

Werkstoffuntersuchungen an Mischschweißverbindungen für den Einsatz in Turbinenwellen des 700 °C-Kraftwerks

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

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Stefan Krojer, M.S. (GWU)

geboren in Mainburg

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. M. Oechsner

Tag der mündlichen Prüfung: 27.04.2015

Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF) Universität
Stuttgart und Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

2015

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Angestellter am Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF) Universität Stuttgart. Ein Teil der Untersuchungen wurde im Rahmen der Forschungsinitiative „Kraftwerke des 21. Jahrhunderts“ durchgeführt.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos. Seine Förderung und Unterstützung hat in der Entstehung dieser Arbeit eine wichtige Rolle gespielt und stark zu deren Gelingen beigetragen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Matthias Oechsner danke ich sehr herzlich für sein Interesse an dieser Arbeit und die Übernahme des Mitberichts.

Ebenso danke ich Herrn Dr.-Ing. Andreas Klenk. Die Diskussionen mit ihm und die Tatsache, dass er bei fachlichen Fragen stets mit Rat und Tat zur Seite stand, haben wesentlich zum Gelingen der Arbeit beigetragen.

Bei meinen Kolleginnen und Kollegen am IMWF sowie den einzelnen Fachgruppen der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart bedanke ich mich für die angenehme und konstruktive Zusammenarbeit in den vergangenen Jahren herzlich. Hervorheben möchte ich an dieser Stelle besonders die Unterstützung durch Herrn Dipl.-Ing. Cedric Feuillette, Herrn Dipl.-Ing. Patrick Buhl und Herrn Dipl.-Ing. Stefan Utz, deren ständige Bereitschaft zur fachlichen Diskussion eine wertvolle Hilfe war.

Herrn Dr.-Ing. Shilun Sheng und Herrn Dr.-Ing. Torsten-Ulf Kern der Siemens AG, Energy Sector danke ich sehr für zahlreiche Hinweise und fachliche Diskussionen.

Sehr herzlich danke ich zuletzt meiner Familie und vor allem meiner Partnerin Iris für ihr Verständnis und ihre Unterstützung während des Entstehens dieser Arbeit.

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungen und Formelzeichen	iii
Kurzfassung	1
Abstract	3
1 Motivation und Zielsetzung	5
2 Stand von Wissenschaft und Technik	9
2.1 Werkstoffverhalten bei erhöhten Temperaturen	10
2.1.1 Werkstoffverhalten unter Kriechbeanspruchung	10
2.1.2 Werkstoffverhalten unter Ermüdungsbeanspruchung.....	14
2.2 Werkstoffe für Kraftwerkskomponenten	18
2.2.1 Moderne 9 - 12 % Chromstähle	18
2.2.2 Nickelbasislegierungen.....	23
2.3 Schweißverbindungen artfremder Werkstoffe	26
2.4 Numerische Beschreibung des Werkstoffverhaltens	35
2.4.1 Zeitstandverhalten	35
2.4.2 Ermüdungsverhalten.....	39
3 Charakterisierung der Werkstoffe und Schweißverbindungen	43
3.1 10 % Chromstähle.....	43
3.2 Nickelbasislegierungen	47
3.3 Schweißverbindungen.....	49
4 Experimentelle Untersuchungen	55
4.1 Zugversuche	55
4.2 Zeitstandversuche	59
4.3 LCF-Versuche	67
4.4 HCF-Versuche	73
4.5 Untersuchungen zum Fusionslinienbruch	77

5	Numerische Untersuchungen.....	99
5.1	Zeitstandverhalten	99
5.1.1	Parameteranpassung.....	99
5.1.2	Simulation des Zeitstandverhaltens	103
5.2	Ermüdungsverhalten.....	114
5.2.1	Parameteranpassung.....	114
5.2.2	Simulation des Ermüdungsverhaltens.....	118
6	Zusammenfassung und Fazit	127
7	Literaturverzeichnis.....	131
	Anhang A: Versuchsübersicht	147
	Anhang B: Werkstoffcharakterisierung	156
	Anhang C: Probengeometrien	157
	Anhang D: Versuchsergebnisse.....	158
	Anhang E: Numerische Untersuchungen	162

Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzungen

Symbol	Bedeutung
Alloy 617	Inconel® <u>Alloy 617</u> (NiCr23Co12Mo, 2.4663)
Alloy 625	Inconel® <u>Alloy 625</u> (NiCr22Mo9Nb, 2.4856)
ASTM	<u>A</u> merican <u>S</u> ociety for <u>T</u> esting of <u>M</u> aterials
A-USC	<u>A</u> dvanced <u>U</u> ltra- <u>S</u> uper <u>C</u> ritical, englischer Ausdruck für Kohlekraftwerke der neusten Generation mit überkritischem Dampf bei 700 °C und 300 bar
BSV	<u>B</u> lock <u>S</u> chwei <u>ß</u> er <u>v</u> erbindung
CAX8R	Kontinuumselemente für axialsymmetrische Modelle mit 8 Knoten und einem Integrationspunkt
CNOW	Werkstoffmodell nach <u>C</u> haboche, <u>N</u> ouailhas, <u>O</u> hno und <u>W</u> ang
COST	European <u>C</u> ooperation in <u>S</u> cience and <u>T</u> echnology
D	<u>D</u> auerfestigkeit
E911	X11CrMoWVNB9-1-1 (1.4905)
EBSD	<u>E</u> lectron <u>B</u> ack <u>S</u> catter <u>D</u> iffraction, englischer Ausdruck für Elektronenrückstreubeugung
ECCC	<u>E</u> uropean <u>C</u> reep <u>C</u> ollaborative <u>C</u> ommittee
EDS	<u>E</u> nergiedispersive Röntgenspektroskopie (englische Abkürzung EDX)
EFTEM	<u>E</u> nergy <u>F</u> iltered <u>T</u> ransmission <u>E</u> lectron <u>M</u> icroscopy
FE	<u>F</u> inite <u>E</u> lemente
FIB	<u>F</u> ocused <u>I</u> on <u>B</u> eam
FL	<u>F</u> usionslinie
GW	<u>G</u> rundwerkstoff
GW	Werkstoffmodell nach <u>G</u> raham und <u>W</u> alles
HCF	<u>H</u> igh <u>C</u> ycle <u>F</u> atigue, englischer Ausdruck für Hochzyklische Ermüdung
HVx	<u>H</u> ärte nach <u>V</u> ickers, Prüfkraft <u>x</u> Kilopond
HZ	<u>H</u> altezeit
kfz	<u>K</u> ubisch- <u>f</u> lächenzentriert
krz	<u>K</u> ubisch- <u>r</u> aumzentriert

LCF	<u>L</u> ow <u>C</u> ycle <u>F</u> atigue, englischer Ausdruck für Niederzyklische Ermüdung
LM	<u>L</u> icht <u>m</u> ikroskop
M_2X	Karbonitrid $(Cr,V)_2(N,C)$
$M_{23}C_6$	Metallkarbid $(Cr,Fe,Mo,W)_{23}C_6$
MARBN	<u>M</u> artensitic 9Cr steel strengthened by <u>b</u> oron and <u>M</u> X <u>n</u> itrides,
MW	<u>M</u> egawatt
MX	Karbonitrid $(Nb,V)(N,C)$
NiBa	<u>N</u> ickel <u>b</u> asis
NPM1	9Cr-3W-3Co-Stahl mit Spuren von Bor und Stickstoff, ähnlich MARBN
P91	X10CrMoVNb9-1 (1.4903)
P92	X10CrWMoVNb9-2 (1.4901)
P_{LM}	Zeit-Temperatur-Parameter nach Larson-Miller
ppm	<u>P</u> arts <u>p</u> er <u>m</u> illion
REM	<u>R</u> astere <u>l</u> ektronen <u>m</u> ikroskop
RSV	<u>R</u> otors <u>h</u> weiß <u>v</u> erbindung
S	<u>S</u> tatische Festigkeit
SG	<u>S</u> chweiß <u>g</u> ut
SH	<u>S</u> chubspannungsh <u>y</u> pothese (Tresca)
SM	<u>S</u> iemens- <u>M</u> artin-Stahl
SN	<u>S</u> chweiß <u>n</u> aht
TEM	<u>T</u> ransmissionse <u>l</u> ektronen <u>m</u> ikroskop
VdTÜV	<u>V</u> erband <u>d</u> er <u>T</u> Ü <u>V</u> e.V.
WDS	<u>W</u> ellenlängend <u>i</u> spersive Röntgens <u>p</u> ektroskopie (englische Abkürzung WDX)
WEZ	<u>W</u> ärmeeinfluss <u>z</u> one
WEZ 1	Grobkornzone
WEZ 2	Feinkornzone
WEZ 3	Interkritische Zone
WSF	<u>W</u> eld <u>S</u> trength <u>F</u> actor, englischer Ausdruck für Schweißnahtfaktor
X12	X12CrMoWVNbN10-1-1 (1.4906)
X14	X14CrMoVNbN10-1 (1.4902)
Z	<u>Z</u> eitfestigkeit
ZTA	<u>Z</u> eit- <u>T</u> emperatur- <u>A</u> ustenitisierung
ZTU	<u>Z</u> eit- <u>T</u> emperatur- <u>U</u> mwandlung

Formelzeichen

Symbol	Einheit	Bedeutung
A_5	-/-, %	Bruchdehnung (kurzer Proportionalstab)
A_{c1}	°K, °C	Temperatur, oberhalb der beim Aufheizen die Umwandlung in Austenit beginnt
A_{c3}	°K, °C	Temperatur, oberhalb der beim Aufheizen die Umwandlung in Austenit abgeschlossen ist
$A_{(i)}$	-/-	Koeffizient im Norton, Norton-Bailey und Graham-Walles-Modell
b	-/-	Schwingfestigkeitsexponent
c	-/-	Zyklischer Duktilitätsexponent
C	-/-	Werkstoffparameter für Larson-Miller-Parameter
D	-/-	Schädigungsparameter im Graham-Walles-Modell
E	MPa	E-Modul, Elastizitätsmodul
f	-/-	Fließfunktion im CNOW-Modell
J_i	-/-	$i = 1, 2, 3$: Invarianten des Spannungstensors
k	MPa	Werkstoffkennwert
k^*	MPa	Radius des Fließzylinders nach von Mises, $k^* = \sqrt{\frac{2}{3}} k$
M_f	°K, °C	Martensitfinishtemperatur
$m_{(i)}$	-/-	Exponent im Norton-Bailey und Graham-Walles-Modell
M_s	°K, °C	Martensitstarttemperatur
N_A	-/-	Zyklenzahl bei Anriss
N_B	-/-	Zyklenzahl bei Bruch
$n_{(i)}$	-/-	Exponent im Norton, Norton-Bailey und Graham-Walles-Modell
p	-/-, %	Akkumulierte plastische Dehnung im CNOW-Modell
P_{LM}	-/-	Zeit-Temperatur-Parameter nach Larson-Miller

q	-/-	Mehrachsigsigkeitsquotient
R	MPa	Variable für isotrope Verfestigung im CNOW-Modell
$R_{\sigma}, R_{\varepsilon}$	-/-	Spannungs- und Dehnungsverhältnis bei schwingender Beanspruchung
R_e	MPa	Streckgrenze
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{m/t/T}$	MPa	Zeitstandfestigkeit für eine Laufzeit t bei einer Temperatur T
$R_{p0,2}$	MPa	0,2 % Dehngrenze
$R_{p1/t/T}$	MPa	1 % Zeitdehngrenze für eine Laufzeit t bei einer Temperatur T
t	h, s	Zeit
T	°K, °C	Temperatur
T_S	°K	Absolute Schmelztemperatur (eines Werkstoffs)
X	MPa	Variable für kinematische Verfestigung (Rückspannung) im CNOW-Modell
Z	-/-, %	Brucheinschnürung
$WSF(T)$	-/-	Weld Strength Factor, englischer Ausdruck für Schweißnahtfaktor
α	-	Mehrachsigkeitsexponent im Graham-Walles-Modell
α_{th}	-/K	Wärmeausdehnungskoeffizient
$\varepsilon_{a(el, pl)}$	-/-, %	Dehnungsamplitude (elastischer, plastischer Anteil)
ε_f'	-/-, %	Zyklischer Duktilitätskoeffizient
ε_i	-/-, %	$i = 1, 2, 3$: Hauptdehnung
$\varepsilon_{(k)}$	-/-, %	(Kriech-)Dehnung
$\dot{\varepsilon}_{(k)}$	-/h, -/min	Kriechdehnrate
$\varepsilon_{k,I}$	-/-, %	Primärkriechdehnung
$\varepsilon_{k,II}$	-/-, %	Sekundärkriechdehnung
$\varepsilon_{k,III}$	-/-, %	Tertiärkriechdehnung
ε_{inel}	-/-, %	Inelastische Gesamtdehnung
ε_{in}	-/-, %	Inelastische Gesamtdehnung im CNOW-Modell

ε_0	-/-, %	Inelastische Anfangsdehnung
$\varepsilon_{v,Mises}$	-/-, %	Vergleichsdehnung nach von Mises
σ	MPa	(technische) Spannung
σ_{dF}	MPa	Druckfließgrenze
σ_i	MPa	$i = 1, 2, 3$: Hauptspannung
σ_{hyd}	MPa	Hydrostatische Spannung
$\sigma_{v,Mises}$	MPa	Vergleichsspannung nach von Mises
σ_{vis}	MPa	Viskoser Spannungsanteil im CNOW-Modell
σ_{zF}	MPa	Zugfließgrenze
σ_f'	MPa	Schwingfestigkeitskoeffizient
$\overline{\sigma}$	MPa	Spannungstensor
$\overline{\sigma}'$	MPa	Spannungsdeviator

Kurzfassung

Übergeordnete Ziele für fossil befeuerte Kraftwerke der neuesten Generation liegen in der Steigerung des thermischen Wirkungsgrades sowie in der Reduzierung des Ausstoßes von Treibhausgasen. Der Ansatz, dies unter anderem über eine Erhöhung der Dampfparameter Druck und Temperatur zu erreichen, erfordert eine gezielte, an die Betriebsbedingungen angepasste Werkstoffauswahl. Die zumindest mittelfristig angestrebten Dampfparameter von 350 bar und 720 °C überschreiten die Einsatzgrenze bisher verwendeter konventioneller Kraftwerksstähle teilweise deutlich. Daher stehen Nickelbasislegierungen als Werkstoffe für Kraftwerke der neuesten Generation im Fokus zahlreicher Forschungsarbeiten. Aufgrund technischer und wirtschaftlicher Überlegungen soll der Einsatz dieser Superlegierungen auf die mechanisch und thermisch höchstbeanspruchten Bereiche beschränkt werden. Dies betrifft auch die Turbinenwelle, die wegen ihrer großen Abmessung nicht vollständig aus Nickelbasis-Werkstoffen hergestellt werden soll. Ein vielversprechender Ansatz ist deshalb der Einsatz geschweißter Rotoren aus konventionellen martensitischen Turbinenwerkstoffen und Nickelbasislegierungen.

Aus der Kombination zweier Werkstoffe mit stark unterschiedlichen mechanischen, thermischen und physikalischen Eigenschaften ergibt sich die Notwendigkeit einer umfangreichen Grundcharakterisierung solcher Mischschweißverbindungen. Auch die temperaturinduzierte Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe in nahtnahen Bereichen wirkt sich auf das Schweißnahtverhalten bei hohen Temperaturen aus.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit erfolgt die Grundcharakterisierung von vier nicht artgleichen Schweißverbindungen. Die Grundwerkstoffe sind jeweils ein 10 % Chromstahl und eine Nickelbasislegierung, als Schweißzusatzwerkstoff wird ein Nickelbasis-Schweißgut verwendet. Zum Vergleich werden die Ergebnisse früherer Untersuchungen an einer Referenzschweißverbindung herangezogen, deren Schweißnahtaufbau den vier untersuchten Verbindungen sehr ähnlich ist.

Zugversuche bei unterschiedlichen Temperaturen ermöglichen erste Rückschlüsse auf versagensrelevante Bereiche. Bei Temperaturen, die der vorgesehenen Einsatztemperatur der Schweißnaht am nächsten sind, ist das Versagen häufig im 10 % Chromstahl oder im Übergangsbereich von Schweißgut zum 10 % Chromstahl zu beobachten.

Unter Zeitstandbeanspruchung versagt ein Teil der untersuchten Schweißverbindungen auf der Seite des 10 % Chromstahls. Der dabei auftretende spannungs- und temperaturabhängige Bruchlagenwechsel vom Grundwerkstoff in die Wärmeeinflusszone ist auch für artgleiche Schweißverbindungsproben zu beobachten. Ein anderer Teil der untersuchten Verbindungen hingegen versagt durch einen verformungsarmen Zeitstandbruch in der Fusionslinie zwischen Schweißgut und 10 % Chromstahl. Dies korreliert mit Schadensbeschreibungen von sogenannten Schwarz-Weiß-Verbindungen, die nach langen Betriebszeiten durch einen verformungslosen Bruch in der Fusionslinie versagen. Zur weiteren Untersuchung der Versagensmechanismen beim Fusionslinienbruch werden mehrere Proben einer vom Fusionslinienbruch betroffenen Verbindung ausgiebig analysiert.

Eine Verbindung wird auch unter zyklischer Beanspruchung geprüft und die Ergebnisse denen der Referenzschweißverbindung gegenübergestellt. Im Low Cycle Fatigue Bereich beeinflusst neben der Temperatur auch die Dehnungsamplitude die Anrissposition. Die Bruchlage unter hochzyklischer Beanspruchung hängt überwiegend von der Prüftemperatur ab.

In der numerischen Simulation der Zeitstandversuche werden nach einer Materialparameterbestimmung neben der Modellierung der Wärmeeinflusszone auch die Eigenschaften des Schweißguts variiert und der Einfluss auf die Simulationsergebnisse dargestellt. Über die Korrelation zwischen Kriechschädigung und dem Spannungszustand wird die Entstehung des Bruchs auf Basis der Erkenntnisse aus den numerischen Simulationen beschrieben und mit den Bruchbildern aus den Experimenten verglichen.

Zur numerischen Simulation des Low Cycle Fatigue Verhaltens wird ein Werkstoffmodell eingesetzt, das sowohl kinematische als auch isotrope Ver- und Entfestigungsvorgänge einzelner Werkstoffzonen der Schweißnahtprobe berücksichtigt. Für hohe Dehnungsamplituden können neben den Minimal- und Maximalspannungsverläufen über der Lastzyklenzahl auch die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen gut abgebildet werden. Eine Auswertung der akkumulierten plastischen Dehnung erlaubt einen Rückschluss auf den zu erwartenden Versagensort.

Die vorliegende Arbeit erweitert und vertieft die Versuchsdatenbasis zu artfremden Schweißverbindungen. Umfangreiche Untersuchungen ermöglichen eine genauere Beschreibung der Schädigungsmechanismen beim Fusionslinienbruch. Der Einsatz geeigneter Materialmodelle ermöglicht eine Korrelation von Versuchsergebnissen und numerischer Berechnung.

Abstract

The goals of increasing the efficiency and the economic feasibility of modern fossil fired power plants as well as the reduction of greenhouse gas emissions are supposed to be achieved by the elevation of the steam parameters pressure and temperature. In the medium term, steam parameters of 350 bar and 720 °C shall be realized. This requires an optimized material selection, as the applicability of conventional power plant steels is limited to approximately 620 °C. Therefore, research activities focus on nickel base alloys, which are favored to find their way into fossil fired power plants of the latest generation. Technological and economical restrictions require the limitation of the application of these superalloys to the thermally and mechanically most heavily loaded regions. One of the heavily loaded components is the turbine rotor that shall, however, not be completely engineered of nickel base alloys. A promising approach to overcome this issue is the application of welded rotors from conventional martensitic materials and nickel base alloys.

Nickel base alloys and conventional martensitic steels show significant differences in their mechanical, thermal and physical properties. Welding these two kinds of materials therefore requires an extensive basic characterization of the dissimilar welds. The regions of the base materials closest to the weld are influenced in their mechanical properties by the local heat input during the welding process. This affects the response to mechanical loading at elevated temperatures.

This report describes the basic characterization of four dissimilar welds. The base materials for each weld are a 10 % chromium steel and a nickel base alloy as well as a nickel base filler metal. For the classification of the results, a comparison to previously conducted experiments with a comparable dissimilar weld is made.

Tensile tests at different temperatures allow a preliminary classification of the critical location on base of the fracture location. At temperatures closest to the planned operating temperature, maximum damage in many cases is identified in the 10 % chromium steel or in the transition zone between the weld and the base metal on the 10 % chromium side.

For the creep tests, the change in fracture location that is often observed for similar welds can also be observed for some of the tested dissimilar welds, whereas other dissimilar welds show low ductility failure in the fusion line on the 10 % chromium side. This correlates with the damage description of low ductility failure in the fusion line of black and white connections after long time exposure at high temperatures.

Several specimen of one of the dissimilar welds are tested for a further examination of the fusion line fracture damage mechanism.

One dissimilar weld is further tested under cyclic loading. The results are compared to the experimental data of the reference dissimilar weld. In the low cycle fatigue regime the crack initiation location is influenced by the strain amplitude and temperature. Under high cycle fatigue loading, the fracture location mainly depends on the testing temperature.

The texture of the heat affected zone as well as the properties of the weld metal are varied for the numerical simulations of the creep tests after the determination of the material properties. The influence of these parameter studies on the simulation results is constituted. The mutual interaction between creep damage and stress state is explained. The damage development of the tested specimen is described by applicable quantities that are derived from numerical simulations and compared to the fracture appearances.

For the numerical simulation of the low cycle fatigue experiments a material model is used that takes into account isotropic as well as kinematic hardening of the single material zones of the crossweld specimen. The minimum and maximum stress as well as the stress-strain hysteresis are evaluated and compared to the experiment as a function of the number of cycles. An evaluation of the accumulated plastic strain allows the conclusion on the expectable crack initiation location.

The research at hand expands and deepens the experimental basis on dissimilar welds. Comprehensive examinations allow a more detailed description of the failure mechanism for the fusion line fracture. The use of suitable material models allows a correlation between numerical simulations and experimental results.

1 Motivation und Zielsetzung

„Motor des technischen Fortschritts und der Entwicklung des Wohlstandes in den Industrieländern ist die elektrische Energie.“

Karl Strauß [Str09, S. VII]

Die Ursprünge der kommerziellen Stromerzeugung können auf das letzte Viertel des 19. Jahrhunderts datiert werden. Damals konzipierte Thomas Alva Edison das erste Zentralkraftwerk für Gleichstrom, das Anfang September 1882 in New York City in Betrieb genommen wurde, Abbildung 1.1. Dadurch, dass ab dieser Zeit nicht mehr jeder Verbraucher eine eigene Quelle zur Stromerzeugung benötigte, wurde der Siegeszug der elektrischen Energie und somit das Zeitalter der Elektrizität endgültig eingeläutet [Str09], [Abe97].

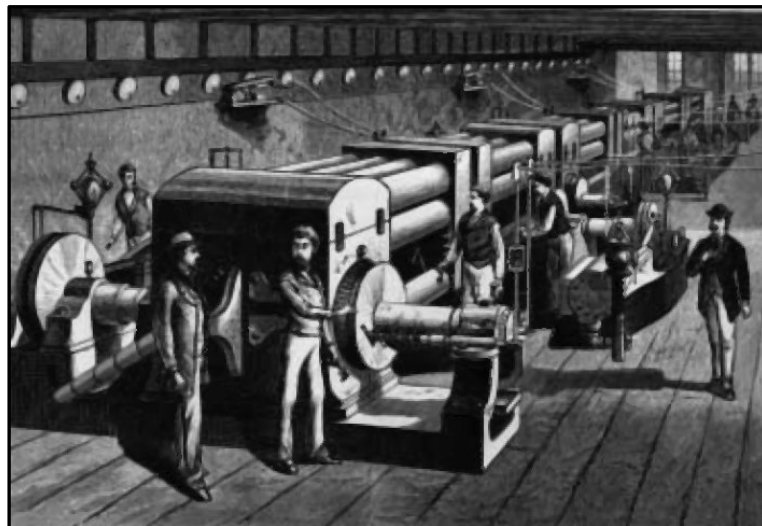


Abbildung 1.1: Erste elektrische Zentrale von Thomas A. Edison, New York 1882, Künstler unbekannt, [Abe97], Nachdruck mit freundlicher Genehmigung „Deutsches Museum“

Die ersten Kraftwerke wurden mit einem Dampfdruck von etwa 15 bar und einer Dampftemperatur von 300 °C betrieben, woraus ein Gesamtwirkungsgrad von rund 5 % resultierte. Weiterentwicklungen führten zur Ablösung der bis dato weit verbreiteten Kolbendampfmaschine durch die Dampfturbine. Der Wirkungsgrad der Kraftwerke konnte dadurch in der ersten Hälfte des 20. Jahrhunderts bei einem

Dampfdruck von 40 bar und einer Dampftemperatur von 425 °C auf rund 18 % gesteigert werden. Bis in die zweite Hälfte des 20. Jahrhunderts wurden die Dampfparameter durch zunehmende technologische Fortschritte weiter erhöht, so dass bei 180 - 200 bar Dampfdruck und Temperaturen von bis zu 540 °C Wirkungsgrade von über 36 % erreicht werden konnten. Weitere Optimierungen in der Werkstofftechnik ermöglichten in der Folge eine Steigerung auf 280 - 300 bar Dampfdruck und 600 - 620 °C Dampftemperatur um die Jahrtausendwende, was in einem Gesamtwirkungsgrad von über 43 % resultiert, Abbildung 1.2 [Bar09], [Str09].

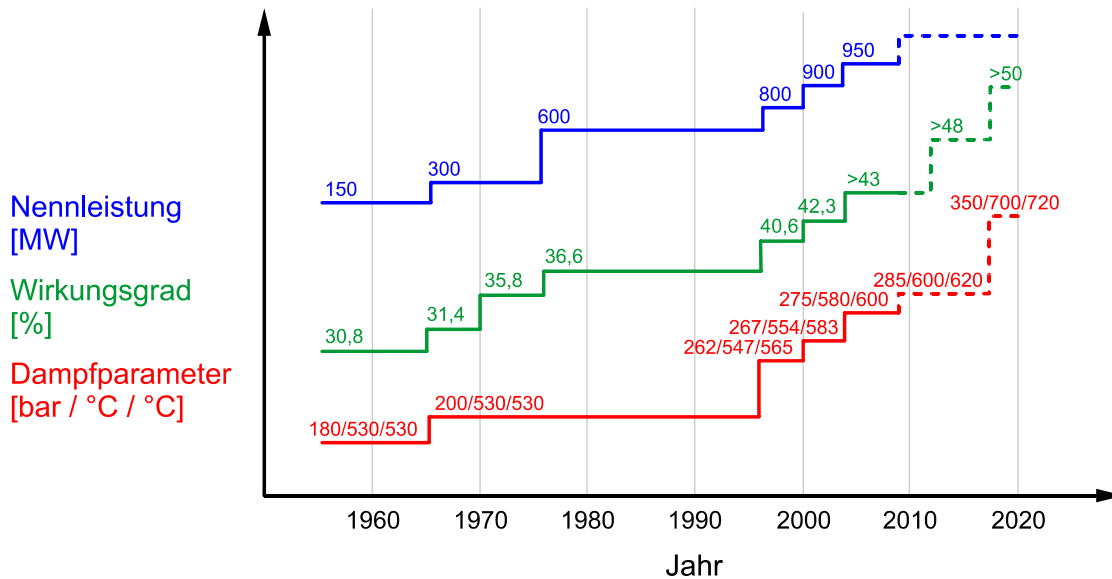


Abbildung 1.2: Entwicklung der Dampfparameter, des Wirkungsgrads und der Turbinennennleistung seit 1950, nach [Bar09], [Str09]

Neben der weltweit kontinuierlichen Zunahme des Bedarfs an elektrischer Nutzenergie stellt die Verknappung der fossilen Brennstoffe künftig eine große Herausforderung dar [lea12], [lea09]. Es ist daher eine weitere Steigerung des Wirkungsgrads fossil befeuerter Kraftwerke notwendig, um bei gleichbleibend hoher Versorgungssicherheit eine ressourcenschonende Energiebereitstellung zu ermöglichen. Die Steigerung des Wirkungsgrads steht hierbei in engem Zusammenhang mit der Erhöhung der Dampfparameter. Ziel aktueller Forschungsinitiativen sind Dampfdrücke von bis zu 350 bar bei Temperaturen von 700 - 720 °C [Gie12], [Zic12], [Gie11], [Bau10], [Lue10]. Diese nächste Evolutionsstufe der Kohlekraftwerke wird häufig als „Advanced Ultra-Supercritical (A-USC) Powerplants“ bezeichnet [Sca04]. Der Einsatz konventioneller Kraftwerkstähle ist bei den geplanten Betriebsbedingungen allerdings nicht mehr möglich, die Verwendung von hochtemperaturbeständigen Nickelbasis-Superlegierungen wird unumgänglich [Lue10], [Sch05], [Ker04], [Sch04]. Aufgrund technologischer sowie ökonomischer Faktoren soll der Einsatz dieser Werkstoffe jedoch auf die thermisch und mechanisch höchstbeanspruchten Bereiche beschränkt werden. Für niedriger beanspruchte Bereiche ist auch zukünftig der Einsatz konventioneller Kraftwerkstähle vorgesehen.

Der Einsatz beider Werkstoffe im Turbinenstrang soll durch eine stoffschlüssige Schweißverbindung realisiert werden [Lue10], [Ker04]. Abbildung 1.3 zeigt schematisch eine Werkstoffkombination für das Beispiel einer Turbinenwelle im A-USC-Kraftwerk. Durch das Schweißen werden jedoch die Werkstoffeigenschaften in der an die Naht angrenzenden Wärmeeinflusszone (WEZ) im Vergleich zum Grundwerkstoff beeinflusst [Bue11], [Kle11], [Lae10], [Bau09]. Für Mischschweißverbindungen aus Nickelbasislegierungen und 9 - 12 % Chromstählen fehlt es zudem an einer breiten Datenbasis und Erfahrungswerten, auf die zurückgegriffen werden kann [Lue12]. Aus diesem Grund ist eine ausführliche Charakterisierung der Schweißverbindung im Einsatztemperaturbereich zur Gewährleistung eines sicheren Bauteilbetriebs unerlässlich.

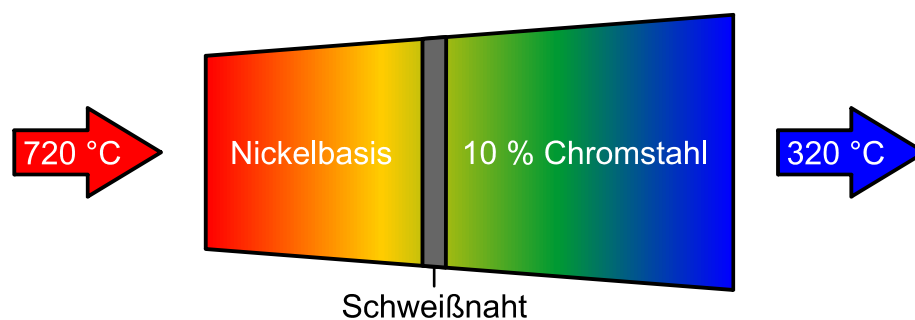


Abbildung 1.3: Schematische Darstellung der Lage der zu untersuchenden Mischschweißverbindung in der Mitteldruckturbine

Die vorliegende Arbeit reiht sich in den Forschungsschwerpunkt zur Weiterentwicklung hocheffizienter Kraftwerke ein. Ihr Fokus liegt auf der Beschreibung der Versagensmechanismen verschiedener Mischschweißverbindungen unter statischer und zyklischer Beanspruchung. Dadurch wird ein Vergleich mit artgleichen Schweißverbindungen im Hochtemperatureinsatz ermöglicht. Das Werkstoffverhalten wird zudem unter Verwendung geeigneter Werkstoffmodelle numerisch abgebildet.

Experimentelle Untersuchungen sind notwendig, um das Versagensverhalten der Schweißverbindungen qualitativ zu beschreiben und quantitativ zu erfassen. Sie werden für die vorliegende Arbeit überwiegend an Proben, die quer zur Schweißnaht („Crossweld“) entnommen wurden, durchgeführt, Abbildung 1.4.

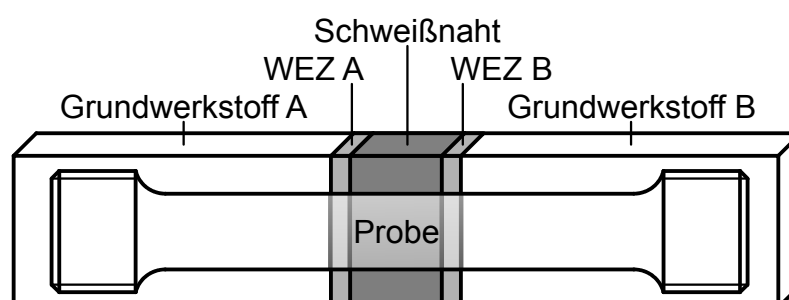


Abbildung 1.4: Schematische Darstellung der Probenentnahme quer zur Schweißnaht („Crossweld“)

Ein Ziel dieser Arbeit ist die Erweiterung der Versuchsdatenbasis zum Verhalten von Mischschweißverbindungen unter Hochtemperaturbeanspruchung. Dazu stellen quasistatische Versuche einen wesentlichen Teil der Untersuchungen dar. In Zugversuchen werden die Festigkeitseigenschaften der gesamten Schweißnaht sowie teilweise der Grundwerkstoffe bei unterschiedlichen Temperaturen bestimmt. Zahlreiche Zeitstandversuche dienen einerseits zur Einordnung der Zeitstandeigenschaften der Grundwerkstoffe in Streubänder, andererseits zur Ermittlung des Versagensverhaltens der Verbindung unter Belastung quer zur Schweißnaht. Zudem erfolgt für eine Verbindung eine Charakterisierung unter zyklischer Beanspruchung im dehnungs- und im spannungskontrollierten Versuch. Die experimentell ermittelten Daten werden vorhandenen Daten einer ähnlichen Schweißverbindung [Roo09] gegenübergestellt.

Die Identifikation der Versagensorte sowie der Versagensmechanismen bei den untersuchten Beanspruchungen ist ein weiteres Ziel der Arbeit. Daraus gewonnene Erkenntnisse decken Verbesserungspotenziale bei Grundwerkstoffen und Schweißgütern auf. Die Kenntnis über mögliche Versagensorte ermöglicht eine gezielte Beobachtung kritischer Bereiche im Komponenteneinsatz während des Betriebs oder bei Wartungsarbeiten, um mögliches Versagen frühzeitig zu erkennen.

In der Fusionslinie (FL), dem unmittelbaren Übergang vom Schweißgut (SG) zum Grundwerkstoff (GW), können unter Zeitstandbeanspruchung sehr verformungsarme Brüche auftreten. Ein Ziel der Arbeit besteht darin, den Versagenshergang beim Fusionslinienbruch systematisch zu untersuchen, um ein detaillierteres Verständnis dafür zu entwickeln. Auch die Bedingungen, die diesen Versagensmechanismus hervorrufen und begünstigen können, werden analysiert.

Die Ergebnisse aus den experimentellen Untersuchungen fließen in die numerische Modellierung des Werkstoffverhaltens ein. Diese Arbeiten beschränken sich auf die Simulation des Zeitstand- und Ermüdungsverhaltens der Schweißverbindungen. Zur Simulation des Kriechverhaltens wird ein modifizierter Ansatz nach Graham und Walles verwendet. Das Ermüdungsverhalten wird anhand eines Ansatzes nach Chaboche, Nouailhas, Ohno und Wang abgebildet. Ziel ist es, das Werkstoff- und Versagensverhalten im Experiment mit den Ergebnissen der numerischen Simulation zu korrelieren, um Versagensorte und -mechanismen vorhersagen zu können.

2 Stand von Wissenschaft und Technik

Dampfkraftanlagen des frühen 20. Jahrhunderts erforderten aufgrund der vergleichsweise niedrigen Dampfparameter noch keinen Einsatz hochwarmfester Werkstoffe, für die meisten Turbinenrotoren wurde „*bester homogener SM-Stahl*“ [Zie55, S. 285] verwendet. Doch bereits Mitte des 20. Jahrhunderts stiegen die Anforderungen an die Werkstoffe für Turbinenrotoren so weit, dass bei deren Herstellung auf legierten Stahl zurückgegriffen wurde [Zie55]. Ab den 1960er Jahren wurden in Kohlekraftwerken verstärkt Werkstoffe vom Typ 12CrMoV, wie beispielsweise der X20(22)CrMoV12-1 eingesetzt, die im Vergleich zu un- oder niedriglegiertem Stahl deutlich verbesserte Hochtemperatureigenschaften aufweisen [Hal08], [Gra93], [Hei91]. Aufgrund ihres vergleichsweise hohen Wärmeausdehnungskoeffizienten und ihrer schlechten thermischen Leitfähigkeit konnten sich austenitische Werkstoffe in der zweiten Hälfte des 20. Jahrhunderts trotz guter Zeitstandeigenschaften als Werkstoffe für Turbinenrotoren nicht durchsetzen [Goe04]. Stattdessen wurde die Entwicklung ferritisch-martensitischer Stähle sukzessive vorangetrieben. Ab den 1980er Jahren fand so der 9 % Chromstahl P91 immer breitere Anwendung [Hol01]. Dieser überwiegend für Verrohrungen im Kraftwerk eingesetzte Chromstahl erfuhr zu Beginn des 21. Jahrhunderts durch Zulegieren des Elements Wolfram in den Werkstoffen E911 und P92 eine Weiterentwicklung [Hal08], Tabelle 2.1.

Tabelle 2.1: Übersicht über (hoch)warmfeste Kraftwerksstähle, nach [Hal08]

		C / %	Cr / %	Mo / %	W / %	Ni / %	V / %	Nb / %	N / %	B / %
Werkstoffe für Dampfleitungen	12CrMoV	0,2	11	0,9	-	0,5	0,3	-	-	-
	P91	0,1	9	0,9	-	0,1	0,2	0,05	0,06	-
	E911	0,1	9	1	1	0,3	0,2	0,05	0,07	-
	P92	0,1	9	0,5	1,8	0,05	0,2	0,06	0,06	0,001
Werkstoffe für Turbinenrotoren	Welle B	0,2	9	1,5	-	0,1	0,2	0,05	0,02	0,01
	Welle E	0,1	10	1	1	0,6	0,2	0,05	0,05	-
	Welle F	0,1	10	1,5	-	0,7	0,2	0,05	0,05	-

Werkstoffe für Turbinenrotoren wurden im Rahmen eines Forschungsprogramms der „European Cooperation in Science and Technology“ (COST) in Form der Wellen B, E und F optimiert [Sca04a]. Bei den angesprochenen Werkstoffen handelt es sich um Stähle mit einem Chromgehalt von 9 - 10 %, deren Zusammensetzung sich hauptsächlich in den Anteilen von Molybdän und Wolfram unterscheidet, Tabelle 2.1. Die vielversprechendsten Ergebnisse zeigten die Wellen E und F [Goe04], [Sch04a],

die auch im Rahmen der vorliegenden Arbeit als Grundwerkstoffe der untersuchten Mischschweißverbindungen eingesetzt werden.

Erst durch den Einsatz immer weiter verbesserter Werkstoffe konnten die Dampfparameter auf bis zu 300 bar und bis zu 620 °C gesteigert werden [Hal08]. Für den nächsten großen effizienzsteigernden Schritt werden hochlegierte eisenbasierte Werkstoffe bei Temperaturen bis zu 720 °C jedoch nicht mehr die geforderten Voraussetzungen erfüllen können, weswegen der Einsatz von Nickelbasislegierungen vorbereitet wird [Sch13], [Gie12], [Zic12]. Besonders die Legierungen Alloy 617 und Alloy 625 eignen sich für den Einsatz in Turbinenkomponenten [Bau10], [Mei09], [Sca04].

Das Streben nach immer besseren und profitableren Lösungen sowie nicht zuletzt die Forderung nach ressourcen- und umweltschonenderen Kraftwerken trugen stark zur Weiterentwicklung fossil befeuerter Kraftwerke bei. Aber auch weiterentwickelte Werkstoffe, die bei immer höheren Temperaturen eingesetzt werden, waren Wegbereiter für diesen Prozess. Auf das Werkstoffverhalten bei hohen Temperaturen, die Werkstoffentwicklung sowie die daraus resultierenden Herausforderungen gehen die folgenden Abschnitte ein. Zuletzt werden Werkstoffmodelle vorgestellt, die in der numerischen Simulation Anwendung finden.

2.1 Werkstoffverhalten bei erhöhten Temperaturen

2.1.1 Werkstoffverhalten unter Kriechbeanspruchung

Metallische Werkstoffe zeigen mit zunehmender Temperatur neben dem Abfall der Festigkeitskennwerte eine zeitabhängige inelastische Verformung bereits bei Beanspruchungen unterhalb der Warmstreckgrenze, das Kriechen. Technische Relevanz erlangen Kriechvorgänge ab absoluten Temperaturen von etwa $T > 0,4 \cdot T_S$, wobei es sich dabei aber um eine Faustregel handelt [Bue11], [Roo11], [Lae10], [Mai99], [Her96]. Daher ist zur Auslegung von Bauteilen und Komponenten für den Hochtemperatureinsatz nicht nur der für den Einsatz bei Raumtemperatur übliche Festigkeitsnachweis gegen Fließen, Bruch oder Dauerbruch zu führen, sondern es muss auch die zeit- und temperaturabhängige Kriechbeanspruchung berücksichtigt werden [Lue12]. Als temperaturabhängige, versagenskritische Beanspruchung kann das Minimum aus Ersatzstreckgrenze und der häufig zur Auslegung herangezogenen 100000 h-Zeitdehngrenze oder 100000 h-Zeitstandfestigkeit bei der entsprechenden Betriebstemperatur definiert werden [Bue11].

