	3,4	5,1		0,76	0,23	2,88	3,8E+0	1,8E+0	17	21	23
	Gas / Salz	1487	50	29	-0,301	0,001	**0,006**	0,006	**10,7**	0,17	0,58	0,60	0,9	61	2,8	3,4	4,4	Gas / Salz	1,03	0,22	3,17	0,26	0,07			
	Salz	1487	50	29	-0,332	0,001	**0,007**	0,007	**11,9**	0,19	0,58	0,61	ja	66	3,1	3,4	4,6		0,92	0,23	3,48					
	Gas	3026	100	58	-0,205	0,001	**0,005**	0,005	**7,3**	0,12	0,58	0,59	-1,4	-14	0,6	1,7	1,8		0,81	0,23	2,88	4,7E+0	18,0E+0	16	19	21
	Gas / Salz	3026	100	58	-0,233	0,001	**0,007**	0,007	**8,3**	0,13	0,58	0,59	0,8	-14	0,6	1,7	1,8	Salz	1,07	0,22	3,17	0,21	0,27			
	Salz	3026	100	58	-0,245	0,001	**0,009**	0,009	**8,7**	0,14	0,58	0,59	ja	-18	0,8	1,7	1,9		0,94	0,23	3,48					
347	Gas	772	25	14	-0,095	0,001	**0,004**	0,004	**3,4**	0,04	0,58	0,58	-1,1	39	0,8	6,6	6,6		0,54	0,24	2,89	1,8E+0	13,0E-3	30	44	56
	Gas / Salz	772	25	14	-0,127	0,001	**0,009**	0,009	**4,6**	0,04	0,58	0,58	0,8	52	1,1	6,6	6,6	Gas	0,80	0,24	3,17	0,57	-1,08			
	Salz	772	25	14	-0,124	0,001	**0,010**	0,010	**4,5**	0,04	0,58	0,58	ja	51	1,1	6,6	6,6		0,88	0,24	3,48					
	Gas	1487	50	29	-0,174	0,001	**0,015**	0,015	**6,3**	0,05	0,58	0,58	-3,3	35	1,7	3,4	3,8		0,66	0,24	2,89	1,6E+0	17,4E-3	50	77	99
	Gas / Salz	1487	50	29	-0,258	0,001	**0,012**	0,012	**9,4**	0,07	0,58	0,58	0,8	58	2,7	3,4	4,3	Gas / Salz	0,97	0,24	3,17	0,63	-1,10			
	Salz	1487	50	29	-0,266	0,001	**0,013**	0,013	**9,6**	0,07	0,58	0,58	ja	63	2,9	3,4	4,5		1,04	0,23	3,48					
	Gas	3026	100	58	-0,209	0,001	**0,015**	0,015	**7,6**	0,06	0,58	0,58	-4,6	7	0,4	1,7	1,7		0,65	0,24	2,89	1,4E+0	11,8E-3	69	114	153
	Gas / Salz	3026	100	58	-0,302	0,001	**0,012**	0,012	**10,9**	0,08	0,58	0,58	0,8	9	0,5	1,7	1,7	Salz	0,98	0,24	3,17	0,72	-1,39			
	Salz	3026	100	58	-0,337	0,001	**0,013**	0,013	**12,2**	0,09	0,58	0,58	ja	15	0,7	1,7	1,8		1,09	0,23	3,48					
Alloy 800	Gas	767	25	14	-0,253	0,001	**0,002**	0,002	**9,0**	0,15	0,58	0,60	-2,6	103	2,2	6,6	7,0		0,96	0,23	2,88	4,0E+0	9,4E+0	24	28	31
	Gas / Salz	767	25	14	-0,330	0,001	**0,003**	0,003	**11,8**	0,19	0,58	0,61	0,8	134	2,9	6,6	7,2	Gas	1,09	0,21	3,19	0,25	0,25			
	Salz	767	25	14	-0,325	0,001	**0,004**	0,004	**11,6**	0,19	0,58	0,61	ja	133	2,8	6,6	7,2		1,11	0,21	3,48					
	Gas	1539	50	29	-0,347	0,001	**0,009**	0,009	**12,4**	0,20	0,58	0,61	3,6	38	1,7	3,3	3,7		1,07	0,22	2,88	#####	3,7E+18	14	14	14
	Gas / Salz	1539	50	29	-0,308	0,001	**0,005**	0,005	**11,0**	0,18	0,58	0,60	0,9	-9	0,6	3,3	3,3	Gas / Salz	1,04	0,22	3,19	0,05	0,91			
	Salz	1539	50	29	-0,247	0,001	**0,008**	0,008	**8,8**	0,14	0,58	0,59	ja	-31	1,4	3,3	3,6		1,10	0,21	3,48					
	Gas	3026	100	58	-0,358	0,001	**0,005**	0,005	**12,8**	0,20	0,58	0,61	-1,7	2	0,3	1,7	1,7		1,06	0,22	2,88	6,3E+0	3,2E+3	18	20	22
	Gas / Salz	3026	100	58	-0,353	0,001	**0,007**	0,007	**12,6**	0,20	0,58	0,61	0,9	10	0,5	1,7	1,7	Salz	0,95	0,23	3,19	0,16	0,55			
	Salz	3026	100	58	-0,405	0,001	**0,008**	0,008	**14,5**	0,23	0,58	0,62	ja	33	1,5	1,7	2,2		1,16	0,21	3,48					
Haynes 230	Gas	772	25	14	-0,329	0,001	**0,019**	0,019	**10,5**	0,07	0,58	0,58	-3,1	119	2,4	6,6	7,0		1,02	0,24	2,89	2,5E+0	######	47	62	73
	Gas / Salz	772	25	14	-0,408	0,001	**0,023**	0,023	**13,0**	0,09	0,58	0,58	0,8	148	2,9	6,6	7,2	Gas	1,19	0,23	3,17	0,40	-0,12			
	Salz	772	25	14	-0,426	0,001	**0,008**	0,008	**13,6**	0,09	0,58	0,58	ja	154	3,1	6,6	7,2		1,26	0,23	3,48					
	Gas	1487	50	29	-0,485	0,001	**0,007**	0,007	**15,4**	0,10	0,58	0,59	-2,0	61	2,8	3,4	4,4		1,11	0,23	2,89	2,6E+0	1,0E+0	53	69	81
	Gas / Salz	1487	50	29	-0,537	0,001	**0,008**	0,008	**17,1**	0,11	0,58	0,59	0,8	50	2,3	3,4	4,1	Gas / Salz	1,23	0,23	3,17	0,38	0,01			
	Salz	1487	50	29	-0,549	0,001	**0,010**	0,010	**17,5**	0,12	0,58	0,59	ja	48	2,2	3,4	4,1		1,34	0,23	3,48					
	Gas	3026	100	58	-0,571	0,001	**0,009**	0,009	**18,2**	0,12	0,58	0,59	-5,3	16	0,7	1,7	1,8		1,13	0,23	2,89	2,5E+0	######	58	76	90
	Gas / Salz	3026	100	58	-0,691	0,001	**0,013**	0,013	**22,0**	0,14	0,58	0,59	0,8	28	1,2	1,7	2,1	Salz	1,24	0,23	3,17	0,40	-0,02			
	Salz	3026	100	58	-0,737	0,001	**0,019**	0,019	**23,4**	0,15	0,58	0,60	ja	34	1,5	1,7	2,2		1,37	0,22	3,48					
Alloy 625	Gas	767	25	14	-0,063	0,001	**0,001**	0,002	**2,1**	0,03	0,58	0,58	-2,5	24	0,6	6,6	6,6		0,33	0,24	2,88	1,1E+0	3,5E-3	75	143	209
	Gas / Salz	767	25	14	-0,108	0,001	**0,004**	0,004	**3,7**	0,04	0,58	0,58	0,8	42	0,9	6,6	6,7	Gas	0,82	0,24	3,17	0,93	-2,28			
	Salz	767	25	14	-0,137	0,001	**0,004**	0,004	**4,7**	0,04	0,58	0,58	ja	53	1,1	6,6	6,7		0,89	0,24	3,48					
	Gas	1487	50	29	-0,194	0,001	**0,005**	0,005	**6,6**	0,05	0,58	0,58	-2,0	54	2,5	3,4	4,2		0,56	0,24	2,88	1,2E+0	7,3E-3	77	135	187
	Gas / Salz	1487	50	29	-0,244	0,001	**0,007**	0,007	**8,3**	0,06	0,58	0,58	0,8	56	2,6	3,4	4,3	Gas / Salz	0,92	0,24	3,17	0,81	-1,73			
	Salz	1487	50	29	-0,253	0,001	**0,007**	0,007	**8,6**	0,06	0,58	0,58	ja	48	2,2	3,4	4,1		1,05	0,23	3,48					
	Gas	3026	100	58	-0,228	0,001	**0,004**	0,004	**7,7**	0,06	0,58	0,58	-4,7	7	0,4	1,7	1,7		0,67	0,24	2,88	1,4E+0	12,1E-3	65	107	142
	Gas / Salz	3026	100	58	-0,331	0,001	**0,011**	0,011	**11,2**	0,08	0,58	0,58	0,8	17	0,7	1,7	1,8	Salz	0,93	0,24	3,17	0,71	-1,37			
	Salz	3026	100	58	-0,366	0,001	**0,012**	0,012	**12,4**	0,08	0,58	0,58	ja	22	1,0	1,7	1,9		1,09	0,23	3,48					