Bei Kraftwerkskomponenten spielt in der Festigkeitsbetrachtung das Kriechen eine übergeordnete Rolle. Kriechversuche werden nach DIN EN ISO 204 [DIN204] bei gleichbleibender Temperatur unter konstanter Last durchgeführt. Es wird in einem Zeitdehnschaubild der Verlauf der Dehnung über der Zeit ermittelt, die sogenannte

Kriechkurve. Eine typische Kriechkurve zeigt Abbildung 2.1 a), die dazugehörige Kriechdehnrate Abbildung 2.1 b). Die Kriechkurve wird üblicherweise in die drei Bereiche „Übergangskriechen“ (I), „Stationäres Kriechen“ (II) und „Beschleunigtes Kriechen“ (III) unterteilt.

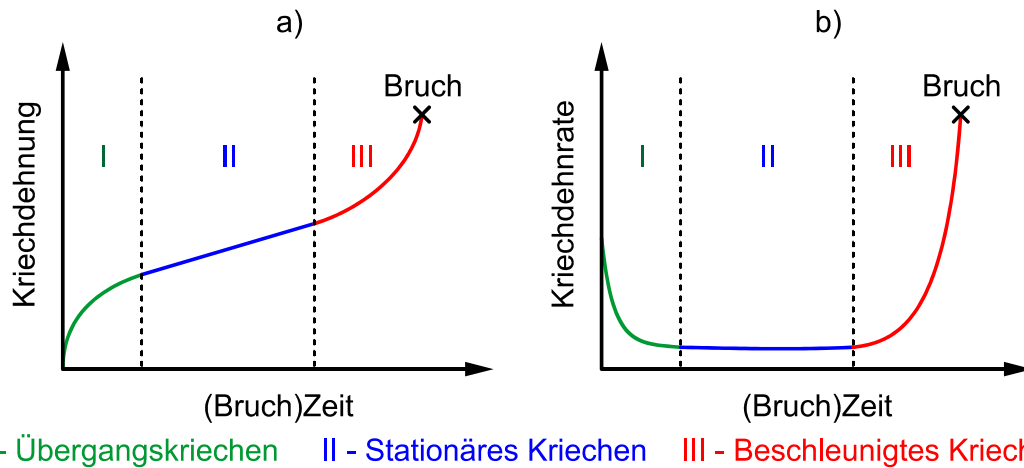


Abbildung 2.1: Schematischer Verlauf a) der Kriechdehnung sowie b) der Kriechdehnrate über der Versuchsdauer im Zeitstandversuch, nach [Roo11], [Lae10]

Der erste Bereich (I) der Kriechkurve, das Übergangskriechen oder auch Primärkriechen, ist gekennzeichnet durch eine Abnahme der Kriechdehnrate. Daraus resultiert ein degressiver Verlauf der Kriechkurve, hauptsächlich bedingt durch den Aufstau von Versetzungen an Korngrenzen oder Ausscheidungen sowie der Neubildung von Versetzungen. Die verfestigenden Vorgänge sind deutlich stärker ausgeprägt als die entfestigenden [Bue11], [Roo11], [Lae10], [Her96]. Im Gegensatz dazu weist das stationäre Kriechen oder auch Sekundärkriechen (Bereich II), eine annähernd konstante, niedrige Kriechdehnrate und somit einen gleichmäßigen Anstieg der Kriechkurve auf. In diesem Bereich halten sich verfestigende Vorgänge wie der Aufstau von Versetzungen und entfestigende Vorgänge wie das Gleiten oder Klettern von Versetzungen die Waage. Je nach Werkstoff kann der Bereich des stationären Kriechens stark ausgeprägt sein und stellt für die meisten kriechbeanspruchten Bauteile einen Großteil der Bauteillebensdauer dar. Gegen Ende der sekundären Kriechphase setzt mit der Bildung von Kriechporen eine irreversible Kriechschädigung ein. Diese Poren entstehen überwiegend an Korn- und Subkorn Grenzen sowie für umwandlungsfähige Materialien an ehemaligen Austenitkorngrenzen [Bue11], [Roo11], [Lae10], [Her96]. Beim beschleunigten Kriechen oder Tertiärkriechen, dem dritten Bereich (III) der Kriechkurve, dominieren entfestigende Vorgänge. Dadurch steigt die Kriechdehnrate wieder an, was die Zunahme der Kriechdehnung beschleunigt. Aufgrund der bereits zum Ende des stationären Kriechens einsetzenden Kriechporenbildung verkleinert sich lokal der tragende Querschnitt der Probe. Dadurch nimmt die wahre Spannung zu und verstärkt die

Kriechschädigung. Die fortschreitende Porenbildung führt mit zunehmender Versuchs- oder Betriebsdauer zu einem Zusammenschluss der Poren zu Porenketten und Mikrorissen. Diese vereinen sich am Ende des Bauteillebens zu Makrorissen und führen schließlich zum Zeitstandbruch [Bue11], [Roo11], [Lae10], [Her96]. Schematisch ist die typische Schädigungsentwicklung entlang der Kriechkurve in Abbildung 2.2 dargestellt.

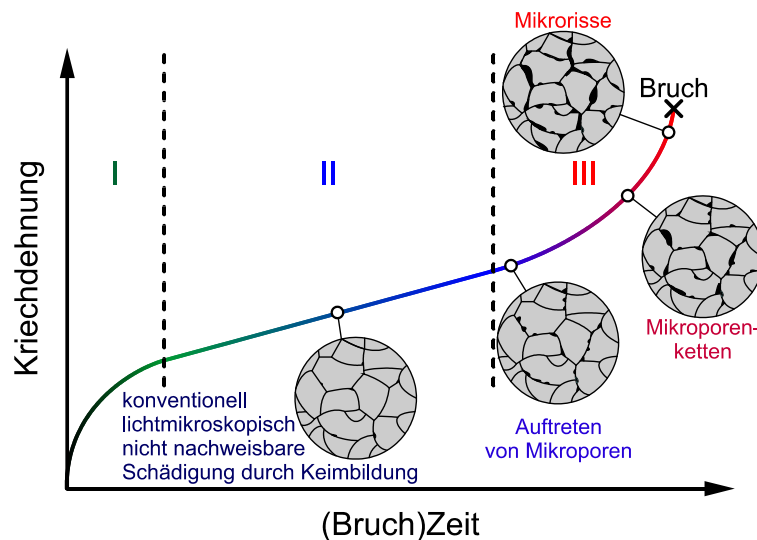


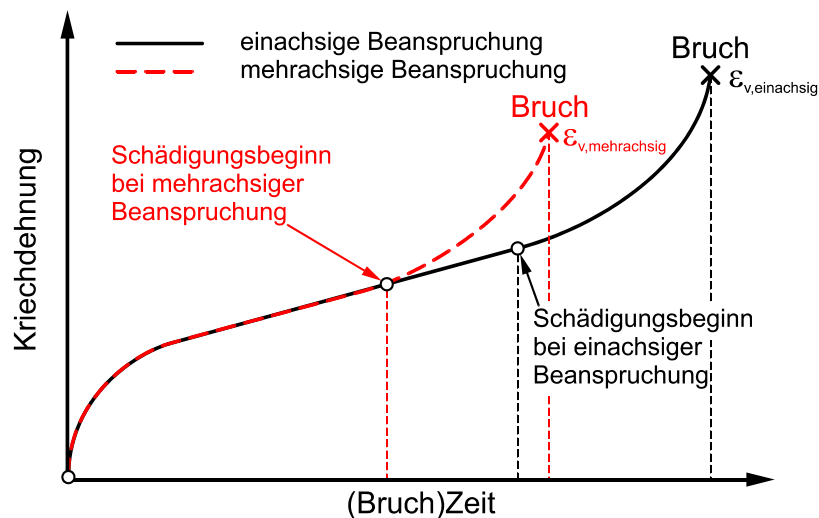
Abbildung 2.2: Entwicklung der Kriechschädigung im Zeitstandversuch über der Versuchsdauer, nach [Bue11]

Neben der lichtoptisch nachweisbaren, irreversiblen Kriechschädigung aufgrund von Mikroporen können auch Veränderungen in der Mikrostruktur des Werkstoffs zu einer Verringerung des Kriechwiderstands führen. Dadurch erhöht sich die Kriechdehnrate oft schon während des stationären Kriechens und der Zeitstandbruch wird beschleunigt. Zu diesen mikrostrukturellen Vorgängen gehören beispielsweise die Neubildung, das Auflösen oder das Vergrößern von Ausscheidungen sowie die Veränderung der Versetzungsdichte [Bue11], [Roo11], [Lae10], [Hal08], [Her96]. Der Einfluss der Mikrostruktur wird in Kapitel 2.2 beschrieben.

Die wichtigsten versuchsbedingten Einflussgrößen auf den Verlauf der Kriechkurven sind Prüftemperatur und -spannung. Mit steigender Temperatur nimmt bei gleichbleibender Spannung die Dauer bis zum Versagen der Probe oder des Bauteils ab. Ebenso verkürzt sich unter isothermen Bedingungen mit zunehmender Spannung die Zeit, bei der Versagen eintritt [Roo11], [Lae10]. Wichtig ist an dieser Stelle die Anmerkung, dass der Ausdruck „Spannung“ in diesem Zusammenhang nicht die auf den aktuell tragenden Querschnitt bezogene wahre Spannung, sondern die auf den Ausgangsquerschnitt bezogene technische Nennspannung bezeichnet.

Zusätzlich zu Temperatur und Belastung beeinflusst auch die Mehrachsigkeit des Spannungszustands den Kriechkurvenverlauf bzw. den Versagenszeitpunkt einer Probe oder eines Bauteils. Insbesondere bei dickwandigen Komponenten oder

Bauteilen mit komplexer Geometrie liegt meist ein mehrachsiger Spannungszustand vor. [Abbildung 2.3](#) veranschaulicht schematisch den Unterschied zweier Kriechkurven unter ein- und mehrachsiger Beanspruchung bei gleicher Temperatur und gleicher Vergleichsspannung nach von Mises [Mai04], [Mai00]. Es ist zu erkennen, dass die Kriechschädigung unter mehrachsiger Beanspruchung deutlich früher einsetzt als unter einachsiger. Begründet ist dies in der auftretenden Dehnungsbehinderung beim mehrachsigen Spannungszustand, was die Bildung von Kriechporen und damit die irreversible Kriechschädigung begünstigt [Mai04]. Auch die im mehrachsigen Versuch ermittelte Vergleichskriechdehnung ist üblicherweise kleiner als die Kriechdehnung im einachsigen Versuch.



[Abbildung 2.3](#): Einfluss mehrachsiger Beanspruchung auf den Zeitstandversuch [Bau09], [Mai04]

Insbesondere bei Kraftwerkskomponenten, für die der Auslegungshorizont meist deutlich über 100000 h liegt, ist es von großer Bedeutung, dass Werkstoffe zum Einsatz kommen, die auch nach langen Betriebszeiten eine ausreichend hohe Kriechduktilität aufweisen. Über das Verformungsverhalten metallischer Werkstoffe unter Kriechbeanspruchung herrscht häufig die Meinung vor, dass mit zunehmender Bruchzeit die Zeitstandverformung stark abnimmt. Dies trifft aber nicht zwangsläufig auf alle Werkstoffe zu [Bue11]. Durch Werkstoffoptimierungen gelang es in der Vergangenheit immer besser, die Verformungsfähigkeit warmfester Werkstoffe durch die gezielte Zugabe von Legierungselementen auf einem konstant hohen Niveau zu halten, [Abbildung 2.4](#). Für den Werkstoff P91 ergibt sich mit abnehmender Beanspruchung – und damit steigenden Versuchszeiten – bei einer Temperatur von 600 °C ein Rückgang der Bruchdehnung. Die Bruchdehnung liegt aber für alle Versuche über 10 %. Auch die Werkstoffe X12CrMoWVNbN10-1-1 (X12) und X14CrMoWVNbN10-1 (X14) reihen sich in dieses Bild bei 600 °C ein. Auf diese beiden Chromstähle wird in Kapitel 3.1 näher eingegangen.

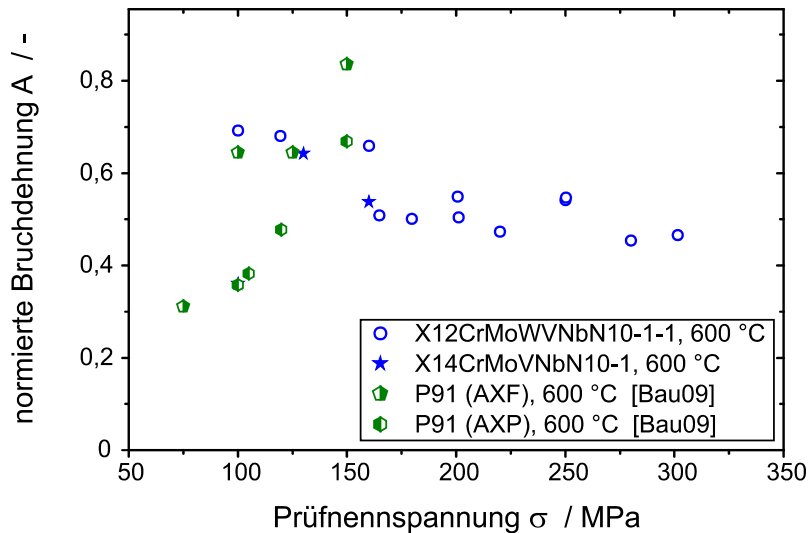


Abbildung 2.4: Normierte Bruchdehnung verschiedener Chromstähle im Zeitstandversuch bei 600 °C

Unabhängig vom Verformungsverhalten des Werkstoffs, das auch werkstoff-spezifischen Verformungsmechanismuskarten [Ash86] oder Bruchmechanismuskarten [Bue11] entnommen werden kann, werden die Zeitstandeigenschaften im Zeitstandschaubild dargestellt. Dazu werden die Bruchpunkte in Abhängigkeit der Spannung und der Zeit festgehalten. Für mehrere Proben, die bei gleicher Temperatur aber unterschiedlichen Spannungen geprüft wurden, lässt sich daraus eine Mittelwertkurve bilden. Diese Kurve wird zur Auslegung spannungsseitig mit einem Streuband von $\pm 20\%$ beaufschlagt [ECCC05], mit dem der werkstoff- und versuchsbedingten Streuung der Ergebnisse Rechnung getragen wird. Schematisch sind die Zeitstandbruchlinien für zwei Prüftemperaturen im Zeitstandschaubild in Abbildung 2.5 gezeigt.

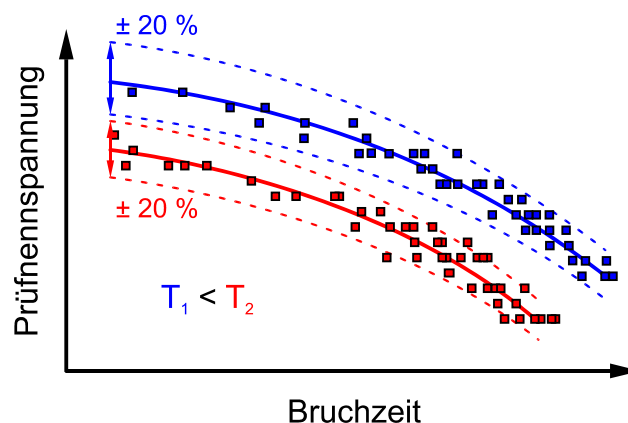


Abbildung 2.5: Schematisches Zeitstandschaubild für unterschiedliche Temperaturen

2.1.2 Werkstoffverhalten unter Ermüdungsbeanspruchung

Im Bauteilbetrieb tritt neben der quasistatischen Beanspruchung in den meisten Fällen auch eine zyklische Beanspruchung auf, die bei der Auslegung der

Komponente ebenfalls berücksichtigt werden muss. Zur Charakterisierung der Schwingfestigkeit eines Werkstoffs wird häufig die im spannungskontrollierten Versuch ermittelte Wöhlerlinie herangezogen. Während sich bei Raumtemperatur üblicherweise eine Unterteilung in die drei Schwingfestigkeitsbereiche statische Festigkeit (S), Zeitfestigkeit (Z) sowie (technische) Dauerfestigkeit (D) ergibt [Roo11], unterscheidet man im Hochtemperaturbereich meist nur noch zwischen niederzyklischer (Low Cycle Fatigue, LCF) und hochzyklischer Ermüdung (High Cycle Fatigue, HCF) [Bue11]. Das zyklische Werkstoffverhalten bei erhöhten Temperaturen unterscheidet sich teilweise deutlich vom zyklischen Verhalten bei Raumtemperatur. Werkstoffe mit kubisch-raumzentrierter (krz) Gitterstruktur weisen bei Raumtemperatur eine ausgeprägte Dauerfestigkeit auf, bei Spannungsamplituden unterhalb dieser Dauerfestigkeit ist nicht mit einem Versagen der Probe oder Komponente zu rechnen. Bei Werkstoffen mit kubisch-flächenzentriertem (kfz) Gitter ist dies nicht zu beobachten, auch bei niedrigen Spannungsamplituden kann es bei entsprechend hohen Zyklenzahlen zum Dauerbruch kommen. Man spricht für kfz-Werkstoffe in diesem Zusammenhang daher von einer technischen Dauerfestigkeit, die in der Regel bei 10^8 Schwingspielen ermittelt wird. Im Hochtemperaturbetrieb besitzen Werkstoffe unabhängig vom Kristallgittertyp nur eine technische Dauerfestigkeit [Bue11]. Zusätzlich ergibt sich wie auch bei den in quasistatischen Versuchen ermittelten Eigenschaften mit steigender Temperatur ein Rückgang der ertragbaren Spannungsamplitude, wie Abbildung 2.6 zeigt.

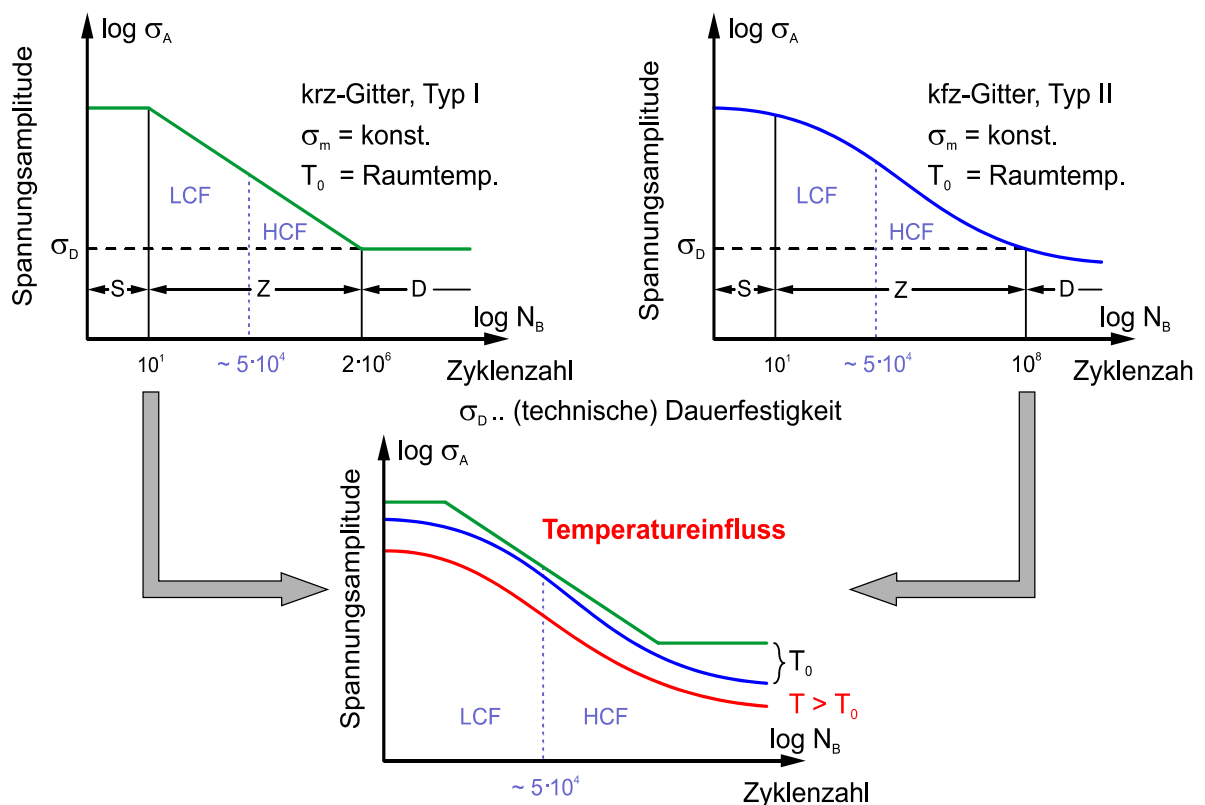


Abbildung 2.6: Einfluss der Temperatur auf die Wöhlerlinie nach [Roo11], [Bue11]

Das zyklische Werkstoffverhalten im LCF-Bereich wird meist mit Hilfe einer Anrisskennlinie quantifiziert. Üblicherweise werden die LCF-Versuche dehnungskontrolliert durchgeführt. Der Versuch gilt im Gegensatz zum spannungskontrollierten Versuch bereits bei Auftreten eines dominanten Anrisses als beendet [Roo11]. Die Anrisszyklenzahl wird mit Hilfe des Lastabfallkriteriums, dem prozentualen Abfall der Prüflast am Dehnungsmaximum, bestimmt.

Auch im dehnungskontrollierten Versuch ist ein sich mit zunehmender Temperatur änderndes Werkstoffverhalten zu beobachten. Bei Raumtemperatur ergibt sich für Versuche mit und ohne Haltezeit (HZ) meist kein merklicher Unterschied zwischen den Anrisskennlinien. Mit steigender Temperatur wird die Anrisskennlinie zu niedrigeren Dehnungsamplituden verschoben, aber auch die Kurvenverläufe der Versuche mit und ohne Haltezeit beginnen voneinander abzuweichen. Dies ist in [Abbildung 2.7](#) am Beispiel des Werkstoffs 10CrMo9-10 veranschaulicht. Die Versuche mit Haltezeit weisen bei 550 °C und 600 °C und gleicher Dehnungsamplitude früher einen Anriss auf als die Versuche ohne Haltezeit. Hauptsächlich ist dies auf die Überlagerung von Kriech- bzw. Relaxationsvorgängen zurückzuführen, die verstärkt zu Kriechschädigung während der Halteperioden in der Zugphase führen. Daraus kann abgeleitet werden, dass mit zunehmender Temperatur auch die Prüf- oder Betriebsfrequenz einen Einfluss auf die Anrisskennlinie hat – bei niedrigen Frequenzen wirken sich überlagerte Kriechvorgänge stärker aus als bei hohen Frequenzen [Bue11], [Rad07].

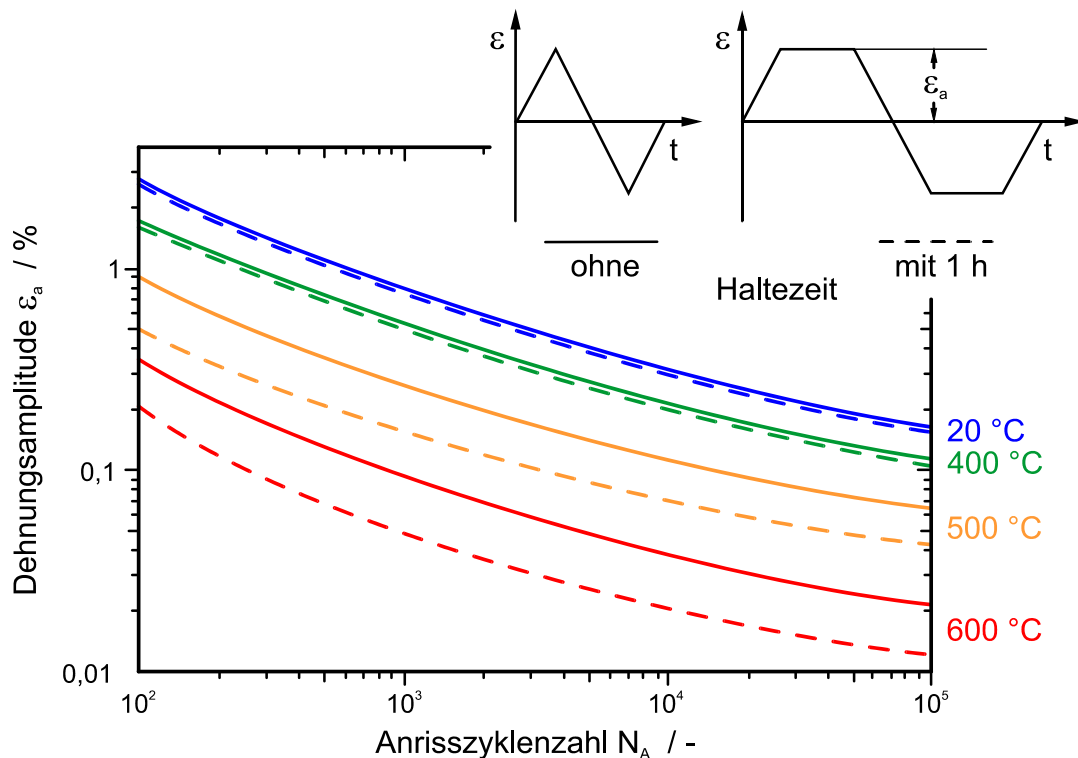


Abbildung 2.7: Temperaturabhängige Anrisskennlinien am Beispiel des ferritisch-bainitischen Stahls 10CrMo9-10 [Bue11]

Wird die Maximal- und Minimalspannung bzw. -dehnung über der Zyklenzahl aufgetragen, lassen sich unterschiedliche Tendenzen im Werkstoffverhalten beobachten. Im spannungskontrollierten Versuch kann sich mit zunehmender Zyklenzahl die Dehnungsamplitude verändern, im dehnungskontrollierten Versuch variiert die Spannungsamplitude. Dies ist bedingt durch die Ver- und Entfestigung des Werkstoffs. Abbildung 2.8 zeigt unterschiedliche Verläufe der Spannungsamplitude über der Zyklenzahl für den dehnungskontrollierten Versuch. Ein markanter Anstieg oder Abfall ergibt sich häufig bereits während der ersten Zyklen. Daran schließt ein Bereich quasi-stationären Werkstoffverhaltens an. Nach anfänglicher Ver- oder Entfestigung wird in diesem Bereich zwischen stabilem und ständig entfestigendem Verhalten unterschieden [Rau06]. Mit der Entstehung eines Makrorisses fällt die Maximalspannung schließlich sowohl für ver- als auch für entfestigende Werkstoffe deutlich ab. Anhand der Minimalspannung im Druckbereich ist die Entstehung des Makrorisses in der Regel nicht zu identifizieren [Roo11].

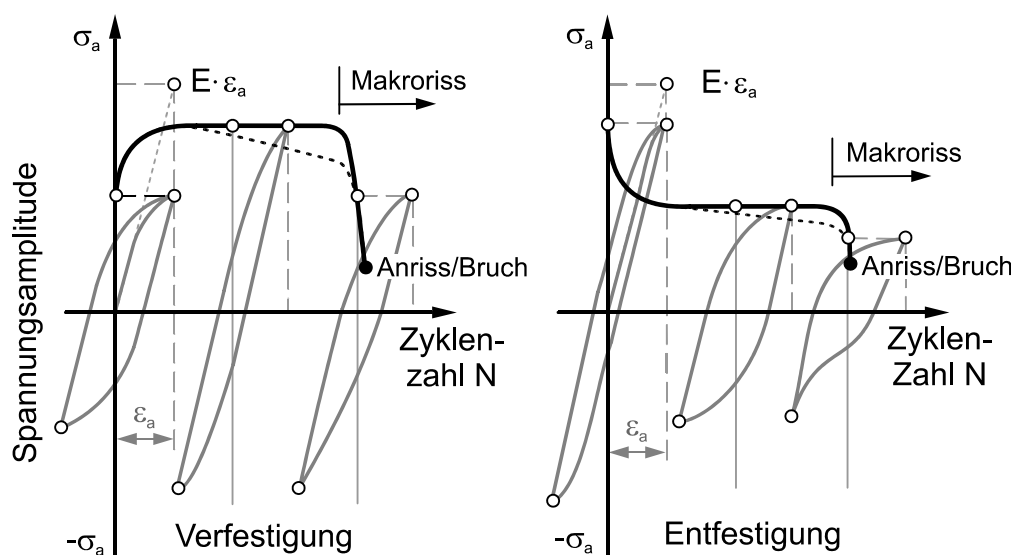


Abbildung 2.8: Ver- und entfestigendes Werkstoffverhalten im dehnungskontrollierten Versuch, nach [Roo11], [Rau06]

Zur Bestimmung des Makrorisses und der Anrisslastspielzahl während des Versuchs bedient man sich häufig des oben bereits kurz erwähnten Lastabfallkriteriums. Verringert sich die Spannungsamplitude in Bezug auf den konstanten Verlauf des quasi-stationären Bereichs um einen bestimmten Prozentsatz, so kann auf einen Makroriss geschlossen und die Anrisszyklenzahl quantifiziert werden. Der Grenzwert des Lastabfalls wird in der Regel auf 5 % oder 10 % Abweichung vom quasi-stationären Spannungsverlauf festgelegt.

2.2 Werkstoffe für Kraftwerkskomponenten

In den vergangenen Jahrzehnten verhalten neben der mechanischen Optimierung von Dampfturbinen auch rasante Fortschritte in der Werkstoffentwicklung zu immer effizienterer Erzeugung von elektrischer Energie. Teils wurden – und werden – auch Schadensfälle unter Kriech- und Ermüdungsbeanspruchung zu treibenden Kräften für die zielgerichtete Optimierung bestehender und die Erprobung neuer Werkstoffe. Erst nach und nach war und ist es möglich, das Verhalten dieser Werkstoffe unter Hochtemperatureinfluss zu beschreiben und Schädigungsmechanismen systematisch entgegenzuwirken [Mai14].

Seit Mitte des vergangenen Jahrhunderts macht man sich bei Kraftwerkskomponenten die sehr guten Hochtemperatureigenschaften von 9 - 12 % Chromstählen zunutze. Durch die gezielte Zugabe von Legierungselementen und konsequent eingehaltene Wärmebehandlungszyklen wurde der Temperaturbereich, bis zu dem die Chromstähle derzeit eingesetzt werden können, sukzessive auf 620 °C gesteigert. Damit ist die Entwicklung dieser Werkstoffe jedoch noch nicht abgeschlossen. Die angestrebte maximale Einsatztemperatur soll bei 650 °C liegen [Abe12], [Hal10], [Abe07], [May06], [Sca04a].

Für über diesen Temperaturbereich hinausgehende Anwendungen wird der Einsatz der bereits erwähnten Nickelbasislegierungen vorbereitet. Diese Werkstoffe finden in der Luft- und Raumfahrt bereits seit Anfang des 20. Jahrhunderts Anwendung. Die nicht vorhandene Notwendigkeit, Nickelbasislegierungen bei Temperaturen unterhalb 620 °C einzusetzen und nicht zuletzt die deutlich höheren Kosten im Vergleich zu den konventionellen Kraftwerksstählen verzögerten bisher den Einzug dieser Werkstoffe in die Kraftwerkstechnik. Zudem mussten technische Herausforderungen wie beispielsweise die Herstellung von Komponenten mit großen Abmessungen oder die Schweißbarkeit der Nickelbasislegierungen – in den thermisch und mechanisch niedriger beanspruchten Bereichen des Turbinenstrangs sollen mittels einer Mischschweißverbindung weiterhin konventionelle eisenbasierte Kraftwerksstähle eingesetzt werden – gelöst werden. Diese Grundvoraussetzungen sind nach heutigem Kenntnisstand erfüllt [Bau10], [Lue10].

2.2.1 Moderne 9 - 12 % Chromstähle

Derzeit eingesetzte 9 - 12 % Chromstähle bestehen neben Chrom und Eisen aus Anteilen an Molybdän, Vanadium und Nickel. Teilweise werden auch Wolfram sowie geringe Mengen an Niob, Bor und Stickstoff zulegiert, siehe Tabelle 2.1. Die Legierungselemente, insbesondere das Element Chrom, verschieben im Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm (ZTU) das Ferrit- und Perlitgebiet zu größeren Zeiten und senken somit die kritischen Abkühlgeschwindigkeiten. Dadurch entsteht

nach vollständiger Austenitisierung – das Normalglühen wird für diese Werkstoffe in der Regel bei 1050 - 1150 °C durchgeführt – auch bei langsamen Abkühlraten, wie sie im Kern einer Turbinenwelle vorliegen, ein vollständig martensitisches Gefüge, Abbildung 2.9. Für den Werkstoff P92 beispielsweise reicht nach geeigneter Austenitisierung eine Abkühlung auf 700 °C innerhalb von 8000 s aus, um die Bildung von Ferrit zu unterdrücken und nach weiterer Abkühlung 100 % Martensit zu erhalten [Sch07].

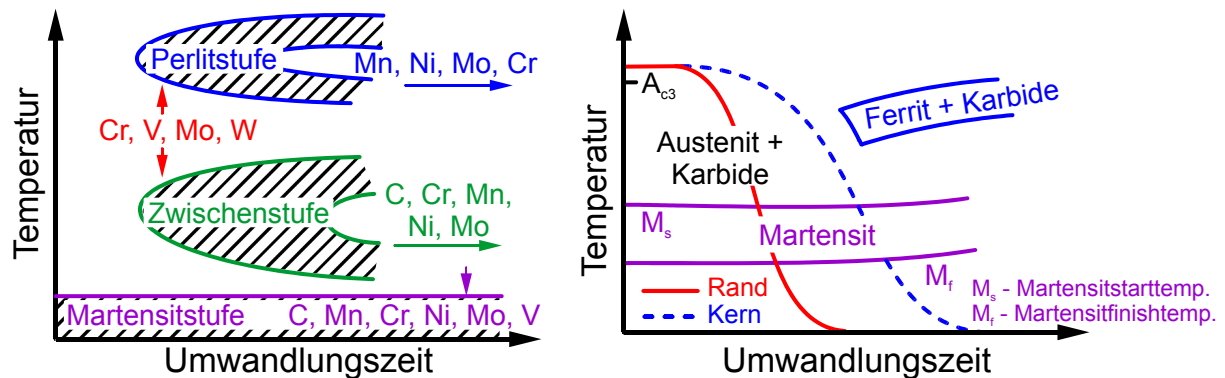


Abbildung 2.9: Einfluss der Legierungselemente auf das ZTU-Diagramm (links) [Lau77], schematischer Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Martensitbildung am Rand und im Kern (rechts), nach [Sch07]

Der spröde Martensit wird nach dem Härten meist in zwei Stufen angelassen, um dem Werkstoff wieder bessere Verformungseigenschaften zu verleihen. Die Höhe der Anlasstemperatur bestimmt sich dabei durch den späteren Einsatz der Komponente, liegt aber üblicherweise zwischen 680 °C und 780 °C. Für den Einsatz als Turbinenrotor sind vergleichsweise hohe Festigkeiten gefordert, was eine Anlasstemperatur am unteren Rand dieses Temperaturbereichs erfordert [Hal08]. Bei der Wärmebehandlung und im Betrieb scheiden sich in modernen 9 - 12 % Chromstählen Karbide, Nitride, Karbonitride und intermetallische Phasen aus. Neben der Mischkristallverfestigung bilden diese Ausscheidungen die Grundlage für die Kriechfestigkeit der 9 - 12 % Chromstähle, sofern sie als kleine, fein verteilte und nicht als wenige grobe Partikel vorliegen. Feindispers verteilte Ausscheidungen stabilisieren beispielsweise Subkörner und behindern Versetzungsbewegungen [Mai09]. Das Ausscheidungsverhalten moderner 9 - 12 % Chromstähle und dessen Auswirkung auf die Zeitstandfestigkeit ist ausführlich unter anderem in [Dan12], [Che11], [Roj11], [Cui10], [Kau10], [Chi09], [Gha09], [Hal08], [Hal08a], [Cam07], [Saw07], [Saw06], [Abe04], [Dim04], [Kor01], [Mar01], [Enn97] und [Goe97] beschrieben. Tabelle 2.2 gibt einen Überblick über die am häufigsten vorkommenden Ausscheidungen sowie deren Zusammensetzung. Das „M“ steht dabei für ein Metallatom, das „X“ für die Elemente C oder N. Bei Stählen mit geringeren Chromgehalten können auch Ausscheidungen vom Typ M_3C , M_6C und M_7C_3 vorkommen, auf die an dieser Stelle nicht weiter eingegangen wird.

Tabelle 2.2: Typische Ausscheidungen in 9 - 12 % Chromstählen nach [Bue11], [Roo11a], [Hal08]

Bezeichnung	beteiligte Elemente	Zusatzbemerkung
MX	(Nb,V)(N,C)	bildet sich bereits während der Wärmebehandlung vor Betrieb
M ₂ X	(Cr,V) ₂ (N,C)	
M ₂₃ C ₆	(Cr,Fe,Mo,W) ₂₃ C ₆	
Laves-Phase	(Cr,Fe) ₂ (Mo,W)	bildet sich während des Betriebs ab 600 °C
Z-Phase	(Cr,V,Nb)N	

MX-Partikel sind überwiegend Vanadium- oder Niob-(Karbo)nitride, Vanadium und Niob können aber auch durch Eisen, Chrom, Molybdän und Wolfram substituiert sein. Die Ausscheidungen entstehen bereits beim Abkühlen aus der Schmelze oder aus der Anlassbehandlung [Hal08]. Nach der Anlassbehandlung liegen sie als kleine, feindispers verteilte MX-Partikel vor [Goe02]. Dies ist die Grundlage für eine effektive Behinderung der Versetzungsbewegung. Hald bezeichnet sie in [Hal08] aufgrund ihrer geringen Neigung zur Vergrößerung sogar als Rückgrat für die Langzeitstabilität moderner 9 - 12 % Chromstähle.

Ausscheidungen vom Typ M₂X tragen im Gegensatz zu MX-Partikeln nicht zur Langzeitstabilität moderner 9 - 12 % Chromstählen bei. M₂X-Partikel wurden überwiegend nach Anlassbehandlungen unterhalb 700 °C festgestellt. Sie liegen als (Cr,V)₂(N,C) vor, wobei die Elemente Chrom und Vanadium durch Eisen, Molybdän, Niob und Wolfram substituiert werden können. Mit zunehmender Betriebsdauer kann es zu einer Vergrößerung der M₂X-Partikel kommen. Das dazu benötigte Vanadium stammt überwiegend aus MX-Partikeln, die sich im Zuge der M₂X-Vergrößerung auflösen [Goe02]. M₂X-Partikel tragen außerdem zum Wachstum der M₂₃C₆-Karbide bei, was einen negativen Einfluss auf die Langzeiteigenschaften des Werkstoffs besitzt.

Karbide vom Typ M₂₃C₆ treten in über 70 % der Fälle als Chromkarbide auf [Roo09a], in den übrigen Fällen können Eisen, Molybdän, Wolfram sowie in geringen Mengen auch Vanadium und Niob an die Stelle des Chroms treten. Die Karbide bilden sich während der Wärmebehandlung. Ihre Neigung zur Vergrößerung hängt stark von den vorhandenen Legierungselementen ab. Hald beschreibt auch den Einfluss der Elemente Bor und Wolfram, die die Vergrößerung der Chromkarbide reduzieren oder fast ganz unterdrücken können, wobei die genauen Zusammenhänge noch nicht geklärt sind [Hal08].

Abbildung 2.10 zeigt MX und $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen für einen 12 % Chromstahl in EFTEM-Aufnahmen („Energy Filtered Transmission Electron Microscopy“). Links dargestellt ist eine Hellfeldaufnahme, in der die Ausscheidungen sehr gut erkennbar sind, das rechte Bild zeigt die Verteilung der Elemente Chrom und Vanadium [Kle06].

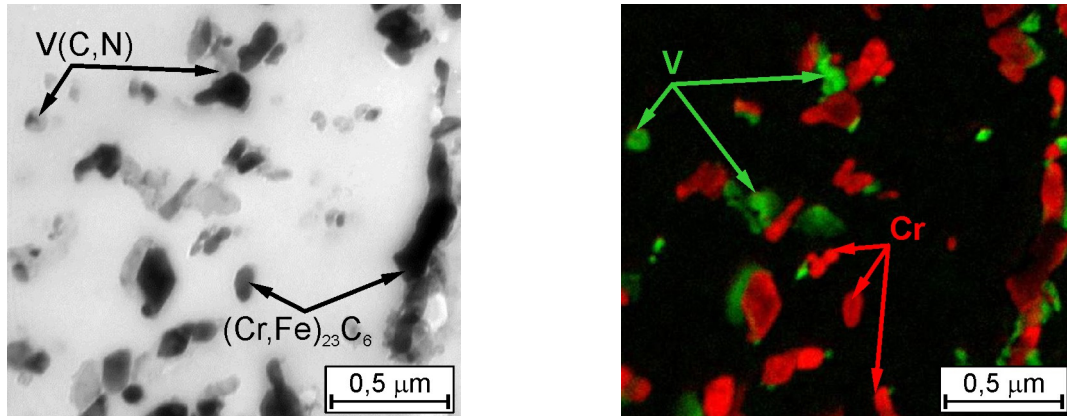


Abbildung 2.10: Hellfeldaufnahme (links) und Elementverteilungsbild (Chrom = rot, Vanadium = grün) (rechts) eines 12 % Chromstahls im Einlieferungszustand [Kle06]

Da mit zunehmender Temperatur die Diffusionsrate steigt, ist die Bildung von Ausscheidungen nach der Wärmebehandlung nicht abgeschlossen. Mit zunehmender Betriebsdauer kommt es häufig zu einer Vergrößerung von bestehenden oder zur Bildung von neuen Ausscheidungen, wodurch der Kriechwiderstand der 9 - 12 % Chromstähle nach langen Laufzeiten teils deutlich abnimmt.

Eine intermetallische Phase, die in diesem Zusammenhang in modernen 9 - 12 % Chromstählen erst mit zunehmender Betriebsdauer auftritt, ist die Laves-Phase in Form von $(Cr,Fe)_2(Mo,W)$ Partikeln. Die Laves-Phase ist bei Anlass-temperaturen instabil und entsteht erst im Betrieb über 600 °C. Der Einfluss dieser Phase auf das Zeitstandverhalten wird weiterhin kontrovers diskutiert. Lange wurde der Abfall der Zeitstandfestigkeit bei langen Laufzeiten der Laves-Phase zugeschrieben, die durch die Bindung von Molybdän und Wolfram der Mischkristallverfestigung entgegenwirkt. Andererseits erkannte man, dass die Laves-Phase die Zeitstandeigenschaften auch positiv beeinflussen kann, wenn sie sich fein verteilt an den ehemaligen Austenitkorngrenzen oder Martensitlattengrenzen ausscheidet. Bei höheren Temperaturen neigt die Laves-Phase jedoch stark zur Vergrößerung, was auch eine Verringerung der Zeitstandbruchdehnung zur Folge hat. Zudem können grobe Partikel der Laves-Phase die Bildung von Kriechporen begünstigen und somit die Zeitstandfestigkeit zusätzlich verschlechtern [Pra13], [Bau09], [Hal08].

Eine weitere Phase, die sich nach langen Laufzeiten bei hohen Temperaturen ausscheidet, ist die Z-Phase, die in Form von $(Cr,V,Nb)N$ vorliegt. Die Bildungsrate der Z-Phase ist auch vom Chromgehalt abhängig und steigert sich ab Anteilen von

10 % Chrom deutlich. Besonders nachteilig wirkt sie sich auf das Auflösen der sehr feinen MX-Partikel aus. Dabei werden teils 1000 MX-Partikel zugunsten eines groben Z-Phasen-Partikels aufgelöst [Hal08]. Da große Ausscheidungen die Zeitstandfestigkeit herabsetzen, wird auch die Z-Phase für den Abfall der Langzeitkriechbeständigkeit mitverantwortlich gemacht. Somit ist im Umkehrschluss aber für die Z-Phase ebenso zu sagen, dass sie sich fein verteilt zumindest nicht nachteilig auf die Langzeiteigenschaften auswirkt. Aus diesem Zusammenhang resultiert auch die in Fachkreisen mehrfach zitierte Aussage Halds im Hinblick auf die Z-Partikel: „*If you can't beat them, join them.*“ [Hal08a, S. 12] Das Zitat zielt darauf ab, dass zumindest die Vergrößerung der Z-Phase unterdrückt und eine feine Ausscheidungsverteilung beibehalten werden soll, wenn ihre Bildung nicht verhindert werden kann.

Die Zeitstandfestigkeit wird also in hohem Maße von der Langzeitstabilität der Mikrostruktur bestimmt [Cer06]. Mit zunehmender Temperatur und langen Laufzeiten neigen Ausscheidungen zur Vergrößerung, weswegen die Zeitstandfestigkeit stärker abfällt, als dies aus der Extrapolation der Versuchsergebnisse bei hohen Spannungen und damit kurzen Laufzeiten zu erwarten ist. Bei langen Zeiten trägt häufig nur noch die Festigkeit der Matrix zum Kriechwiderstand bei, Abbildung 2.11 [Kim10].

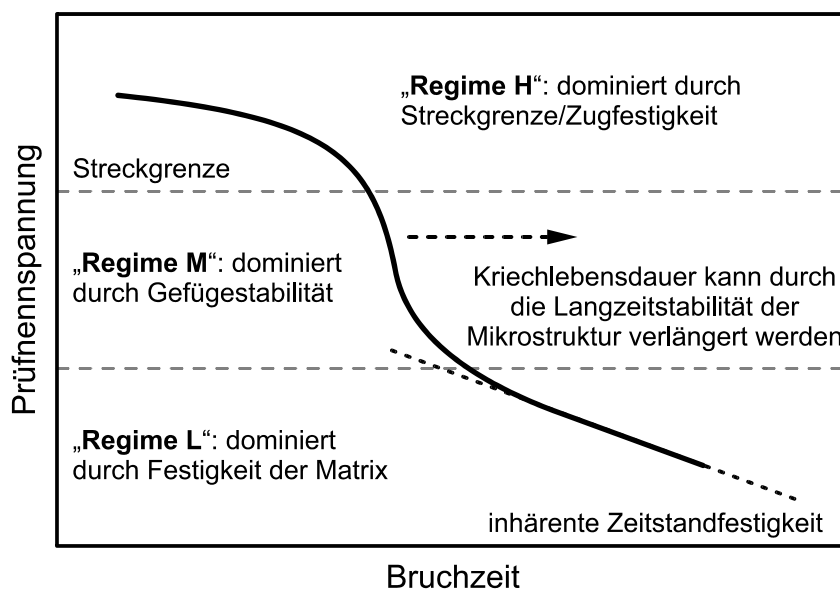


Abbildung 2.11: Einflussfaktoren auf die Zeitstandfestigkeit in Abhängigkeit der Spannung, nach [Kim10]

Aus dieser These ergibt sich ein Ansatz, bei der Werkstoffentwicklung das Hauptaugenmerk nicht auf die Berücksichtigung der Kurzzeiteigenschaften zu legen, sondern die inhärente Zeitstandfestigkeit der Matrix zu steigern [Kim10]. Dadurch kann der Fokus auf Eigenschaften gelegt werden, die der Zeitstandfestigkeit bisher üblicherweise untergeordnet wurden. Ein Beispiel dafür ist die Oxidationsbeständigkeit [Abe92]. Chromgehalte von über 11 % führen nachweislich zu einem

verbesserten Widerstand gegen Oxidation, was insbesondere für die Anwendung in Wärmetauschern interessant ist [May03]. Dem gegenüber steht ab einem Chromgehalt von über 10 % jedoch eine Verringerung der Zeitstandfestigkeit [Kaz04], weswegen der Chromanteil der überwiegenden Mehrheit der heute eingesetzten 9 - 12 % Chromstähle maximal 10 % beträgt [Bau09]. Durch die Zugabe zusätzlicher Legierungselemente wie beispielsweise Tantal soll der Verschlechterung der Kriecheigenschaften für einen Stahl ab 11 % Chrom jedoch entgegengewirkt werden, um vom verbesserten Oxidationsverhalten zu profitieren [Wan09]. Ein weiterer Ansatz ist eine Erhöhung des Chromgehalts auf 15 % und damit ein Verzicht auf ein vollständig martensitisches Gefüge [Shi13], [Shi11], [Bue11], [Kim10].

Ebenso gibt es Bestrebungen, die Langzeitstabilität von Chromstählen mit weniger als 10 % Chromgehalt durch eine geeignete Feinjustierung der chemischen Zusammensetzung zu steigern. Ein vielversprechender Ansatz ist in dieser Hinsicht eine gezielte Zulegierung des Elements Bor [Abe12], [Abe08], [And08]. Der wohl bekannteste Vertreter der borlegierten Werkstoffe ist MARBN (martensitic 9Cr steel strengthened by boron and MX nitrides), der in leicht abgewandelter Form auch an der TU Graz als NPM1 untersucht wurde [May07], [May07a]. Die Ergebnisse zeigen, dass durch die gezielte Zugabe kleiner Anteile Bor die Zeitstandfestigkeit gesteigert werden konnte. Die Verarbeitbarkeit wird jedoch mit zunehmendem Borgehalt negativ beeinflusst, so dass die Tauglichkeit dieser borlegierten Chromstähle für den industriellen Einsatz erst noch unter Beweis gestellt werden muss.

Anhand der oben aufgeführten Beispiele ist abzuleiten, dass die Entwicklung der 9 - 12 % Chromstähle noch nicht abgeschlossen ist. Bei Temperaturen von 700 °C sind der Einsetzbarkeit dieser Werkstoffe Grenzen gesetzt, weswegen für moderne fossil befeuerte Kraftwerke Nickelbasislegierungen in den Fokus rücken. In den Bereichen des Turbinenstrangs, deren Betriebstemperatur 620 - 650 °C nicht überschreitet, sollen jedoch auch künftig 9 - 12 % Chromstähle eingesetzt werden.

2.2.2 Nickelbasislegierungen

Wie oben beschrieben soll der Einsatz moderner 9 - 12 % Chromstähle bis 650 °C durch die Weiterentwicklung der Werkstoffe ermöglicht werden. Bei darüber hinaus erhöhten Betriebstemperaturen ist der Einsatz austenitischer Werkstoffe unumgänglich, wobei das Augenmerk besonders auf kriech- und oxidationsbeständigen Nickelbasislegierungen liegt [Vis09]. Diese werden bereits seit Jahrzehnten erfolgreich in Flugzeugturbinen eingesetzt [Bue11] und sollen aufgrund der hohen Dampftemperaturen und -drücke auch in den thermisch und mechanisch höchstbeanspruchten Bereichen von Kohlekraftwerken der neuesten Generation Verwendung finden.

Werkstoffe auf Nickelbasis besitzen im Gegensatz zu den konventionellen Turbinenwerkstoffen auch bei Raumtemperatur ein austenitisches Gefüge. Im Speziellen tragen deutlich geringere Diffusionskoeffizienten (teilweise nur $1/350$ im Vergleich zum kubisch-raumzentrierten (krz) Gitter [Bue11]) zu den außerordentlichen Zeitstandeigenschaften bei. Der positive Einfluss von Ausscheidungen steigert die Zeitstandfestigkeit zusätzlich. In Abbildung 2.12 ist die 100000 h-Zeitstandfestigkeit für mehrere gängige Chromstähle im Vergleich zur Nickelbasislegierung Alloy 617 gezeigt. Der 2,25 % Chromstahl besitzt die geringste Zeitstandfestigkeit, während die 9 % Chromstähle P91, P92 und E911 im Vergleich dazu unter gleicher Beanspruchung bei Temperaturen eingesetzt werden können, die um rund 50 °C höher liegen. Eine deutliche Steigerung der Einsatztemperatur ermöglicht Alloy 617, aber auch andere gängige Legierungen wie Alloy 263, Alloy 625 oder Alloy 718 zeigen markant bessere Zeitstandeigenschaften als die eisenbasierten Chromstähle [ECCC05], [Sca04].

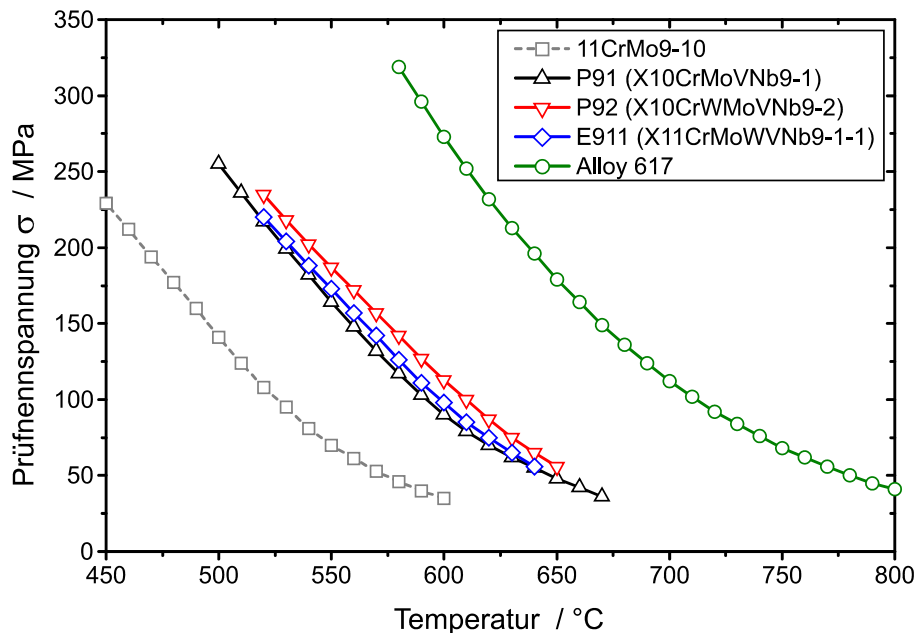
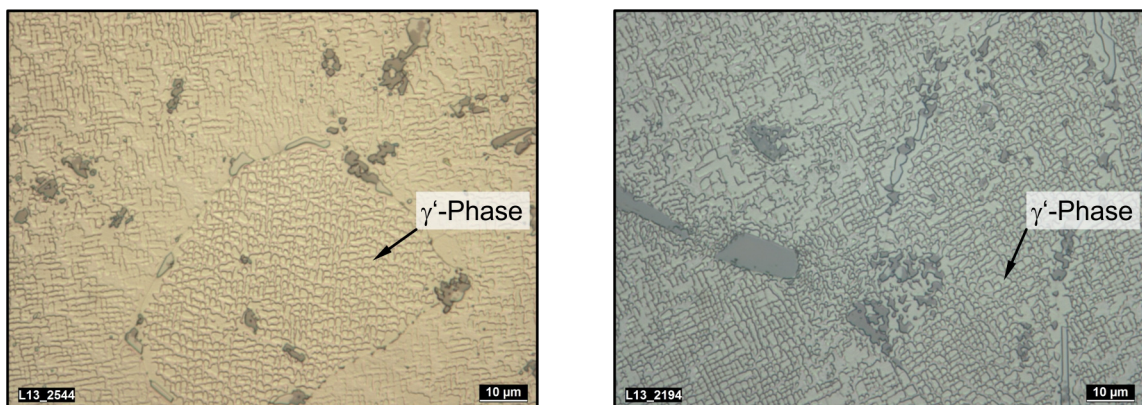


Abbildung 2.12: 100000 h-Zeitstandfestigkeit gängiger Chromstähle im Vergleich zu Alloy 617 [ECCC05].

Da die Schmelztemperatur von reinem Nickel mit 1455 °C rund 80 °C unter dem Schmelzpunkt von Eisen liegt, ist zunächst nicht mit derartigen Festigkeiten bei hohen Temperaturen zu rechnen, zumal Legierungselemente den Schmelzpunkt der Legierung meist noch weiter herabsetzen. Die besondere Ausscheidungsstruktur von Nickelbasislegierungen ermöglicht jedoch den Einsatz bei Temperaturen bis zu 1100 °C. Einen wesentlichen Beitrag zu dieser Festigkeit leisten Ausscheidungen wie beispielsweise die intermetallischen $Ni_3(M)$ -Phasen γ' und γ'' , aber auch MC-, M_6C - sowie $M_{23}C_6$ -Karbide tragen dazu bei [Bue11], [Pol06].

Die γ' -Phase liegt als kohärente $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ -Phase vor. Ihr Volumenanteil kann in Schmiedelegierungen bis zu 20 % betragen, in Gusslegierungen kann dieser Anteil sogar bis zu 60 % erreichen. Die gute Kohärenz zur Matrix sorgt für eine hohe Stabilität der γ' -Phase. Je nach Legierungszusammensetzung geht die γ' -Phase erst bei Temperaturen zwischen 960 °C und 1320 °C in Lösung, auch eine Vergrößerung der Teilchen setzt erst bei sehr hohen Temperaturen ein. Der Anteil der γ' -Phase kann jedoch nicht beliebig gesteigert werden. Bei Aluminiumgehalten über 5 % und ausreichend hohen Chromgehalten können sich Al_2O_3 -Deckschichten bilden. Ein zu hoher Titangehalt kann zur Bildung einer intermetallischen η -Phase (Ni_3Ti) führen, die versprödet auf das Verformungsvermögen des Werkstoffs wirkt. Das Element Tantal ermöglicht geringfügig eine weitere Steigerung des γ' -Gehalts. Die Form der Ausscheidungen wird durch deren Größe beeinflusst. Während sich Teilchen bis zu einer Größe von etwa 0,1 μm eher kugelig ausscheiden, ist die Form größerer Teilchen eher kubisch. Erst eine eventuelle weitere Vergrößerung im Betrieb führt dazu, dass sich die Ausscheidungen wieder abrunden [Bue11]. In [Abbildung 2.13](#) sind γ' -Ausscheidungen in der Nickelbasislegierung CM 247 LC gezeigt.



[Abbildung 2.13](#): γ' -Phase in der Nickelbasislegierung CM 247 LC, geätzt mit V2A-Beize (links) und Molybdänsäure (rechts) [Spe13]

Einen ebenfalls festigkeitssteigernden Effekt bewirkt die Ausscheidung der metastabilen, teilweise kohärenten γ'' -Phase, die als $\text{Ni}_3(\text{Nb,Mo,Al,Ti})$ -Partikel überwiegend in Plättchenform vorliegt [Cie88]. Dies kann je nach Orientierung der Plättchen auch einen negativen Einfluss auf die Kerbempfindlichkeit und die Ermüdungsfestigkeit haben [Sun85]. Die γ'' -Phase neigt im Gegensatz zur γ' -Phase zur Vergrößerung während des Betriebs, was eine Reduzierung der Duktilität bedingen kann. Bei höheren Niobgehalten und längeren Glühzeiten wandelt sich die γ'' -Phase in die stabile δ -Phase um, die jedoch inkohärent zur Matrix ist. Dies führt zwar zu einem Anstieg der Streckgrenze und Zugfestigkeit, jedoch verringert sich damit die Zähigkeit. Auch die Kerbempfindlichkeit und die Ermüdungsfestigkeit werden dadurch negativ beeinflusst [Bue11], [Mat99]. Liegt der Niobgehalt unter 4 %, reduziert sich bei Schmiedestücken die Bildung der δ -Phase auf ein Minimum.

Karbide spielen für Nickelbasislegierungen eine geringere Rolle als für die modernen 9 - 12 % Chromstähle. Am bedeutendsten sind die $M_{23}C_6$ -Karbide, bei denen auch für diese Legierungen hauptsächlich das Element Chrom den Platz als Metallatom einnimmt. Beim Lösungsglühen werden diese Teilchen weitestgehend aufgelöst und scheiden sich bei den Aushärtungsbehandlungen an den Korngrenzen aus. Vorteilhaft sind dabei kugelförmige Karbide, da sie zur Behinderung des Korngrenzengleitens beitragen [Bue11].

Abhängig von der chemischen Zusammensetzung sind bei Nickelbasislegierungen auch weitere intermetallische Phasen zu beobachten. Häufige Vertreter sind die Laves-Phase $(Fe, Cr, Mn, Si)_2(Mo, W, Nb, Ti)$, die σ -Phase $(Fe, Ni, Co)_x(Cr, Mo, W)_x$, die μ -Phase $(Co, Fe)_7(Mo, W)_6$ oder die inkohärente η -Phase in Form von Ni_3Ti . Aufgrund ihrer schlechten Passung in der Nickelmatrix verringern diese Ausscheidungen die Dauerfestigkeit und wirken sich verspröden auf das Verformungsvermögen aus [Nei12]. Die Bildung dieser Phasen kann durch die Zugabe bestimmter Elemente unterdrückt werden [Bue11].

Die hervorragenden Hochtemperatureigenschaften von Nickelbasislegierungen führen jedoch auch zu Herausforderungen in der Herstellung großer Komponenten. Dadurch, dass sich einerseits die für die Festigkeit maßgeblich verantwortliche γ' -Phase erst bei sehr hohen Temperaturen auflöst – das Lösungsglühen wird für den Alloy 617 beispielsweise bei Temperaturen um 1175 °C durchgeführt [Spe05] – die Legierungen mit 1290 °C bis 1380 °C andererseits einen relativ niedrigen Schmelzpunkt aufweisen [Thy05], [Thy07], ist der Temperaturbereich zur Warmformgebung sehr eingeschränkt. Deshalb ist es sowohl technologisch als auch wirtschaftlich sinnvoll, Nickelbasislegierungen ausschließlich im thermisch und mechanisch höchstbeanspruchten Teil des Turbinenstrangs einzusetzen.

2.3 Schweißverbindungen artfremder Werkstoffe

Die für den Turbinenstrang vorgesehene stoffschlüssige Verbindung zwischen einem modernen 9 - 12 % Chromstahl und einer Nickelbasislegierung soll in Form einer Schweißverbindung realisiert werden. Schweißen ist nach DIN EN 14610 der „Vorgang, der Metall(e) unter Aufwand von Wärme [...] derart verbindet, dass sich ein kontinuierlicher innerer Aufbau des verbundenen Metalles bzw. der verbundenen Metalle ergibt.“ [DIN14610, S. 6]. Im Gegensatz zum Löten erfolgt beim Schmelzschweißen auch ein Aufschmelzen der zu fügenden Grundwerkstoffe [Dil06], [GSI07].

Der Wärmeeintrag beim Schweißen beeinflusst die Grundwerkstoffe in naheliegenden Bereichen, indem diese sozusagen einer kurzzeitigen, örtlich begrenzten Wärmebehandlung unterzogen werden [Dil05], [Poh99]. Für umwandlungsfähige Werkstoffe, wie die modernen 9 - 12 % Chromstähle, resultiert die lokale Wärmeeinbringung abhängig von der erreichten Spitztemperatur in einer teilweisen Austenitisierung oberhalb A_{c1} oder einer vollständigen Austenitisierung oberhalb A_{c3} , Abbildung 2.14. Diese beiden werkstoffspezifischen Temperaturen sind zudem abhängig von der Aufheizgeschwindigkeit, da auch Diffusionsvorgänge zeit- und temperaturabhängig sind und daher während des Aufheizvorgangs bei hohen Heizraten erst bei höheren Temperaturen ablaufen. Eine Gefügeumwandlung oder Kornwachstum setzt also beim schnellen Wärmeeintrag durch das Schweißen erst bei einer erhöhten Temperatur ein. Die werkstoffspezifischen Temperaturen A_{c1} und A_{c3} in Abhängigkeit von der Heizrate sind in Abbildung 2.14 am Beispiel des Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Diagramms (ZTA) eines unlegierten Stahls gezeigt [Dil05].

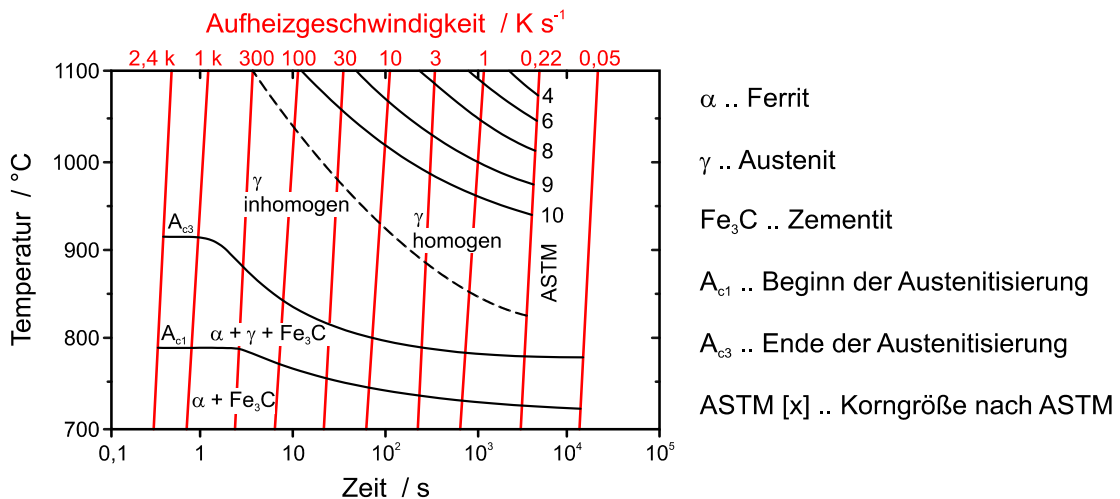


Abbildung 2.14: Einfluss der Aufheizgeschwindigkeit auf die Austenitisierungstemperatur und die sich bildende Austenitkorngröße eines unlegierten Stahls [Dil05]

Im an das Schmelzbad angrenzenden Grundwerkstoff kommt es durch die Wärmeeinbringung beim Schweißen, abhängig von der lokal erreichten Maximaltemperatur, zur Bildung der sogenannten Wärmeeinflusszone (WEZ). Diese kann ausgehend von der Schweißnaht (SN) grob in folgende drei Bereiche unterteilt werden:

- Grobkornzone (WEZ 1, Spitztemperatur $\gg A_{c3}$)
- Feinkornzone (WEZ 2, Spitztemperatur $> A_{c3}$)
- Interkritische Zone (WEZ 3, Spitztemperatur zwischen A_{c1} und A_{c3})

Das Gefüge durch den lokalen Wärmeeintrag beim Schweißen ist schematisch in Abbildung 2.15 anhand des metastabilen Eisenkohlenstoffdiagramms veranschaulicht. Die schnelle Aufheizgeschwindigkeit ist darin jedoch nicht berücksichtigt.

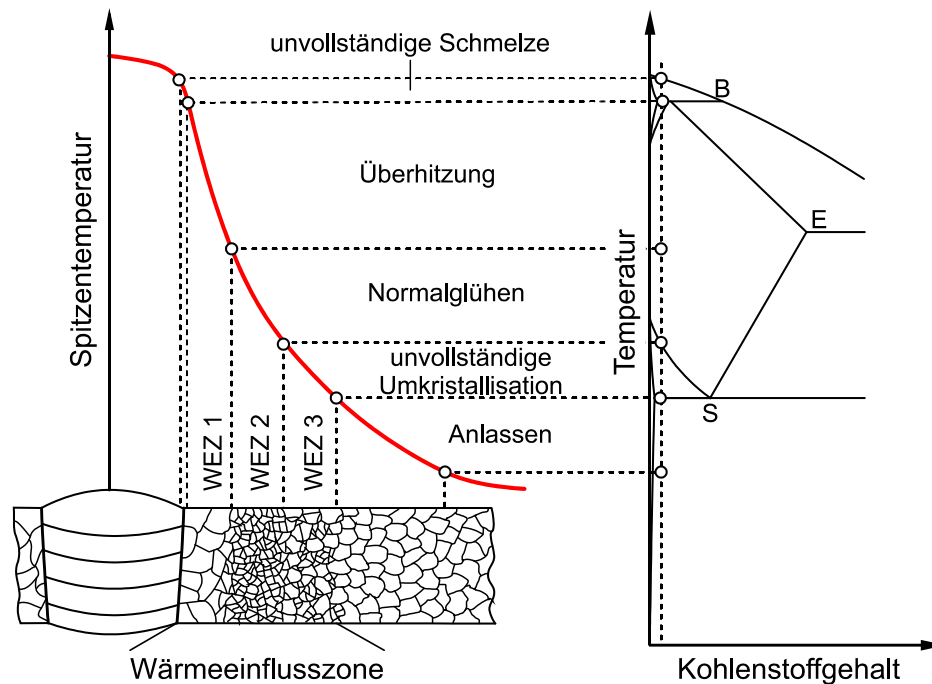


Abbildung 2.15: Einfluss der lokalen Wärmebeeinbringung auf die WEZ eines unlegierten Stahls (schematisch) nach [Bau09], [Dil05]

Die entstehende Wärmebeeinflusszone weist abhängig vom Abstand zur Schweißnaht unterschiedliche Eigenschaften auf. In der Grobkornzone liegt im Vergleich zur übrigen WEZ eine grobe Kornstruktur vor. Die Spitztemperaturen in unmittelbarer Nähe zur Fusionslinie bringen nahezu alle Ausscheidungen in Lösung und begünstigen das Austenitkornwachstum, auch nach der Abkühlung bleibt das Gefüge grobkörnig. Dadurch weist die WEZ 1 sehr gute Zeitstandeigenschaften und eine hohe Härte auf. Im Gegensatz dazu gehen in der WEZ 2, also etwas weiter von der Fusionslinie entfernt als die WEZ 1 und damit bei Temperaturen moderat oberhalb A_{c3} , nicht alle Ausscheidungen vollständig in Lösung. Die Ausscheidungen behindern das Austenitkornwachstum und es entsteht beim Abkühlen ein feinkörniges Gefüge mit vergleichsweise hoher Duktilität und Festigkeit. Die Zeitstandfestigkeit der WEZ 2 liegt im Vergleich zur WEZ 1 deutlich niedriger, da Korngrenzengleiten und die im Vergleich zur Volumendiffusion schneller ablaufende Korngrenzendiffusion zu bevorzugtem Auftreten von Kriechporen an Korngrenzen führen. Im Anschluss an die WEZ 2 kommt es in der interkritischen Zone bei Temperaturen zwischen A_{c1} und A_{c3} zu keiner vollständigen Austenitisierung des Werkstoffs. In den umgewandelten Bereichen ist ein feinkörniges Gefüge zu beobachten, zusätzlich kommt es zur Vergrößerung von Ausscheidungen. Beide Effekte haben einen negativen Einfluss auf die Zeitstandeigenschaften. Bei martensitischen Stählen ist die interkritische Zone innerhalb der gesamten WEZ daher der Bereich mit der geringsten Zeitstandfestigkeit. An die WEZ 3 grenzt eine Zone vollständig angelassenen Grundwerkstoffs an, der eine geringere Zugfestigkeit besitzt als die WEZ und der unbeeinflusste Grundwerkstoff. Erst in größerem Abstand von der Fusionslinie – je nach einge-

setztem Schweißverfahren bis zu 5 mm – liegt wieder unbeeinflusster Grundwerkstoff vor. Eine Übersicht über die Gefügeausbildung in den einzelnen Zonen gibt Bauer in [Bau10a] für den Werkstoff P92, Abbildung 2.16.

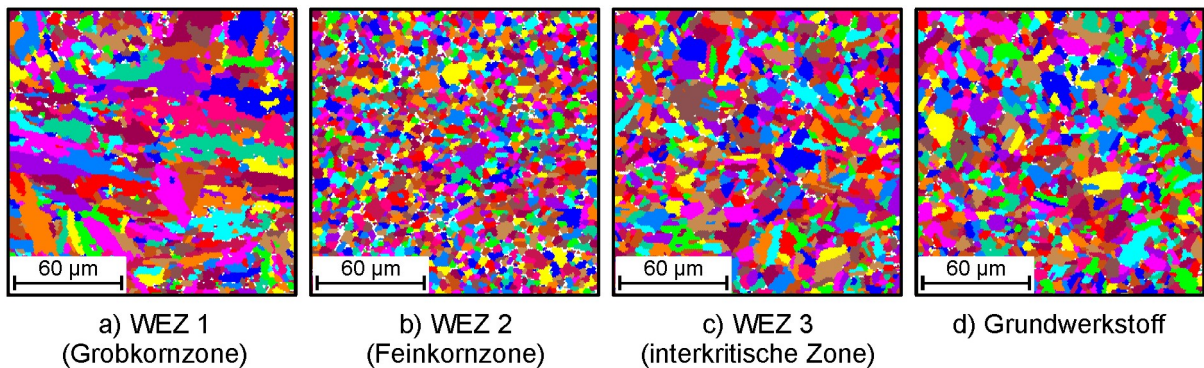


Abbildung 2.16: EBSD-Untersuchungen zur Kornstruktur in der WEZ am Werkstoff P92 [Bau10a]

Risse in einer Schweißverbindung können während der gesamten Lebensdauer der Verbindung entstehen, beginnend mit dem Schweißprozess über die Wärmenachbehandlung bis hin zum Betrieb. Die Risse können dabei in verschiedenen Bereichen der Naht auftreten [Bue11a], [Vis00]. Sie werden in der Literatur häufig nach dem Ort ihres Auftretens in entsprechende Typen klassifiziert. Durchgesetzt haben sich auf internationaler Ebene die Bezeichnungen „Type I“ bis „Type IV“ [ECCC05], die schematisch in Abbildung 2.17 gezeigt sind.

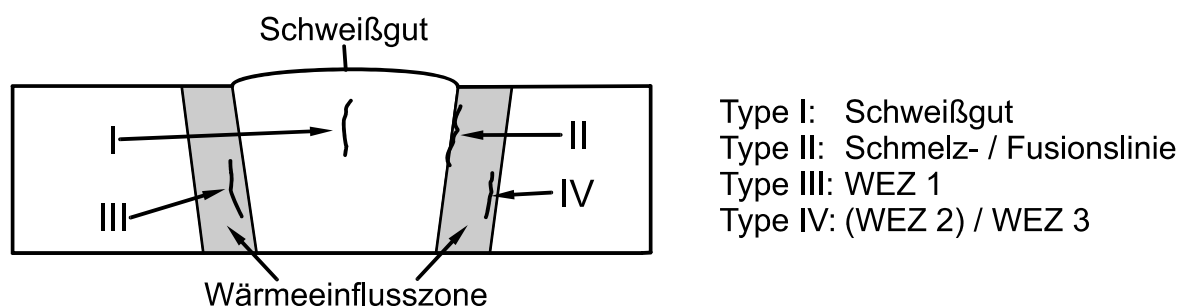


Abbildung 2.17: Rissklassifizierungen bei Schweißnähten, nach [ECCC05]

Ein für zeitstandbeanspruchte, geschweißte Kraftwerksstähle typisches und in der Literatur vielfach beschriebenes Versagensbild im Betrieb ist das sogenannte „Type IV Cracking“. Der Zeitstandbruch ist bei diesem Versagen in der interkritischen Wärmeeinflusszone zu beobachten [Mai99]. Besonders bei niedrigen Spannungen reduziert sich durch die Konzentration der Kriechschädigung auf eine lokale Zone die integral messbare Verformung. Zusätzlich tritt der Zeitstandbruch für die Schweißverbindung in vielen Fällen früher ein als für den unbeeinflussten Grundwerkstoff.

Zur Erläuterung des Versagens in der WEZ 3 kann auf Ergebnisse von Zeitstandversuchen an thermisch gefügesimulierten Proben aus der Literatur zurückgegriffen werden [Abe10], [Roo09]. Für die Untersuchungen wurden Rohlinge aus dem

Grundwerkstoff einem Thermozyklus unterworfen, der beim Schweißvorgang für einen bestimmten Bereich der WEZ charakteristisch ist. Die Proben mit simuliertem WEZ-Gefüge zeigen im Vergleich zum Grundwerkstoff stark unterschiedliche Zeitstandeigenschaften. Während die Proben, an denen der Temperaturzyklus der WEZ 1 nachgebildet wurde, eine höhere Zeitstandfestigkeit aufweisen als der Grundwerkstoff, ist die geringste Zeitstandfestigkeit für die Proben zu beobachten, deren Spitztemperatur bei der Gefügesimulation zwischen 850 °C und 900 °C lag, Abbildung 2.18. Dieser Temperaturbereich entspricht dem der unvollständigen Umwandlung in der WEZ 3. Damit besitzt die interkritische WEZ im Vergleich zur übrigen WEZ und dem Grundwerkstoff nachweislich den geringsten Kriechwiderstand. Die Zeitstandfestigkeit der Schweißnaht ist daher generell geringer einzuschätzen als die Zeitstandfestigkeit des Grundwerkstoffs.

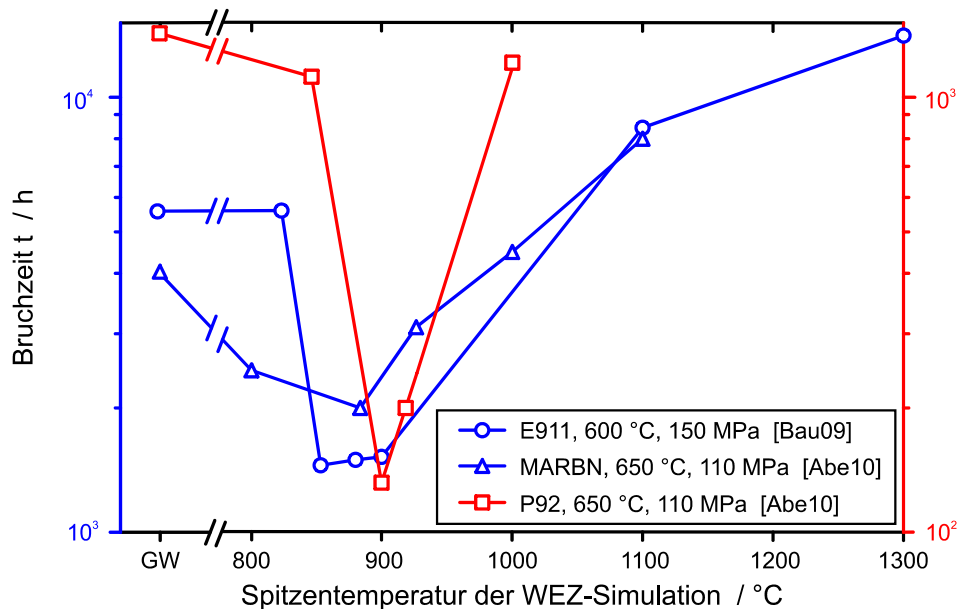


Abbildung 2.18: Zeitstandfestigkeit gefügesimulierter Proben [Abe10], [Bau09]

Einer der Forschungsschwerpunkte auf dem Gebiet der modernen 9 - 12 % Chromstähle wird daher in Zukunft die Verbesserung der Eigenschaften der Wärmeeinflusszone oder die Unterdrückung ihrer Entstehung sein. Als vielversprechend erweist sich bisher der in Kapitel 2.2 angesprochene Ansatz, gezielt Bor und Stickstoff in den Werkstoff einzubringen, wie beispielsweise bei den MARBN Stählen oder dem Werkstoff NPM1 [Alb11], [Abe10], [Abe07], [May07]. Neben einer verbesserten Langzeitstabilität der Mikrostruktur besitzen diese Werkstoffe den Vorteil, dass sie durch den beim Schweißen eingebrachten Wärmezyklus keine ausgeprägte Kornverfeinerung erfahren. So fällt der Abfall der Zeitstandfestigkeit für die interkritische WEZ des MARBN geringer aus als für die vergleichbaren Werkstoffe, Abbildung 2.18. In einer Studie stellt Abe den Unterschied der Zeitstandfestigkeit des Werkstoffs P92 und einer MARBN-Variante mit 139 ppm Bor und 24 ppm Stickstoff sowie deren Schweißverbindungen bei 650 °C vor, [Abe12].

Darin weist der MARBN eine höhere Zeitstandfestigkeit auf als der P92. Auch der Abfall der Zeitstandfestigkeit der MARBN-Schweißverbindung fällt deutlich geringer aus als für die Schweißverbindung des P92. Grund dafür ist die unterdrückte Entstehung der ausgeprägten Wärmeeinflusszone [May07].

Die Bruchlage von Zeitstandproben artgleicher Schweißverbindungen konventioneller Kraftwerksstähle liegt bei hohen Spannungen und kurzen Beanspruchungszeiten häufig noch im Grundwerkstoff. Die Zeitstandfestigkeit des Grundwerkstoffs wird dabei annähernd erreicht. Erst bei niedrigerer Spannung und damit zunehmender Beanspruchungszeit – also einer Beanspruchung, die dem realen Betriebsfall näher kommt – findet ein sogenannter „Bruchlagenwechsel“ in die interkritische WEZ statt. Mit dem Type IV Cracking geht, wie bereits erwähnt, auch ein Abfall der Zeitstandfestigkeit im Vergleich zum Grundwerkstoff einher. Im Zeitstandfestigkeitsschaubild ergibt sich daraus ein in der Literatur für Schweißverbindungen häufig zitiertes „S-Schlag“. Schematisch ist die Verringerung der Zeitstandfestigkeit durch den Bruchlagenwechsel in [Abbildung 2.19](#) gezeigt. Die Bruchzeit, ab der ein Bruchlagenwechsel vom Grundwerkstoff in die interkritische WEZ zu beobachten ist, ist sowohl werkstoff- als auch temperaturabhängig [Kle11], [Bau09], [May07], [Mai97].

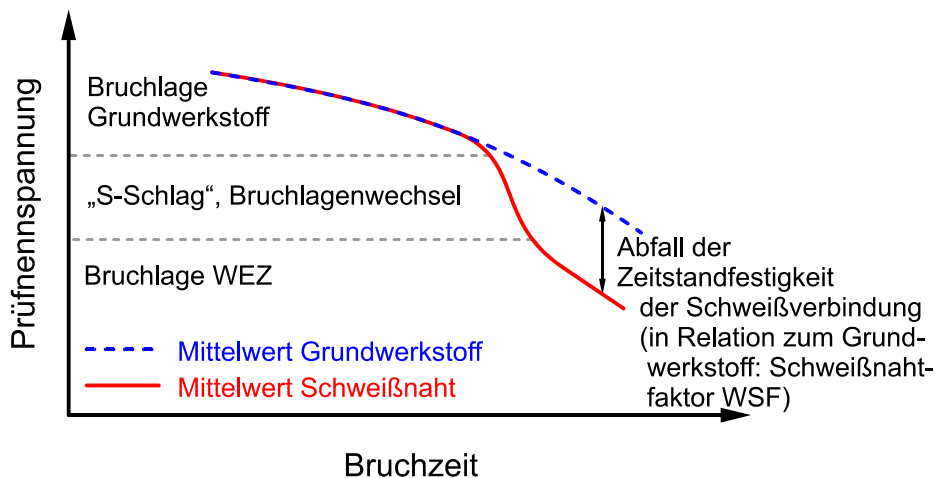


Abbildung 2.19: Vergleich der Zeitstandfestigkeit zwischen Grundwerkstoff und Schweißverbindung

Zur Quantifizierung der verringerten Zeitstandfestigkeit einer Schweißverbindung im Vergleich zum Grundwerkstoff wird häufig ein Schweißnahtfaktor oder Schweißminderungsfaktor (Weld Strength Factor, WSF) herangezogen. Schematisch ist dieser Faktor in Abhängigkeit von der Temperatur für einzelne Werkstoffe in [Abbildung 2.20](#) aufgetragen. Er bestimmt sich nach der Formel [Sch05a]:

$$\text{WSF}(T) = \frac{R_{m/t/T/\text{Schweißverbindung}}}{R_{m/t/T/\text{Grundwerkstoff}}} \quad (2.1)$$

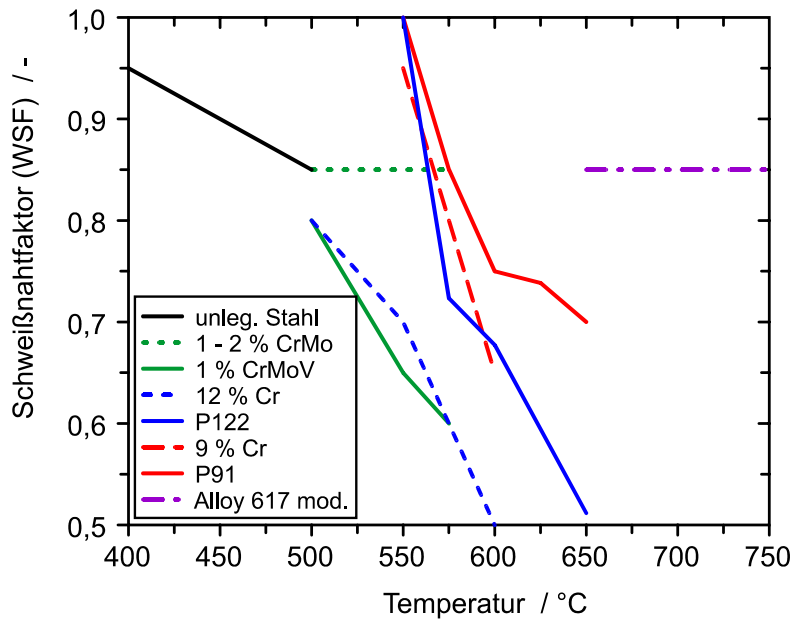


Abbildung 2.20: Schweißnahtfaktoren im Temperaturbereich von 400 °C bis 750 °C für ausgewählte Werkstoffe, bezogen auf die 100000 h-Zeitstandfestigkeit, nach [Sch05a], [Kle11]

Der WSF nimmt mit steigender Temperatur ab. Werden Kraftwerksstähle in einer Schweißverbindung nahe ihrer maximal zulässigen Betriebstemperatur eingesetzt, ist in der Auslegung daher auf die Berücksichtigung eines ausreichend niedrigen Schweißnahtfaktors zu achten. Ebenso ist zu erkennen, dass auch Werkstoffe, die wie beispielsweise der Alloy 617 mod. beim Schweißen keine Phasenumwandlung durchlaufen, in einer Schweißverbindung eine Verringerung ihrer Zeitstandfestigkeit erfahren. Zwar bilden Nickelbasislegierungen beim Schweißen keine WEZ aus, es kommt jedoch zu einer Auflösung und Neubildung von Ausscheidungen in nahtnahen Bereichen und zu Veränderungen der Mikrostruktur, wodurch das Zeitstandverhalten beeinflusst wird.