A.7 Kerbschlagbiegeversuch

Probenliste - Kerbschlagbiegeversuch

MAN Energy Solutions

Item: **Probenliste** **1**

05.04.2024

Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN ISO 148-1:2016

Anmerkungen:

Nennarbeitsvermögen 300 J 450 J

Kurzzeichen KV_2 KV_2

Material-nummer	Kurzzeichen	Material	Position	Stell-platz-zeit	Anzahl Zyklen	Heiß-stunden	Prüf-temperatur	+/- 1)	u(ϑ)	Dicke	+/- 2)	u(B)	Breite abzgl. Nut	+/- 3)	u(W')	verbrauchte Schlagenergie	u(KV_2) 4)	Probe gebrochen	Geschätzter Zähbruch-anteil	+/- 5)	u(Zähbruch-anteil)	seitliche Ausdehnung	+/- 6)	u(LE)	Querschnitts-fläche	u(A)	Kerbschlag-zähigkeit	u(α)	Anmerkungen
							ϑ in °C	°C	°C	B in mm	mm	mm	W' in mm	mm	mm	KV_2 in J	J			%	%	LE in mm	mm	mm	A in mm²	mm	α in J/cm²	J/cm²	
1401	KV2/300/5	310N	Gas	1	50	767	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	29,2	0,42	Ja	50%	5%	3%	0,42	0,05	0,03	40,00	0,24	73,0	1,1	---
1402	KV2/300/5	310N	Gas	1	50	767	20	1,0	0,58	4,99	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	31,6	0,42	Ja	50%	5%	3%	0,81	0,05	0,03	39,92	0,23	79,2	1,2	---
1403	KV2/300/5	310N	Gas	1	50	767	20	1,0	0,58	4,98	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	29,9	0,42	Ja	50%	5%	3%	0,87	0,05	0,03	39,84	0,23	75,1	1,1	---
1404	KV2/300/5	310N	Gas	1	50	767	20	1,0	0,58	4,97	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	26,8	0,42	Ja	50%	5%	3%	0,79	0,05	0,03	39,76	0,23	67,4	1,1	---
1405	KV2/300/5	310N	Gas / Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	4,98	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	20,7	0,42	Ja	50%	5%	3%	0,64	0,05	0,03	39,84	0,23	52,0	1,1	---
1406	KV2/300/5	310N	Gas / Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	4,95	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	22,7	0,42	Ja	50%	5%	3%	0,73	0,05	0,03	39,60	0,23	57,3	1,1	---
1407	KV2/300/5	310N	Gas / Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	20,9	0,42	Ja	50%	5%	3%	0,68	0,05	0,03	40,00	0,24	52,3	1,1	---
1408	KV2/300/5	310N	Gas / Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	24,0	0,42	Ja	50%	5%	3%	0,82	0,05	0,03	40,00	0,24	60,0	1,1	---
1409	KV2/300/5	310N	Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	21,1	0,42	Ja	50%	5%	3%	0,73	0,05	0,03	40,00	0,24	52,8	1,1	---
1410	KV2/300/5	310N	Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	4,98	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	19,7	0,42	Ja	50%	5%	3%	0,68	0,05	0,03	39,84	0,23	49,4	1,1	---
1411	KV2/300/5	310N	Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	20,9	0,42	Ja	50%	5%	3%	0,70	0,05	0,03	40,00	0,24	52,3	1,1	---
1412	KV2/300/5	310N	Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	4,99	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	20,8	0,42	Ja	50%	5%	3%	0,68	0,05	0,03	39,92	0,23	52,1	1,1	---
1413	KV2/450/5	310N	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	21,9	0,83	ja	50%	5%	3%	0,73	0,05	0,03	40,00	0,24	54,8	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1414	KV2/450/5	310N	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	21,8	0,83	ja	50%	5%	3%	0,77	0,05	0,03	40,00	0,24	54,5	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1415	KV2/450/5	310N	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	21,6	0,83	ja	50%	5%	3%	0,78	0,05	0,03	40,00	0,24	54,0	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1416	KV2/450/5	310N	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	4,97	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	21,2	0,83	ja	50%	5%	3%	0,72	0,05	0,03	39,76	0,23	53,3	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1417	KV2/450/5	310N	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	15,5	0,83	ja	50%	5%	3%	0,55	0,05	0,03	40,08	0,24	38,7	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1418	KV2/450/5	310N	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	13,8	0,83	ja	50%	5%	3%	0,52	0,05	0,03	40,08	0,24	34,4	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1419	KV2/450/5	310N	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	15,5	0,83	ja	50%	5%	3%	0,6	0,05	0,03	40,08	0,24	38,7	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1420	KV2/450/5	310N	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	17,3	0,83	ja	50%	5%	3%	0,68	0,05	0,03	40,16	0,24	43,1	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1421	KV2/450/5	310N	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	15,2	0,83	ja	50%	5%	3%	0,54	0,05	0,03	40,24	0,24	37,8	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1422	KV2/450/5	310N	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	17,3	0,83	ja	50%	5%	3%	0,62	0,05	0,03	40,08	0,24	43,2	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1423	KV2/450/5	310N	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	14,2	0,83	ja	50%	5%	3%	0,48	0,05	0,03	40,08	0,24	35,4	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1424	KV2/450/5	310N	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	16,7	0,83	ja	50%	5%	3%	0,6	0,05	0,03	40,16	0,24	41,6	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1427	KV2/450/5	310N	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	13,4	0,83	ja	50%	5%	3%	0,48	0,05	0,03	40,00	0,24	33,5	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1428	KV2/450/5	310N	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	14,0	0,83	ja	50%	5%	3%	0,51	0,05	0,03	40,08	0,24	34,9	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1429	KV2/450/5	310N	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	12,6	0,83	ja	50%	5%	3%	0,46	0,05	0,03	40,00	0,24	31,5	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1430	KV2/450/5	310N	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	16,9	0,83	ja	50%	5%	3%	0,59	0,05	0,03	40,16	0,24	42,1	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1437	KV2/450/5	310N	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	11,5	0,83	ja	50%	5%	3%	0,4	0,05	0,03	40,08	0,24	28,7	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1438	KV2/450/5	310N	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	11,4	0,83	ja	50%	5%	3%	0,38	0,05	0,03	40,16	0,24	28,4	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1439	KV2/450/5	310N	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	9,7	0,83	ja	50%	5%	3%	0,34	0,05	0,03	40,08	0,24	24,2	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1440	KV2/450/5	310N	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	10,3	0,83	ja	50%	5%	3%	0,34	0,05	0,03	40,00	0,24	25,8	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1441	KV2/450/5	310N	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	4,97	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	10,8	0,83	ja	50%	5%	3%	0,47	0,05	0,03	39,76	0,23	27,2	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1442	KV2/450/5	310N	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	10,6	0,83	ja	50%	5%	3%	0,34	0,05	0,03	40,16	0,24	26,4	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1443	KV2/450/5	310N	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	12,2	0,83	ja	50%	5%	3%	0,41	0,05	0,03	40,08	0,24	30,4	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1444	KV2/450/5	310N	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	12,3	0,83	ja	50%	5%	3%	0,44	0,05	0,03	40,08	0,24	30,7	2,1	mit 450 Joule Hammer geprüft
1425	KV2/300/5	310N	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	82,7	5,72	ja	95%	5%	3%	1,89	0,05	0,03	40,00	0,24	206,8	14,4	---
1426	KV2/300/5	310N	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	82,4	5,72	ja	95%	5%	3%	1,80	0,05	0,03	40,00	0,24	206,0	14,4	---
1431	KV2/300/5	310N	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	88,1	5,72	ja	95%	5%	3%	1,86	0,05	0,03	40,00	0,24	220,3	14,4	
1432	KV2/300/5	310N	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	82,4	5,72	ja	95%	5%	3%	1,91	0,05	0,03	40,00	0,24	206,0	14,4	
1433	KV2/300/5	310N	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	84,8	5,72	ja	95%	5%	3%	1,82	0,05	0,03	40,00	0,24	212,0	14,4	
1434	KV2/300/5	310N	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	83,5	5,72	ja	95%	5%	3%	1,98	0,05	0,03	40,00	0,24	208,8	14,4	
1435	KV2/300/5	310N	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	82,9	5,72	ja	95%	5%	3%	1,81	0,05	0,03	40,00	0,24	207,3	14,4	
1436	KV2/300/5	310N	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	86,2	5,72	ja	95%	5%	3%	1,73	0,05	0,03	40,00	0,24	215,5	14,4	Werkstoff 1.4845