Bei Bauteilen mit großen Abmessungen muss die Schweißung in mehreren Lagen ausgeführt werden. Die Gefügeausbildung in Mehrlagenschweißungen stellt sich üblicherweise komplexer dar als bei einer Einlagerschweißung, da eine neue Schweißlage eine darunterliegende und deren WEZ zusätzlich wärmebehandelt. So kann die WEZ 1, die beim Schweißen einer Lage angrenzend an die Fusionslinie entsteht, beim Schweißen der darüberliegenden Lage mit einer Temperatur beaufschlagt werden, die für einen anderen WEZ-Bereich, beispielsweise den der WEZ 3, typisch ist. Während Mehrlagenschweißungen teilweise gezielt eingesetzt werden, um die Zähigkeit der ansonsten spröden WEZ 1 zu erhöhen, indem sich beim Schweißen einer darüberliegenden Lage ein feinkörniges Gefüge ausbildet [Sto82], hat das feinkörnige Gefüge einen negativen Effekt auf das Zeitstandverhalten. Eine Einteilung der WEZ in die charakteristischen Bereiche WEZ 1, WEZ 2 und WEZ 3 ist bei Mehrlagenschweißungen somit nicht mehr ohne weiteres möglich.

Zusätzliche Komplexität entsteht beim Schweißen artfremder Werkstoffe, wie beispielsweise bei der Verbindung einer Nickelbasislegierung an einen 9 - 12 % Chromstahl. Bauer zeigt in [Bau10] schematisch die engen Grenzen, in denen die Schweißparameter für Spezialwerkstoffe oft liegen. Während diese Werkstoffe durch den Einsatz eines geeigneten Schweißzusatzwerkstoffs meist artgleich schweißbar sind, können sich die Schweißparameter zweier artfremder Grundwerkstoffe in noch engeren Grenzen bewegen oder gar ausschließen. Im Fall, dass für eine Werkstoffkombination kein geeignetes Schweißgut existiert oder die einzuhaltenden Prozessparameter zu unterschiedlich sind, kann beispielsweise eine Pufferung Abhilfe schaffen [Bue11a]. Dabei wird zuerst auf mindestens einen Grundwerkstoff ein geeignetes Schweißgut aufgepuffert. Erst im Anschluss daran wird die Verbindung zwischen den beiden nicht artgleichen Fügepartnern hergestellt.

Mischschweißverbindungen zwischen ferritischen und austenitischen Werkstoffen kommen in der Kraftwerkstechnik in Verrohrungen bereits seit den 1960er Jahren zum Einsatz [Eat69], [Eck64], [Eme62]. Zum Versagensverhalten dieser sogenannten Schwarz-Weiß-Verbindungen wurden Mitte der 1980er Jahre mehrere Studien veröffentlicht, die das Auftreten eines nahezu verformungslosen Bruchs in unmittelbarer Nähe des Übergangsbereichs vom Schweißgut zum Grundwerkstoff, der Fusionslinie, nach längerer Betriebsdauer beschreiben [Nic86], [Gan85], [Rob85], [Vis85], [Klu82]. Mikrostrukturelle Untersuchungen konnten eine Kohlenstoffanreicherung in dieser Zone nachweisen [Dup10] [Bre09], [Par01], [Par01a]. Wie dies mit dem Auftreten des Fusionslinienbruchs zusammenhängt, kann bisher jedoch nicht eindeutig erklärt werden, denn auch das eingesetzte Schweißgut beeinflusst das Auftreten der Fusionslinienbrüche. So ist die Lebensdauer bei Verbindungen mit Nickelbasis-Schweißgut deutlich größer als bei Verbindungen mit Edelstahl-Schweißzusatzwerkstoffen [Vis85]. Die Fusionslinienbrüche, häufig auch als „Disbonding“ bezeichnet [DVS3011], wurden auch für Schwarz-Weiß-Verbindungen beobachtet, die bei Temperaturen eingesetzt wurden, bei denen kein technisch relevantes Kriechen auftritt. Jedoch konnte der Schadenshergang unter Ausschluss der Berücksichtigung von Kriechvorgängen für diese Verbindungen nicht eindeutig rekonstruiert werden [Sch11].

Datenbasis und Erfahrungswerte zu den verformungsarmen Zeitstandbrüchen in der Fusionslinie sind insgesamt überschaubar und erstrecken sich überwiegend auf Verbindungen zwischen 1 - 2 % Chromstählen und austenitischen Stählen [Erh13], [Dup10]. Insbesondere die genauen Umstände der Entstehung dieser Brüche bedürfen weiterer Untersuchungen. Bindefehler bereits beim Schweißen sind auszuschließen, da weder bei quasistatischen Zugversuchen noch bei zyklischen Versuchen ein ähnliches Versagen in der Fusionslinie zu beobachten ist.

Mehrfach wurde bereits erwähnt, dass in fossil befeuerten Kraftwerken der neuesten Generation Schweißverbindungen aus modernen 9 - 12 % Chromstählen und Nickelbasislegierungen eingesetzt werden sollen. Bei der angestrebten Einsatz-temperatur der Naht zwischen 550 °C und 600 °C ist auf der Nickelbasis-Seite keine Zeitstandschädigung zu erwarten. Vielmehr steht die 10 % Cr-Seite als versagensrelevanter Bereich im Mittelpunkt der Untersuchungen. Im Zeitstandversuch muss für diese Verbindungen mit zwei unterschiedlichen Versagensarten gerechnet werden. Einerseits kann Versagen wie bei herkömmlichen artgleichen Schweißverbindungen hochwarmfester eisenbasierter Kraftwerksstähle in der WEZ 3 auftreten, andererseits wie bei Schwarz-Weiß-Verbindungen in Form eines Fusionslinienbruchs.

Auch an der MPA Universität Stuttgart wurden Forschungsarbeiten durchgeführt, die das Verhalten von Mischschweißverbindungen charakterisieren [Kro15], [Kle11a], [Roo09]. Die Bruchlage der Zeitstandproben der untersuchten Verbindungen liegt überwiegend in unmittelbarer Nähe zur Fusionslinie. Ebenso ist auch ein Restbruch auf der Seite des Chromstahls zu erkennen, Abbildung 2.21. Die Verläufe der Kriechkurven dieser Versuche zeigen einen sprunghaften Anstieg der Kriechdehnung ohne ausgeprägten Tertiärkriechbereich. Dadurch ist eine Überwachung der Schädigungsentwicklung anhand makroskopischer Merkmale wie der Kriechdehnung kaum möglich. Speziell für die Kombination Nickelbasislegierung an 9 - 12 % Chromstahl unter Beanspruchung bei hohen Temperaturen fehlt eine ausführliche Diskussion der zum Versagen führenden Vorgänge bisher.



Abbildung 2.21: Zeitstandversagen in der Fusionslinie an zwei unterschiedlichen Mischschweißverbindungen [Kle11a], [Roo09]

Die Übertragbarkeit bisheriger Erkenntnisse über das Versagensverhalten von Schwarz-Weiß-Verbindungen auf die Verbindung von modernen 9 - 12 % Chromstählen und Nickelbasislegierungen ist daher zu untersuchen. Ebenso ist die Anwendbarkeit des Schweißnahtfaktors auf die Verbindungen zu überprüfen. Darauf aufbauend kann schließlich die numerische Beschreibung des Verhaltens der Schweißnaht angestrebt werden.

2.4 Numerische Beschreibung des Werkstoffverhaltens

Die numerische Beschreibung des Werkstoffverhaltens erstreckt sich auf eine Vielzahl von mathematischen Ansätzen, die in Finite-Element-Programme implementiert sind. Aufgrund der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuche beschränken sich die folgenden Abschnitte auf einen Überblick über relevante Ansätze und Werkstoffgesetze zur Beschreibung des Zeitstandverhaltens sowie des Verhaltens unter niederzyklischer Ermüdungsbeanspruchung. Auf die angewendeten Modelle wird ebenfalls kurz eingegangen.

Meist kommen zur Simulation des Werkstoffverhaltens phänomenologische Modelle zum Einsatz. Experimentelle Ergebnisse können mit diesen Modellen gut beschrieben werden, beispielsweise der Zusammenhang von Spannung, Temperatur und Bruchzeit im Zeitstandversuch. Die Ergebnisse der Simulation beruhen aber nicht auf werkstoffmechanischen Vorgängen wie etwa Versetzungsbewegungen. Um diese numerisch abzubilden, bedarf es physikalischer Modelle, die beispielsweise mikrostrukturelle Veränderungen mit der Kriechschädigung korrelieren. Dazu müssen die verschiedenen werkstoffmechanischen Vorgänge jedoch streng voneinander abgrenzbar sein und geeignete mathematische Ansätze zur Beschreibung der entsprechenden Effekte existieren. Die Versuchsdatenbasis physikalischer Modelle ist also durch eine Vielzahl aufwendiger Untersuchungen zu erzeugen, während phänomenologische Modelle im Gegensatz dazu bereits mit einer überschaubaren Anzahl an Versuchsdaten gute Ergebnisse liefern können. Gerade bei der Modellierung der einzelnen Wärmeeinflusszonen einer komplexen Mischschweißverbindung ist der Einsatz physikalischer Modelle aufgrund der aufwendigen Bestimmung der Materialparameter nahezu unmöglich.

2.4.1 Zeitstandverhalten

Auf Basis phänomenologischer Modelle wird das Zeitstandverhalten unter einachsiger Beanspruchung in den meisten Fällen durch Ansätze abgebildet, die die Kriechdehnung als Funktion von Spannung, Temperatur und Zeit beschreiben. Die Kriechkurve setzt sich in diesen Kriechmodellen in der Regel aus einer Summierung der Einzeldehnungen der jeweiligen Kriechbereiche $\varepsilon_{k,I}$, $\varepsilon_{k,II}$ und $\varepsilon_{k,III}$ zusammen. Berücksichtigt man auch die inelastische Anfangsdehnung ε_0 , so ergibt sich daraus die inelastische Gesamtdehnung:

$$\varepsilon_{inel} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{k,I} + \varepsilon_{k,II} + \varepsilon_{k,III} \quad (2.2)$$

Schematisch ist in [Abbildung 2.22](#) die aus der Addition der einzelnen Bereiche resultierende Kriechkurve veranschaulicht. Je nach Komplexität des Kriechmodells fließen die unterschiedlichen Summanden zur Abbildung der Kriechkurve mit ein.

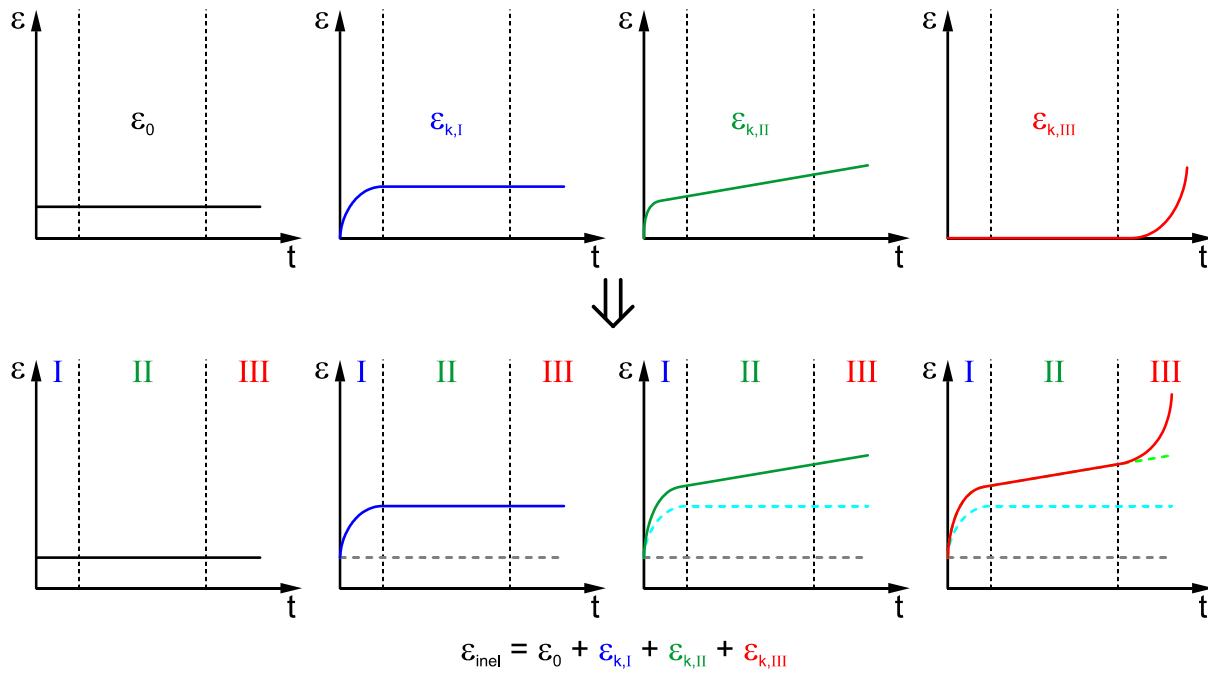


Abbildung 2.22: Schematischer Aufbau phänomenologischer Kriechmodelle

Die einfachsten Kriechgesetze berücksichtigen lediglich den Teil des sekundären Kriechens, in dem die Kriechdehnung aufgrund einer konstanten Kriechdehnrate einen linearen Anstieg erfährt. Der bekannteste Vertreter zur Berechnung des stationären Kriechverhaltens ist das Kriechgesetz nach Norton [Nor29]:

$$\varepsilon_k = A \cdot \sigma^n \cdot t \quad (2.3)$$

Eine Erweiterung dieses Ansatzes stellt das Norton-Bailey Modell dar [Bai35], mit dem zusätzlich zum stationären Kriechen auch der primäre Kriechbereich beschrieben werden kann:

$$\varepsilon_k = A \cdot \sigma^n \cdot t^m \quad (2.4)$$

Neben dem Norton-Bailey Modell gibt es weitere Ansätze zur mathematischen Beschreibung des Primär- und Sekundärkriechbereichs. Beispiele hierfür sind die Modelle von McVetty [Mcv34], Griffith und Marin [Gri56] sowie Garofalo [Gar63]. Die leistungsfähigsten phänomenologischen Modelle bilden alle drei Kriechbereiche ab. Eine Erweiterung des Modells von Norton und Bailey auf alle drei Kriechbereiche geben Graham und Walles [Gra55]:

$$\varepsilon_k = \sum_{i=1}^3 A_i \cdot \sigma^{n_i} \cdot t^{m_i} \quad (2.5)$$

Die oben angesprochenen Modelle besitzen in der dargestellten Form nur für den isothermen Zustand Gültigkeit. Die Anpassung der Materialparameter erfolgt anhand von Versuchsergebnissen bei den entsprechenden Temperaturen. Während des

Betriebs treten jedoch häufig inhomogene Temperaturverteilungen auf. In einem Turbinenstrang ist dies beispielsweise während des Anfahrvorgangs (instationäre Temperaturverteilung) oder während des Betriebs (Temperaturgradient) der Fall. Daher erfolgt zur Beschreibung des Kriechverhaltens bei instationären oder inhomogenen Temperaturverteilungen eine Interpolation der Materialparameter zwischen den entsprechenden Temperaturstützpunkten. Eine weitere Möglichkeit, das anisotherme Werkstoffverhalten zu erfassen, besteht beispielsweise in der Verwendung des Arrhenius-Ansatzes, der jedoch seinerseits die Schwierigkeit der Bestimmung der Aktivierungsenergie beinhaltet.

Ein weiterer Einflussfaktor auf das Kriechverhalten ist die Mehrachsigkeit des Spannungszustands. Bei Kriechversuchen an homogenen Grundwerkstoffproben liegt üblicherweise ein einachsiger Spannungszustand vor, an den die Materialparameter angepasst werden. Im Bauteilbetrieb können aber Spannungen in alle Raumrichtungen auftreten. In Abbildung 2.3 wurde bereits gezeigt, dass unter mehrachsiger Beanspruchung von einem verfrühten Versagen auszugehen ist [Mai00]. Zur Berücksichtigung der Mehrachsigkeit sind Modifikationen der oben angesprochenen Kriechmodelle notwendig.

Modifiziertes Werkstoffmodell nach Graham, Walles

Ein Werkstoffmodell, das unter Kriechbeanspruchung auch die Mehrachsigkeit des Spannungszustands berücksichtigt, ist das im Rahmen dieser Arbeit verwendete modifizierte Kriechmodell nach Graham und Walles. Im Vergleich zur ursprünglichen Formulierung des Werkstoffgesetzes (Gl. 2.5) erfolgt die Beschreibung der Kriechkurve beim modifizierten Ansatz dehnratenbasiert. Das dritte Glied zur Beschreibung des tertiären Kriechbereichs entfällt. Stattdessen ist ein Schädigungsparameter D auf Basis des Ansatzes von Kachanov [Kac67] und Rabotnov [Rab69] in die ersten beiden Glieder implementiert. Mit zunehmender Schädigung erhöht sich durch die Erweiterung um den Schädigungsparameter die Effektivspannung, wodurch phänomenologisch der Verringerung des tragenden Querschnitts durch das Entstehen von Kriechporen Rechnung getragen wird. Zusätzlich wird beim Schädigungsparameter der Mehrachsigkeitsquotient nach Clausmeyer [Cla89] berücksichtigt. Die konstitutiven Gleichungen des modifizierten Graham-Walles-Modells sind in [Tabelle 2.3](#) aufgeführt, für eine ausführliche Beschreibung des Modells sei auf [Sch13], [Bau09] oder [Ste06] verwiesen. Soll das Kriechverhalten bei Temperaturen beschrieben werden, für die keine Materialparameter vorliegen, werden die Parameter zwischen den beiden benachbarten Temperaturstützpunkten interpoliert.

Tabelle 2.3: Konstitutive Gleichungen des modifizierten Werkstoffmodells nach Graham und Walles

Kriechrate	$\dot{\varepsilon}_k = 10^{A_1} \cdot \bar{\sigma}^{-n_1} \cdot \varepsilon_{v,Mises}^{m_1} + 10^{A_2} \cdot \bar{\sigma}^{-n_2} \cdot \varepsilon_{v,Mises}^{m_2}$
Effektivspannung	$\bar{\sigma} = \frac{\sigma_{v,Mises}}{(1-D)}$
Schädigungsrate	$\dot{D} = 10^{AD_1} \cdot \left(\left(\frac{\sqrt{3}}{q} \right)^\alpha \cdot \sigma_{v,Mises} \right)^{nD_1} \cdot \tilde{\varepsilon}^{mD_1}$ $+ 10^{AD_2} \cdot \left(\left(\frac{\sqrt{3}}{q} \right)^\alpha \cdot \sigma_{v,Mises} \right)^{nD_2} \cdot \tilde{\varepsilon}^{mD_2}$ <p>mit $\tilde{\varepsilon} = \sqrt{\langle \varepsilon_1 \rangle^2 + \langle \varepsilon_2 \rangle^2 + \langle \varepsilon_3 \rangle^2}$</p>
Mehrachsigkeitsquotient	$q = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \frac{\sigma_{v,Mises}}{\sigma_{hyd}}$
Hydrostatische Spannung	$\sigma_{hyd} = \frac{1}{3} \cdot (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$

mit A_i , m_i , n_i , AD_i , mD_i und nD_i ($i = 1, 2$): Anpassungsparameter (werkstoffabhängig)

2.4.2 Ermüdungsverhalten

Während Kriechen bereits bei Spannungen deutlich unterhalb der Streckgrenze auftritt, ist im Gegensatz dazu bei der Modellierung des Werkstoffverhaltens unter niederzyklischer Ermüdungsbeanspruchung das elastisch-plastische Werkstoffverhalten abzubilden. Die meisten metallischen Werkstoffe zeigen ein mit zunehmender Zyklenzahl ver- oder entfestigendes Spannungs-Dehnungs-Verhalten, Abbildung 2.8. Dabei ist zwischen isotroper und kinematischer Ver- oder Entfestigung zu unterscheiden, Abbildung 2.23. Das linke Schaubild zeigt die Spannung über der plastischen Dehnung für rein isotrope, also richtungsunabhängige Verfestigung. Die Fließgrenze im Druckbereich ergibt sich mit umgekehrtem Vorzeichen aus der maximalen Zugspannung im Lastumkehrpunkt, $|\sigma_{dF,n}| = \sigma_{z,max,n}$. Bei einer erneuten Zugbelastung ist die Fließgrenze so groß wie der Betrag der maximalen Druckspannung im Lastumkehrpunkt, $\sigma_{zF,n+1} = |\sigma_{d,max,n}|$. Das rechte Schaubild in Abbildung 2.23 stellt rein isotrope (Kurve ©) sowie kinematische Verfestigung (Kurve Ⓐ) einem durch Verfestigung unbeeinflussten Werkstoffverhalten (Kurve Ⓑ) gegenüber. Beim unbeeinflussten Werkstoffverhalten setzt plastische Verformung sowohl im Zug- als auch im Druckbereich unabhängig vom vorausgegangenen Halbzyklus bei Erreichen der Streckgrenze ein. Für die kinematische Verfestigung wird angenommen, dass plastische Verformung nach Durchlaufen des elastischen Bereichs zwischen Zug- und Druckfließgrenze vor der Erstbelastung auftritt. Dadurch ist die Druckfließgrenze nach vorheriger plastischer Verformung unter Zugbeanspruchung betragsmäßig geringer als die ursprüngliche Streckgrenze.

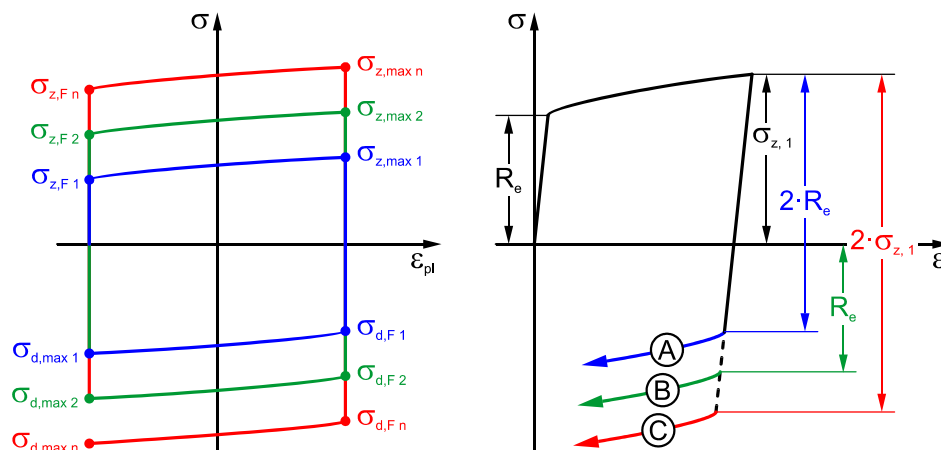


Abbildung 2.23: Schematische Darstellung von isotroper und kinematischer Verfestigung

Anhand eines Fließzylinders um die hydrostatische Achse lässt sich bestimmen, ob ein Spannungszustand zu plastischer Verformung führt. Der Vorstellung liegt die Annahme zugrunde, dass plastisches Fließen auftritt, wenn ein Spannungszustand auf der Fließgrenzfläche liegt, also auf dem Rand des Fließzylinders. Ein Spannungszustand innerhalb des Zylinders hat ausschließlich elastische Verformung zur Folge. Für linearelastisch-idealplastisches Werkstoffverhalten lautet die Fließbedingung unter Berücksichtigung des Werkstoffkennwerts k :

$$f = J_2(\bar{\sigma}) - k = 0 \quad (2.6)$$

mit

$$J_2(\bar{\sigma}) = \sqrt{\frac{3}{2} \bar{\sigma}' : \bar{\sigma}'} \quad (2.7)$$

Linearelastisch-idealplastisches Werkstoffverhalten ist eine Annahme, die das Werkstoffverhalten unter zyklischer Beanspruchung jedoch nicht ausreichend genau beschreibt. Der Fließzylinder wird durch kinematische und isotrope Ver- und Entfestigung in seiner Erscheinung verändert. Abbildung 2.24 veranschaulicht dies für den Fließzylinder im dreidimensionalen Spannungsraum sowie für die elliptische Projektion des Fließzylinders in der $\sigma_1 - \sigma_2$ -Ebene im ebenen Spannungszustand.

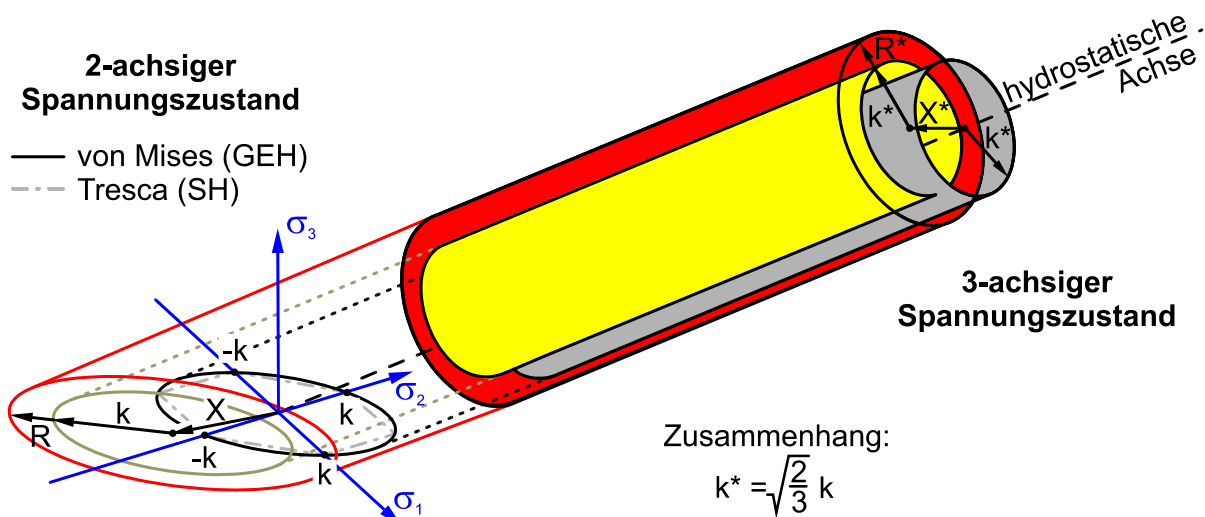


Abbildung 2.24: Fließgrenzflächen und deren Veränderung bei kinematischer und isotroper Verfestigung, nach [Rau06]

Die kinematische Verfestigung beeinflusst den Zylinderdurchmesser (k^* im 3-achsigen Fall) und den Werkstoffkennwert $k = R_e$ (im 2-achsigen Fall mit $\sigma_3 = 0$) nicht, die Größe des ursprünglichen elastischen Bereichs wird beibehalten. Es kommt jedoch zur Verschiebung der Zylinderachse (im 3-achsigen Fall) und des Mittelpunkts der Ellipse (im 2-achsigen Fall), so dass sich eine richtungsabhängige

Verfestigung einstellt. Bei isotroper Verfestigung kommt es zu einer gleichmäßigen Aufweitung des Fließzylinders um die Zylinderachse um den isotropen Verfestigungsanteil R^* im 3-achsigen Fall ($k^* \rightarrow R^* + k^*$) und zur Vergrößerung der Ellipse im 2-achsigen Fall um den projizierten isotropen Verfestigungsanteil R ($k \rightarrow R + k$).

Einfache Werkstoffmodelle zur Beschreibung von Fließvorgängen basieren lediglich auf linearelastisch-idealplastischem Werkstoffverhalten. Mit zunehmendem Detaillierungsgrad der Modelle können auch isotrope und kinematische Verfestigungsvorgänge berücksichtigt werden.

Werkstoffgesetz nach Chaboche, Nouailhas, Ohno, Wang

Zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens wird im Rahmen dieser Arbeit das Werkstoffmodell nach Chaboche, Nouailhas, Ohno und Wang (CNOW) verwendet. Es bildet sowohl isotrope als auch kinematische Verfestigung ab. Zusätzlich ist das Modell erweiterbar, um auch Kriechvorgängen Rechnung zu tragen. Es ist somit auch in der Lage, Kriechermüdung, also eine überlagerte Kriech- und Ermüdungsbeanspruchung, abzubilden. Grundpfeiler des Modells sind dazu zwei Fließfunktionen, die einerseits das elastisch plastische Verhalten bei hohen Spannungen und andererseits das Kriechverhalten bei niedrigen Spannungen abbilden. Die konstitutiven Gleichungen des Modells sind in Tabelle 2.4 aufgeführt.

Die kinematische Ver- und Entfestigung wird durch die Variable X – auch als Backstress oder Rückspannung bezeichnet – beschrieben (vergleiche Tabelle 2.4) und bewirkt eine richtungsabhängige Verschiebung der Fließfläche senkrecht zur hydrostatischen Achse. Bei überwiegend hoher Beanspruchung bietet das Modell die Möglichkeit, die Rückspannung aus der Summe von bis zu 6 gleichlautenden Einzelthermen aufzubauen, bei überwiegend niedriger Beanspruchung sieht das Modell die Summierung der Rückspannung aus bis zu 3 Einzelthermen vor. Die Variable R beschreibt die isotrope Ver- und Entfestigung und verändert den Radius des Fließzylinders. Auch für dieses Werkstoffmodell erfolgt eine Interpolation der Materialparameter zwischen zwei Temperaturstützpunkten. Für eine ausführliche Beschreibung des Modells sei auf [Rau06] verwiesen.

Tabelle 2.4: Konstitutive Gleichungen des CNOW-Modells

Fließgrenzflächen (i = 1,2)	$f_i = J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_i) - R_i - k_i - \sigma_{vis,i} = 0$ $\text{mit: } J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_i) = \sqrt{\frac{3}{2} (\bar{\sigma}' - \bar{X}'_i) : (\bar{\sigma}' - \bar{X}'_i)}$
Inelastische Dehnrate (i = 1,2)	$\dot{\bar{\epsilon}}_i = \frac{3}{2} \dot{p}_i \frac{\bar{\sigma}' - \bar{X}'_i}{J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_i)}$
Akkumulierte plastische Dehnrate (i = 1,2)	$\dot{p}_i = \left\langle \frac{J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}_i) - R_i - k_i}{K_i} \right\rangle^{n_i}$
Kinematische Verfestigungsrate (i = 1,2)	$\dot{\bar{X}}_{ij} = \frac{2}{3} c_{ij} a_{ij} \dot{\bar{\epsilon}}_i^{in} - c_{ij} \left(\Phi_{ij} + (1 - \Phi_{ij}) e^{-d_{ij} p_i} \right) \left(\frac{ \bar{X}_{ij} }{a_{ij}} \right)^{m_{ij}} \bar{X}_{ij} \dot{p}$ $- \beta_{ij} \left(J_2(\bar{X}_{ij}) \right)^{r_{ij}-1} \bar{X}_{ij} + \frac{d(c_{ij} a_{ij})}{dT} \frac{\bar{X}_{1j}}{c_{ij} a_{ij}} \dot{T}$ $\bar{X}_1 = \sum_{j=1}^6 \bar{X}_{1j} \quad \bar{X}_2 = \sum_{j=1}^3 \bar{X}_{2j}$
Isotrope Verfestigungsrate (i = 1,2)	$\dot{R}_i = b_i (Q_i - R_i) \dot{p}_i + \gamma_i Q_{ri} - R_i ^{m_i-1} (Q_{ri} - R_i)$

mit $n_i, k_i, K_i, b_i, Q_i, \gamma_i, Q_{ri}, m_i, c_{ij}, a_{ij}, \Phi_{ij}, d_{ij}, m_{ij}, \beta_{ij}, r_{ij}$
(i = 1,2; $j_{i=1} = 1 \dots 6$; $j_{i=2} = 1 \dots 3$): Anpassungsparameter (werkstoffabhängig)

3 Charakterisierung der Werkstoffe und Schweißverbindungen

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden zahlreiche Kleinproben aus vier artfremden Schweißverbindungen geprüft. Die untersuchten Verbindungen sind aus je einem 10 % Chromstahl und einer Nickelbasislegierung aufgebaut. Als Schweißzusatzwerkstoffe kommen zwei unterschiedliche Nickelbasis-Schweißgüter zum Einsatz. Im Folgenden ist die Ausgangscharakterisierung der Grundwerkstoffe sowie der Schweißverbindungen dargestellt.

3.1 10 % Chromstähle

Aus der Familie der modernen 9 - 12 % Chromstähle werden die Werkstoffe X12CrMoWVNbN10-1-1 (1.4906, X12) und X14CrMoVNbN10-1 (1.4902, X14), jeweils mit einem Chromgehalt von 10 %, in geschmiedeter Form verwendet. Beide Werkstoffe sind für den Einsatz bis 620 °C geeignet und wurden im Rahmen des COST-Programms in den 1990er Jahren als „Welle E“ (X12) und „Welle F“ (X14) in die engere Auswahl vielversprechender moderner martensitischer Werkstoffe für Hochtemperaturanwendungen genommen. Seither befassten sich mehrere Abhandlungen mit dem wolframlegierten X12 [Roo11a], [Rau06], [Sch04a], [Goe04], [Bla04] der wolframfreie X14 hingegen war nicht Teil umfangreicher Untersuchungen über das COST-Programm hinaus. Die chemische Zusammensetzung der spezifischen Schmelzen für den X12 und X14 ist nach [Boe09] und [Saa07] in Tabelle 3.1 gegeben. Die geforderten Minimal- und Maximalanteile aus dem Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 555 sind eingehalten [SEW555].

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung des X12CrMoWVNbN10-1-1 [Boe09] und X14CrMoVNbN10-1 [Saa07] im Vergleich zu den Toleranzen aus [SEW555]

	Chemische Zusammensetzung in Gew.-% (bzw. in Gew.-% x 1000 für P, S, Al, As, Sn)																
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	Nb	N	Fe	Ni	Cu	Al	As	Sn
X12CrMoWVNbN10-1-1 (spez. Schmelze)	0,12	0,1	0,5	8	1	10,26	1,03	0,98	0,19	0,053	0,06	Rest	0,79	0,03	7	5	6
X12CrMoWVNbN10-1-1 min. [SEW555]	0,10	-	0,4	-	-	10,0	1,0	0,95	0,15	0,04	0,04	Rest	0,6	-	-	-	-
	max. 0,14	0,1	0,6	15	7	11,0	1,2	1,1	0,25	0,06	0,06		0,8	-	12	-	-
X14CrMoVNbN10-1 (spez. Schmelze)	0,14	0,007	0,54	11	1	10,44	1,51	-	0,17	0,047	0,056	Rest	0,58	0,04	6	4	4
X14CrMoVNbN10-1 min. [SEW555]	0,11	-	0,4	-	-	10,0	1,4	-	0,15	0,04	0,04	Rest	0,5	-	-	-	-
	max. 0,16	0,1	0,6	15	7	11,0	1,6	-	0,25	0,06	0,06		0,7	-	12	-	-

Die mehrstufige Wärmebehandlung setzt sich für beide Chromstähle aus dem Härten sowie zwei Anlassvorgängen bei unterschiedlich hohen Temperaturen zusammen [Boe09], [Saa07]. Die Grundgefüge beider Werkstoffe zeigen in der lichtoptischen

Erscheinung keine Auffälligkeiten, es liegt das erwartete angelassene martensitische Gefüge vor. Auch die Korngröße der beiden Grundwerkstoffe ist vergleichbar und liegt nach ASTM E 112 [ASTM112] bei 5.5 für den X12 und 3.0 für den X14, Abbildung 3.1 und Abbildung 3.2.

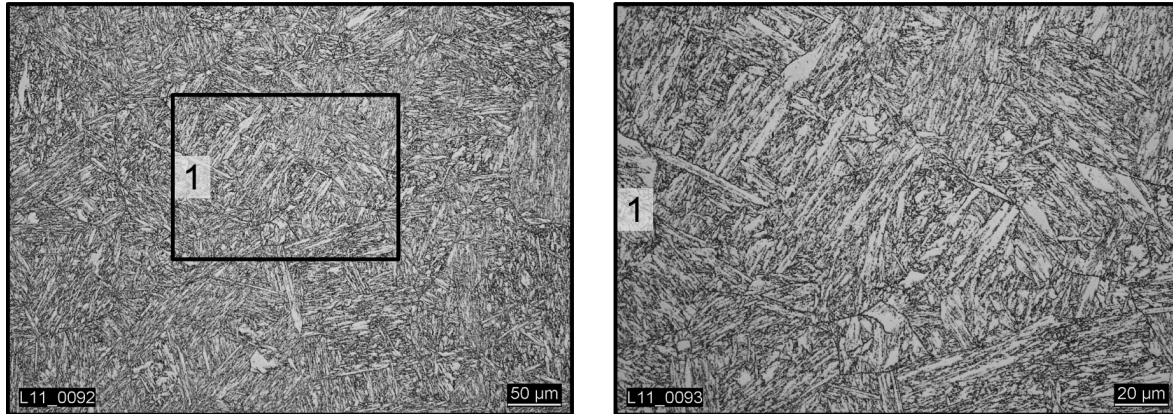


Abbildung 3.1: X12-Grundwerkstoff, aufgenommen bei 200- und 500-facher Vergrößerung, Ätzmittel Pikrin-Salzsäure

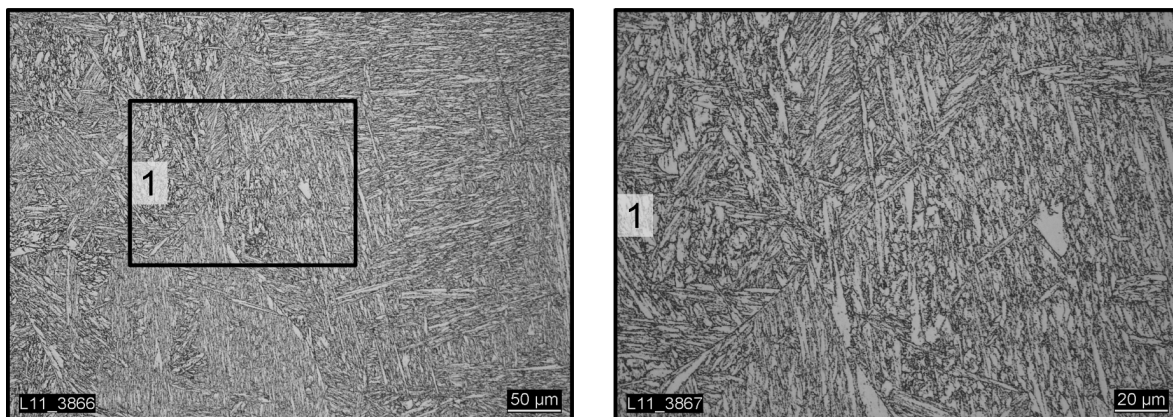


Abbildung 3.2: X14-Grundwerkstoff, aufgenommen bei 200- und 500-facher Vergrößerung, Ätzmittel Pikrin-Salzsäure

Im Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 555 sind für beide Werkstoffe auch Mindestwerte der mechanischen Eigenschaften aufgeführt [SEW555]. Die Ersatzstreckgrenze $R_{p0,2}$ aus Zugversuchen sowie den Abnahmeprüfzeugnissen [Boe09], [Saa07] liegt über den Werten aus dem Werkstoffblatt. Ebenso werden die geforderten Mindestwerte von Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Brucheinschnürung eingehalten. Auch die verbrauchte Schlagenergie im Kerbschlagbiegeversuch liegt bei Raumtemperatur für beide Werkstoffe oberhalb des vorgegebenen Wertes, Abbildung 3.3.

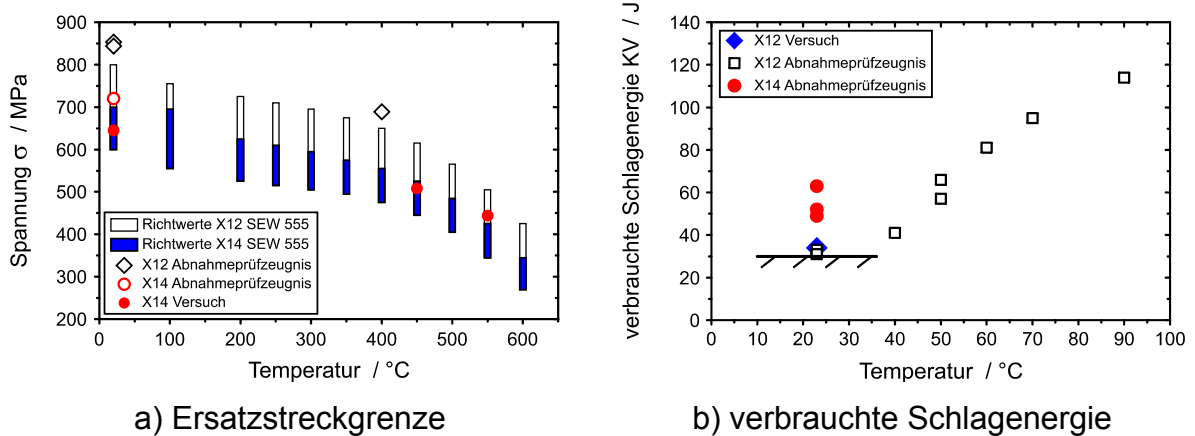


Abbildung 3.3: Ersatzstreckgrenze (links) und verbrauchte Schlagenergie (rechts) des X12CrMoVNBn10-1-1 und des X14CrMoVNBn10-1

Für den X14 Grundwerkstoff liegen keine quantitativen Informationen zum Kriechverhalten vor. Aus diesem Grund werden drei Zeitstandversuche nach DIN EN ISO 204 [DIN204] bei 600 $^{\circ}\text{C}$ durchgeführt. Dies ermöglicht einen Vergleich der Zeitstandeigenschaften der beiden eingesetzten 10 % Chromstähle. Die Zeitdehnlinien der Versuche des X14 sind in Abbildung 3.4 aufgetragen. Als Referenz dazu sind zwei Versuche des X12 dargestellt. Die Kriechdehnung ist auf die Bruchdehnung des X14 bei 130 MPa (= maximal erreichte Bruchdehnung) normiert, die Bruchzeit auf die Versuchsdauer des X14 bei 110 MPa (= maximal erreichte Laufzeit). Bei 160 MPa weicht die Kriechkurve der Probe des X14 von der Kriechkurve des X12 ab. Auch die Bruchzeiten der Versuche bei niedrigeren Spannungen sind für die Versuche des X14 etwas kürzer, passen aber besser ins Streuband der Versuche des X12. Der typische Verlauf der Kriechkurve mit ausgeprägtem Sekundär- und Tertiärkriechbereich ist für beide Werkstoffe gut zu erkennen.

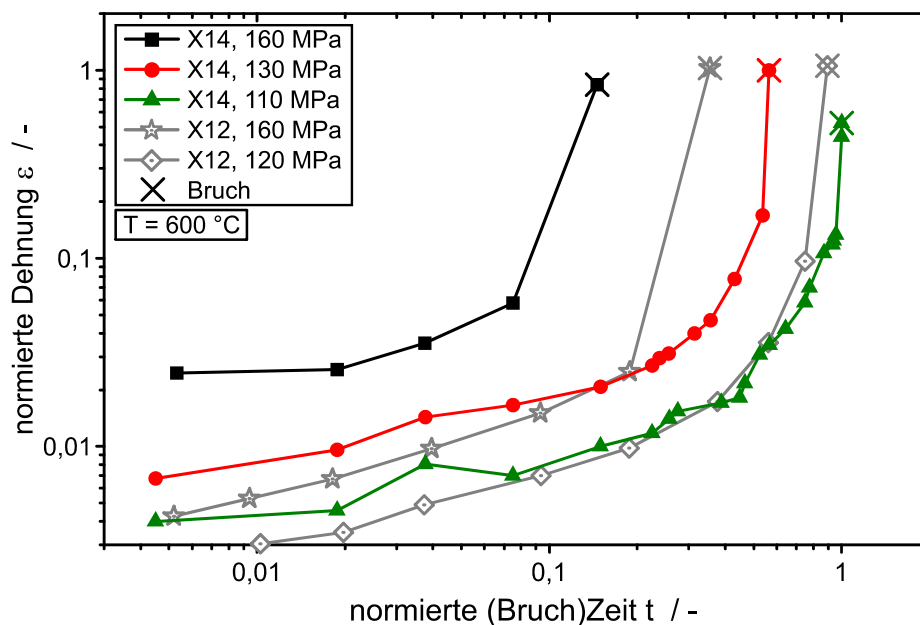


Abbildung 3.4: Vergleich der Zeitdehnlinien von X12 und X14 Grundwerkstoff

Eine Möglichkeit zur Korrelation von Kriechkurven, die bei unterschiedlichen Temperaturen ermittelt wurden, ist die Anwendung einer sogenannten Meisterkurve auf Basis eines Zeit-Temperatur-Parameters $P(t, T)$. Ein häufig verwendeter Zeit-Temperatur-Parameter im Zusammenhang mit Kriechen ist der Larson-Miller-Parameter (P_{LM}) [Fur77], [Lar52]. Er bestimmt sich nach der Formel:

$$P_{LM} = 0,001 \cdot T \cdot (\log(t) + C) \quad (3.1)$$

wobei die Temperatur T in $^{\circ}\text{K}$ und die Zeit t in h anzugeben sind. Aus der Auftragung der Prüfspannung über dem Larson-Miller-Parameter ergibt sich die bereits angesprochene Meisterkurve, mit deren Hilfe der Zusammenhang zwischen Spannung, Zeit und Temperatur veranschaulicht werden kann. Die Meisterkurve auf Basis des Larson-Miller-Parameters kann für die Zeitstandbruchkurve oder eine beliebige Zeitdehngrenze, also der Zeit, nach der eine bestimmte Kriechdehnung der Zeitstandprobe erreicht ist, ermittelt werden. In [Abbildung 3.5](#) ist die Meisterkurve für die Zeitstandbruchkurve der beiden 10 % Chromstähle X12 und X14 dargestellt. Als Referenz sind Literaturdaten aus der frühen Entwicklungsphase des X12 [Bla04] und der Werkstoff E911 [Bau09] mit in das Schaubild aufgenommen. Bis auf die Probe des X14 bei 160 MPa und eine weitere Probe des X12 liegen die Bruchzeiten beider Werkstoffe innerhalb eines sehr engen spannungsseitigen Streubands von $\pm 6\%$ zur Meisterkurve. Die Streuung der beiden angesprochenen Versuche liegt innerhalb $\pm 20\%$ zur Meisterkurve.

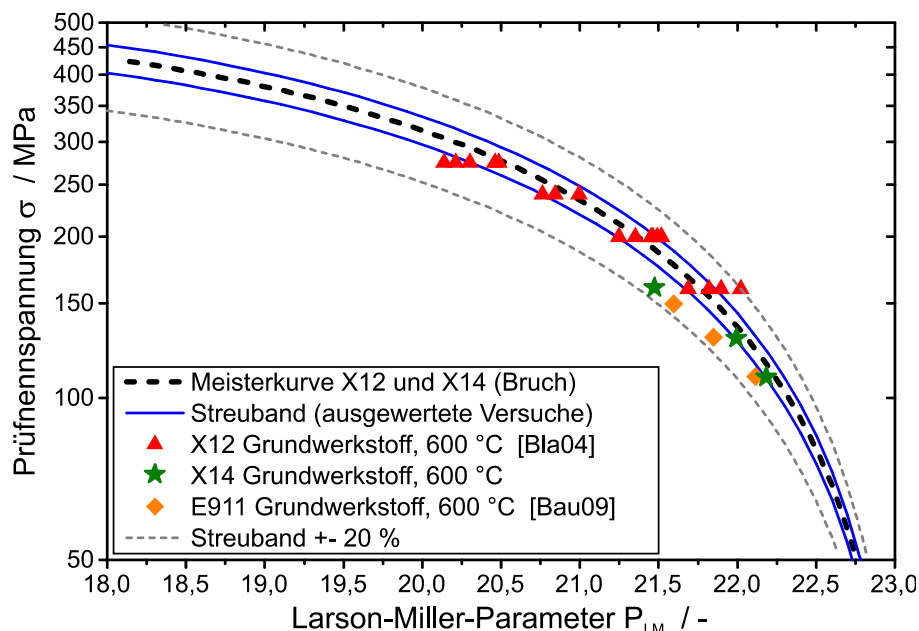


Abbildung 3.5: Meisterkurve für den Zeitstandbruch der untersuchten 10 % Chromstähle

Neben einer hohen Zeitstandfestigkeit ist, wie schon in Kapitel 2.2.1 angesprochen, auch das Verformungsverhalten des Werkstoffs nach langer Beanspruchungsdauer

von entscheidender Bedeutung. In dieser Hinsicht weist der X12 eine bemerkenswerte Kriechduktilität auf. Erst bei Temperaturen von 650 °C und sehr niedriger Prüfspannung – damit verbunden sind sehr lange Laufzeiten – ergibt sich ein Abfall von Bruchdehnung und -einschnürung. Die Versuchsergebnisse des X14 bei 600 °C reihen sich gut in dieses Bild ein.

3.2 Nickelbasislegierungen

Als Fügepartner für die martensitischen Chromstähle kommen die Schmiedelegerungen der Nickelbasis-Werkstoffe Alloy 625 (NiCr22Mo9Nb, 2.4856) und Alloy 617 (NiCr23Co12Mo, 2.4663) zum Einsatz. Diese beiden Werkstoffe haben sich als besonders vielversprechend für geschweißte Turbinenrotoren im A-USC-Kraftwerk erwiesen [Lue10], [Vis09], [Don08], [Sca04], [Sch04]. Die Legierung Alloy 625 findet seit längerer Zeit Anwendung in Bereichen, in denen hohe Festigkeiten und gute Korrosions- und Wärmebeständigkeit von Bedeutung sind [Sha01], [Mat99], [Kum96], [Tho94], [Moo68]. Auch das Einsatzspektrum des Alloy 617 ist sehr breit, sodass dieser Werkstoff bereits einige Modifizierungen für Spezialanwendungen erfahren hat, beispielsweise im Alloy 617 mod. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird jedoch die nicht modifizierte Variante des Alloy 617 verwendet. Die chemische Zusammensetzung der beiden Nickelbasislegierungen sowie die Toleranzangaben entsprechend der zugehörigen VdTÜV-Werkstoffdatenblätter sind in Tabelle 3.2 und Tabelle 3.3 aufgeführt.

Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung des Alloy 625 im Vergleich zu Toleranzen aus [TÜV499]

	Chemische Zusammensetzung in Gew.-% (bzw. in Gew.-% x 1000 für P, S)														
	C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Fe	Mo	Ni	Ti	Al	Nb	Ta	Cu
Alloy 625 GW (spez. Schmelze)	0,027	0,05	0,02	5	0,7	0,05	21,56	1,77	8,53	63,9	0,21	0,24	3,65	0,02	0,02
Alloy 625 GW [TÜV499]	min.	-	-	-	-	-	21,0	-	8,0	Rest	-	-	3,2	-	-
	max.	0,03	0,4	0,5	10	10	1,0	23,0	5,0		10,0	0,4	0,4	3,8	-

Tabelle 3.3: Chemische Zusammensetzung des Alloy 617 im Vergleich zu Toleranzen aus [TÜV485]

	Chemische Zusammensetzung in Gew.-% (bzw. in Gew.-% x 1000 für P, S, B, As, Bi, Pb)																
	C	Si	Mn	P	S	Co	Cr	Fe	Mo	Ni	Ti	Al	Cu	As	Bi	Pb	B
Alloy 617 GW (spez. Schmelze)	0,06	0,05	0,02	5	1	12,0	22,4	0,55	8,88	54,6	0,43	0,93	0,01	-	-	-	3
Alloy 617 GW [TÜV485]	min.	0,05	-	-	-	10,0	20,0	-	8,0	Rest	0,2	0,6	-	-	-	-	-
	max.	0,1	0,7	0,7	12	8	13,0	23,0	2,0		10,0	0,5	1,5	(0,5)*	10	1	7

* Ergänzung aus ThyssenKrupp VDM, Werkstoffdatenblatt Nr. 4119

Wie in Kapitel 2.2 beschrieben begünstigen höhere Gehalte von Aluminium und Titan die Ausscheidung der γ' -Phase, während Niob und Molybdän vorwiegend zur Bildung der γ'' -Phase führen. Der Werkstoff Alloy 617 bezieht seine Festigkeit aufgrund des Aluminium- und Titangehalts überwiegend aus der Ausscheidung der

γ' -Phase, während die Festigkeit des Alloy 625 auf der Mischkristallhärtung unterstützt durch die Ausscheidung der γ' -Phase beruht [Spe06], [Eis91], [Sim87], [Sun85]. Abbildung 3.6 und Abbildung 3.7 zeigen lichtmikroskopische Aufnahmen der Grundgefüge der beiden Nickelbasislegierungen. Gut erkennbar sind die für austenitische Werkstoffe typischen Zwillingsgrenzen. Besondere Auffälligkeiten sind in den metallographischen Schliffen nicht festzustellen.

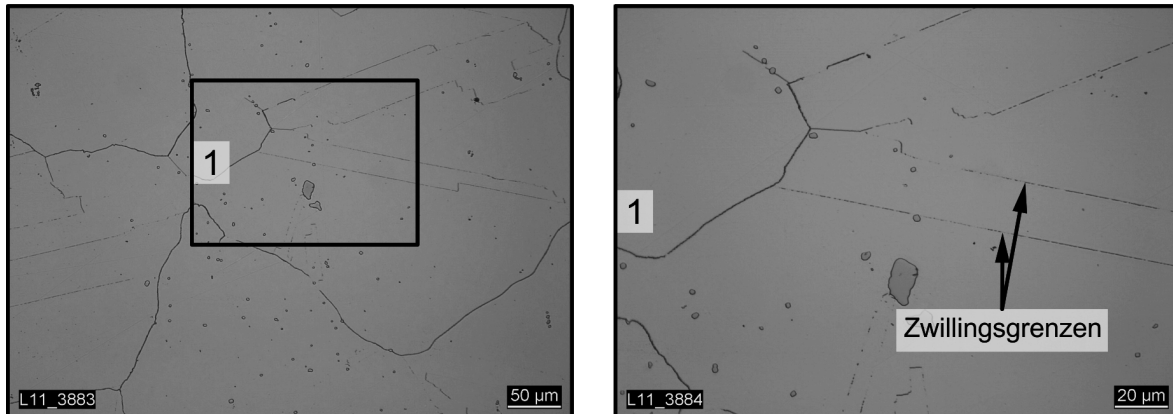


Abbildung 3.6: Alloy 625-Grundwerkstoff, aufgenommen bei 200- und 500-facher Vergrößerung, Ätzmittel V2A-Beize

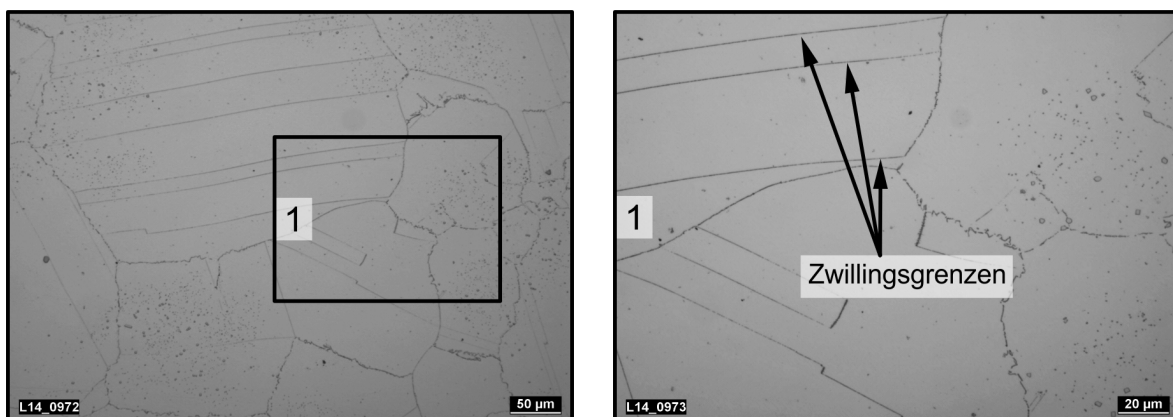


Abbildung 3.7: Alloy 617-Grundwerkstoff, aufgenommen bei 200- und 500-facher Vergrößerung, Ätzmittel V2A-Beize

Das Zeitstandverhalten der Nickelbasislegierungen ist dem der 9 - 12 % Chromstähle deutlich überlegen. Das Werkstoffdatenblatt nach [ECCC05] für den Alloy 617 stellt dies unter Beweis. Im VdTÜV-Werkstoffdatenblatt des Alloy 625 finden sich keine Anhaltspunkte zur Zeitstandfestigkeit dieses Werkstoffs [TÜV499]. Auch in der Literatur sind Zeitstanddaten erst bei Temperaturen ab 650 °C festgehalten [Sch74], [Moo68]. Aus diesem Grund wird der Alloy 625-Grundwerkstoff bei 600 °C in zwei Zeitstandversuchen untersucht. Werden diese Ergebnisse über den Larson-Miller-Parameter mit den Zeitstanddaten bei 650 °C und darüber korreliert, ist zu erkennen, dass sich die Versuche bei 600 °C sehr gut in das Streuband einordnen. Abbildung 3.8 zeigt die Spannung über dem Larson-Miller-Parameter für die beiden Nickelbasis-Werkstoffe im Vergleich zur Meisterkurve der 10 % Chromstähle.

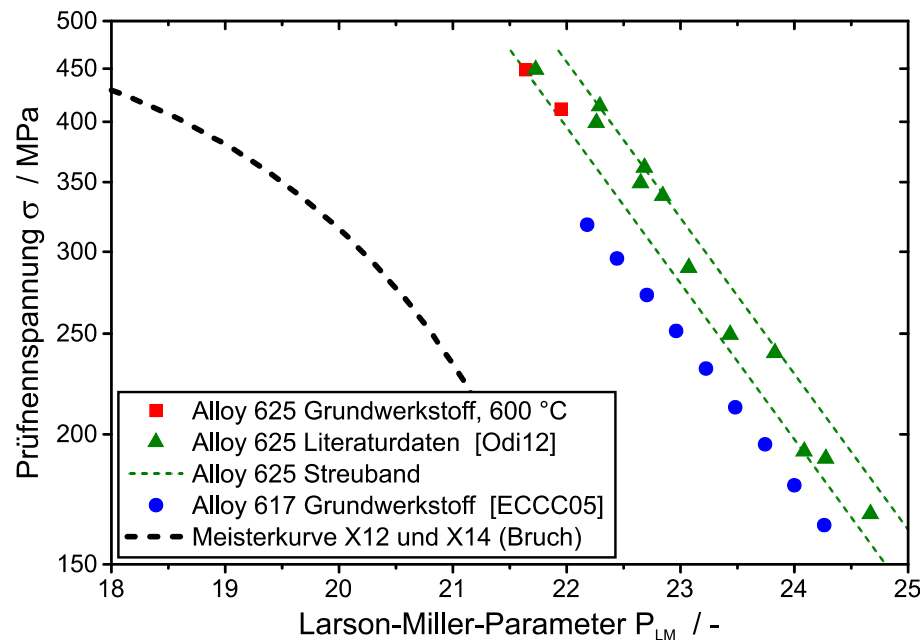


Abbildung 3.8: Zeitstandfestigkeit des Alloy 625 im Vergleich zur Meisterkurve der 10 % Chromstähle und den ECCC-Daten des Alloy 617

Die Kriechduktilität kann besonders für den Alloy 625 im Temperaturbereich zwischen 600 °C und 750 °C stark abnehmen, was mit dem Auftreten der μ -Phase in Verbindung gebracht wird. Diese Ausscheidung wurde seither aber nur bei Legierungen mit Eisengehalten von mehr als 3 % beobachtet [Sch71]. Da der Eisengehalt der vorliegenden Legierung unter 2 % liegt, findet der Aspekt der Versprödung für die vorliegende Arbeit keine Berücksichtigung.

3.3 Schweißverbindungen

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden insgesamt vier unterschiedlich aufgebaute Schweißverbindungen untersucht. Zur quantitativen Einordnung der mechanischen Eigenschaften stehen zusätzlich Versuchsergebnisse einer Referenzschweißverbindung mit ähnlichem Aufbau zur Verfügung. Eine Übersicht des Schweißnahtaufbaus der einzelnen Verbindungen gibt [Tabelle 3.4](#). Die eingesetzten Nickelbasis-Schweißgüter werden im Folgenden in „matched“ und „mismatched“ unterschieden. Der Begriff „matched“ bezieht sich auf die chemische Ähnlichkeit des Schweißguts im Vergleich zum Nickelbasis-Grundwerkstoff, während „mismatched“ einen größeren Unterschied zur chemischen Zusammensetzung des Nickelbasis-Grundwerkstoffs bedeutet. Die beiden Verbindungen mit dem matched-Schweißgut sind als Rotorschweißung ausgeführt, die drei Verbindungen mit dem mismatched-Schweißgut als Blockschweißung. Zwei Blockschweißverbindungen besitzen im Vergleich zu den anderen Verbindungen eine breitere Schweißnaht.

Tabelle 3.4: Schweißnahtaufbau der untersuchten Verbindungen

Schweißnahtbezeichnung	Grundwerkstoff 1	Grundwerkstoff 2	Schweißgut
Rotorschweißverbindung (RSV)	X14	Alloy 625	matched
Blockschweißverbindung A (BSVA)	X12	Alloy 617	mismatched (b)
Blockschweißverbindung B (BSVB)	X12	Alloy 625	mismatched
Blockschweißverbindung C (BSVC)	X12	Alloy 625	mismatched (b)
Referenzschweißverbindung (Ref)	X12	Alloy 617	matched

(b) .. breit ausgeführte Schweißnaht

Die Rotorschweißverbindung (RSV) setzt sich aus dem Chromstahl X14 und der Nickelbasislegierung Alloy 625 zusammen. Die Breite der Schweißnaht beträgt an der schmalsten Stelle 10 mm, an der breitesten Stelle 12 mm. Risse sind in der lichtmikroskopischen Charakterisierung des Ausgangszustands der Verbindung nicht zu erkennen. Das eingesetzte matched-Schweißgut nach DIN EN ISO 14172 [DIN14172] weist bei Raumtemperatur mit 320 HV1 im Vergleich zum Nickelbasis-Grundwerkstoff eine leicht höhere mittlere Härte nach Vickers auf. Abbildung 3.9 zeigt die Makroaufnahme des Aufbaus der Rotorschweißverbindung.

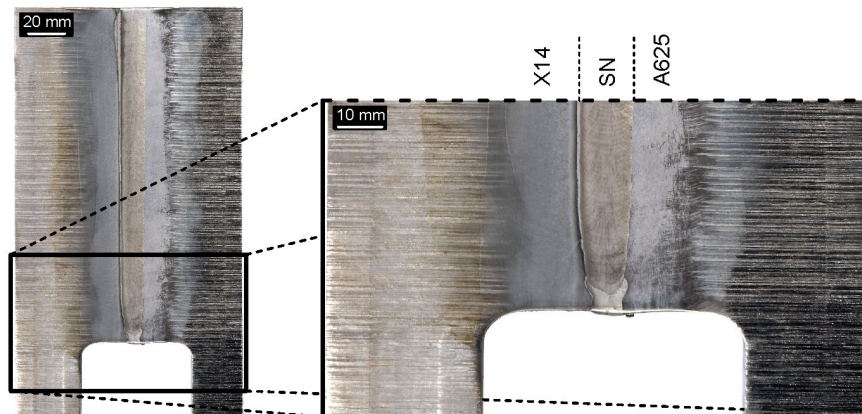


Abbildung 3.9: Aufbau der Rotorschweißverbindung, Makroaufnahme

Die lichtmikroskopische Ausgangscharakterisierung des matched-Schweißguts zeigt überwiegend langgezogene Körner, die sich entlang der dendritischen Erstarrungsstruktur ausbilden, Abbildung 3.10. Im Gegensatz zu den Nickelbasis-Grundwerkstoffen sind im Schweißgut keine Zwillingsgrenzen zu erkennen, das Gefüge ist inhomogener als das der Grundwerkstoffe. Dies liegt einerseits am schnellen Abkühlprozess beim Schmelzschweißen und der damit verbundenen inhomogenen Ausscheidungsbildung, andererseits an der Aufmischung der aufgeschmolzenen artfremden Grundwerkstoffanteile.

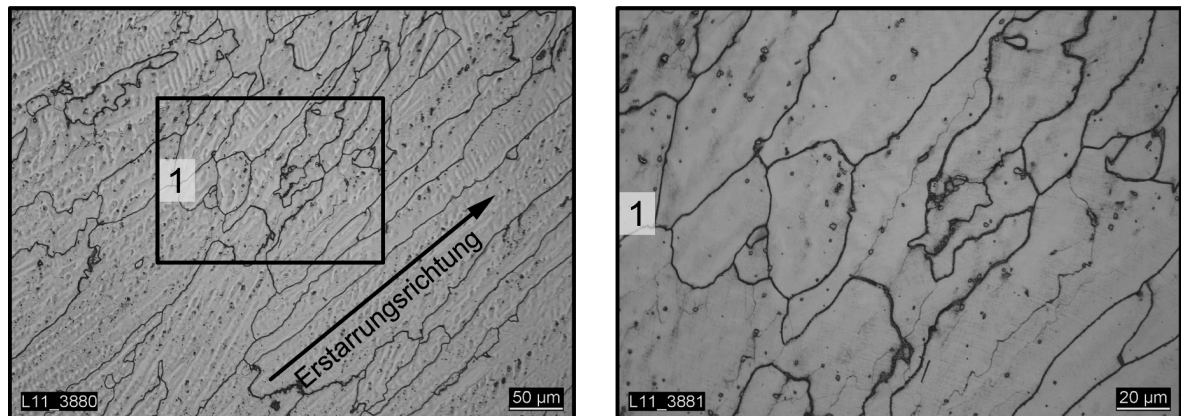


Abbildung 3.10: Matched-Schweißgut, aufgenommen bei 200- und 500-facher Vergrößerung, Ätzmittel V2A-Beize

Neben der RSV werden drei Blockschweißverbindungen (BSV) untersucht, die sich in den eingesetzten Grundwerkstoffen und der Schweißnahtbreite unterscheiden, Tabelle 3.4. Die Breite der Naht der beiden Blockschweißverbindungen BSVA und BSVC liegt zwischen 16 und 18 mm und ist somit breiter als die 10 bis 12 mm breite Naht der BSVB und der RSV. Die jeweils verwendeten mismatched-Schweißgüter sind in DIN EN ISO 18274 [DIN18274] und DIN EN ISO 14172 [DIN14172] genormt. Abbildung 3.11 zeigt den Aufbau der BSVB im angeätzten Schliff in den Bereichen der Decklage, der Wurzellage sowie der Schweißnahtmitte. Eine lichtmikroskopisch erkennbare Schädigung liegt für keine der Blockschweißverbindungen vor.

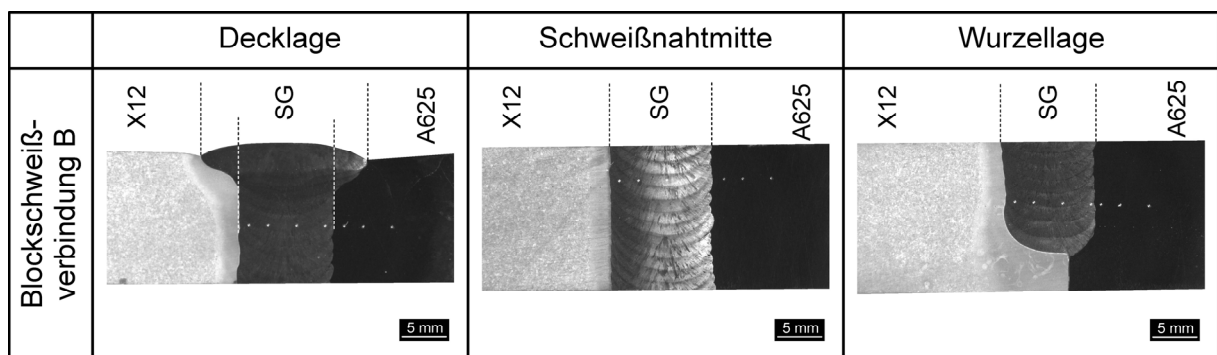


Abbildung 3.11: Decklage, Schweißnahtmitte und Wurzellage der BSVB, Makroaufnahmen, Ätzmittel V2A-Beize

Die Schweißzusatzwerkstoffe der drei Blockschweißverbindungen sind in ihrer chemischen Zusammensetzung nahezu identisch [UTP09], [UTP09a]. Wie für die RSV ist auch für das mismatched-Schweißgut der BSV eine Kornorientierung in Richtung der dendritischen Erstarrung zu beobachten. Im angeätzten Querschliff zeigt das Schweißgut in der Nähe der Fusionslinien langgestreckte Körner, Abbildung 3.12.

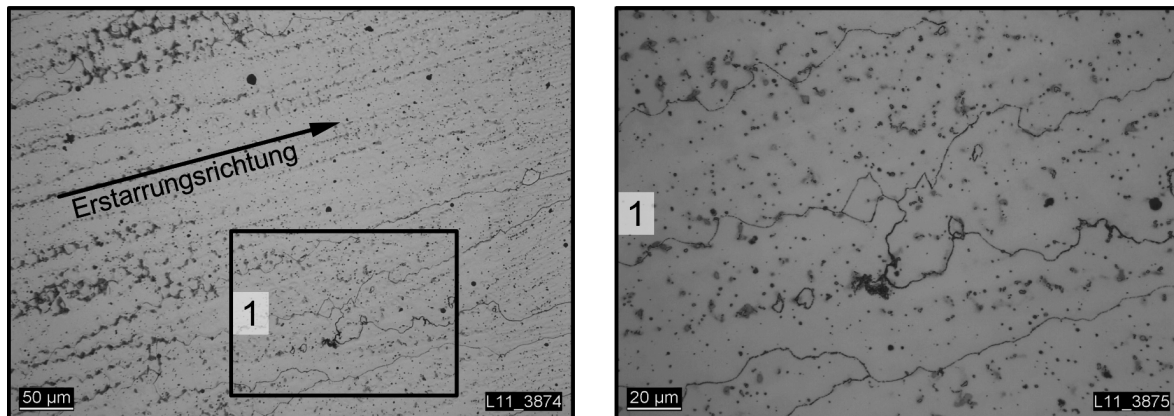


Abbildung 3.12: Mismatched-Schweißgut, Rand der Schweißnaht, aufgenommen bei 200- und 500-facher Vergrößerung, Ätzmittel V2A-Beize

Für die RSV, BSVB und BSVC werden jeweils am Schliff der Schweißnahtmitte Härteprofile HV1 quer zur Schweißnaht erstellt. Die normierte Härte ist für die BSVC in [Abbildung 3.13](#) dargestellt und bezieht sich auf die für das jeweilige Messraster maximal ermittelte Härte. Der Abstand der Messpunkte des groben Rasters beträgt in horizontaler Richtung, also quer zur Schweißnaht 0,75 mm, in vertikaler Richtung 1 mm. Der Bereich der größten Härte kann der WEZ 1 im X12 zugeordnet werden. Von dort ausgehend nimmt die Härte in Richtung des 10 % Chromstahls zunächst ab, die niedrigsten Härtewerte liegen im Bereich der WEZ 3 und der daran angrenzenden Zone angelassenen Martensits. Erst ab einem Abstand von etwa 5 mm zur Fusionslinie ist die Härte des unbeeinflussten Grundwerkstoffs wieder erreicht. Auf der Nickelbasis-Seite ist im fusionsliniennahen Bereich ebenfalls eine geringfügige Härtesteigerung im Vergleich zum Grundwerkstoff erkennbar. Die Härte im Schweißgut liegt auf einem annähernd konstanten Niveau, lediglich nahe der Fusionslinie zum 10 % Chromstahl ist ein leichter Härteabfall zu beobachten. Für eine detaillierte Auflösung der WEZ des X12 wird zusätzlich ein Härteprofil mit einem feinen Messraster erstellt, bei dem der Abstand der Härteeindrücke zueinander nur 0,3 mm beträgt. Deutlich erkennbar ist die maximale Härte im Bereich der WEZ 1 an der Fusionslinie, während im Bereich der WEZ 3 und des angelassenen Martensits ein häufig als „Härtesack“ bezeichnetes Minimum der Härte auftritt.

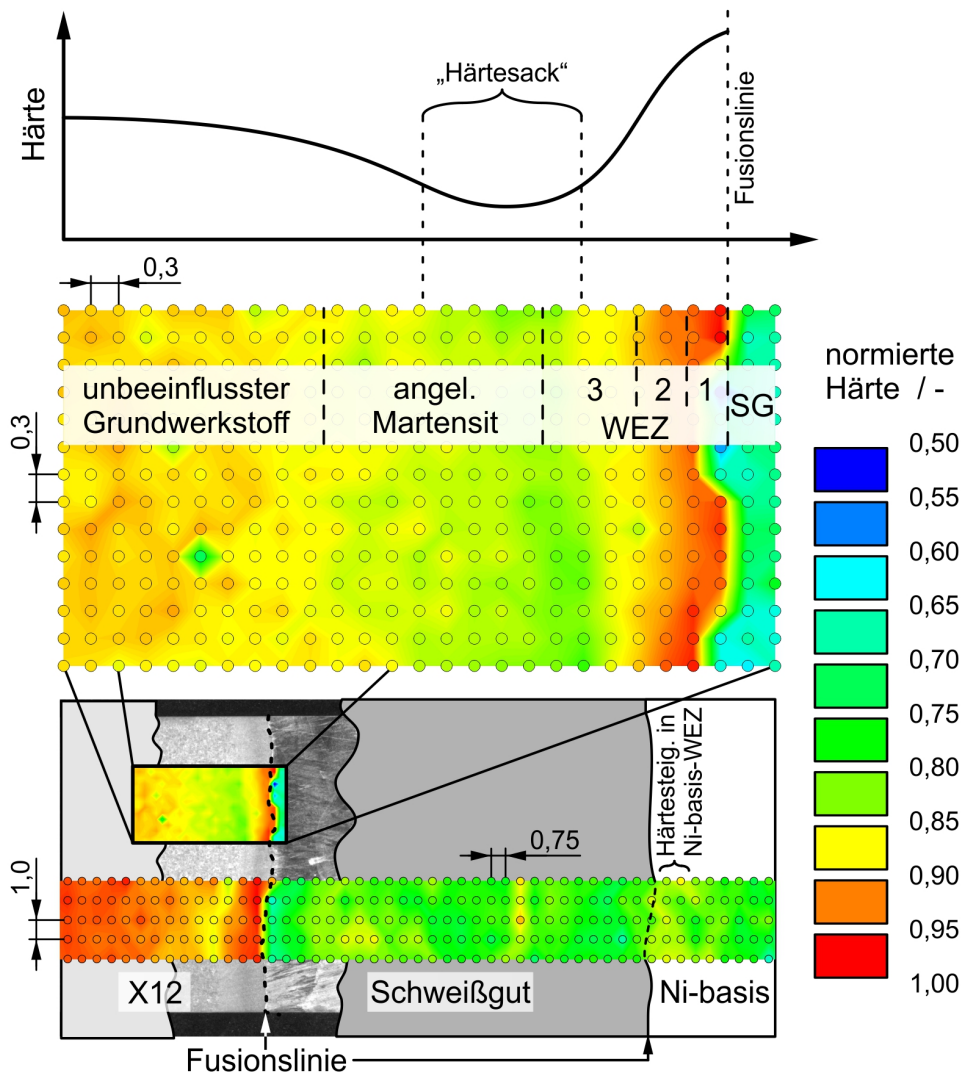


Abbildung 3.13: Härteprofil der BSVC

Die Härteprofile der BSVB und der Rotorschweißverbindung zeigt Abbildung B.1. Auch für diese beiden Verbindungen ist in den unmittelbar an die Schweißnaht angrenzenden Bereichen eine im Vergleich zu den Grundwerkstoffen erhöhte Härte zu beobachten. Der „Härtesack“ im Bereich der WEZ 3 und der Zone des angelassenen Martensits auf der Seite des 10 % Chromstahls ist ebenfalls deutlich ausgeprägt, ehe die Härte im Abstand von etwa 5 mm zur Schweißnaht wieder das Niveau des Grundwerkstoffs erreicht. Auf der Nickelbasis-Seite sinkt die Härte ausgehend von der Schweißnaht auf das Niveau des Grundwerkstoffs.

Die lokale Elementverteilung quer zur Schweißnaht wird mittels WDS-Linescans (WDS = wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie) ermittelt. Der deutliche Unterschied in der chemischen Zusammensetzung im Bereich der Fusionslinie zwischen 10 % Chromstahl und Nickelbasis-Schweißgut kann mit dieser Methode gut veranschaulicht werden. Besonders vor dem Hintergrund möglicher Zeitstandbrüche in der Fusionslinie, wie sie in Kapitel 2.3 beschrieben sind, ist eine Untersuchung des Fusionslinienbereichs von Bedeutung. Für die RSV und die BSVC ist jeweils der

Anteil der Elemente C, Cr, Fe und Ni in Abbildung 3.14 über dem Abstand von der Fusionslinie auf der 10 % Cr-Seite dargestellt. Der Abstand der Messpunkte zur Bestimmung der Elementverteilung beträgt 5 μm . Ein erhöhter Kohlenstoffgehalt im Bereich der Fusionslinie, wie er in der Literatur beschrieben ist [Vis85], kann im Ausgangszustand nicht detektiert werden. Hinsichtlich des Gradienten der chemischen Elemente ähneln sich die Verbindungen, es liegt keine breite Aufmischungszone vor.

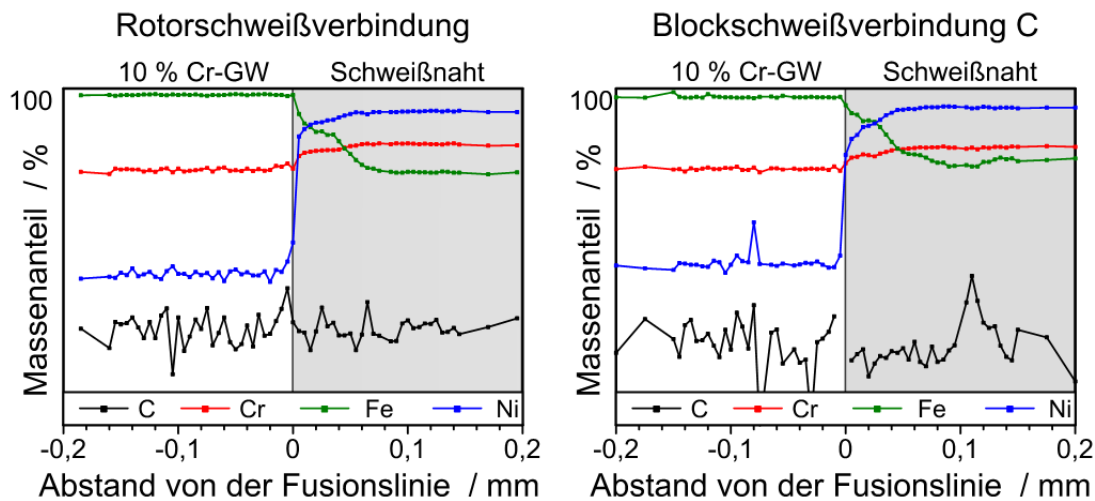


Abbildung 3.14: WDS-Linescan der BSVC

Die WDS-Linescans der BSVA und BSVB zeigt Abbildung B.2. Auch für diese beiden Verbindungen kann die Fusionslinie anhand des scharfen Übergangs der Elementverteilungen genau identifiziert werden. Auffälligkeiten sind für die BSVA und BSVB ebenfalls nicht zu beobachten.

4 Experimentelle Untersuchungen

Das Hauptaugenmerk der experimentellen Untersuchungen zur Bestimmung quantitativer Werkstoffkennwerte sowie der Ermittlung der auftretenden Versagensmechanismen liegt auf quasistatischen und zyklischen Versuchen bei konstanter Temperatur. Das Versuchsprogramm umfasst Zugversuche, Kriechversuche sowie LCF-Versuche und HCF-Versuche an Crossweldproben.

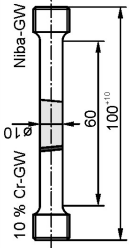
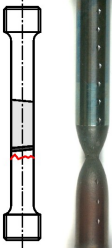
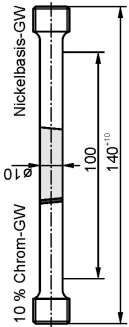
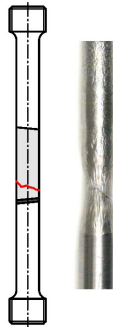
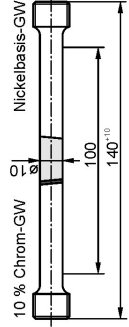
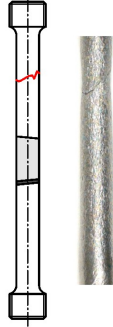
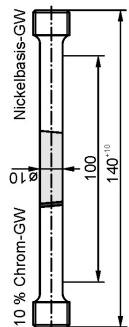
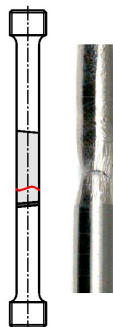
4.1 Zugversuche

Zur Ermittlung der Festigkeitskennwerte der Schweißnähte werden an Crossweldproben Zugversuche nach DIN EN ISO 6892-1 [DIN6892] und DIN EN ISO 6892-2 [DIN6892a] durchgeführt. Die verwendeten Probengeometrien zeigt Abbildung C.1. Die drei Blockschweißverbindungen werden jeweils bei 20 °C, 450 °C und 550 °C geprüft, die Rotorschweißverbindung in einem Zugversuch bei 550 °C. Die Ergebnisse fassen Tabelle 4.1 und Tabelle A.1 zusammen. Unterhalb 550 °C liegt der Versagensort für die BSVA und BSVC in der Schweißnaht, während für die BSVB der Bruch im Nickelbasis-Grundwerkstoff auftritt. Erst bei 550 °C versagen die Verbindungen im 10 % Chromstahl im Bereich der WEZ und des angelassenen Martensits (BSVB und RSV) bzw. als Mischbruch im Übergangsbereich von der Schweißnaht zum 10 % Chromstahl (BSVA und BSVC).