Probenliste - Kerbschlagbiegeversuch

MAN Energy Solutions

Item: **Probenliste** **1**

05.04.2024

Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN ISO 148-1:2016

Anmerkungen:

Nennarbeitsvermögen	300 J	450 J
Kurzzeichen	KV_2	KV_2

Material-nummer	Kurzzeichen	Material	Position	Stell-platz-zeit	Anzahl Zyklen	Heiß-stunden	Prüf-temperatur	+/- 1)	u(ϑ)	Dicke	+/- 2)	u(B)	Breite abzgl. Nut	+/- 3)	u(W')	verbrauchte Schlagenergie	u(KV_2) 4)	Probe gebrochen	Geschätzter Zähbruch-anteil	+/- 5)	u(Zähbruch-anteil)	seitliche Ausdehnung	+/- 6)	u(LE)	Querschnitts-fläche	u(A)	Kerbschlag-zähigkeit	u(α)	Anmerkungen
							ϑ in °C	°C	°C	B in mm	mm	mm	W' in mm	mm	mm	KV_2 in J	J			%	%	LE in mm	mm	mm	A in mm²	mm	α in J/cm²	J/cm²	
2401	KV2/300/5	347	Gas	2	50	772	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	73,0	5,72	ja	90%	5%	3%	1,78	0,05	0,03	40,24	0,24	181,4	14,3	---
2402	KV2/300/5	347	Gas	2	50	772	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	79,1	5,72	ja	90%	5%	3%	1,73	0,05	0,03	40,24	0,24	196,6	14,3	---
2403	KV2/300/5	347	Gas	2	50	772	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	94,1	5,72	nein	95%	5%	3%	1,95	0,05	0,03	40,32	0,24	233,4	14,3	---
2404	KV2/300/5	347	Gas	2	50	772	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	72,3	5,72	ja	90%	5%	3%	1,81	0,05	0,03	40,32	0,24	179,3	14,2	---
2405	KV2/300/5	347	Gas / Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	79,2	5,72	ja	90%	5%	3%	1,72	0,05	0,03	40,16	0,24	197,2	14,3	---
2406	KV2/300/5	347	Gas / Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	72,2	5,72	ja	90%	5%	3%	1,85	0,05	0,03	40,32	0,24	179,1	14,2	---
2407	KV2/300/5	347	Gas / Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	75,6	5,72	ja	90%	5%	3%	1,66	0,05	0,03	40,40	0,24	187,1	14,2	---
2408	KV2/300/5	347	Gas / Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	74,0	5,72	ja	90%	5%	3%	1,79	0,05	0,03	40,40	0,24	183,2	14,2	---
2409	KV2/300/5	347	Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	73,4	5,72	ja	90%	5%	3%	1,69	0,05	0,03	40,32	0,24	182,0	14,2	---
2410	KV2/300/5	347	Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	68,4	5,72	ja	85%	5%	3%	1,69	0,05	0,03	40,24	0,24	170,0	14,2	---
2411	KV2/300/5	347	Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	73,7	5,72	ja	90%	5%	3%	1,58	0,05	0,03	40,32	0,24	182,8	14,2	---
2412	KV2/300/5	347	Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	81,5	5,72	ja	90%	5%	3%	1,92	0,05	0,03	40,24	0,24	202,5	14,3	---
2413	KV2/450/5	347	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	78,5	3,11	ja	90%	5%	3%	1,68	0,05	0,03	40,40	0,24	194,3	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
2414	KV2/450/5	347	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	73,1	3,11	ja	90%	5%	3%	1,34	0,05	0,03	40,40	0,24	180,9	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
2415	KV2/450/5	347	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,07	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	80,1	3,11	ja	90%	5%	3%	1,52	0,05	0,03	40,56	0,24	197,5	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
2416	KV2/450/5	347	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	82,3	3,11	ja	90%	5%	3%	1,53	0,05	0,03	40,40	0,24	203,7	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
2417	KV2/450/5	347	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,06	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	81,4	3,11	ja	90%	5%	3%	1,64	0,05	0,03	40,48	0,24	201,1	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft-löchrige Oberfläche
2418	KV2/450/5	347	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	75,0	3,11	ja	90%	5%	3%	1,58	0,05	0,03	40,40	0,24	185,6	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
2419	KV2/450/5	347	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	72,6	3,11	ja	90%	5%	3%	1,13	0,05	0,03	40,40	0,24	179,7	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft-löchrige Oberfläche
2420	KV2/450/5	347	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	70,1	3,11	ja	90%	5%	3%	1,62	0,05	0,03	40,40	0,24	173,5	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
2421	KV2/450/5	347	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	71,6	3,11	ja	90%	5%	3%	1,69	0,05	0,03	40,32	0,24	177,6	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2422	KV2/450/5	347	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	71,1	3,11	ja	90%	5%	3%	1,60	0,05	0,03	40,40	0,24	176,0	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2423	KV2/450/5	347	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	84,2	3,11	ja	90%	5%	3%	1,60	0,05	0,03	40,40	0,24	208,4	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2424	KV2/450/5	347	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	80,5	3,11	ja	90%	5%	3%	1,55	0,05	0,03	40,40	0,24	199,3	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2425	KV2/450/5	347	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	84,9	3,11	ja	90%	5%	3%	1,65	0,05	0,03	40,40	0,24	210,1	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2426	KV2/450/5	347	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	71,2	3,11	ja	90%	5%	3%	1,55	0,05	0,03	40,40	0,24	176,2	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2427	KV2/450/5	347	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	72,2	3,11	ja	90%	5%	3%	1,60	0,05	0,03	40,40	0,24	178,7	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2428	KV2/450/5	347	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	73,5	3,11	ja	90%	5%	3%	1,61	0,05	0,03	40,24	0,24	182,7	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2429	KV2/450/5	347	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	76,3	3,11	ja	90%	5%	3%	1,60	0,05	0,03	40,40	0,24	188,9	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2430	KV2/450/5	347	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	76,9	3,11	ja	90%	5%	3%	1,70	0,05	0,03	40,40	0,24	190,3	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2431	KV2/450/5	347	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	79,4	3,11	ja	90%	5%	3%	1,74	0,05	0,03	40,32	0,24	196,9	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2432	KV2/450/5	347	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	88,0	3,11	ja	90%	5%	3%	1,63	0,05	0,03	40,40	0,24	217,8	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2433	KV2/450/5	347	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	79,2	3,11	ja	90%	5%	3%	1,75	0,05	0,03	40,40	0,24	196,0	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2434	KV2/450/5	347	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	83,0	3,11	ja	90%	5%	3%	1,72	0,05	0,03	40,40	0,24	205,4	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2435	KV2/450/5	347	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	73,8	3,11	ja	90%	5%	3%	1,78	0,05	0,03	40,40	0,24	182,7	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft
2436	KV2/450/5	347	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	85,5	3,11	ja	90%	5%	3%	1,94	0,05	0,03	40,40	0,24	211,6	7,8	mit 450Joule Hammer gepüft-rauhe Oberfl.
2437	KV2/300/5	347	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	92,5	5,72	nein	90%	5%	3%	2,04	0,05	0,03	40,24	0,24	229,9	14,3	---
2438	KV2/300/5	347	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	141,9	5,72	nein	100%	5%	3%	2,28	0,05	0,03	40,32	0,24	351,9	14,3	---
2439	KV2/300/5	347	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	113,6	5,72	nein	100%	5%	3%	2,09	0,05	0,03	40,32	0,24	281,7	14,3	---
2440	KV2/300/5	347	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	106,7	5,72	nein	100%	5%	3%	2,11	0,05	0,03	40,32	0,24	264,6	14,3	---