Da speziell der Alloy 625 sensibel auf Anlasstemperaturen reagieren kann [Eis91], werden zusätzlich Probenrohlinge der BSVC für 500 h und 1000 h bei 550 °C und 600 °C ausgelagert und bei 20 °C und 550 °C im Zugversuch geprüft. Eine Zusammenfassung der Ergebnisse der ausgelagerten Versuche ist in Tabelle 4.2 und Tabelle A.2 aufgelistet. Der Versagensort wird durch die Auslagerung bei beiden Prüftemperaturen nicht systematisch beeinflusst.

Die Werte der Zugfestigkeit sind auf die maximal erreichte Zugfestigkeit (Probe BSVC-U7), die Werte der Bruchdehnung auf die maximal erreichte Bruchdehnung (Probe BSVB-W2) und Werte der Brucheinschnürung auf die maximal gemessene Brucheinschnürung (Probe RSV-W1) normiert.

Tabelle 4.1: Übersicht der Zugversuche im Ausgangszustand

		T = 20 °C					T = 450 °C					T = 550 °C									
Rotorschweißverbindung X14CrMoVNBn10-1 / Alloy 625 		X					X					X									
																	X				
Blockschweißverbindung C X12CrMoWVNBn10-1-1 / Alloy 625 (breite SN) 		X					X					X									
																	X				
Blockschweißverbindung B X12CrMoWVNBn10-1-1 / Alloy 625 		X					X					X									
																	X				
Blockschweißverbindung A X12CrMoWVNBn10-1-1 / Alloy 617 (breite SN) 		X					X					X									
																	X				
		BSVC-W1					BSVB-W1					BSVA-W1									
		BSVC-W2					BSVB-W2					BSVA-W2									
		BSVC-W3					BSVB-W3					BSVA-W3									
		RSV-W1																			
$R_{p0,2, norm}$	/ -	0,59	0,93	/ -	/ -	0,56	0,98	/ -	/ -	0,41	0,80	/ -	/ -	0,38	0,73	/ -	/ -	0,62	0,64	/ -	/ -
$R_{m, norm}$	/ -	0,59	0,93	/ -	/ -	0,56	0,98	/ -	/ -	0,41	0,80	/ -	/ -	0,38	0,73	/ -	/ -	0,64	0,64	/ -	/ -
A_{norm}	/ -	0,36	0,36	/ -	/ -	0,47*	0,47*	/ -	/ -	1,00	1,00	/ -	/ -	0,37	0,37	/ -	/ -	0,31	0,31	/ -	/ -
Z_{norm}	/ -	0,61	0,61	/ -	/ -	0,61	0,61	/ -	/ -	0,65	0,65	/ -	/ -	0,65	0,65	/ -	/ -	1,00	1,00	/ -	/ -
Bruchlage		Schweißnaht	Schweißnaht			Alloy 625	Alloy 625			Alloy 625	Alloy 625			Schweißnaht	Schweißnaht			GW 10Cr	GW 10Cr		

* Bruch außerhalb der Messlänge des Messaufnehmers

Tabelle 4.2: Übersicht der Zugversuche im ausgelagerten Zustand (BSVC)

		Prüftemperatur: 20 °C					Prüftemperatur: 550 °C				
Auslagerdauer: 500 h Auslageretemperatur: 550 °C	BSVC-U1					BSVC-U2					
	$R_{p0,2}$ / -	R_m / -	A_{norm} / -	Z_{norm} / -	Bruch- lage	$R_{p0,2}$ / -	R_m / -	A_{norm} / -	Z_{norm} / -	Bruch- lage	
0,70	0,98	0,31	0,65	Schweiß- naht	0,53	0,71	0,39	0,90	GW / WEZ 10Cr		
Auslagerdauer: 1000 h Auslageretemperatur: 550 °C	BSVC-U3					BSVC-U4					
	$R_{p0,2}$ / -	R_m / -	A_{norm} / -	Z_{norm} / -	Bruch- lage	$R_{p0,2}$ / -	R_m / -	A_{norm} / -	Z_{norm} / -	Bruch- lage	
0,64	1,0	0,72	0,62	Alloy 625 GW	0,52	0,75	0,28	0,31	WEZ 10Cr Schweißn.		
Auslagerdauer: 500 h Auslageretemperatur: 600 °C	BSVC-U5					BSVC-U6					
	$R_{p0,2}$ / -	R_m / -	A_{norm} / -	Z_{norm} / -	Bruch- lage	$R_{p0,2}$ / -	R_m / -	A_{norm} / -	Z_{norm} / -	Bruch- lage	
0,72	1,0	0,27	0,67	Schweiß- naht	0,62	0,71	0,27	0,84	GW / WEZ 10Cr		
Auslagerdauer: 1000 h Auslageretemperatur: 600 °C	BSVC-U7					BSVC-U8					
	$R_{p0,2, norm}$ / -	$R_{m, norm}$ / -	A_{norm} / -	Z_{norm} / -	Bruch- lage	$R_{p0,2}$ / -	R_m / -	A_{norm} / -	Z_{norm} / -	Bruch- lage	
0,75	1,0	0,24	0,65	Schweiß- naht	0,58	0,72	0,23	0,69	WEZ 10Cr Schweißn.		

Abbildung 4.1 fasst normierte Kennwerte der Zugversuche an den Schweißverbindungen sowie an den beiden Grundwerkstoffen X14 und Alloy 625 zusammen. Ein Vergleich der einzelnen Schweißverbindungen anhand der Ersatzstreckgrenze und Bruchdehnung ist aufgrund der variierenden Schweißnahtaufbauten, der Inhomogenität innerhalb der integralen Messlänge und der dadurch möglichen Dehnungskonzentration auf einen kleinen Bereich nicht zielführend. Die Bewertung wird daher auf Basis der normierten Zugfestigkeit sowie der Brucheinschnürung vorgenommen. Die Zugfestigkeit der Verbindungen ist bei den jeweiligen Prüftemperaturen auf einem vergleichbaren Niveau, sodass auf Basis der Zugversuche keine Verbindung als überlegen eingestuft werden kann. Die Brucheinschnürung ist

bei 20 °C und 450 °C ebenfalls für alle Versuche ähnlich. Erst bei 550 °C ergeben sich Unterschiede, die auf unterschiedliche Bruchlagen zurückzuführen sind. Die Brucheinschnürung der Proben mit Bruch auf der 10 % Cr-Seite (2, 4, 6, 8) ist bei 550 °C ähnlich hoch wie die Brucheinschnürung des X14-GW (1), für die Proben mit dem angesprochenem Mischbruch (3, 5, 7, 9) dagegen deutlich niedriger.

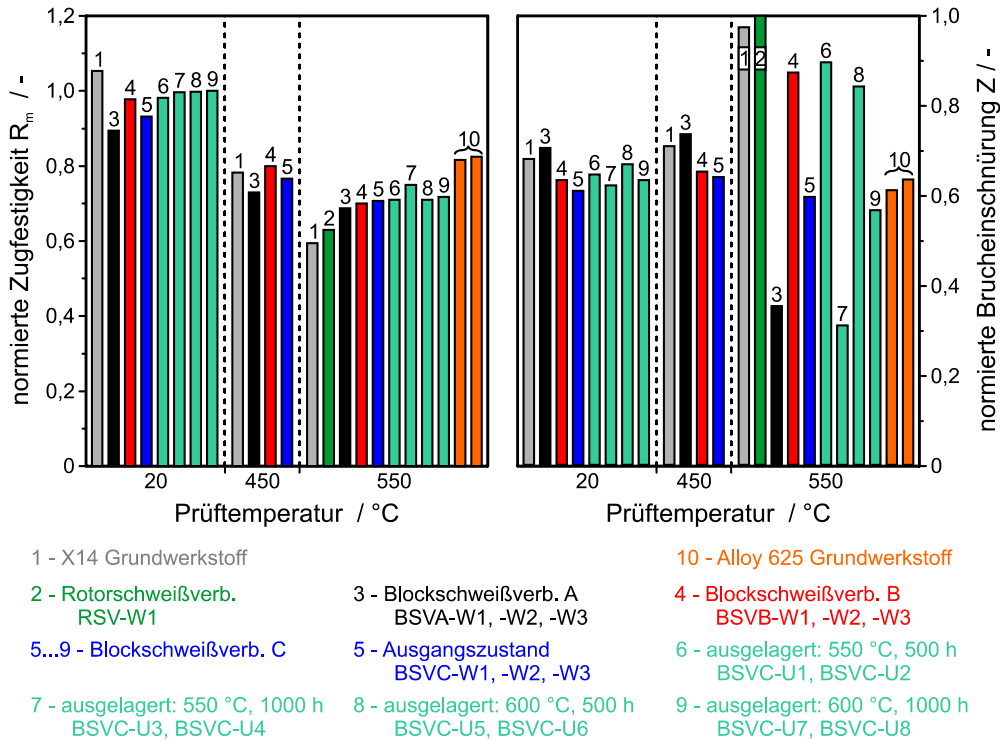


Abbildung 4.1: Normierte Zugfestigkeit (links) und die normierte Brucheinschnürung (rechts) der durchgeführten Zugversuche

Zur Bestimmung lokaler Dehnungen werden vor den Versuchen entlang der Probenlängsachse Härteeindrücke aufgebracht und deren Abstände zueinander ausgemessen. Nach dem Versuch lassen sich durch erneutes Ausmessen der Abstände Rückschlüsse auf das Verformungsverhalten einzelner Werkstoffbereiche ziehen.

Abbildung 4.2 zeigt die lokalen Dehnungen entlang der Probenlängsachse für die Versuche der BSVU bei 550 °C nach dem Versuch. Die Proben mit geringerer Brucheinschnürung – Proben 5, 7 und 9 in Abbildung 4.1 – zeigen zwischen den an die Bruchlage angrenzenden Härteeindrücken auch geringere lokale Dehnungen. Für die Versuche mit hoher Brucheinschnürung – Proben 6 und 8 in Abbildung 4.1 – sind auch die lokalen Dehnungen im Bereich des Bruchs höher. Ein systematischer Einfluss der Auslagerung auf die lokale Dehnung am Versagensort konnte mit den durchgeführten Versuchen nicht nachgewiesen werden.

Auch auf den 10 % Chromstahl hat die Auslagerung keinen erkennbaren Einfluss. Im Bereich des durch die Schweißung unbeeinflussten X12 ist in sämtlichen Versuchen kaum plastische Verformung messbar. Lediglich im Bereich des Härtesacks, vergleiche Abbildung 3.13 und [Bau09], kommt es zu plastischer Verformung. Auf der

Nickelbasis-Seite hingegen sind im unbeeinflussten Grundwerkstoff lokale Dehnungen bis zu 40 % zu beobachten, während im Bereich, der unmittelbar an die Schweißnaht grenzt, nur geringe Verformungen auftreten. Zudem führt die Auslagerung bei 600 °C zu einer Verringerung der lokalen Dehnungen im Nickelbasis-Grundwerkstoff sowie im Nickelbasis-Schweißgut (rote Verläufe in Abbildung 4.2). Dies erlaubt den Rückschluss, dass in den Nickelbasis-Werkstoffen Ausscheidungsvorgänge ablaufen, die das Spannungs-Dehnungs-Verhalten der Werkstoffe beeinflussen.

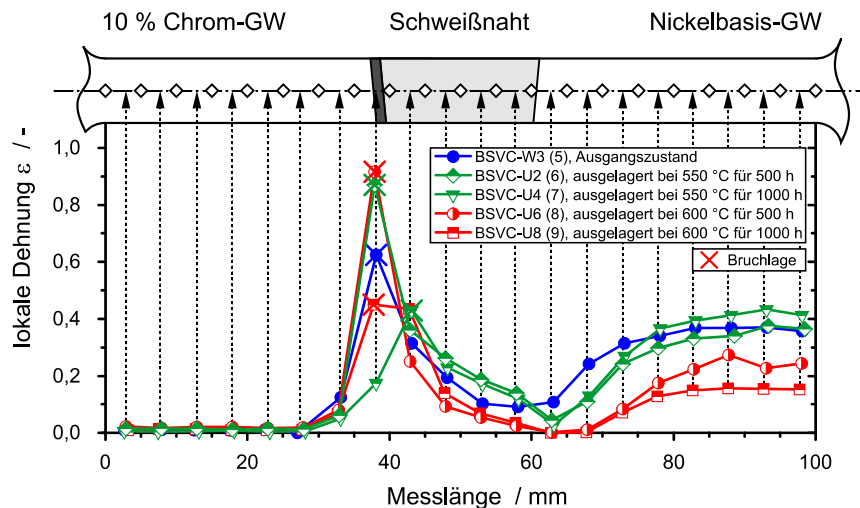


Abbildung 4.2: Lokale Dehnungen der Zugversuche der BSVC bei 550 °C

4.2 Zeitstandversuche

Zur Ermittlung der Zeitstandeigenschaften der Schweißverbindungen werden an runden Crossweldproben einachsige Zeitstandversuche nach DIN EN ISO 204 [DIN204] durchgeführt. Für die Blockschweißverbindungen wird die Schweißnaht so platziert, dass die WEZ der 10 % Cr-Seite in der Mitte der Probe liegt. Für die Proben der Rotorschweißverbindung fällt aufgrund der Abmessungen der zur Verfügung stehenden Schweißverbindung die Schweißnahtmitte mit der Probenmitte zusammen, Abbildung 4.3.

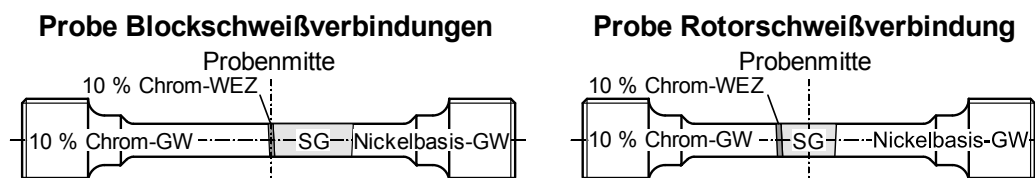


Abbildung 4.3: Position der Schweißnaht bei den Zeitstandproben

Die Zeitstandversuche erstrecken sich bei 550 °C über je fünf Versuche der Blockschweißverbindungen und drei Versuche der RSV sowie bei 600 °C über drei Versuche der BSVC und zwei Versuche der RSV. Für die Referenzschweißverbindung liegen Ergebnisse von insgesamt acht Zeitstandversuchen zum Vergleich vor. Eine Übersicht über die durchgeführten Versuche gibt Tabelle A.3 bis Tabelle A.6.

Die RSV und die Referenzschweißverbindung besitzen mit einem WSF von 0,9 bei hohen und bis 0,6 bei niedrigen Spannungen eine deutlich geringere Zeitstandfestigkeit als der 10 % Chromstahl, Abbildung 4.4. Die Bruchpunkte der Proben der Blockschweißverbindungen hingegen decken sich oberhalb einer Spannung von 150 MPa sehr gut mit der Meisterkurve des 10 % Chromstahls. Je ein Versuch der BSVA und BSVB bei 190 MPa müssen als Fehlversuche eingestuft werden, da ihre Bruchzeit deutlich unterhalb der Bruchzeit der Versuche bei 245 MPa liegt. Zwei nachgesetzte Proben haben die Bruchzeiten der beiden Fehlversuche zum aktuellen Zeitpunkt bereits deutlich überschritten. Insgesamt laufen noch 10 der 23 Versuche, über die die bisherigen Ergebnisse abgesichert werden.

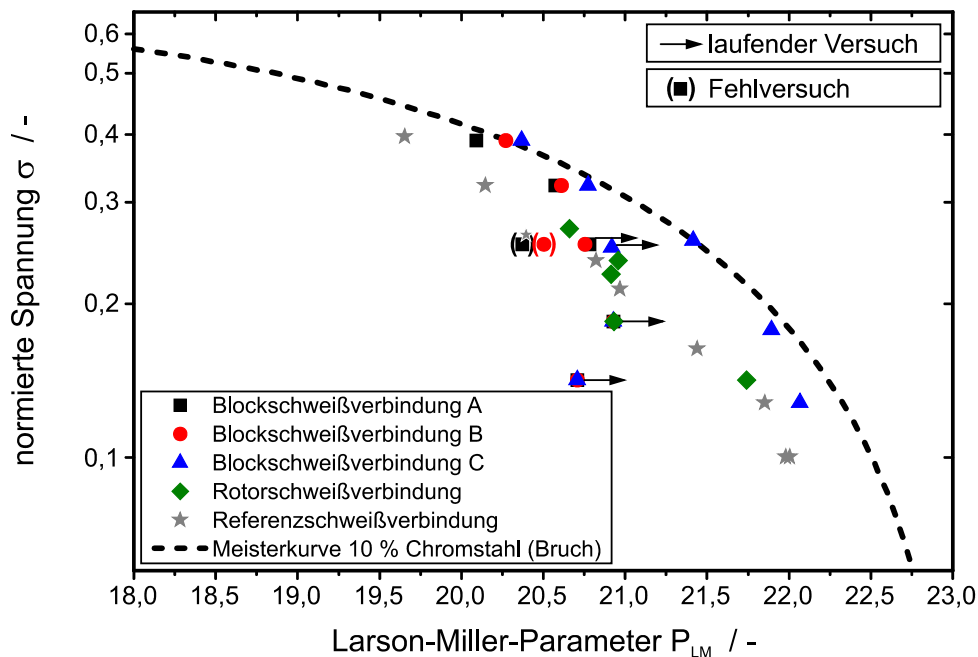


Abbildung 4.4: Zeitstandfestigkeit der Schweißverbindungen im Vergleich zur Meisterkurve der 10 % Chromstähle

Ein weiterer wichtiger Aspekt bei der Interpretation von Zeitstandversuchen ist das Dehnungsverhalten der Zeitstandproben. Gerade für Schweißverbindungen, bei denen sich die Kriechschädigung meist auf einen kleinen Bereich beschränkt – bei artgleichen, nicht undermatched geschweißten Verbindungen üblicherweise die interkritische WEZ [May07] – bedeutet eine hohe Gesamtverformung einen großen Vorteil in der Bauteilüberwachung. Kündigt sich ein Kriechbruch durch einen ausgeprägten tertiären Kriechbereich an, können rechtzeitig Maßnahmen zur Vermeidung von schwerwiegenden Schäden eingeleitet werden. Abbildung 4.5 zeigt die Kriechkurven für vier Schweißverbindungen bei 550 °C auf einem vergleichbaren Spannungsniveau. Neben den längeren Laufzeiten ist für die Blockschweißverbindungen auch ein ausgeprägter Übergang vom Sekundär- in den Tertiärkriechbereich zu erkennen. Bei der matched geschweißten Referenzschweißverbindung bricht die Probe, ohne den ausgeprägten tertiären Kriechbereich zu erreichen.

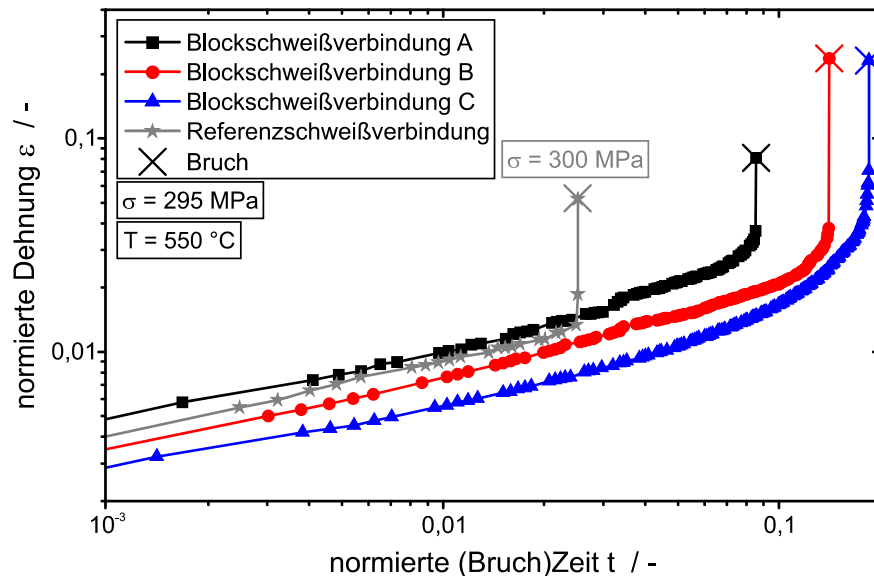


Abbildung 4.5: Zeitdehnlinien für die Kriechversuche bei $T = 550 \text{ °C}$ und $\sigma = 295 \text{ MPa}$ (Proben BSVA-Z1, BSVB-Z1 und BSVC-Z1), Probe Ref-Z1 bei $\sigma = 300 \text{ MPa}$

Wie oben erwähnt werden für die Blockschweißverbindungen bei 600 °C lediglich an der BSVC Zeitstandversuche durchgeführt, da diese Verbindung in den kurzlaufenden Versuchen bei 550 °C die besten Ergebnisse liefert. Den Vergleich dreier Kriechkurven bei einem ähnlichen Spannungsniveau zeigt **Abbildung 4.6**. Ein Übergang in den Tertiärkriechbereich ist auch bei diesen Versuchen für die beiden Verbindungen mit dem matched-Schweißgut praktisch nicht vorhanden. Die Kriechkurve der BSVC hingegen besitzt einen etwas ausgeprägteren tertiären Kriechbereich. Die Bruchdehnung ist für die untersuchten Proben bei 600 °C insgesamt geringer als bei 550 °C . Weitere Kriechkurven sind in **Abbildung D.1** bis **Abbildung D.4** dargestellt.

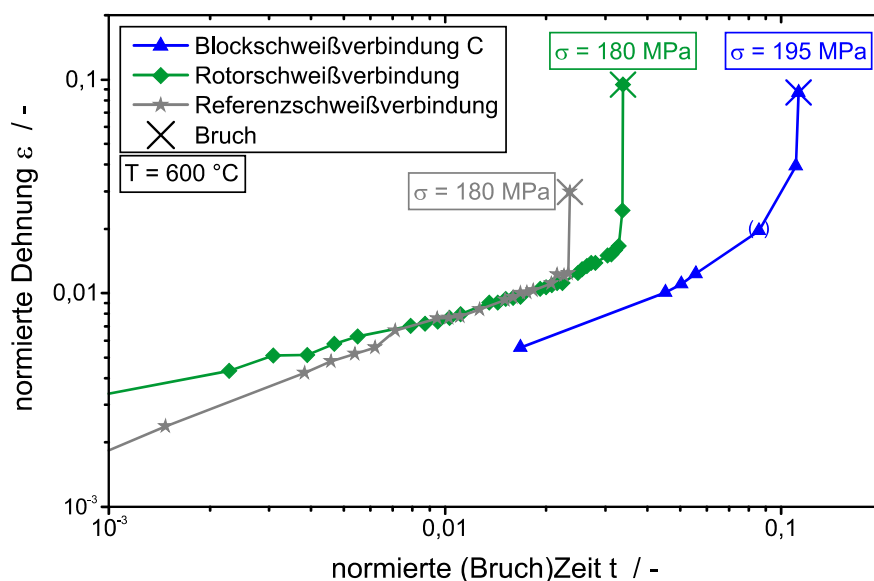


Abbildung 4.6: Zeitdehnlinien für die Kriechversuche bei $T = 600 \text{ °C}$ und $\sigma = 180 \text{ MPa}$ (Proben Ref-Z4 und RSV-Z4), Probe BSVC-Z6 bei $\sigma = 195 \text{ MPa}$

Auch bei Zeitstandversuchen geben lokale Dehnungen Aufschluss über die Kriechverformung einzelner Werkstoffbereiche. Daher werden – wie in Kapitel 4.1 – nach den Versuchen anhand von Härteeindrücken entlang der Probenlängsachse lokale Dehnungen ausgewertet, vergleiche Abbildung 4.2. Beispielhaft zeigt Abbildung 4.7 die lokalen Dehnungen für die Probe der BSVC bei 600 °C und $\sigma = 195$ MPa (BSVC-Z6) in normierter Form. Die Bruchlage befindet sich in der interkritischen Zone auf der 10 % Cr-Seite, die lokale Dehnung ist in diesem Bereich am höchsten (normiert = 1,00). Im Nickelbasis-Grundwerkstoff und der Schweißnaht liegt keine messbare Kriechverformung vor (normiert ≈ 0). Auch der Grundwerkstoff des 10 % Chromstahls weist nur geringe Kriechdehnungen auf (normiert $\leq 0,10$).

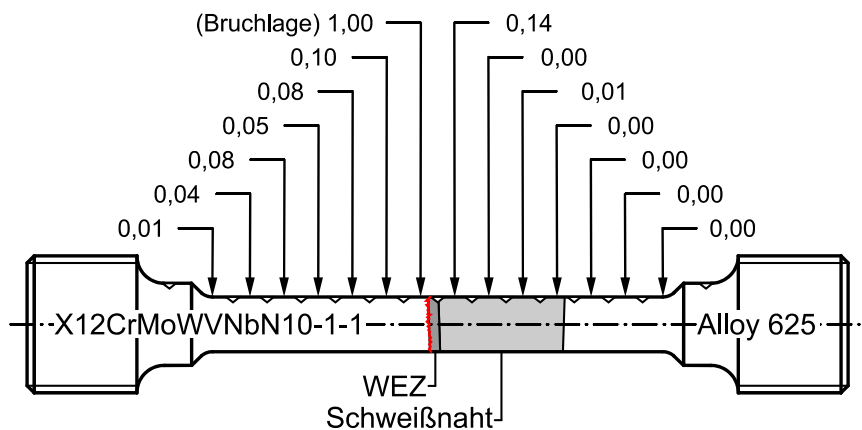


Abbildung 4.7: Normierte lokale Dehnungen der Probe BSVC-Z6 bei $T = 600$ °C und $\sigma = 195$ MPa

Die zur Verfügung stehenden Ergebnisse aus den Zeitstandversuchen an den Schweißverbindungsproben zeigen für die Blockschweißverbindungen eine deutliche Verbesserung des Zeitstandverhaltens durch den Einsatz eines mismatched-Schweißguts. Die noch laufenden Versuche werden durch die Absicherung dieser Erkenntnis bei längeren Laufzeiten weitere Rückschlüsse auf die Unterschiede des Zeitstandverhaltens der untersuchten Verbindungen zulassen. Der Schweißnahtfaktor ist für die mismatched-geschweißten Verbindungen vergleichbar mit artgleichen Schweißverbindungen der 9 - 12 % Chromstähle, für die Proben der matched-geschweißten Verbindungen liegt er teilweise deutlich niedriger.

Unterschiede im Schweißnahtverhalten lassen sich neben den Bruchzeiten auch im Bruchaussehen feststellen. Speziell vor dem Hintergrund, dass über die gesamte Schweißnaht ermittelte integrale Dehnungen oft nur wenig aussagekräftig sind, ist die Untersuchung der Versagensorte und Versagensmechanismen von großer Bedeutung für die Schadensprävention. Abhängig von Prüftemperatur, Beanspruchung und Schweißnahtkonfiguration kann der Zeitstandbruch bei Crossweldproben in unterschiedlichen Bereichen der Verbindung auftreten. Am häufigsten versagt die interkritische WEZ des schwächeren Grundwerkstoffs durch das bereits

angesprochene „Type IV Cracking“. Der Versagensort unter Zeitstandbeanspruchung kann sich aber auch in den Grundwerkstoff, die Fusionslinie oder das Schweißgut selbst verlagern. Tabelle A.7 und Tabelle A.8 geben für die vier untersuchten Mischverbindungen sowie die Referenzschweißverbindung eine Übersicht über die Bruchaussehen der bisher gebrochenen Proben bei 550 °C und 600 °C.

Für die matched-geschweißte Rotor- und die Referenzschweißverbindung sind zwei konkurrierende Bruchmechanismen zu beobachten. Einerseits ist dies ein meist dominanter Bruch in der Fusionslinie, andererseits ein Bruch oder Restbruch in der WEZ auf der 10 % Cr-Seite. Ein anschauliches Beispiel hierfür liefern REM-Aufnahmen der Bruchfläche von Probe RSV-Z5, die bei 600 °C und 110 MPa, Abbildung 4.8 geprüft wurde. In der Probenmitte liegt ein Zeitstandbruch in der WEZ vor (Vergrößerung in Ausschnitt 1), am Probenrand ein Bruch in der Fusionslinie. Die Ausschnitte 2 und 3 zeigen große Verformungswaben im Übergangsbereich vom Fusionslinienbruch zum WEZ-Bruch. Dies ist ein Indiz für einen duktilen Gewaltbruch beim „Zusammenwachsen“ der beiden konkurrierenden Bruchlagen in der WEZ und der Fusionslinie. Bei hohen Prüfspannungen liegen in der Regel keine Anteile des Zeitstandsbruchs in der WEZ 3 vor, da die Zeitstandschädigung in der Fusionslinie deutlich schneller fortschreitet als in der WEZ. Der Restbruch auf der 10 % Cr-Seite besitzt in diesen Fällen üblicherweise eine Keilform, vergleiche Tabelle A.7 und Tabelle A.8, Proben RSV-Z1, RSV-Z4 und Ref-Z1.

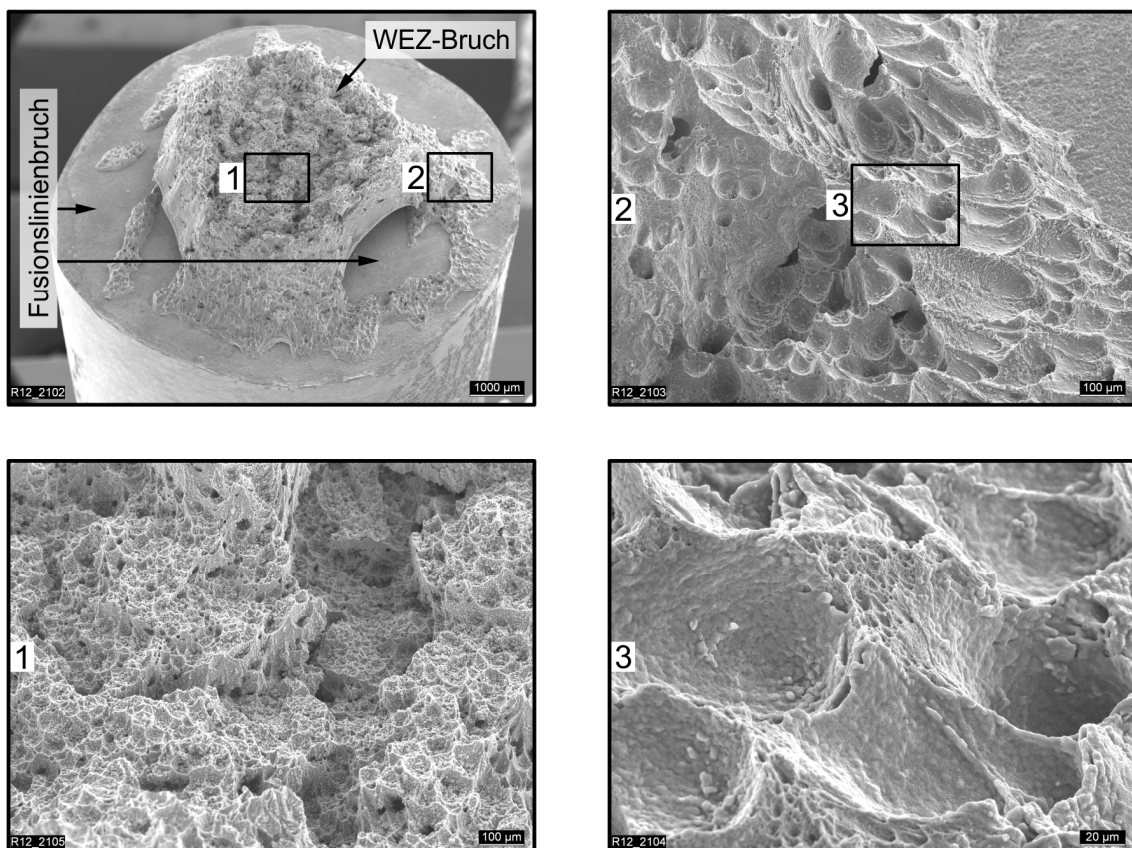


Abbildung 4.8: Konkurrierende Bruchmechanismen, RSV-Z5, 110 MPa, 600 °C

Das Bruchaussehen der Zeitstandproben der Referenzschweißverbindung ist mit dem der Rotorschweißverbindung vergleichbar. So ist beispielsweise die Bruchfläche der Probe Ref-Z6 bei 600 °C und 100 MPa der Bruchfläche der oben betrachteten Probe RSV-Z5 sehr ähnlich.

Eine scharfe Abgrenzung der beiden konkurrierenden Bruchmechanismen wie in Abbildung 4.8 ist jedoch nicht bei allen Verbindungen möglich. Der dominante Bruch der Probe Ref-Z8 bei 600 °C und 80 MPa erstreckt sich beispielsweise vollständig auf die interkritische WEZ, Abbildung 4.9. Erst bei der lichtmikroskopischen Betrachtung des angeätzten Längsschliffs zeigt sich, dass auch in der Fusionslinie eine Schädigung in Form eines kleinen Anrisses mit vorgelagerten Kriechporen vorliegt, Ausschnitte 1 und 2. In den Ausschnitten 5 und 6 sind weiter im Probeninneren nahe der Fusionslinie ebenfalls bereits Kriechporen zu erkennen. Der Fusionslinienbruch konnte sich für diese Probe aber nicht als dominanter Bruchmechanismus durchsetzen. In den Ausschnitten 3 und 4 zeigt sich die Bildung zahlreicher Kriechporen in der WEZ 3 nahe der Bruchfläche. Die ebenfalls bei 600 °C und 80 MPa geprüfte Probe Ref-Z7 versagt im Gegensatz zur Probe Ref-Z8 durch einen dominanten Bruch in der Fusionslinie mit einem nur sehr geringen Restbruchanteil im 10 % Chromstahl, vergleiche Tabelle A.8. Für diese Probe ist die Kriechschädigung in der Fusionslinie also schneller fortgeschritten als die Kriechschädigung der WEZ.

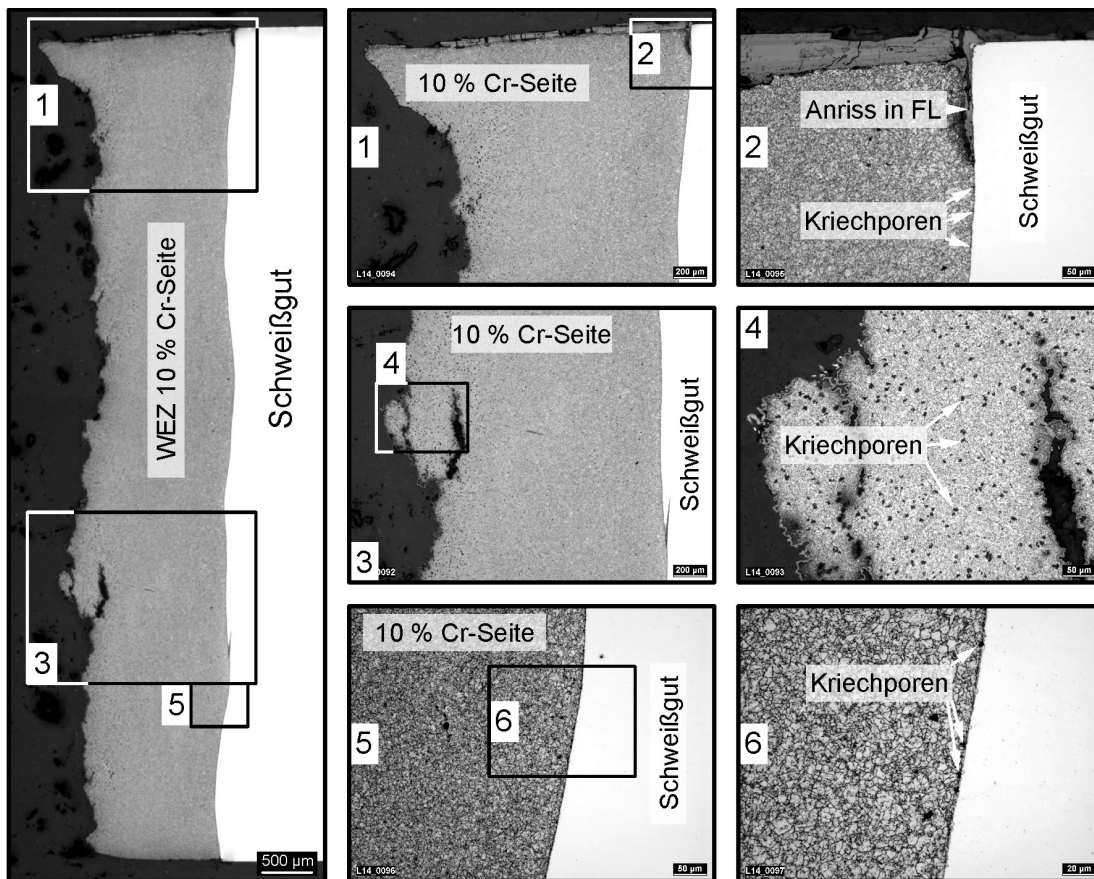


Abbildung 4.9: Längsschliff des WEZ-Bruchs der Probe Ref-Z8, 80 MPa, 600 °C

Bis auf die Proben Ref-Z5 und Ref-Z8 sind für alle gebrochenen, matched-geschweißten Crossweldproben makroskopische Bruchanteile sowohl in der Fusionslinie als auch in der WEZ des 10 % Chromstahls zu beobachten. Für die Proben der mismatched-geschweißten Blockschweißverbindungen liegt im Gegensatz dazu kein dominanter Fusionslinienbruch vor. Zwar findet sich auch bei diesen Proben eine Werkstofftrennung in der Fusionslinie, der dominante Bruchanteil liegt jedoch im 10 % Chromstahl. Ein anschauliches Beispiel hierfür liefert die Probe BSVC-Z1 in [Abbildung 4.10](#) mit einer Werkstofftrennung im Bereich der Fusionslinie, Bereich ①, und dem Bruch im Grundwerkstoff des 10 % Chromstahls, Bereich ②. Die große Einschnürung im Bruchquerschnitt ist bei 550 °C typisch für den X12 und ist auch noch bei Laufzeiten von weit über 50000 h zu beobachten.



Abbildung 4.10: Bruchaussehen, Probe BSVC-Z1, 295 MPa, 550 °C

Während die BSVB und BSVC bei 295 MPa und 550 °C durch einen Zeitstandbruch im Grundwerkstoff des 10 % Chromstahls versagen, kommt es schon bei 245 MPa zu einer Verlagerung des Versagensortes in Richtung der WEZ 3 auf der 10 % Cr-Seite. Dieser Bruchlagenwechsel vom Grundwerkstoff in die WEZ kann für artgleiche Verbindungen häufig beobachtet werden [Bau09]. Auch für die Proben bei 245 MPa sind kleine Werkstofftrennungen in der Fusionslinie zu beobachten, die jedoch nicht zu einem dominanten Fusionslinienbruch führen. Für die bei 600 °C geprüften Proben der BSVC tritt der Bruch ausschließlich in der WEZ auf.

Die Ergebnisse der BSVA reihen sich nicht nahtlos in die Beobachtungen zur BSVB und BSVC ein. Zwar ist der Schweißnahtaufbau mit Ausnahme des nicht versagensrelevanten Nickelbasis-Grundwerkstoffs nominell identisch mit dem Aufbau der BSVC, die Bruchlage stellt sich jedoch als eine Mischung aus Fusionslinienbruch, Bruch im Schweißgut und Bruch im 10 % Chromstahl dar.

[Abbildung 4.11](#) verdeutlicht nochmals den Unterschied der auftretenden Schädigung in der Fusionslinie zwischen der Rotor- (Ausschnitt 1 und 2) und der Blockschweißverbindung (Ausschnitt 3 und 4). Beide Proben weisen eine Werkstofftrennung in der Fusionslinie auf, Bereich ①. Für die Rotorschweißverbindung resultiert daraus ein dominanter Fusionslinienbruch mit dem Restbruch auf der 10 % Cr-Seite, Bereich ②. Im Gegensatz dazu stoppt der Anriss in der Fusionslinie bei der Blockschweißverbindung und es kommt zum vollständigen Bruch im 10 % Chromstahl, Bereich ③.

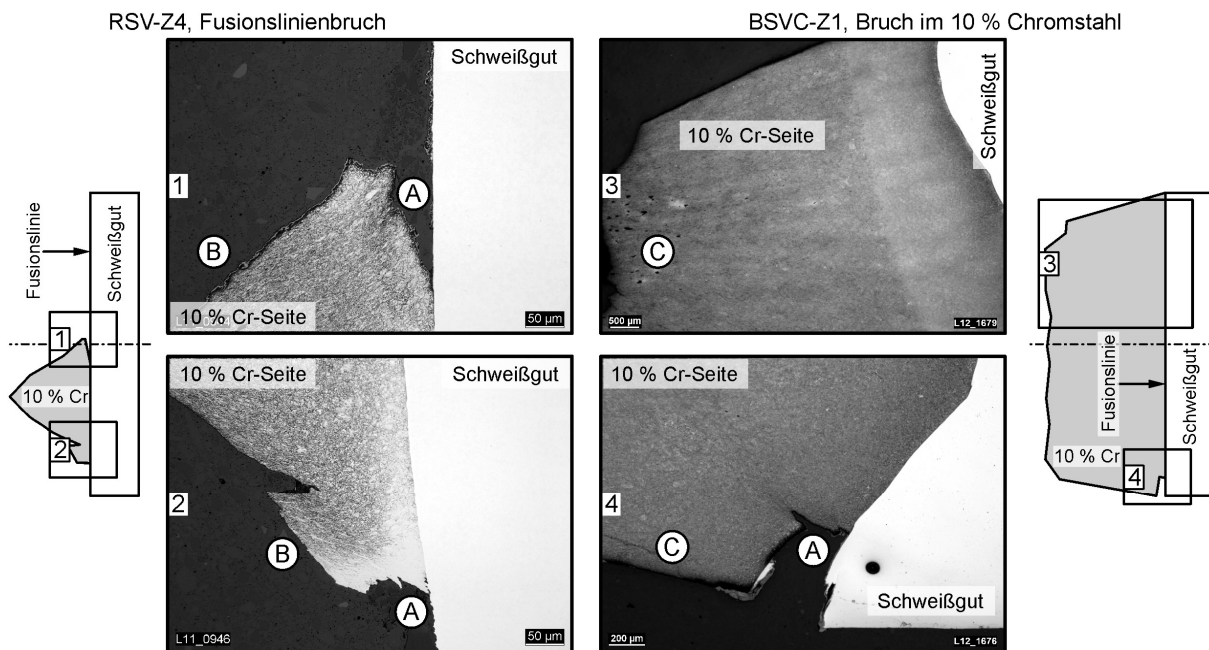


Abbildung 4.11: Vergleich des Versagensmechanismus zwischen der Rotor-schweißverbindung (RSV-Z4) und der BSVC (BSVC-Z1)

Bei den untersuchten Zeitstandproben treten also zwei unterschiedliche, teilweise miteinander konkurrierende Versagensmechanismen auf. Einerseits sind der für artgleiche Verbindungen bekannte Bruch im Grundwerkstoff bei hohen Prüfspannungen sowie der Bruchlagenwechsel in die interkritische WEZ bei niedrigeren Spannungen zu beobachten. Dieses Versagensbild spiegelt sich in den Bruchbildern der BSVB und BSVC wieder. Dem gegenüber steht der Fusionslinienbruch mit einer lokal sehr begrenzten Schädigung in der Fusionslinie. Diese führt bei der Mehrheit der gebrochenen Crossweldproben der Rotor- sowie der Referenzschweißverbindung zu einem makroskopisch verformungslosen Bruch in der Fusionslinie. Die Restbruchanteile auf der Seite des 10 % Chromstahls sind unterschiedlich groß. Eine Schädigung in der Fusionslinie in Form einer Werkstofftrennung ist auch für die Proben der Blockschweißverbindungen zu beobachten, führt jedoch bei keiner der untersuchten Proben zu einem dominanten Fusionslinienbruch. Der Abfall der Zeitstandfestigkeit ist beim Fusionslinienbruch größer als beim WEZ-Bruch.