Probenliste - Kerbschlagbiegeversuch

MAN Energy Solutions

Item: **Probenliste** **1** 05.04.2024

Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN ISO 148-1:2016

Anmerkungen:

Nennarbeitsvermögen 300 J 450 J

Kurzzeichen KV_2 KV_2

Material-nummer	Kurzzeichen	Material	Position	Stell-platz-zeit	Anzahl Zyklen	Heiß-stunden	Prüf-temperatur	+/- 1)	u(ϑ)	Dicke	+/- 2)	u(B)	Breite abzgl. Nut	+/- 3)	u(W')	verbrauchte Schlagenergie	u(KV_2) 4)	Probe gebrochen	Geschätzter Zähbruch-anteil	+/- 5)	u(Zähbruch-anteil)	seitliche Ausdehnung	+/- 6)	u(LE)	Querschnitts-fläche	u(A)	Kerbschlag-zähigkeit	u(α)	Anmerkungen
							ϑ in °C	°C	°C	B in mm	mm	mm	W' in mm	mm	mm	KV_2 in J	J			%	%	LE in mm	mm	mm	A in mm²	mm	α in J/cm²	J/cm²	
3401	KV2/300/5	Alloy 800	Gas	1	50	767	20	1,0	0,58	4,97	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	55,5	5,72	Ja	90%	5%	3%	1,5	0,05	0,03	39,76	0,23	139,6	14,4	---
3402	KV2/300/5	Alloy 800	Gas	1	50	767	20	1,0	0,58	4,99	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	55,3	5,72	Ja	90%	5%	3%	1,48	0,05	0,03	39,92	0,23	138,5	14,4	---
3403	KV2/300/5	Alloy 800	Gas	1	50	767	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	52,2	5,72	Ja	90%	5%	3%	1,4	0,05	0,03	40,32	0,24	129,5	14,2	---
3404	KV2/300/5	Alloy 800	Gas	1	50	767	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	50,4	5,72	Ja	90%	5%	3%	1,4	0,05	0,03	40,16	0,24	125,5	14,3	---
3405	KV2/300/5	Alloy 800	Gas / Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,3	5,72	Ja	90%	5%	3%	1,28	0,05	0,03	40,08	0,24	120,5	14,3	---
3406	KV2/300/5	Alloy 800	Gas / Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	4,99	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	49,1	5,72	Ja	90%	5%	3%	1,42	0,05	0,03	39,92	0,23	123,0	14,3	---
3407	KV2/300/5	Alloy 800	Gas / Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,7	5,72	Ja	90%	5%	3%	1,38	0,05	0,03	40,40	0,24	120,5	14,2	---
3408	KV2/300/5	Alloy 800	Gas / Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,9	5,72	Ja	90%	5%	3%	1,41	0,05	0,03	40,32	0,24	121,3	14,2	---
3409	KV2/300/5	Alloy 800	Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	4,95	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,2	5,72	Ja	90%	5%	3%	1,41	0,05	0,03	39,60	0,23	121,7	14,5	---
3410	KV2/300/5	Alloy 800	Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	47,6	5,72	Ja	90%	5%	3%	1,37	0,05	0,03	40,16	0,24	118,5	14,3	---
3411	KV2/300/5	Alloy 800	Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	50,3	5,72	Ja	90%	5%	3%	1,4	0,05	0,03	40,16	0,24	125,2	14,3	---
3412	KV2/300/5	Alloy 800	Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	49,1	5,72	Ja	90%	5%	3%	1,35	0,05	0,03	40,08	0,24	122,5	14,3	---
3413	KV2/300/5	Alloy 800	Gas	1	100	1539	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,9	5,72	ja	90%	5%	3%	1,36	0,05	0,03	40,32	0,24	121,3	14,2	---
3414	KV2/300/5	Alloy 800	Gas	1	100	1539	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	46,5	5,72	ja	90%	5%	3%	1,35	0,05	0,03	40,16	0,24	115,8	14,3	---
3415	KV2/300/5	Alloy 800	Gas	1	100	1539	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	45,3	5,72	ja	90%	5%	3%	1,27	0,05	0,03	40,08	0,24	113,0	14,3	---
3416	KV2/300/5	Alloy 800	Gas	1	100	1539	20	1,0	0,58	4,88	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	41,6	5,72	ja	90%	5%	3%	1,21	0,05	0,03	39,04	0,23	106,6	14,7	---
3417	KV2/300/5	Alloy 800	Gas / Salz	1	100	1539	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,3	5,72	ja	90%	5%	3%	1,24	0,05	0,03	40,32	0,24	119,8	14,2	---
3418	KV2/300/5	Alloy 800	Gas / Salz	1	100	1539	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	49,3	5,72	ja	90%	5%	3%	1,33	0,05	0,03	40,32	0,24	122,3	14,2	---
3419	KV2/300/5	Alloy 800	Gas / Salz	1	100	1539	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	47,0	5,72	ja	90%	5%	3%	1,32	0,05	0,03	40,32	0,24	116,6	14,2	---
3420	KV2/300/5	Alloy 800	Gas / Salz	1	100	1539	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	47,7	5,72	ja	90%	5%	3%	1,33	0,05	0,03	40,24	0,24	118,5	14,2	---
3421	KV2/300/5	Alloy 800	Salz	1	100	1539	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	47,1	5,72	ja	90%	5%	3%	1,28	0,05	0,03	40,32	0,24	116,8	14,2	---
3422	KV2/300/5	Alloy 800	Salz	1	100	1539	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,2	5,72	ja	90%	5%	3%	1,38	0,05	0,03	40,32	0,24	119,5	14,2	---
3423	KV2/300/5	Alloy 800	Salz	1	100	1539	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	45,6	5,72	ja	90%	5%	3%	1,35	0,05	0,03	40,00	0,24	114,0	14,3	---
3424	KV2/300/5	Alloy 800	Salz	1	100	1539	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	45,0	5,72	ja	90%	5%	3%	1,28	0,05	0,03	40,00	0,24	112,5	14,3	eine seitliche lange Oberfläche zu rauh
3425	KV2/450/5	Alloy 800	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,0	3,11	ja	90%	5%	3%	1,37	0,05	0,03	40,24	0,24	119,3	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
3426	KV2/450/5	Alloy 800	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	47,6	3,11	ja	90%	5%	3%	1,29	0,05	0,03	40,24	0,24	118,3	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
3427	KV2/450/5	Alloy 800	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,8	3,11	ja	90%	5%	3%	1,34	0,05	0,03	40,16	0,24	121,5	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
3428	KV2/450/5	Alloy 800	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,7	3,11	ja	90%	5%	3%	1,42	0,05	0,03	40,40	0,24	120,5	7,7	mit 450Joule Hammer geprüft
3429	KV2/450/5	Alloy 800	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	4,98	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,1	3,11	ja	90%	5%	3%	1,85	0,05	0,03	39,84	0,23	120,7	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
3430	KV2/450/5	Alloy 800	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	49,5	3,11	ja	90%	5%	3%	1,35	0,05	0,03	40,24	0,24	123,0	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
3431	KV2/450/5	Alloy 800	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	50,5	3,11	ja	90%	5%	3%	1,45	0,05	0,03	40,32	0,24	125,2	7,7	mit 450Joule Hammer geprüft
3432	KV2/450/5	Alloy 800	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	47,1	3,11	ja	90%	5%	3%	1,56	0,05	0,03	40,16	0,24	117,3	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
3433	KV2/450/5	Alloy 800	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,08	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,0	3,11	ja	90%	5%	3%	1,36	0,05	0,03	40,64	0,24	118,1	7,7	mit 450Joule Hammer geprüft
3434	KV2/450/5	Alloy 800	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	4,89	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	44,9	3,11	ja	90%	5%	3%	1,29	0,05	0,03	39,12	0,23	114,8	8,0	mit 450Joule Hammer geprüft- eine Seite sehr rauhe Oberfläche
3435	KV2/450/5	Alloy 800	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,08	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	47,6	3,11	ja	90%	5%	3%	1,22	0,05	0,03	40,64	0,24	117,1	7,7	mit 450Joule Hammer geprüft
3436	KV2/450/5	Alloy 800	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	4,77	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	42,7	3,11	ja	90%	5%	3%	1,22	0,05	0,03	38,16	0,23	111,9	8,2	mit 450Joule Hammer geprüft
3437	KV2/300/5	Alloy 800	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	91,7	5,72	nein	95%	5%	3%	2,01	0,05	0,03	40,32	0,24	227,4	14,2	---
3438	KV2/300/5	Alloy 800	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	88,9	5,72	nein	95%	5%	3%	2,05	0,05	0,03	40,00	0,24	222,3	14,4	---
3439	KV2/300/5	Alloy 800	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	92,9	5,72	nein	95%	5%	3%	1,97	0,05	0,03	40,40	0,24	230,0	14,2	---
3440	KV2/300/5	Alloy 800	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	98,4	5,72	nein	95%	5%	3%	1,95	0,05	0,03	40,40	0,24	243,6	14,2	---