Das unterschiedliche Bruchaussehen der matched- und mismatched-geschweißten Verbindungen erlaubt den Rückschluss, dass das eingesetzte Schweißgut das Auftreten des Fusionslinienbruchs beeinflusst. Dies stimmt mit Erkenntnissen aus [Feh13] und [Shi10] überein. Danach bildet sich der Zeitstandbruch bevorzugt in der interkritischen WEZ aus, wie es typisch für artgleiche Verbindungen ist. Jedoch ergeben sich trotz gleichem Schweißnahtaufbau und chemisch identischen Schweißzusatzwerkstoffen Unterschiede im Schweißnahtverhalten. Im Vergleich zur BSVC versagen die Proben der BSVA bei vergleichbarer Beanspruchung teilweise deutlich früher. Die Ergebnisse der BSVB liegen bei Einsatz eines chemisch

identischen Schweißzusatzwerkstoffs aber leicht variiertem Nahtaufbau zwischen denen der BSVA und der BSVC. Insgesamt ist die Zeitstandfestigkeit für die Crossweldproben der drei Blockschweißverbindungen höher als für die Crossweldproben der Rotor- und der Referenzschweißverbindung.

Hinsichtlich des plötzlich auftretenden Versagens beim Fusionslinienbruch und der geringen messbaren integralen Kriechdehnung ist ein tieferes Verständnis für diesen Versagensmechanismus erforderlich. Aus diesem Grund wird der Fusionslinienbruch in einer Parameterstudie gesondert betrachtet und detailliert untersucht. Die Ergebnisse dieser Untersuchung werden in Kapitel 4.5 vorgestellt.

4.3 LCF-Versuche

Für die Auslegung des Turbinenrotors ist neben dem Schweißnahtverhalten bei quasistatischer Beanspruchung auch das Verhalten bei zyklischer Beanspruchung zu berücksichtigen. Die Versuche zum LCF-Verhalten werden an Proben der BSVC durchgeführt, da diese unter den vier untersuchten Verbindungen die besten Zeitstandeigenschaften aufweist. Die Probenabmessungen zeigt Abbildung C.2. Der Messaufnehmer wird mittig über der Schweißnaht platziert, [Abbildung 4.12](#) links. Die Grafik zeigt zudem rechts neben der Probengeometrie ein Ersatzmodell für die Schweißverbindung, in dem schematisch der Grundwerkstoff 1 (GW1), das Schweißgut (SG) und der Grundwerkstoff 2 (GW2) abgebildet sind. Die Versuchssteuerung erfolgt dehnungsgeregelt.

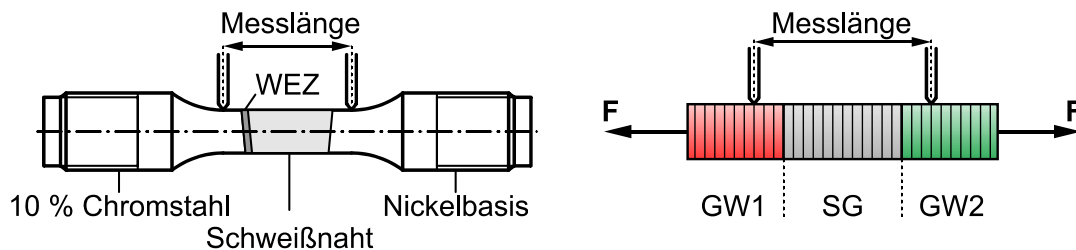


Abbildung 4.12: Position des Messaufnehmers (links) und Ersatzmodell (rechts) für die LCF-Proben

Bei den dehnungskontrollierten LCF-Versuchen wird die integrale Dehnung bezogen auf eine Messlänge ermittelt. Diese Messlänge erstreckt sich im Fall der Schweißverbindungsproben über drei unterschiedliche Werkstoffbereiche, die Wärmebeeinflusstenzonen sind in dieser Betrachtung nicht berücksichtigt. Ein ver- und entfestigendes Verhalten einzelner Zonen beeinflusst zwar die Versuchsergebnisse, kann aber anhand der integralen Dehnungsmessung nicht quantifiziert werden. Dies soll vor der Diskussion der Ergebnisse der LCF-Versuche durch eine Modellüberlegung zur Breite der Schweißnaht verdeutlicht werden.

Gegenübergestellt werden zwei Schweißverbindungen mit identischen Grundwerkstoffen und identischem Schweißgut, aber mit unterschiedlicher Schweißnahtbreite,

Abbildung 4.13. Unter der Annahme, dass der GW1 eine geringere Festigkeit besitzt als das SG und der GW2, treten im GW1 trotz gleicher integraler Gesamtdehnung ε_{ges} aufgrund der unterschiedlichen Schweißnahtbreite abweichende lokale Dehnungen $\varepsilon_{\text{lokal}}$ auf. Je kleiner der Anteil des Werkstoffbereichs mit der geringeren Festigkeit bezogen auf die gesamte Messlänge ist, desto höher ist die dort auftretende lokale Dehnung. Im Gegenzug verringert sich die lokale Dehnung, wenn der Anteil des Werkstoffbereichs mit der geringsten Festigkeit bezogen auf die gesamte Messlänge größer wird. Unterschiedliche integrale Messlängen wirken sich analog zu unterschiedlichen Schweißnahtbreiten aus.

Einfluss Schweißnahtbreite

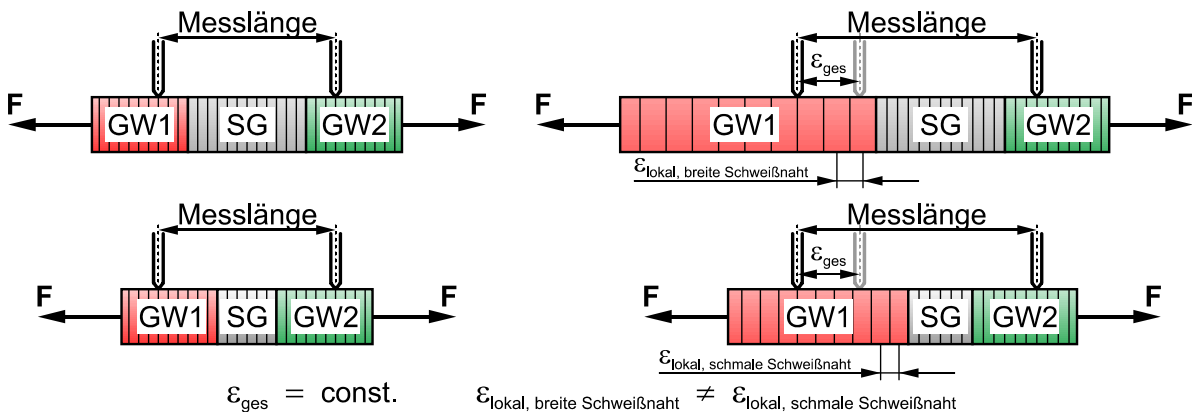


Abbildung 4.13: Einfluss der Schweißnahtbreite auf die lokalen Dehnungen

In vergleichbarer Weise beeinflusst die Position des Messaufnehmers die lokalen Dehnungen $\varepsilon_{\text{lokal}}$ bei gleicher integraler Gesamtdehnung ε_{ges} . Hinzu kann ein teils gegenläufiges zyklisches Werkstoffverhalten der einzelnen Werkstoffzonen kommen. Während für den Fall der untersuchten Verbindung der 10 % Chromstahl unter zyklischer Beanspruchung zu Entfestigung neigt [Rau06], ist bei einigen Nickelbasis-Werkstoffen je nach Auslagerungszustand eine zyklische Verfestigung zu beobachten [Sri90], [Bha88]. Im Ersatzmodell hat dies mit zunehmender Zyklenzahl eine Veränderung der Festigkeiten der einzelnen Werkstoffbereiche zur Folge. Dementsprechend verändern sich auch die lokalen Dehnungen in den einzelnen Werkstoffzonen. Das zyklische Verhalten der Schweißnaht wird also durch lokale Effekte beeinflusst. Diese lokalen Einflussfaktoren sind letztlich beim quantitativen Vergleich zweier oder mehrerer unterschiedlicher Schweißverbindungen zu berücksichtigen und zu minimieren. Eine Gegenüberstellung der Ergebnisse auf Basis der integralen Dehnungsamplitude liefert somit Anhaltspunkte zum LCF-Verhalten der Verbindungen, ein exakter Vergleich ist jedoch nur möglich, wenn auch die lokalen Gegebenheiten genau bekannt sind.

Die Anrisskennlinie, bei der die Dehnungsamplitude über der Anrisszyklenzahl aufgetragen wird, kann über den Ansatz nach Manson, Coffin, Morrow mathematisch beschrieben werden [Rad07]. Dazu wird aus den Spannungs-Dehnungs-Hysteresen

des stabilisierten Zyklus jeweils der elastische und plastische Anteil der Dehnungsamplitude ermittelt, Gleichung 4.1.

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{a,el} + \varepsilon_{a,pl} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_A)^b + \varepsilon_f' (2N_A)^c \quad (4.1)$$

Die Unbekannten der Gleichung werden durch eine Regressionsanalyse bestimmt. Die elastischen und plastischen Dehnungsanteile sowie die sich daraus ergebende Anrisskennlinie sind in [Abbildung 4.14](#) für die Versuche der BSVC ohne Haltezeit (HZ) bei 550 °C gezeigt. Für den qualitativen Vergleich sind der Anrisskennlinie auch die Ergebnisse der Referenzschweißverbindung gegenübergestellt. Als Anrisskriterium wird das 5 % Lastabfallkriterium herangezogen. Die Anrisszyklenzahl des 10 % Chromstahls wird von beiden Verbindungen nicht erreicht. In [Abbildung 4.14](#) ist auch der Einfluss der Haltezeit von jeweils 10 Minuten in Zug und Druck auf die Anrisszyklenzahl gut erkennbar. Sowohl beim 10 % Chromstahl als auch bei der BSVC tritt der Anriss für die Versuche mit Haltezeit früher auf als für die Versuche ohne Haltezeit. Dies ist unter anderem auf überlagerte Kriechvorgänge während der Haltezeiten speziell in der Zugphase zurückzuführen, siehe Kapitel 2.1.2. Die Anrisskennlinien für die Versuche bei 450 °C und 600 °C sind in [Abbildung D.5](#) dargestellt, die Ergebnisse der Versuche fasst [Tabelle A.9](#) zusammen. Wie bereits erwähnt liefert die Gegenüberstellung der Ergebnisse der beiden Schweißverbindungen nur einen qualitativen Anhaltspunkt zum LCF-Verhalten der Verbindungen, für eine quantitative Analyse müssten die lokalen Dehnungen der einzelnen Werkstoffzonen bekannt sein.

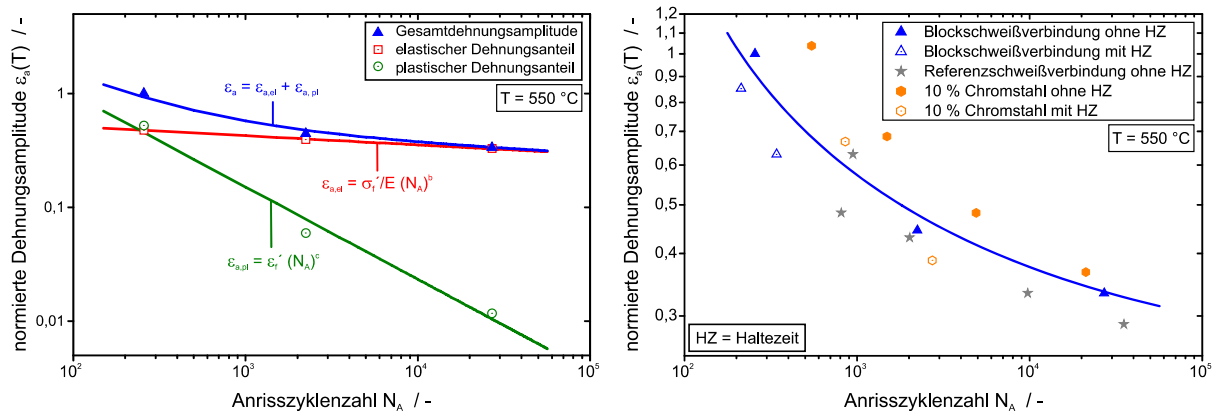


Abbildung 4.14: Auswertung nach Manson, Coffin, Morrow (links) und Anrisskennlinie (rechts), BSVC, 550 °C

Eine Möglichkeit zum Vergleich des zyklischen Verhaltens der beiden Schweißverbindungen stellen die Verläufe der normierten Minimal- und Maximalspannungen über der Zyklenzahl dar. Exemplarisch sind diese für die Versuche der BSVC bei 550 °C in [Abbildung 4.15](#) gezeigt. Basis der Normierung ist die in Kapitel 4.1

ermittelte Zugfestigkeit R_m der Crossweldprobe BSVC-U7. Die Proben bei einer normierten Dehnungsamplitude von 0,43 (Referenzschweißverbindung) und 0,44 (BSVC, Probe BSVC-L6) zeigen sowohl in der Zyklenzahl bis Anriss als auch in der Maximalspannung ähnliche Werte. Die Verläufe der Hüllkurven aus Minimal- und Maximalspannung über der Zyklenzahl weichen jedoch voneinander ab. Die Maximalspannung der Probe der Referenzschweißverbindung liegt während der ersten Zyklen über der der Probe der BSVC. Während die Probe der Blockschweißverbindung bis nahe an das Versuchsende verfestigendes Verhalten aufweist, entfestigt die Probe der Referenzschweißverbindung kontinuierlich. Ein Einfluss der Haltezeit auf die Maximal- und Minimalspannungen ist anhand der durchgeführten Experimente nicht nachzuweisen. Bei 450 °C und 600 °C zeigen die Spannungsverläufe der Referenzschweißverbindung ebenfalls stetig entfestigendes Verhalten. Das Verhalten der Versuche der Blockschweißverbindung ist dagegen verfestigend oder stabil, [Abbildung D.6](#).

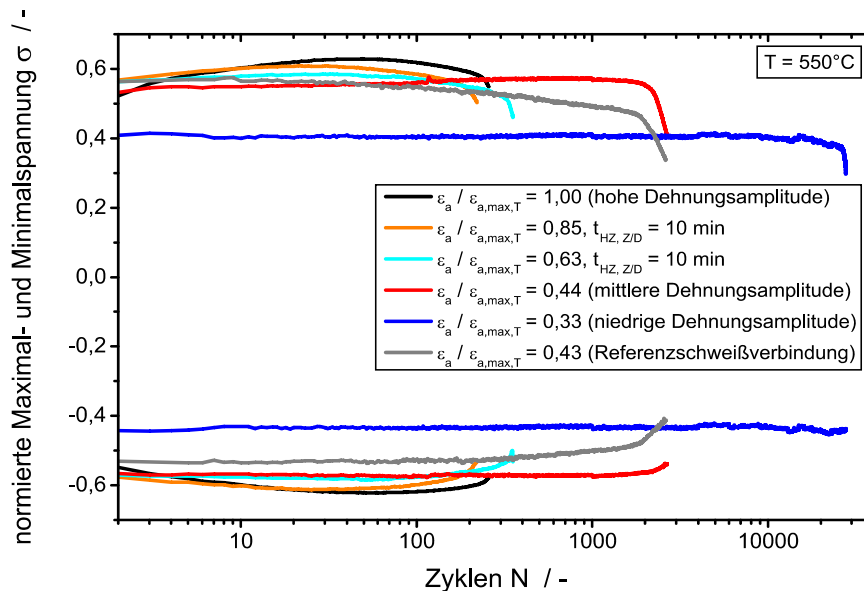


Abbildung 4.15: Minimal- und Maximalspannung, LCF-Versuche, BSVC, 550 °C

Die Spannungsverläufe ermöglichen für die untersuchten Schweißverbindungen auch Rückschlüsse auf die Anrissposition. Verfestigendes Werkstoffverhalten deutet auf eine Dehnungskonzentration im Nickelbasis-Werkstoff oder im Schweißgut hin, entfestigendes Werkstoffverhalten auf eine Dehnungskonzentration im 10 % Chromstahl.

Für die Probe BSVC-L2 bei 450 °C und einer normierten Dehnungsamplitude von 0,47 liegt ein kontinuierlich verfestigendes Werkstoffverhalten vor. Der Anriss dieser Probe verläuft im Schweißgut im Bereich der Fusionslinie, [Abbildung 4.16](#). Der Anriss der zum Vergleich herangezogenen, entfestigenden Referenzprobe bei einer normierten Dehnungsamplitude von 0,45 liegt hingegen auf der Seite des 10 % Chromstahls. Ein vergleichbares Bild ergibt sich für die Proben bei 550 °C.

Auch für die verfestigende Probe BSVC-L6 ist der Anriss bei einer normierten Dehnungsamplitude von 0,44 im Schweißgut im Bereich der Fusionslinie zu beobachten. Erst in rund 2,5 mm Abstand von der Außenoberfläche knickt der Riss in Richtung des 10 % Chromstahls ab. Neben diesem Anriss in der Fusionslinie kann für die Probe BSVC-L6 auch ein kleiner Anriss auf der 10 % Cr-Seite identifiziert werden, der jedoch nicht dominant wird. Die Anrissposition der zum Vergleich herangezogenen entfestigenden Referenzprobe bei einer normierten Dehnungsamplitude von 0,43 befindet sich vollständig auf der 10 % Cr-Seite.

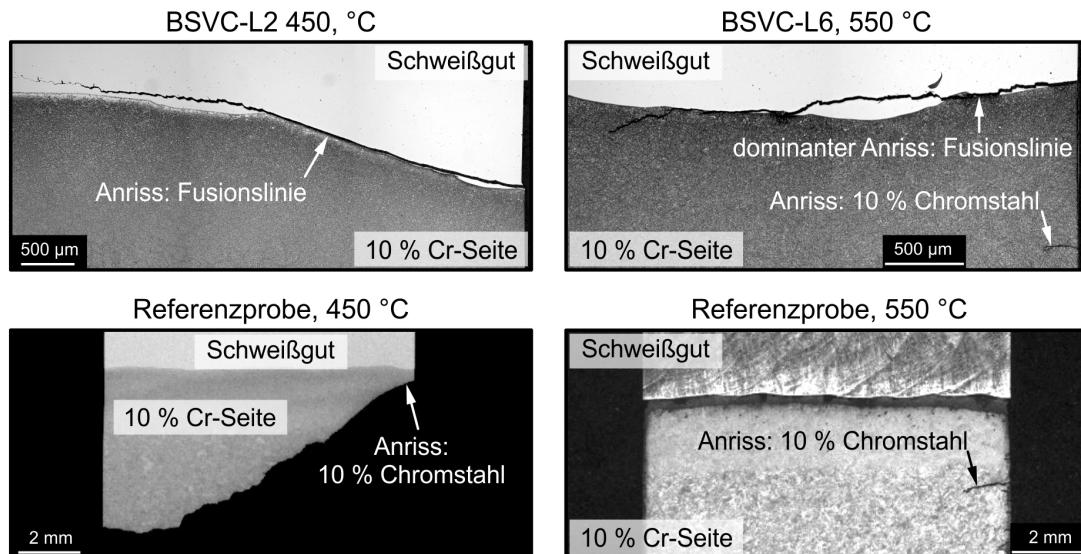


Abbildung 4.16: Vergleich des Anrisses bei Proben der BSVC (oben) und Proben der Referenzschweißverbindung (unten)

Die oben beschriebene Korrelation von Spannungsverlauf und Anrissposition trifft auch für die übrigen untersuchten Proben zu. So tritt der Anriss der verfestigenden Probe BSVC-L5 mit einer normierten Dehnungsamplitude von 1,00 ebenfalls im Schweißgut nahe der Fusionslinie auf. Die Probe bei einer normierten Dehnungsamplitude von 0,33 (BSVC-L7) weist zunächst einen konstanten Spannungsverlauf auf, ab etwa 8000 Zyklen ist jedoch eine Entfestigung und schließlich ein Anriss auf der Seite des 10 % Chromstahls zu erkennen. Die Anrisspositionen weiterer Proben sind Tabelle A.10 zu entnehmen.

Bei der lichtmikroskopischen Betrachtung der Probe BSVC-L7 ist der Anriss im 10 % Chromstahl deutlich zu erkennen. Darüber hinaus kann jedoch auch ein feiner Anriss in der Fusionslinie detektiert werden, Abbildung 4.17. Gleiches gilt für die Probe BSVC-L11 (600 °C, normierte Dehnungsamplitude 0,42), die zwar den dominanten Anriss auf der Seite des 10 % Chromstahls aufweist, für die jedoch in der lichtmikroskopischen Untersuchung ebenfalls ein fein verästelter Anriss in der Fusionslinie festzustellen ist.

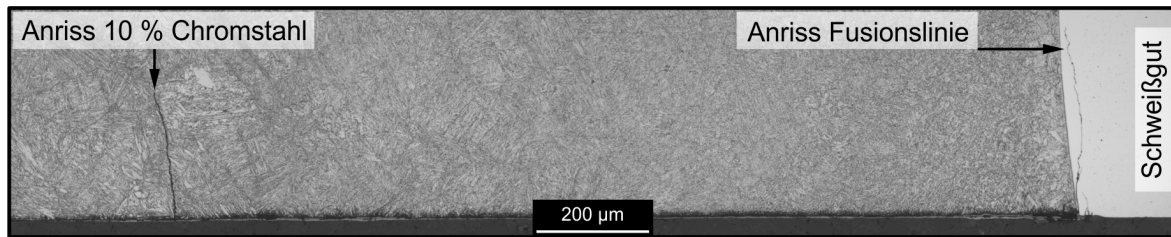


Abbildung 4.17: Probe BSVc-L7, 550 °C, dominanter Anriss im 10 % Chromstahl, zusätzlicher Anriss in der Fusionslinie

Erst für die Probe BSVc-L12 (600 °C, normierte Dehnungsamplitude 0,31) treten ausschließlich im 10 % Chromstahl Anrisse auf, Abbildung 4.18. In geringem Abstand vom dominanten Anriss ist noch ein weiterer kleiner Anriss zu erkennen. In der Fusionslinie selbst liegt keine sichtbare Schädigung vor. Der Anriss tritt für sämtliche Proben der Referenzschweißverbindung im 10 % Chromstahl auf [Roo09], worauf die entfestigenden Hüllkurven bereits hindeuten. In der Fusionslinie liegt keine mikroskopisch erkennbare Schädigung vor.

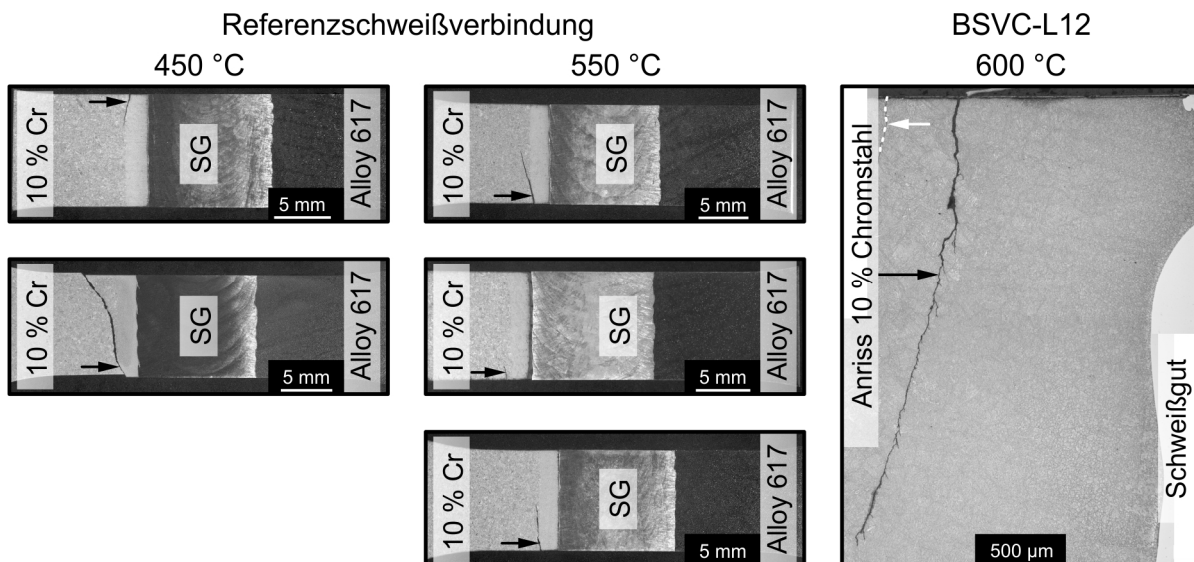


Abbildung 4.18: LCF-Proben der Referenzschweißverbindung (links 450 °C, Mitte 550 °C), Probe BSVc-L12 (rechts), alle mit dominantem Anriss im 10 % Chromstahl

Zusammenfassend ergibt sich für die Proben der BSVc im LCF-Versuch ein uneinheitlicheres Bild als für die Referenzschweißverbindung. Bei letzterer liegt der Anriss sämtlicher durchgeführter Versuche im 10 % Chromstahl. Für die untersuchte Blockschweißverbindung tritt der dominante Anriss bei hohen Dehnungsamplituden stets im Bereich der Fusionslinie auf. Erst mit steigender Temperatur und sinkender Dehnungsamplitude verschiebt sich die Anrissposition in Richtung der 10 % Cr-Seite. Ein Anriss in der Fusionslinie ist aber mit der einzigen Ausnahme bei 600 °C und niedriger Dehnungsamplitude bei allen Proben der BSVc zu beobachten.

4.4 HCF-Versuche

Neben den Versuchen zur niederzyklischen Ermüdung werden an der BSVC auch Untersuchungen zum HCF-Verhalten nach DIN 50100 [DIN50100] durchgeführt. Die Probengeometrie zeigt Abbildung C.3, eine Übersicht über die Versuche geben Tabelle A.11 und Tabelle A.10. Im Gegensatz zu den LCF-Versuchen erfolgt die Versuchssteuerung kraft geregelt, was den Vergleich mit der Referenzschweißverbindung erleichtert, da der Einfluss der Schweißnahtbreite, der Messaufnehmerposition oder der integralen Messlänge entfällt.

Abbildung 4.19 zeigt die normierte Spannungsamplitude σ_a über der Lastzyklenzahl N_B bei Bruch oder Ausbau bei 550 °C für unterschiedliche Spannungsverhältnisse R. Basis der Normierung ist auch in diesem Fall die in Kapitel 4.1 ermittelte Zugfestigkeit R_m der Crossweldprobe BSVC-U7. Gut zu erkennen ist die für HCF-Versuche typische große Streuung der Ergebnisse. Bei $R = -1$ ergibt sich für die Probe mit einer normierten Spannungsamplitude von 0,29 ein Bruch im Schweißgut nach knapp $2 \cdot 10^6$ Zyklen (A), während die Probe mit einer normierten Spannungsamplitude von 0,30 knapp $2 \cdot 10^7$ Zyklen erträgt (B) und die Probe bei $\sigma_{a,normiert} = 0,28$ nach rund $3 \cdot 10^8$ Zyklen ohne Bruch als Durchläufer zu werten ist (C). Die Referenzschweißverbindung erträgt unter gleichen Voraussetzungen mehr Lastzyklen bis zum Bruch. Ähnlich sieht es für die R-Verhältnisse 0 und 0,54 aus, für die ebenfalls eine große Streuung der Versuchsergebnisse zu beobachten ist. In Abbildung D.7 ist das Wöhlerdiagramm für 20 °C und 600 °C gezeigt. Erst bei 600 °C nähern sich die Bruchpunkte der BSVC denen der Referenzschweißverbindung an.

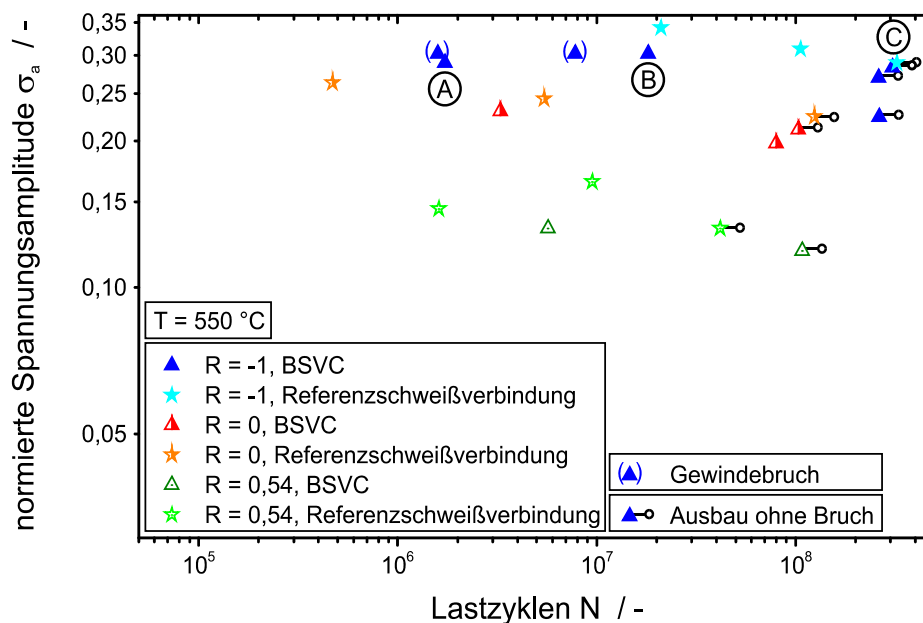


Abbildung 4.19: Bruch- und Ausbaupunkte der HCF-Versuche bei 550 °C

Ergänzt man die Bruchpunkte im Wöhlerdiagramm mit den ermittelten Zugfestigkeiten aus dem Zugversuch an den nicht ausgelagerten Proben, lässt sich ein

typischer Verlauf einer Wöhlerkurve für Werkstoffe mit kubisch-flächenzentriertem Gitter beobachten. Es ist zu erkennen, dass sich die technische Dauerfestigkeit bei 20 °C und 550 °C ähnliche Werte annimmt, [Abbildung 4.20](#). Da Ergebnisse von HCF-Versuchen einer großen Streuung unterworfen sind, ist die Wöhlerkurve in der Abbildung als Streuband angegeben. Zur Bestimmung einer statistisch abgesicherten Überlebenswahrscheinlichkeit wäre eine deutlich größere Anzahl an Versuchen notwendig. Hinzu kommt, dass die Oberflächengüte die Ergebnisse unter HCF-Beanspruchung stark beeinflusst. Während die Beschaffenheit der Probenaußenoberfläche durch Polieren vergleichbar ist, können innere Oberflächen vor dem Versuch nicht identifiziert werden. Speziell bei Crossweldproben können auch kleine Schweißsporen oder Einschlüsse solche inneren Oberflächen darstellen. Der Einfluss dieser inneren Oberflächen muss bei Crossweldproben im Vergleich zu HCF-Versuchen an homogenen Grundwerkstoffproben somit als deutlich größer angenommen werden. Bezogen auf den Probendurchmesser von 5,5 mm führt dies dazu, dass das bei HCF-Versuchen ohnehin breite Streuband für die Schweißverbindungsproben noch breiter wird.

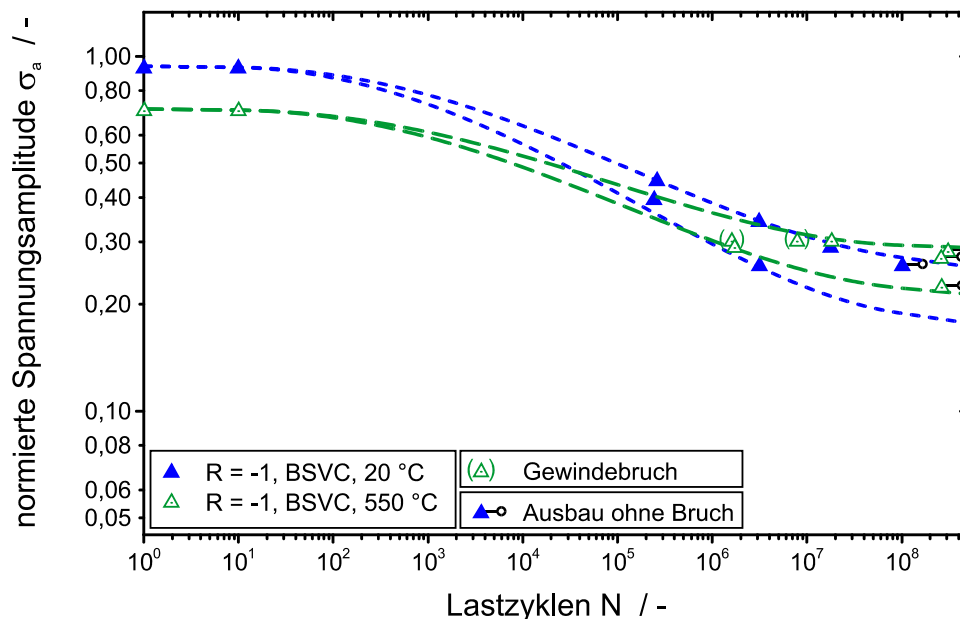


Abbildung 4.20: Wöhlerkurve für die HCF-Versuche bei 20 °C und 550 °C, Spannungsverhältnis $R = -1$

Bei 20 °C versagen die Proben der BSVC unabhängig vom Spannungsverhältnis ausnahmslos im Schweißgut. [Abbildung 4.21](#) zeigt REM-Aufnahmen der Probe BSVC-H9 bei $R = 0,54$ und einer normierten Spannungsamplitude von 0,15. Der Rissfortschritt erfolgt transkristallin und hebt sich in seiner Erscheinung deutlich vom Restbruch ab. Daraus lässt sich die Position der Rissinitiierung rekonstruieren, die in Ausschnitt 1 vergrößert dargestellt ist. Die Ausschnitte 2 und 3 zeigen im Bereich der Rissinitiierung eine Bruchstruktur, die eine terrassenförmige Stufung aufweist. Dieses Bruchverhalten wurde auch in Schadensfällen anderer Nickelbasislegierungen wie

Inconel 792 beobachtet [Nei12]. Im Gegensatz zu den Proben der BSVC kann für die Proben der Referenzschweißverbindung bei Raumtemperatur keine Vorzugsbruchlage im HCF-Versuch identifiziert werden, es liegen unabhängig vom Spannungsverhältnis Brüche in beiden Grundwerkstoffen sowie im Schweißgut vor [Roo09].

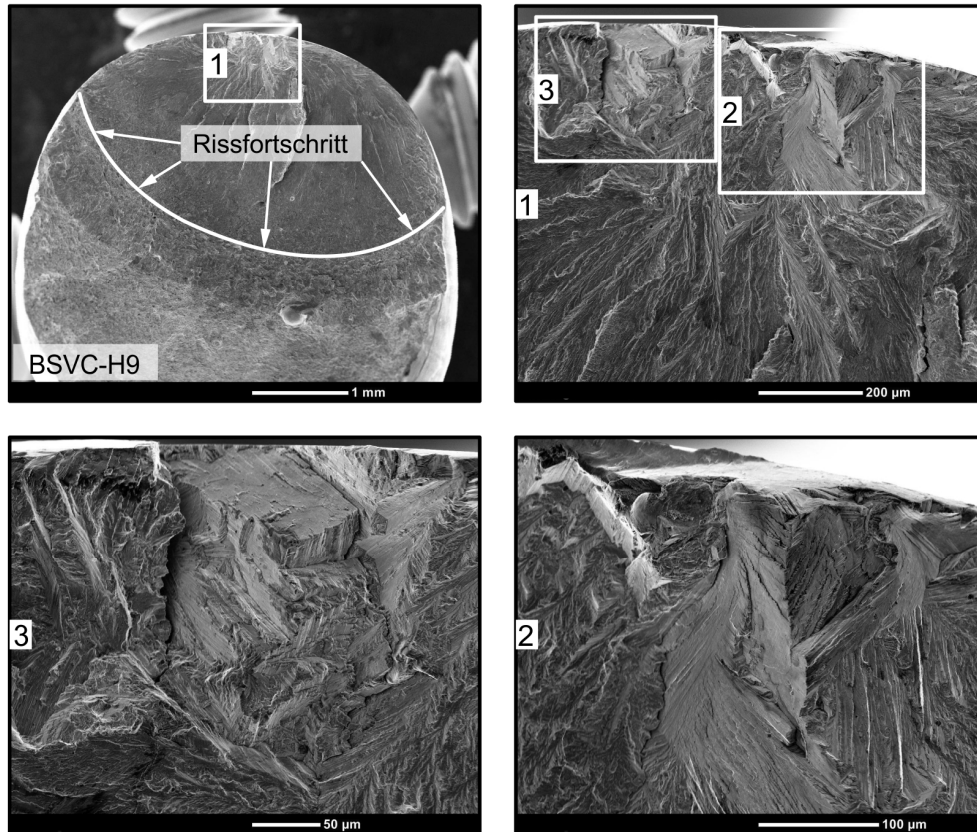


Abbildung 4.21: Probe BSVC-H9, REM-Aufnahmen, 20 °C, Bruch im Schweißgut

Das Schadensbild der Versuche der BSVC bei 550 °C ähnelt dem bei Raumtemperatur stark. So ist auch für die Probe BSVC-H26 bei $R = 0,54$ und einer normierten Spannungsamplitude von 0,13 die terrassenförmige Stufung des Rissausgangspunkts zu erkennen, [Abbildung 4.22](#). Anders als bei der oben betrachteten Probe sind diese Bruchstrukturen in ihrer stärksten Ausprägung jedoch nicht an der Außenoberfläche sondern im Probeninneren zu finden und erstrecken sich über einen deutlich größeren Bereich als bei Probe BSVC-H9. Eine Erklärung für die Bruchstrukturen im Probeninneren liefert das Nickelbasis-Schweißgut. Einerseits ist die Neigung der Nickelbasis-Werkstoffe zum beobachteten Versagen aus der Literatur bekannt [Nei12]. Andererseits können bereits kleine Verunreinigungen, Poren oder Inhomogenitäten eine innere Oberfläche innerhalb des Probenquerschnitts darstellen, von der aus sich der Bruch ausbreitet. Auch weitere Proben weisen die terrassenförmig abgestuften Bereiche als Rissinitiierungspunkte im Schweißgut auf.

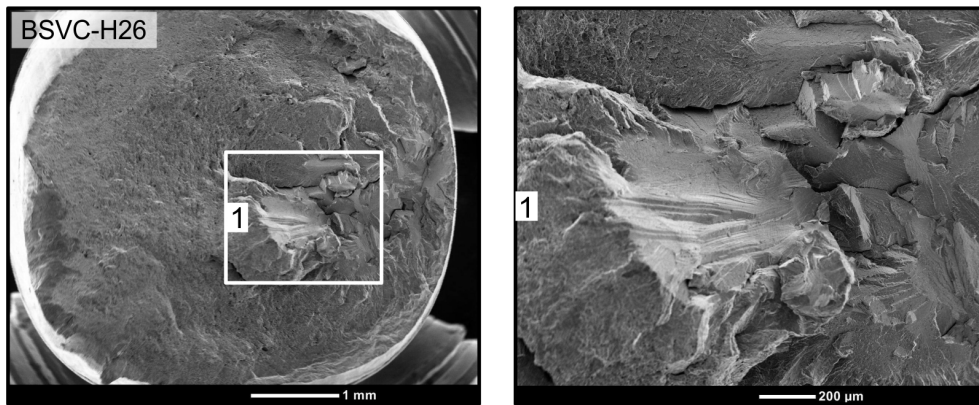


Abbildung 4.22: Probe BSVC-H26, REM-Aufnahmen, 550 °C, Bruch im Schweißgut

Einzige Ausnahme bei 550 °C, bei der die Bruchlage nicht im Schweißgut zu finden ist, stellt die Probe BSVC-H21 bei $R = -1$ und einer normierten Spannungsamplitude von 0,30 dar, die im Alloy 625 Grundwerkstoff mit geringem Bruchanteil im Schweißgut versagt, Abbildung 4.23. Im Längsschliff erscheint die Bruchfläche furchig und erweckt teilweise den Eindruck eines interkristallinen Rissverlaufs. Dies kann bei der Betrachtung der Bruchfläche im REM jedoch nicht bestätigt werden. Der Rissstartpunkt ist in einem aus den oben gezeigten Bruchflächen bereits bekannten terrassenförmigen, spaltbruchähnlichen Bereich auszumachen. Betrachtet man die Bruchfläche vergrößert, Ausschnitt 1, so sind Schwingstreifen zu erkennen, die sich konzentrisch um den Rissausgangspunkt ausbreiten.