Probenliste - Kerbschlagbiegeversuch

MAN Energy Solutions

Item: **Probenliste** **1**

05.04.2024

Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN ISO 148-1:2016

Anmerkungen:

Nennarbeitsvermögen	300 J	450 J
Kurzzeichen	KV_2	KV_2

Material-nummer	Kurzzeichen	Material	Position	Stell-platz-zeit	Anzahl Zyklen	Heiß-stunden	Prüf-temperatur	+/- 1)	u(ϑ)	Dicke	+/- 2)	u(B)	Breite abzgl. Nut	+/- 3)	u(W')	verbrauchte Schlagenergie	u(KV_2) 4)	Probe gebrochen	Geschätzter Zähbruch-anteil	+/- 5)	u(Zähbruch-anteil)	seitliche Ausdehnung	+/- 6)	u(LE)	Querschnitts-fläche	u(A)	Kerbschlag-zähigkeit	u(α)	Anmerkungen
							ϑ in °C	°C	°C	B in mm	mm	mm	W' in mm	mm	mm	KV_2 in J	J			%	%	LE in mm	mm	mm	A in mm²	mm	α in J/cm²	J/cm²	
4401	KV2/300/5	Haynes 230	Gas	2	50	772	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	31,3	0,42	ja	70%	5%	3%	0,8	0,05	0,03	40,32	0,24	77,6	1,1	---
4402	KV2/300/5	Haynes 230	Gas	2	50	772	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	26,2	0,42	ja	70%	5%	3%	0,61	0,05	0,03	40,24	0,24	65,1	1,1	---
4403	KV2/300/5	Haynes 230	Gas	2	50	772	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	26,2	0,42	Ja	70%	5%	3%	0,64	0,05	0,03	40,00	0,24	65,5	1,1	---
4404	KV2/300/5	Haynes 230	Gas	2	50	772	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	28,8	0,42	ja	70%	5%	3%	0,64	0,05	0,03	40,00	0,24	72,0	1,1	---
4405	KV2/300/5	Haynes 230	Gas / Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,08	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	30,4	0,42	ja	70%	5%	3%	0,59	0,05	0,03	40,64	0,24	74,8	1,1	---
4406	KV2/300/5	Haynes 230	Gas / Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	25,8	0,42	ja	70%	5%	3%	0,63	0,05	0,03	40,32	0,24	64,0	1,1	---
4407	KV2/300/5	Haynes 230	Gas / Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	24,9	0,42	ja	70%	5%	3%	0,61	0,05	0,03	40,16	0,24	62,0	1,1	---
4408	KV2/300/5	Haynes 230	Gas / Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	29,6	0,42	ja	70%	5%	3%	0,73	0,05	0,03	40,16	0,24	73,7	1,1	---
4409	KV2/300/5	Haynes 230	Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	26,5	0,42	ja	70%	5%	3%	0,63	0,05	0,03	40,24	0,24	65,9	1,1	---
4410	KV2/300/5	Haynes 230	Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	29,7	0,42	ja	70%	5%	3%	0,71	0,05	0,03	40,24	0,24	73,8	1,1	---
4411	KV2/300/5	Haynes 230	Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,06	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	24,4	0,42	ja	70%	5%	3%	0,63	0,05	0,03	40,48	0,24	60,3	1,1	---
4412	KV2/300/5	Haynes 230	Salz	2	50	772	20	1,0	0,58	5,06	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	30,5	0,42	ja	70%	5%	3%	0,79	0,05	0,03	40,48	0,24	75,3	1,1	---
4413	KV2/450/5	Haynes 230	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	31,0	0,83	ja	70%	5%	3%	0,82	0,05	0,03	40,00	0,24	77,5	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4414	KV2/450/5	Haynes 230	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	4,92	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	25,4	0,83	ja	70%	5%	3%	0,64	0,05	0,03	39,36	0,23	64,5	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4415	KV2/450/5	Haynes 230	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	4,92	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	24,2	0,83	ja	70%	5%	3%	0,65	0,05	0,03	39,36	0,23	61,5	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4416	KV2/450/5	Haynes 230	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	4,90	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	31,3	0,83	ja	70%	5%	3%	0,8	0,05	0,03	39,20	0,23	79,8	2,2	mit 450Joule Hammer geprüft
4417	KV2/450/5	Haynes 230	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	4,95	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	29,6	0,83	ja	70%	5%	3%	0,76	0,05	0,03	39,60	0,23	74,7	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4418	KV2/450/5	Haynes 230	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	4,97	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	22,7	0,83	ja	70%	5%	3%	0,56	0,05	0,03	39,76	0,23	57,1	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4419	KV2/450/5	Haynes 230	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	4,84	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	28,1	0,83	ja	70%	5%	3%	0,72	0,05	0,03	38,72	0,23	72,6	2,2	mit 450Joule Hammer geprüft
4420	KV2/450/5	Haynes 230	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	4,97	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	22,5	0,83	ja	70%	5%	3%	0,58	0,05	0,03	39,76	0,23	56,6	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4421	KV2/450/5	Haynes 230	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	29,6	0,83	ja	70%	5%	3%	0,69	0,05	0,03	40,16	0,24	73,7	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4422	KV2/450/5	Haynes 230	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	22,9	0,83	ja	70%	5%	3%	0,51	0,05	0,03	40,00	0,24	57,3	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4423	KV2/450/5	Haynes 230	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	24,4	0,83	ja	70%	5%	3%	0,65	0,05	0,03	40,16	0,24	60,8	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4424	KV2/450/5	Haynes 230	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	4,96	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	29,1	0,83	ja	70%	5%	3%	0,78	0,05	0,03	39,68	0,23	73,3	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4425	KV2/450/5	Haynes 230	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	4,99	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	24,5	0,83	ja	70%	5%	3%	0,55	0,05	0,03	39,92	0,23	61,4	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4426	KV2/450/5	Haynes 230	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	30,4	0,83	ja	70%	5%	3%	0,77	0,05	0,03	40,16	0,24	75,7	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4427	KV2/450/5	Haynes 230	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	29,5	0,83	ja	70%	5%	3%	0,76	0,05	0,03	40,00	0,24	73,8	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4428	KV2/450/5	Haynes 230	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	4,99	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	24,6	0,83	ja	70%	5%	3%	0,61	0,05	0,03	39,92	0,23	61,6	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4429	KV2/450/5	Haynes 230	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	22,8	0,83	ja	70%	5%	3%	0,53	0,05	0,03	40,00	0,24	57,0	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4430	KV2/450/5	Haynes 230	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	28,0	0,83	ja	70%	5%	3%	0,69	0,05	0,03	40,00	0,24	70,0	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4431	KV2/450/5	Haynes 230	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	4,98	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	28,7	0,83	ja	70%	5%	3%	0,66	0,05	0,03	39,84	0,23	72,0	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4432	KV2/450/5	Haynes 230	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	23,3	0,83	ja	70%	5%	3%	0,56	0,05	0,03	40,00	0,24	58,3	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4433	KV2/450/5	Haynes 230	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	4,87	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	27,3	0,83	ja	70%	5%	3%	0,59	0,05	0,03	38,96	0,23	70,1	2,2	mit 450Joule Hammer geprüft
4434	KV2/450/5	Haynes 230	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	4,99	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	21,7	0,83	ja	70%	5%	3%	0,5	0,05	0,03	39,92	0,23	54,4	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4435	KV2/450/5	Haynes 230	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	4,94	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	27,2	0,83	ja	70%	5%	3%	0,71	0,05	0,03	39,52	0,23	68,8	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4436	KV2/450/5	Haynes 230	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	22,8	0,83	ja	70%	5%	3%	0,55	0,05	0,03	40,40	0,24	56,4	2,1	mit 450Joule Hammer geprüft
4437	KV2/300/5	Haynes 230	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	46,2	5,72	ja	70%	5%	3%	1,13	0,05	0,03	40,32	0,24	114,6	14,2	---
4438	KV2/300/5	Haynes 230	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	4,94	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	33,5	0,42	ja	70%	5%	3%	0,87	0,05	0,03	39,52	0,23	84,8	1,2	---
4439	KV2/300/5	Haynes 230	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,08	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	36,8	0,42	ja	70%	5%	3%	0,85	0,05	0,03	40,64	0,24	90,6	1,2	---
4440	KV2/300/5	Haynes 230	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	4,85	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	43,4	5,72	ja	70%	5%	3%	1,03	0,05	0,03	38,80	0,23	111,9	14,8	---

Probenliste - Kerbschlagbiegeversuch

Item: **Probenliste** **1** 05.04.2024

Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN ISO 148-1:2016

Anmerkungen:

Nennarbeitsvermögen	300 J	450 J
Kurzzeichen	KV_2	KV_2

Material-nummer	Kurzzeichen	Material	Position	Stell-platz-zeit	Anzahl Zyklen	Heiß-stunden	Prüf-temperatur	+/- 1)	u(ϑ)	Dicke	+/- 2)	u(B)	Breite abzgl. Nut	+/- 3)	u(W')	verbrauchte Schlagenergie	u(KV_2) 4)	Probe gebrochen	Geschätzter Zähbruch-anteil	+/- 5)	u(Zähbruch-anteil)	seitliche Ausdehnung	+/- 6)	u(LE)	Querschnitts-fläche	u(A)	Kerbschlag-zähigkeit	u(α)	Anmerkungen
							ϑ in °C	°C	°C	B in mm	mm	mm	W' in mm	mm	mm	KV_2 in J	J			%	%	LE in mm	mm	mm	A in mm²	mm	α in J/cm²	J/cm²	
5401	KV2/300/5	Alloy 625	Gas	1	50	767	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	61,8	5,72	Ja	80%	5%	3%	1,2	0,05	0,03	40,00	0,24	154,5	14,3	---
5402	KV2/300/5	Alloy 625	Gas	1	50	767	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	92,2	5,72	Ja	90%	5%	3%	0,46	0,05	0,03	40,00	0,24	230,5	14,4	stark plastisch deformiert; Ausdehnung schwer messbar
5403	KV2/300/5	Alloy 625	Gas	1	50	767	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	64,7	5,72	Ja	80%	5%	3%	1,32	0,05	0,03	40,16	0,24	161,1	14,3	---
5404	KV2/300/5	Alloy 625	Gas	1	50	767	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	69,7	5,72	Ja	80%	5%	3%	1,33	0,05	0,03	40,00	0,24	174,3	14,3	seitliche Ausdehnung schwer messbar
5405	KV2/300/5	Alloy 625	Gas / Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	4,99	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	58,8	5,72	Ja	80%	5%	3%	1,18	0,05	0,03	39,92	0,23	147,3	14,4	---
5406	KV2/300/5	Alloy 625	Gas / Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	63,1	5,72	Ja	80%	5%	3%	1,27	0,05	0,03	40,08	0,24	157,4	14,3	---
5407	KV2/300/5	Alloy 625	Gas / Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	69,8	5,72	Ja	80%	5%	3%	0,76	0,05	0,03	40,24	0,24	173,5	14,3	seitliche Ausdehnung schwer messbar
5408	KV2/300/5	Alloy 625	Gas / Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	55,2	5,72	Ja	80%	5%	3%	1,19	0,05	0,03	40,16	0,24	137,5	14,3	---
5409	KV2/300/5	Alloy 625	Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	55,9	5,72	Ja	80%	5%	3%	1,12	0,05	0,03	40,16	0,24	139,2	14,3	---
5410	KV2/300/5	Alloy 625	Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,01	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	73,8	5,72	Ja	80%	5%	3%	1,28	0,05	0,03	40,08	0,24	184,1	14,3	seitliche Ausdehnung schwer messbar
5411	KV2/300/5	Alloy 625	Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	4,99	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	53,3	5,72	Ja	80%	5%	3%	1,11	0,05	0,03	39,92	0,23	133,5	14,4	---
5412	KV2/300/5	Alloy 625	Salz	1	50	767	20	1,0	0,58	5,02	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	64,2	5,72	Ja	80%	5%	3%	1,24	0,05	0,03	40,16	0,24	159,9	14,3	---
5413	KV2/450/5	Alloy 625	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	53,8	3,11	Ja	90%	5%	3%	1,12	0,05	0,03	40,00	0,24	134,5	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5414	KV2/450/5	Alloy 625	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	57,8	3,11	Ja	90%	5%	3%	1,15	0,05	0,03	40,00	0,24	144,5	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5415	KV2/450/5	Alloy 625	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	58,9	3,11	Ja	90%	5%	3%	1,04	0,05	0,03	40,40	0,24	145,8	7,7	mit 450Joule Hammer geprüft
5416	KV2/450/5	Alloy 625	Gas	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	62,5	3,11	Ja	90%	5%	3%	1,29	0,05	0,03	40,00	0,24	156,3	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5417	KV2/450/5	Alloy 625	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	50,8	3,11	Ja	90%	5%	3%	1,01	0,05	0,03	40,40	0,24	125,7	7,7	mit 450Joule Hammer geprüft
5418	KV2/450/5	Alloy 625	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	67,1	3,11	Ja	90%	5%	3%	1,03	0,05	0,03	40,40	0,24	166,1	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5419	KV2/450/5	Alloy 625	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	62,0	3,11	Ja	90%	5%	3%	0,95	0,05	0,03	40,00	0,24	155,0	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5420	KV2/450/5	Alloy 625	Gas / Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	71,4	3,11	Ja	90%	5%	3%	1,05	0,05	0,03	40,00	0,24	178,5	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5421	KV2/450/5	Alloy 625	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	49,2	3,11	ja	90%	5%	3%	1,00	0,05	0,03	40,40	0,24	121,8	7,7	mit 450Joule Hammer geprüft
5422	KV2/450/5	Alloy 625	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	55,8	3,11	ja	90%	5%	3%	1,03	0,05	0,03	40,40	0,24	138,1	7,7	mit 450Joule Hammer geprüft
5423	KV2/450/5	Alloy 625	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	50,4	3,11	ja	90%	5%	3%	1,03	0,05	0,03	40,00	0,24	126,0	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5424	KV2/450/5	Alloy 625	Salz	3	100	1461	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	49,2	3,11	ja	90%	5%	3%	1,07	0,05	0,03	40,00	0,24	123,0	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5425	KV2/450/5	Alloy 625	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	47,6	3,11	ja	90%	5%	3%	0,97	0,05	0,03	40,40	0,24	117,8	7,7	mit 450Joule Hammer geprüft
5426	KV2/450/5	Alloy 625	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	48,9	3,11	ja	90%	5%	3%	1,00	0,05	0,03	40,40	0,24	121,0	7,7	mit 450Joule Hammer geprüft
5427	KV2/450/5	Alloy 625	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,05	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	51,2	3,11	ja	90%	5%	3%	0,99	0,05	0,03	40,40	0,24	126,7	7,7	mit 450Joule Hammer geprüft
5428	KV2/450/5	Alloy 625	Gas	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	47,3	3,11	ja	90%	5%	3%	0,94	0,05	0,03	40,00	0,24	118,3	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5429	KV2/450/5	Alloy 625	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	47,7	3,11	ja	90%	5%	3%	0,85	0,05	0,03	40,00	0,24	119,3	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5430	KV2/450/5	Alloy 625	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	45,8	3,11	ja	90%	5%	3%	0,75	0,05	0,03	40,00	0,24	114,5	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5431	KV2/450/5	Alloy 625	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	42,5	3,11	ja	90%	5%	3%	0,83	0,05	0,03	40,00	0,24	106,3	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5432	KV2/450/5	Alloy 625	Gas / Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	41,3	3,11	ja	90%	5%	3%	0,80	0,05	0,03	40,00	0,24	103,3	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5433	KV2/450/5	Alloy 625	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	4,99	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	40,9	3,11	ja	90%	5%	3%	0,85	0,05	0,03	39,92	0,23	102,5	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5434	KV2/450/5	Alloy 625	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	40,5	3,11	ja	90%	5%	3%	0,82	0,05	0,03	40,00	0,24	101,3	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5435	KV2/450/5	Alloy 625	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	42,1	3,11	ja	90%	5%	3%	0,85	0,05	0,03	40,00	0,24	105,3	7,8	mit 450Joule Hammer geprüft
5436	KV2/450/5	Alloy 625	Salz	1	200	3000	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	39,0	0,83	ja	90%	5%	3%	0,77	0,05	0,03	40,00	0,24	97,5	2,2	mit 450Joule Hammer geprüft
5437	KV2/300/5	Alloy 625	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	92,2	5,72	nein	95%	5%	3%	1,95	0,05	0,03	40,24	0,24	229,1	14,3	---
5438	KV2/300/5	Alloy 625	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,00	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	92,5	5,72	nein	95%	5%	3%	2,01	0,05	0,03	40,00	0,24	231,3	14,4	---
5439	KV2/300/5	Alloy 625	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,03	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	100,8	5,72	nein	95%	5%	3%	2,04	0,05	0,03	40,24	0,24	250,5	14,3	---
5440	KV2/300/5	Alloy 625	Referenz	1	0	0	20	1,0	0,58	5,04	0,020	0,012	8,00	0,08	0,043	93,2	5,72	ja	95%	5%	3%	1,92	0,05	0,03	40,32	0,24	231,2	14,3	---

1) geschätzte Abweichung
2) Messschieber, DIN 862:1960
3) aus Fertigungszeichnung
4) nach Kalibrierschein 2023-03 300 J 0,42 <40 J 5,72 ≥40 J
   nach Kalibrierschein 2024-03 450 J 0,83 <40 J 3,11 ≥40 J
5) geschätzte Abweichung
6) Messschieber, Schätzwert

A.8 Zugversuch

isotherme Proben (1 Seite) thermo-zyklische Proben (1 Seite)

Material	Position	$R_{p0,2}$	+/-	+/-	R_m	+/-	+/-	$u(R_m)$	≠	A	+/-	+/-	u(A)	≠	Z	+/-	+/-
347H	Referenz	320	0,0%	0,0	563	0,1%	0,5	2,6		52%	0,5%	0,25%	0,1%		64%	1,6%	1,0%
	Gas	358	1,7%	5,8	607	0,5%	3,0	2,8	10,0	52%	0,3%	0,17%	0,1%	0,0%	71%	2,1%	1,5%
	Gas / Salz	349			600			2,8	3,9	51%			0,1%	0,2%	68%		
	Salz	338			597			2,8	ja	52%			0,1%	nein	73%		
Alloy 800	Referenz	384	0,2%	1,0	592	0,2%	1,3	2,7		39%	2,1%	0,58%	0,1%		65%	0,6%	0,3%
	Gas	530			809			3,7	-4,0	28%			0,1%	1,0%	52%		
	Gas / Salz	530			813			3,8	5,3	29%			0,1%	0,1%	52%		
	Salz	533			813			3,8	nein	27%			0,1%	ja	53%		
310N	Referenz	348,667	0,8%	2,9	739,333	0,8%	5,9	3,4		50%	2,0%	1,02%	0,1%		64%	2,5%	1,6%
	Gas	365	1,6%	5,9	744	0,2%	1,2	3,4	-4,0	43%	4,1%	1,61%	0,1%	3,5%	33%	0,0%	0,0%
	Gas / Salz	381			745			3,4	4,9	37%			0,1%	0,1%	33%		
	Salz	384			748			3,5	nein	39%			0,1%	ja	33%		
Alloy 625	Referenz	575	0,9%	8,5	924	0,3%	3,3	4,3		49%	3,7%	1,20%	0,1%		63%	0,6%	0,3%
	Gas	891			1220			5,6	0,0	35%			0,1%	4,0%	52%		
	Gas / Salz	918			1230			5,7	8,0	34%			0,1%	0,1%	51%		
	Salz	915			1220			5,6	nein	31%			0,1%	ja	52%		

Datenaufbereitung - Zugversuch

MAN Energy Solutions

Item: Datenaufbereitung

15.07.2024

Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1:2019; Geometrie nach DIN 50125 Form B - M8 / M12

Stellplatz-zeit	Material	Position	Anzahl Zyklen	Heiß-stunden		Bruchdehnung A in %	+/-M	+/-Kon.	+/-Ges.	≠	Zugfestigkeit R_m in MPa	+/-M	+/-Kon.	+/-Ges.	≠	Einschnürung Z in %	+/-M	+/-Kon.	Streckgrenze $R_{p0,2}$ in MPa	+/-M	+/-Kon.	E-Modul E in GPa	+/-M	+/-Kon.
1	310N	Gas	50	767		48%	0%	1%	2%	3%	757	3	3	8	5,8	47%	0%	0%	367	3	6	201	3	4
1	310N	Gas / Salz	50	767		46%	0%	0%	1%	2%	752	3	0	6	11,3	40%	0%	2%	361	3	5	193	3	0
1	310N	Salz	50	767		45%	0%	1%	2%	ja	751	3	2	8	nein	38%	0%	1%	365	3	3	195	3	2
3	310N	Gas	100	1461		45%	0%	0%	1%	5%	746	3	1	7	2,3	37%	0%	1%	359	3	5	204	4	2
3	310N	Gas / Salz	100	1461		42%	0%	1%	2%	2%	748	3	0	6	9,6	35%	0%	1%	359	3	4	200	3	5
3	310N	Salz	100	1461		41%	0%	1%	2%	ja	744	3	1	7	nein	32%	0%	0%	356	3	2	199	3	2
1	310N	Gas	200	3000		40%	0%	1%	2%	4%	743	3	1	7	-9,3	31%	0%	0%	359	3	2	196	3	2
1	310N	Gas / Salz	200	3000		35%	0%	1%	2%	2%	742	3	2	7	9,4	28%	0%	0%	353	3	5	198	3	0
1	310N	Salz	200	3000		35%	0%	1%	1%	ja	753	3	1	7	nein	29%	0%	0%	359	3	4	209	4	4
1	310N	Referenz	0	0		50%	0%	1%	2%	---	739	3	4	10	---	64%	1%	1%	349	3	2	210	4	6
2	347	Gas	50	772	1	39%	---	2%	2%	-1%	720	---	25	25	7,8	73%	---	69%	512	---	664	205	---	11
2	347	Gas / Salz	50	772	3	39%	---	1%	1%	2%	718	---	13	13	27,0	74%	---	17%	505	---	427	209	---	8
2	347	Salz	50	772	5	40%	---	1%	1%	nein	712	---	10	10	nein	74%	---	33%	496	---	772862	197	---	303
3	347	Gas	100	1461	7	39%	---	0%	0%	2%	717	---	0	0	-5,5	74%	---	0%	504	---	0	197	---	0
3	347	Gas / Salz	100	1461	9	38%	---	2%	2%	1%	720	---	19	19	9,0	75%	---	14%	506	---	13178	190	---	41
3	347	Salz	100	1461	#	38%	---	1%	1%	ja	722	---	9	9	nein	75%	---	5%	505	---	5995	269	---	35
1	347	Gas	200	3000	#	38%	---	9%	9%	0%	713	---	45	45	-7,5	74%	---	6%	498	---	1816	211	---	9
1	347	Gas / Salz	200	3000	#	36%	---	19%	19%	10%	714	---	52	52	52,3	74%	---	44%	504	---	20743	159	---	35
1	347	Salz	200	3000	#	38%	---	4%	4%	nein	720	---	27	27	nein	74%	---	8%	498	---	2142	203	---	17
1	347	Referenz	0	0	#	41%	---	6%	6%	---	678	---	30	30	---	78%	---	14%	456	---	3682	176	---	20
1	Alloy 800	Gas	50	767	#	30%	---	3%	3%	2%	801	---	34	34	-21,6	39%	---	13%	431	---	49	219	---	2
1	Alloy 800	Gas / Salz	50	767	#	28%	---	3%	3%	16%	815	---	17	17	36,5	35%	---	40%	457	---	162	218	---	5
1	Alloy 800	Salz	50	767	#	28%	---	16%	16%	nein	823	---	14	14	nein	35%	---	53%	453	---	2894	218	---	26
1	Alloy 800	Gas	100	1539	#	28%	---	4%	4%	0%	820	---	20	20	-28,0	36%	---	33%	455	---	81	236	---	4
1	Alloy 800	Gas / Salz	100	1539	#	26%	---	0%	0%	7%	841	---	13	13	20,3	32%	---	98%	478	---	297	242	---	7
1	Alloy 800	Salz	100	1539	#	28%	---	5%	5%	nein	848	---	5	5	ja	33%	---	23%	478	---	332	235	---	9
1	Alloy 800	Gas	200	3000	#	26%	---	11%	11%	1%	844	---	13	13	-18,7	36%	---	10%	483	---	10608	246	---	42
1	Alloy 800	Gas / Salz	200	3000	#	26%	---	4%	4%	11%	861	---	6	6	17,1	34%	---	43%	506	---	6144	222	---	40
1	Alloy 800	Salz	200	3000	#	24%	---	1%	1%	nein	862	---	11	11	ja	34%	---	53%	512	---	36050	173	---	50
1	Alloy 800	Referenz	0	0	#	46%	---	4%	4%	---	574	---	6	6	---	70%	---	76%	281	---	6993	189	---	57
2	Haynes 230	Gas	50	772	#	42%	---	4%	4%	-1%	897	---	88	88	2,6	42%	---	5%	506	---	4025	222	---	24
2	Haynes 230	Gas / Salz	50	772	#	42%	---	0%	0%	4%	905	---	0	0	89,9	44%	---	0%	514	---	0	237	---	0
2	Haynes 230	Salz	50	772	#	43%	---	2%	2%	nein	894	---	20	20	nein	40%	---	31%	492	---	745	244	---	16
3	Haynes 230	Gas	100	1461	#	41%	---	0%	0%	-1%	885	---	19	19	-12,9	41%	---	5%	487	---	8295	220	---	46
3	Haynes 230	Gas / Salz	100	1461	#	42%	---	13%	13%	2%	908	---	5	5	67,1	40%	---	5%	517	---	7691	251	---	45
3	Haynes 230	Salz	100	1461	#	42%	---	2%	2%	nein	898	---	64	64	nein	41%	---	38%	502	---	1526	240	---	16
1	Haynes 230	Gas	200	3000	#	41%	---	10%	10%	0%	900	---	78	78	-5,3	40%	---	5%	503	---	8218	227	---	46
1	Haynes 230	Gas / Salz	200	3000	#	40%	---	8%	8%	13%	899	---	57	57	116,7	39%	---	30%	542	---	4975	217	---	12
1	Haynes 230	Salz	200	3000	#	41%	---	9%	9%	nein	906	---	87	87	nein	40%	---	5%	511	---	4682	222	---	35
1	Haynes 230	Referenz	0	0	#	50%	---	0%	0%	---	838	---	71	71	---	53%	---	5%	461	---	4106	223	---	35
1	Alloy 625	Gas	50	767	#	35%	---	0%	0%	1%	1152	---	15	15	-23,1	48%	---	75%	828	---	19573	215	---	35
1	Alloy 625	Gas / Salz	50	767	#	35%	---	5%	5%	12%	1174	---	11	11	21,7	49%	---	21%	848	---	4868	204	---	16
1	Alloy 625	Salz	50	767	#	34%	---	12%	12%	nein	1175	---	15	15	ja	48%	---	44%	852	---	767	217	---	5
3	Alloy 625	Gas	100	1461	#	33%	---	2%	2%	2%	1177	---	59	59	-6,4	46%	---	51%	860	---	7150	194	---	13
3	Alloy 625	Gas / Salz	100	1461	#	32%	---	8%	8%	2%	1184	---	67	67	59,5	45%	---	57%	874	---	196	219	---	3
3	Alloy 625	Salz	100	1461	#	31%	---	0%	0%	ja	1183	---	0	0	nein	47%	---	0%	882	---	0	208	---	0
1	Alloy 625	Gas	200	3000	#	30%	---	1%	1%	2%	1218	---	10	10	20,6	41%	---	92%	908	---	12607	234	---	30
1	Alloy 625	Gas / Salz	200	3000	#	28%	---	6%	6%	1%	1218	---	33	33	21,7	40%	---	10%	947	---	534	187	---	3
1	Alloy 625	Salz	200	3000	#	28%	---	0%	0%	ja	1198	---	19	19	nein	41%	---	18%	924	---	353	215	---	2
1	Alloy 625	Referenz	0	0	#	50%	---	7%	7%	---	898	---	17	17	---	62%	---	48%	519	---	27289	216	---	71

A.9 Ermüdungsversuch

Tabelle A.8: Versuchsmatrix Ermüdungsversuche (LCF)

Versuch	Vorkorrosion	Exposition	Temperatur	Dehnungs-schwingbreite	Bruchzyklen
LCF (Vollprobe)	nein	Luft	600 °C	± 0,25 %	5502[4] 125665[4]
				± 0,40 %	2986[5]
			650 °C	± 0,25 %	25134
				± 0,40 %	3479
LCF (Hohlprobe)	nein	Luft	600 °C	± 0,25 %	5388[5] 17575[4] 17897[5] 28265
				± 0,40 %	3476
	500 h			± 0,25 %	26601 60203
				± 0,40 %	3099 2675
	nein	Salz		± 0,25 %	12986[4] 12038[4]
				± 0,40 %	4912[4] 3476
	500 h			± 0,25 %	21753 17284[4]
				± 0,40 %	3199[4] tbd

[4] Ergebnis ist nicht plausibel.

[5] Versuch ist ungültig, da Bruch außerhalb Messlänge stattfand.

Tabelle A.9: Versuchsmatrix Ermüdungsversuche (LCF) mit zyklischer Vorkorrosion

Versuch	Vorkorrosion	Exposition	Temperatur	Dehnungs-schwingbreite	Bruchzyklen
LCF (Hohlprobe)	Gasphase 750 h	Luft	600 °C	± 0,25 %	50853[4]
					12207[5]
				± 0,40 %	1269
					1246
			650 °C	± 0,25 %	7624[5]
					12653[5]
	Phasengrenze 750 h		600 °C	± 0,25 %	10632[5]
					12288[5]
				± 0,40 %	1999[5]
					2537
			650 °C	± 0,25 %	–
	Salzphase 750 h		600 °C	± 0,25 %	6263[5]
					17930[5]
				± 0,40 %	1803
					2933
			650 °C	± 0,25 %	18156[5]
					18866

[4] Ergebnis ist nicht plausibel.

[5] Versuch ist ungültig, da Bruch außerhalb Messlänge stattfand.

Tabelle A.10: Fortsetzung Versuchsmatrix Ermüdungsversuche (LCF) mit zyklischer Vorkorrosion

Versuch	Vorkorrosion	Exposition	Temperatur	Dehnungs-schwingbreite	Bruchzyklen
LCF (Hohlprobe)	Gasphase 3000 h	Luft	600 °C	± 0,25 %	8495[4]
					17440
					15493
					11351
				± 0,40 %	1690
					1986[5]
	Phasengrenze 3000 h			± 0,25 %	25970
					13952
					105161[5]
				± 0,40 %	1838
					1362[5]
					2227
	Salzphase 3000 h			± 0,25 %	12899
					25611[5]
					25852[5]
					30688[5]
				± 0,40 %	2059
					2177

[4] Ergebnis ist nicht plausibel.

[5] Versuch ist ungültig, da Bruch außerhalb Messlänge stattfand.