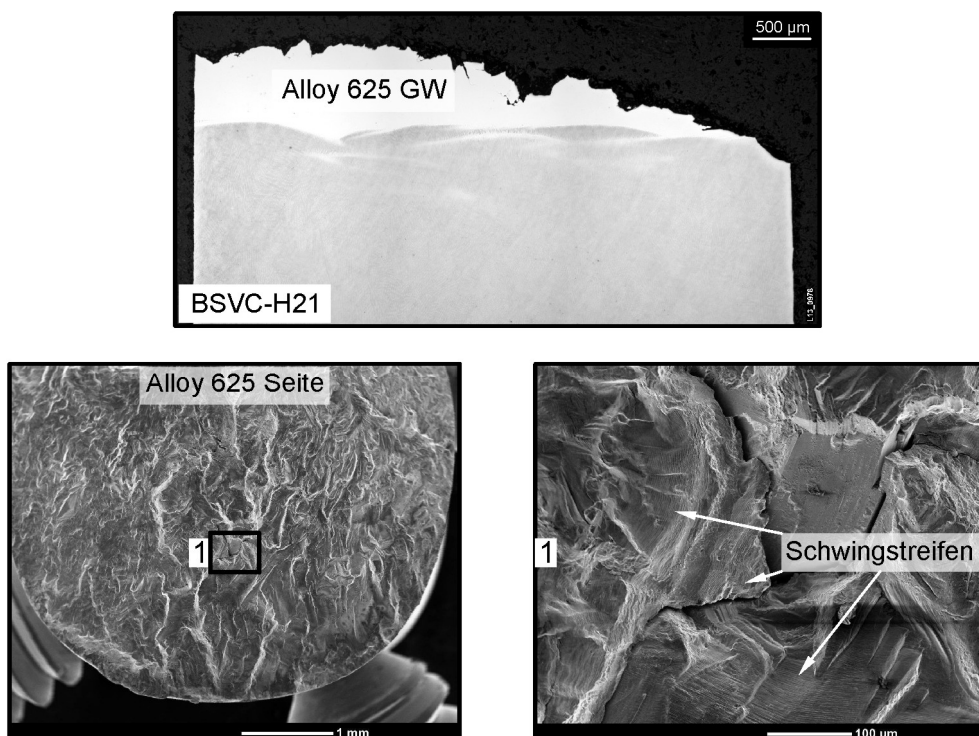


Abbildung 4.23: Probe BSVC-H21, 550 °C, LM-Aufnahme (oben) und REM-Aufnahmen (unten), Bruch im Alloy 625 Grundwerkstoff

Die Versuche bei 600 °C zeigen kein einheitliches Bruchbild. Die Probe BSVC-H31 versagt als Mischbruch zwischen Schweißgut und 10 % Chromstahl, die Probe BSVC-H32 rein auf der 10 % Cr-Seite und die Probe BSVC-H34 als Mischbruch in der Fusionslinie und im Schweißgut, Abbildung 4.24. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Dauerfestigkeit des X12 mit zunehmender Temperatur stärker abfällt als die Dauerfestigkeit des Schweißguts oder des Alloy 625.

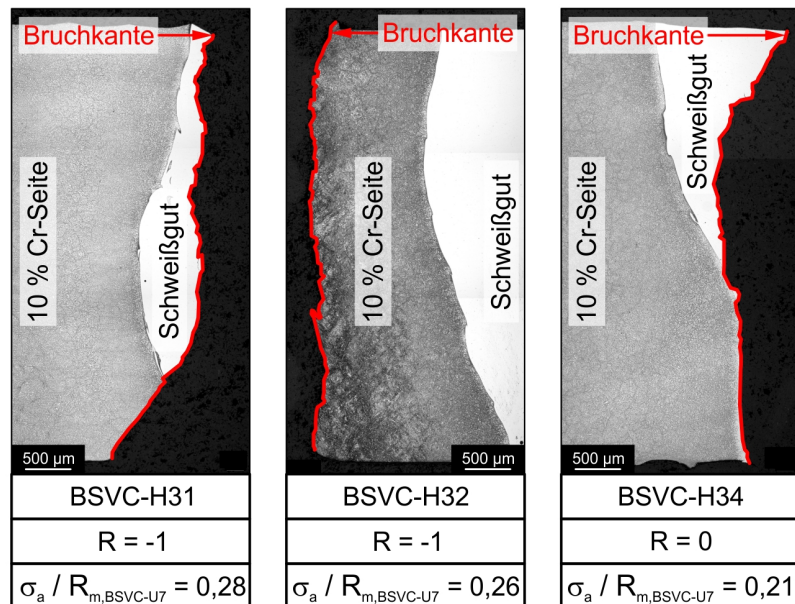


Abbildung 4.24: HCF-Versuche bei 600 °C, LM-Aufnahmen, unterschiedliche Versagensorte, Ätzmittel Pikrin-Salzsäure

Es ergibt sich für die untersuchte Blockschweißverbindung im HCF-Versuch somit mit dem Versagen im Schweißgut bis 550 °C ein einheitliches Bruchbild. Bei 600 °C tritt der Schwingungsbruch für diese Verbindung in unterschiedlichen Werkstoffbereichen auf. Umgekehrt liegt bei der Referenzschweißverbindung bei Raumtemperatur ein uneinheitliches Bruchbild vor. Bei Temperaturen ab 550 °C dagegen ist der Bruch ausschließlich auf der Seite des 10 % Chromstahls zu beobachten.

4.5 Untersuchungen zum Fusionslinienbruch

In Kapitel 4.2 wurde bereits ein verformungsarmer Bruch in der Fusionslinie gezeigt, der sowohl für die Referenz- als auch für die Rotorschweißverbindung in fast allen gebrochenen Proben – zumindest als Teilbruch – zu beobachten ist. Der Mechanismus, der dieses Versagen hervorruft, wird im Folgenden genauer beleuchtet. Es werden insgesamt elf Proben der Rotorschweißverbindung bei konstanter Temperatur und Spannung geprüft und untersucht. Die Versuche unterscheiden sich in der Probenpräparation und den Umgebungsbedingungen.

In einer ersten Versuchsreihe werden vier Proben im Ausgangszustand geprüft. Eine zweite Versuchsreihe untersucht den Einfluss einer oxidationshemmenden Zunderschutzpaste an drei Proben im direkten Vergleich zu einer Probe im Ausgangs-

zustand. Ergänzt wird diese Versuchsreihe durch die Prüfung einer zusätzlichen Probe im Ausgangszustand unter Argonatmosphäre. Zur Analyse einer möglichen Entlastung der Fusionslinie durch einen anderen Nahtwinkel wird in einer dritten Versuchsreihe die Schweißnaht für zwei Proben unter 45° zur Belastungsrichtung orientiert. Die Proben der dritten Versuchsreihe werden ohne Zunderschutzpaste geprüft. Tabelle 4.3 zeigt einen Überblick über die Versuche.

Tabelle 4.3: Übersicht über die Versuche zum Fusionslinienbruch

Probe 1 (Ausgangszustand)		Probe 2 (Ausgangszustand)		Probe 3 (Ausgangszustand)		Probe 4 (Ausgangszustand)	
$t_b = 1499,6 \text{ h}$		$t_b = 1322,4 \text{ h}$		$t_b = 1288,0 \text{ h}$		$t_A = 1288,0 \text{ h}$ (kein Bruch)	
							Schliffbild Schliffbild
Probe 5 (Ausgangszustand)		Probe 6 (Zunderschutzpaste)		Probe 7 (Zunderschutzpaste)		Probe 8 (Zunderschutzpaste)	
$t_b = 1651,6 \text{ h}$		$t_b = 1347,4 \text{ h}$		$t_b = 1503,3 \text{ h}$		$t_A = 1503,3 \text{ h}$ (kein Bruch)	
							Schliffbild Schliffbild
Probe 9 (Argonatmosphäre)		Probe 10 (Naht unter 45°)		Probe 11 (Naht unter 45°)			
$t_A = 1962,0 \text{ h}$ (kein Zeitstandbruch)		$t_b = 755,7 \text{ h}$		$t_b = 833,2 \text{ h}$			

Aus den Versuchen lässt sich der makroskopische Versagensablauf des Fusionslinienbruchs bei hohen Spannungen ableiten, Abbildung 4.25. Zunächst ergibt sich aufgrund der unterschiedlichen thermischen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Nickelbasis-Schweißgut und 10 % Chromstahl bereits durch das Aufheizen der mechanisch noch unbelasteten Probe eine Spannung in der Fusionslinie ①. Nach Aufbringen der Prüfkraft F bildet sich ausgehend von der Außenoberfläche mit zunehmender Versuchsdauer über den gesamten Umfang der Probe ein Anriss in der Fusionslinie ②. Häufig wird dieser Anriss einseitig dominant, wodurch der axialen Prüfkraft zusätzlich ein Biegemoment überlagert wird, das die Ausbreitung des Risses in der Fusionslinie auf der „Zugseite“ beschleunigt ③. Der Riss in der Fusionslinie wächst, bis der minimal tragende Querschnitt unterschritten und der Restbruch auf der Seite des 10 % Chromstahls eingeleitet wird ④. Die Flanken des bei hohen Spannungen meist keilförmigen Restbruchs weisen einen Winkel von etwa 45° zur Belastungsrichtung auf ⑤. Abhängig von Größe und Lage des Restbruchs kommt es auf der Seite des 10 % Chromstahls zu einer Einschnürung.

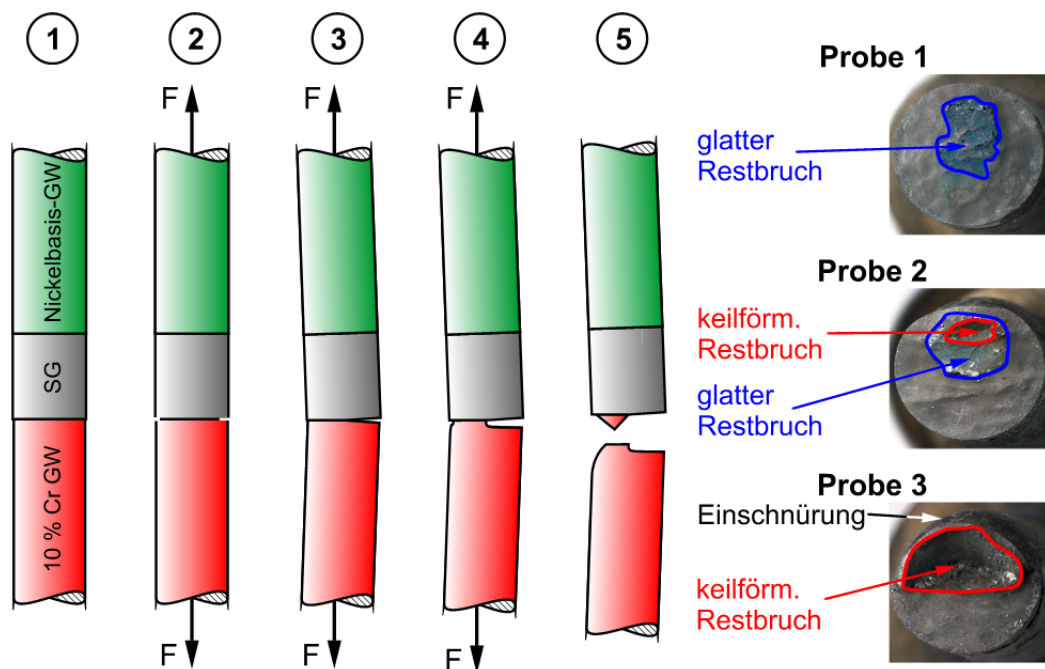


Abbildung 4.25: Makroskopischer Versagensablauf des Fusionslinienbruchs bei hohen Prüfspannungen

Beim Vergleich der Bruchflächen der Proben 1 bis 3 fällt auf, dass der Anteil des Restbruchs an der Gesamtbruchfläche unterschiedlich ausgeprägt ist. Bei Probe 1 ist ein glatter Restbruch zu erkennen, der Bruch verläuft beinahe vollständig in der Fusionslinie. Bei Probe 3 ist im Gegensatz dazu ein keilförmiger Restbruch zu erkennen, der sich nahezu über die Hälfte des Querschnitts erstreckt und zu einer deutlichen Einschnürung auf der 10 % Cr-Seite führt. Probe 2 weist einen kleinen keilförmigen Restbruch auf, der von einem glatten Restbruchanteil ähnlich dem der Probe 1 umgeben ist.

In Abbildung 4.26 sind für Probe 1 REM-Aufnahmen der Bruchfläche auf der Seite des 10 % Chromstahls dargestellt. Ein kleiner Einschnürbereich deutet auf plastische Verformung bei der Entstehung des glatten Restbruchs hin. Der Restbruch ist im Vergleich zur übrigen Bruchfläche leicht erhöht. Die dominante Schädigung befindet sich für diese Probe durchgehend in der Fusionslinie. Eine Vergrößerung des Restbruchs (Ausschnitt 1 bis 4) zeigt Verformungswaben von wenigen Mikrometern Größe. Zwar sind beispielsweise in Ausschnitt 3 die Verläufe von Korngrenzen zu erkennen, ein interkristalliner Bruchverlauf liegt jedoch nicht vor. Daher ist die Beschaffenheit der Bruchfläche eher ein Indiz für einen Bruch durch plastische Verformung als für einen typischen Zeitstandbruch.

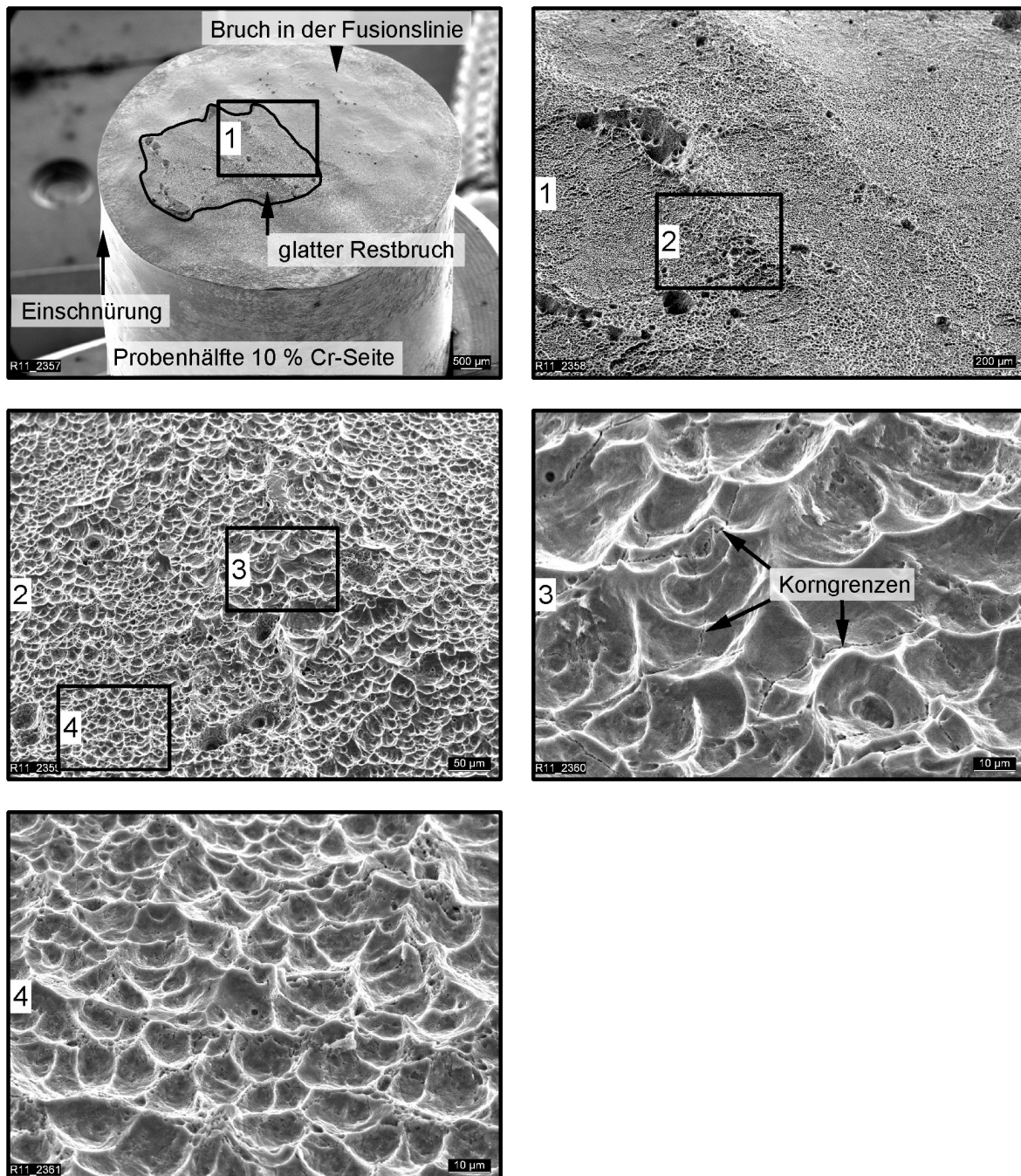


Abbildung 4.26: REM-Aufnahmen der Probe 1

Abbildung 4.27 zeigt für Probe 3 REM-Aufnahmen der Bruchfläche der Probenhälfte des Schweißguts. Im Übergangsbereich vom Fusionslinien- zum keilförmigen Restbruch ist sowohl in Ausschnitt 1 als auch in Ausschnitt 2 erkennbar, dass in der Fusionslinie auch unter den Restbruch hinein Risswachstum stattgefunden hat. Die Ausschnitte 3 und 4 in Abbildung 4.27 zeigen jeweils vergrößerte Detailaufnahmen des Übergangs vom Fusionslinien- zum Restbruch. Der Fusionslinienbruch konnte sich in diesen Bereichen nicht vollständig als dominanter Versagensmechanismus ausbreiten, Bereiche (A), (B) und (C), sodass sich im Gegensatz zu Probe 1 ein keilförmiger Restbruch ausbildet. Eine gezielte Analyse der Bruchfläche ist aufgrund der fortgeschrittenen Oxidation nicht möglich.

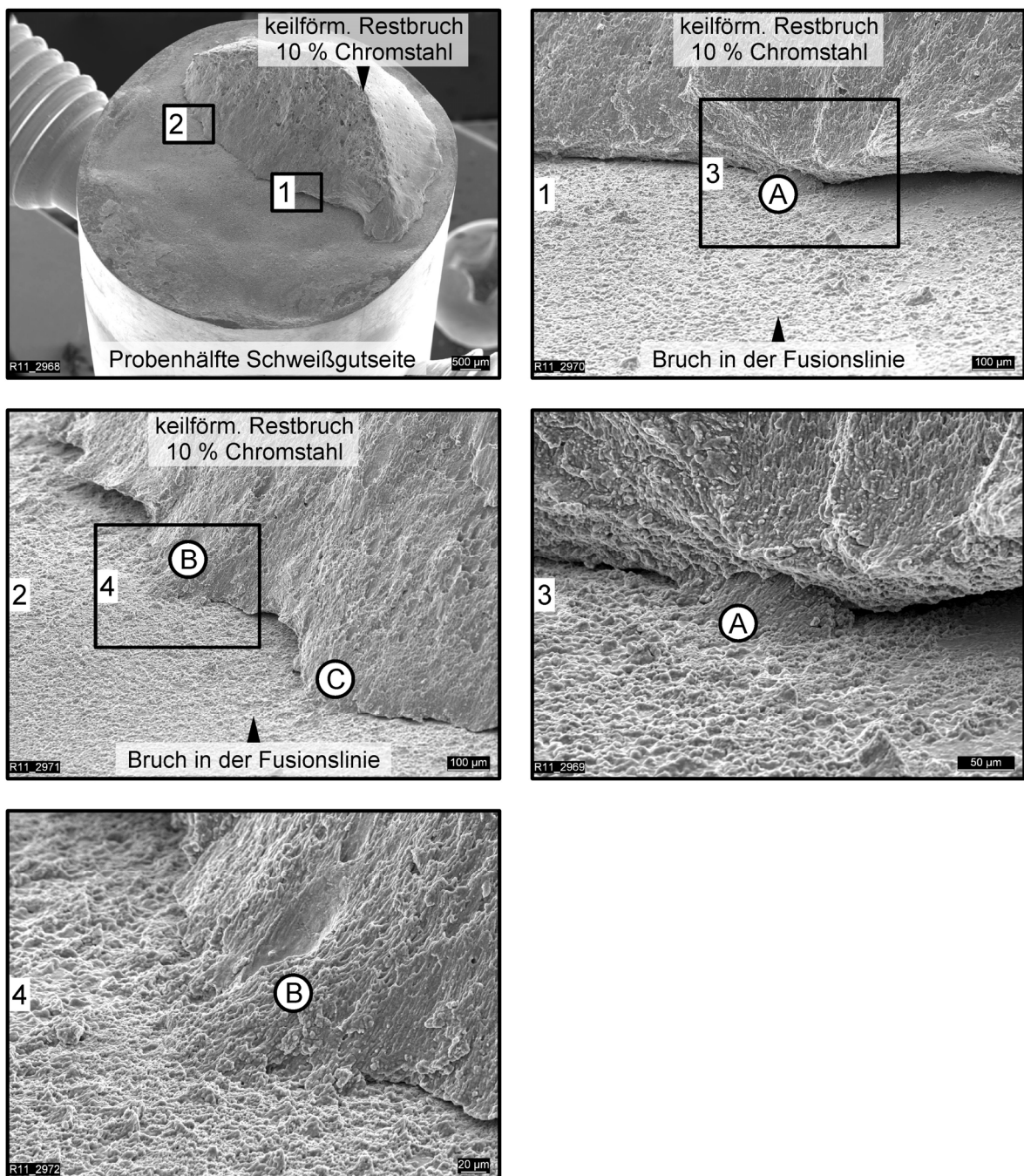


Abbildung 4.27: REM-Aufnahmen der Probe 3

Probe 2 wird in einem Längsschliff lichtmikroskopisch untersucht, Abbildung 4.28. Ausschnitt 1 zeigt etwa in der Mitte der Probe einen Absatz im Verlauf der Werkstofftrennung in der Fusionslinie. Bereich ① spiegelt den ursprünglich von der Außenoberfläche ausgehenden Fusionslinienbruch wider. Im Bereich ② setzt sich dieser als glatter Anteil des Restbruchs auf einem Plateau fort. Bei Probe 3 wird im Bereich dieses Absatzes der keilförmige Restbruch eingeleitet, Abbildung 4.27. Die Verformungswabe sowie das Plateau deuten in Ausschnitt 1 auf eine Beanspruchung hin, die den keilförmigen Restbruch begünstigt, für Probe 2 jedoch nicht dominant wird. Die feine Wabenstruktur des Fusionslinienbruchs auf dem Plateau ist in Ausschnitt 2 gezeigt, vergleiche auch Abbildung 4.26.

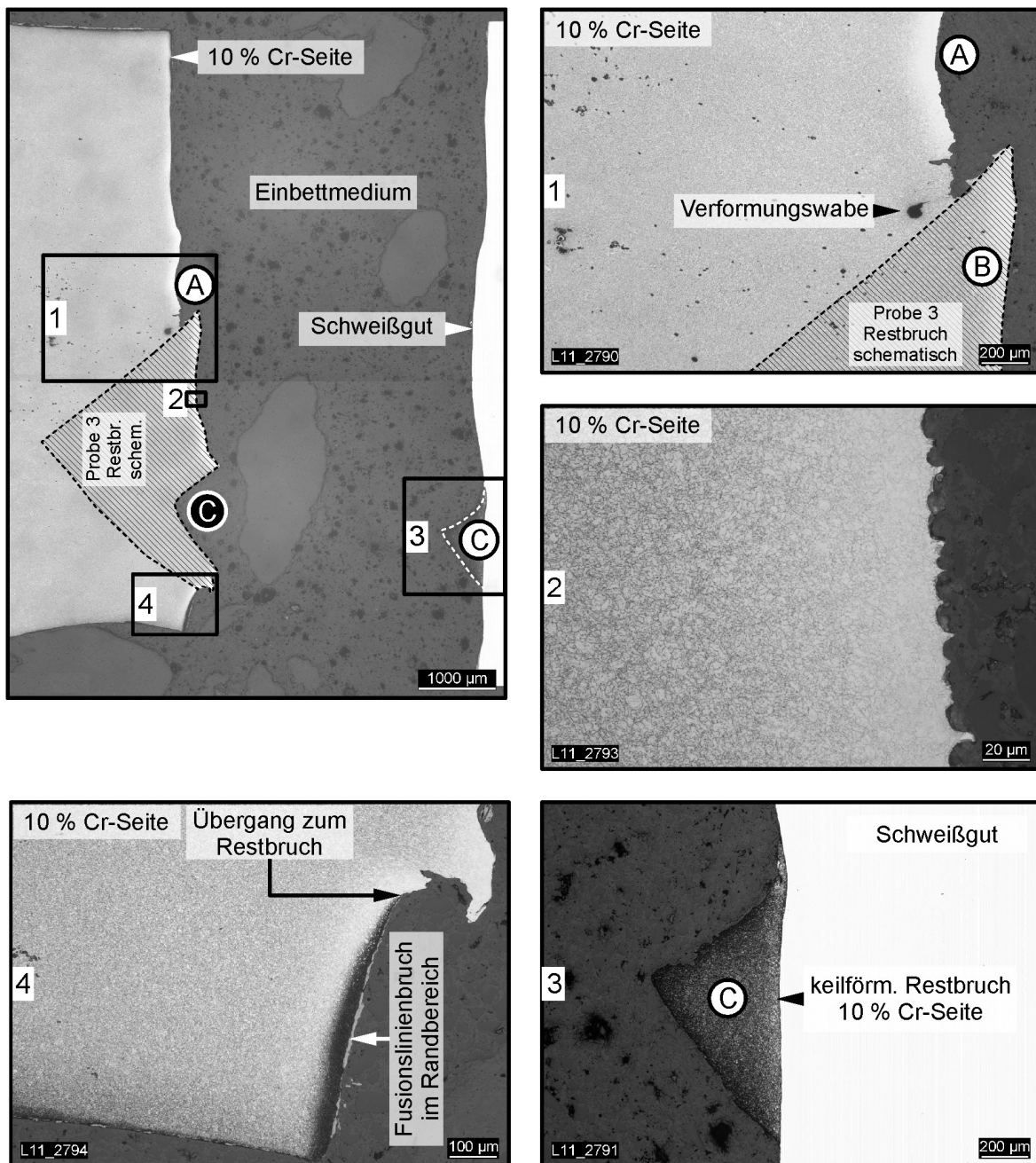


Abbildung 4.28: Probe 2, aufgenommen unter 16-, 50-, 100- und 500-facher Vergrößerung, Ätzmittel Pikrin-Salzsäure

In der Abbildung sind auch der keilförmige Restbruch in Ausschnitt 3, Bereich © und dessen „Negativ“ in der Übersichtsaufnahme gut sichtbar. Die Verformung konzentriert sich auf den 10 % Chromstahl, eine Verformung des Schweißguts liegt nicht vor. Dies spiegelt sich in der Umgebung des Restbruchs auf der 10 % Cr-Seite wider, die deutlich vom ebenen Verlauf des gegenüberliegenden Schweißguts abweicht. Der glatte Randbereich der Probe unterhalb des Restbruchs belegt, dass sich der Anriss in der Fusionslinie über den gesamten Umfang der Schweißnaht erstreckt und bereits vor dem Restbruch vorhanden war, Ausschnitt 4.

Zur Untersuchung einer kriechbeanspruchten aber noch ungebrochenen Probe wird Probe 4 zum Zeitpunkt des Bruchs von Probe 3 ausgebaut und im Längsschliff lichtmikroskopisch untersucht, Abbildung 4.29. Auf der 10 % Cr-Seite ist an der Außenoberfläche eine rund 20 µm dicke Oxidschicht zu erkennen. Entlang der Fusionslinie verläuft bis zu einer Tiefe von etwa 200 µm ein oxidiertes Anriss in der Fusionslinie (linker Ausschnitt). Dem Riss sind Kriechporen vorgelagert. Auf der gegenüberliegenden Probenseite (rechter Ausschnitt in Abbildung 4.29) kann ein sehr kleiner Anriss identifiziert werden, dem ebenfalls Poren in der Fusionslinie vorgelagert sind. Ab einem Abstand von rund 0,5 mm von der Außenoberfläche sind keine Poren mehr sichtbar, die Schädigung in der Fusionslinie entsteht also nicht gleichmäßig über den gesamten Querschnitt verteilt, sondern nimmt zur Probenaußenseite zu.

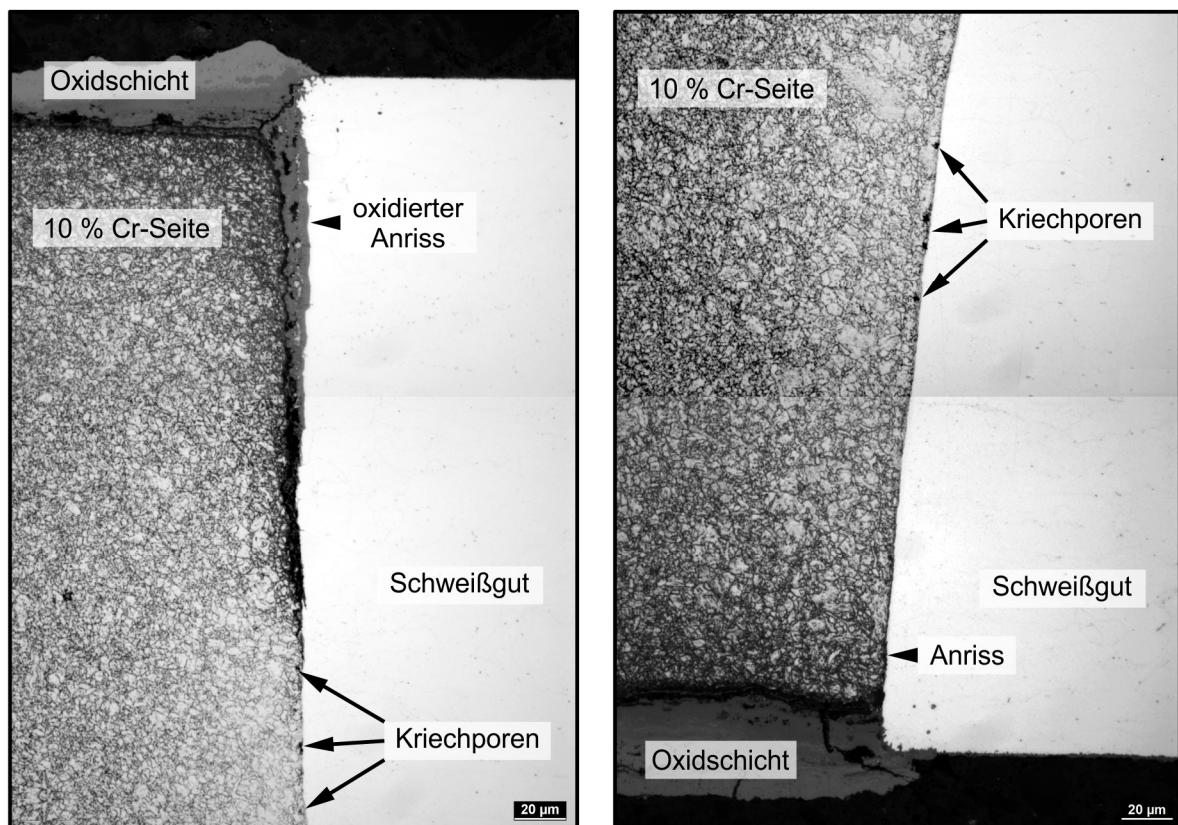


Abbildung 4.29: Probe 4, oxidiertes Anriss in der Fusionslinie (links), Porenbildung an der Fusionslinie (rechts), aufgenommen unter 500-facher Vergrößerung, Ätzmittel Pikrin-Salzsäure

In der zweiten Versuchsreihe werden fünf weitere Proben bei gleicher Temperatur und Spannung geprüft. Durch diese Versuche soll die Frage beantwortet werden, ob Oxidation den Fusionslinienbruch auslöst oder beschleunigt. Im Vergleich zur ersten Versuchsreihe wird daher eine Zunderschutzpaste eingesetzt, die auf die Außenoberfläche von drei der fünf Proben (Probe 6 bis Probe 8) aufgebracht wird und die Probe vor Oxidation schützt. Es zeigt sich, dass der Einsatz der Zunderschutzpaste weder die Bruchzeit noch das Bruchaussehen beeinflusst. Die gebrochenen Proben weisen ebenfalls einen einseitig dominanten Anriss in der Fusionslinie und einen keilförmigen Restbruch im 10 % Chromstahl auf.

Wie schon in der ersten Versuchsreihe wird eine Probe im ungebrochenen Zustand ausgebaut und lichtmikroskopisch im Längsschliff untersucht, [Abbildung 4.30](#). Gut zu erkennen ist, dass im Vergleich zu Probe 4 durch den Einsatz der Zunderschutzpaste die Bildung der Oxidschicht an der Außenoberfläche vollständig unterdrückt wird. Dennoch sind auch für diese Probe nahe der Außenoberfläche Poren in der Fusionslinie zu beobachten. Ein Zusammenschluss der Poren hat auf der in [Abbildung 4.30](#) gezeigten Seite der Probe noch nicht vollständig stattgefunden, auf der gegenüberliegenden Seite der Probe liegt jedoch bereits ein kleiner Anriss vor.

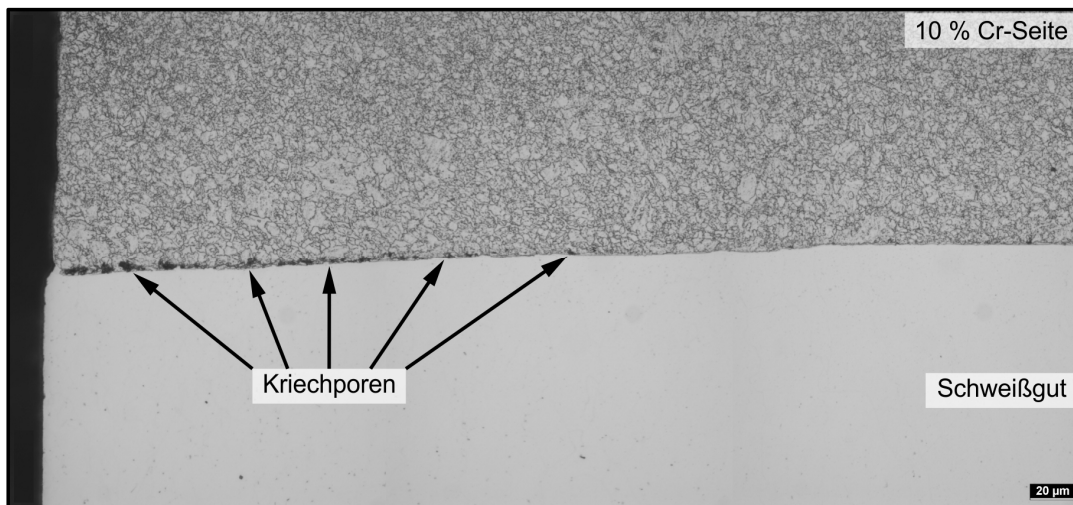


Abbildung 4.30: Probe 8, Kriechporen in Fusionsliniennähe, aufgenommen unter 500-facher Vergrößerung, Ätzmittel Pikrin-Salzsäure

Die Zunderschutzpaste unterbindet nachweislich die Oxidation des Chromstahls, verhindert jedoch nicht die Entstehung der Kriechporen in der Fusionslinie. Spätestens mit dem Zusammenwachsen der Poren zu einem Anriss bricht die Schutzschicht auf und Oxidationsvorgänge können ungehindert ablaufen. Aus diesem Grund wird Probe 9 mit identischen Versuchsparametern aber unter Argonatmosphäre geprüft. Dadurch wird auch die Oxidation im Anriss verhindert und es kann die unbeeinflusste Bruchfläche analysiert werden. Der Versuch wird beendet, nachdem bei einem Zwischenausbau nach knapp 2000 h ein makroskopisch erkennbarer Anriss in der Fusionslinie festzustellen ist, [Abbildung 4.31](#).

detektierter Anriss beim Zwischenausbau nach knapp 2000 h

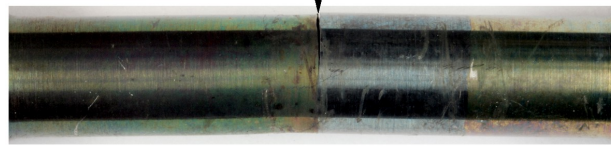


Abbildung 4.31: Anriss der Probe 9 nach knapp 2000 h

Die Probe wird für weitere Untersuchungen in flüssigem Stickstoff tiefgekühlt und spröd aufgebrochen. **Abbildung 4.32** zeigt die REM-Aufnahmen der aufgebrochenen Probe 9 auf der Schweißgutseite. Die linke Hälfte der Probe im Übersichtsbild zeigt den Bruch in der Fusionslinie, rechts ist der spröd aufgebrochene Bereich zu erkennen. Der Fusionslinienbruch wird in verschiedenen Abständen von der Außenoberfläche betrachtet. In Ausschnitt 1 ist zu erkennen, dass ein Teil der Bruchfläche trotz Argonatmosphäre oxidiert ist. Dies ist auf einen Zwischenausbau nach rund 1300 h zurückzuführen, bei dem Luft in einen zu diesem Zeitpunkt makroskopisch noch nicht sichtbaren Anriss gelangte. Beim Wiedereinbau der Probe konnte der Sauerstoff nicht vollständig entfernt werden. Er reagierte bei der Prüftemperatur mit den Rissflanken und bildete eine dünne Oxidschicht. In etwas größerem Abstand von der Außenoberfläche ist aber bereits die Betrachtung einer nur geringfügig oxidierten Bruchfläche möglich, Ausschnitt 2. Noch weniger Oxidationseinfluss zeigt sich in Ausschnitt 3 nahe des Restbruchs durch das spröde Aufbrechen der Probe.

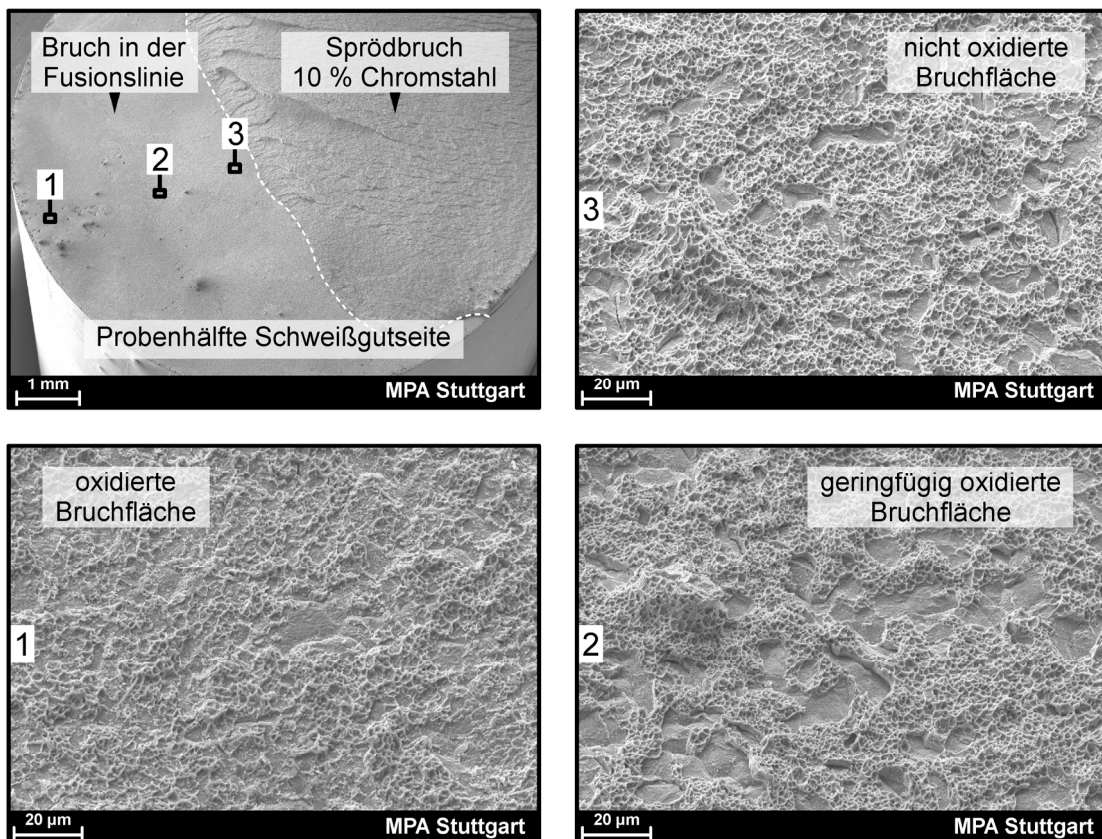


Abbildung 4.32: Probe 9, Schweißgutseite, Bruchfläche in unterschiedlichem Abstand von der Probenaußenoberfläche

Die Bruchfläche beim Fusionslinienbruch teilt sich in zwei charakteristische Bereiche. Einerseits liegt ein Bruch mit sehr feinen Verformungswaben vor, andererseits sind glatt wirkende, vertiefte Bereiche zu erkennen, die nicht auf plastische Verformung hindeuten. Abbildung 4.33 zeigt sich gegenüberliegende Ausschnitte der Bruchfläche für die beiden Probenhälften der Probe 9. In den Aufnahmen links ist die Bruchfläche der 10 % Cr-Seite, in den Aufnahmen rechts die Bruchfläche der Seite des Schweißguts dargestellt. Die Bereiche (A), (B) und (C) kennzeichnen einander zuordenbare Konturen der Bruchfläche. Die glatten Bereiche auf der 10 % Cr-Seite wirken im Vergleich zur Wabenstruktur leicht erhöht und passen in ihrer Oberflächenform zu den tiefer liegenden glatten Bereichen auf der Schweißgutseite.

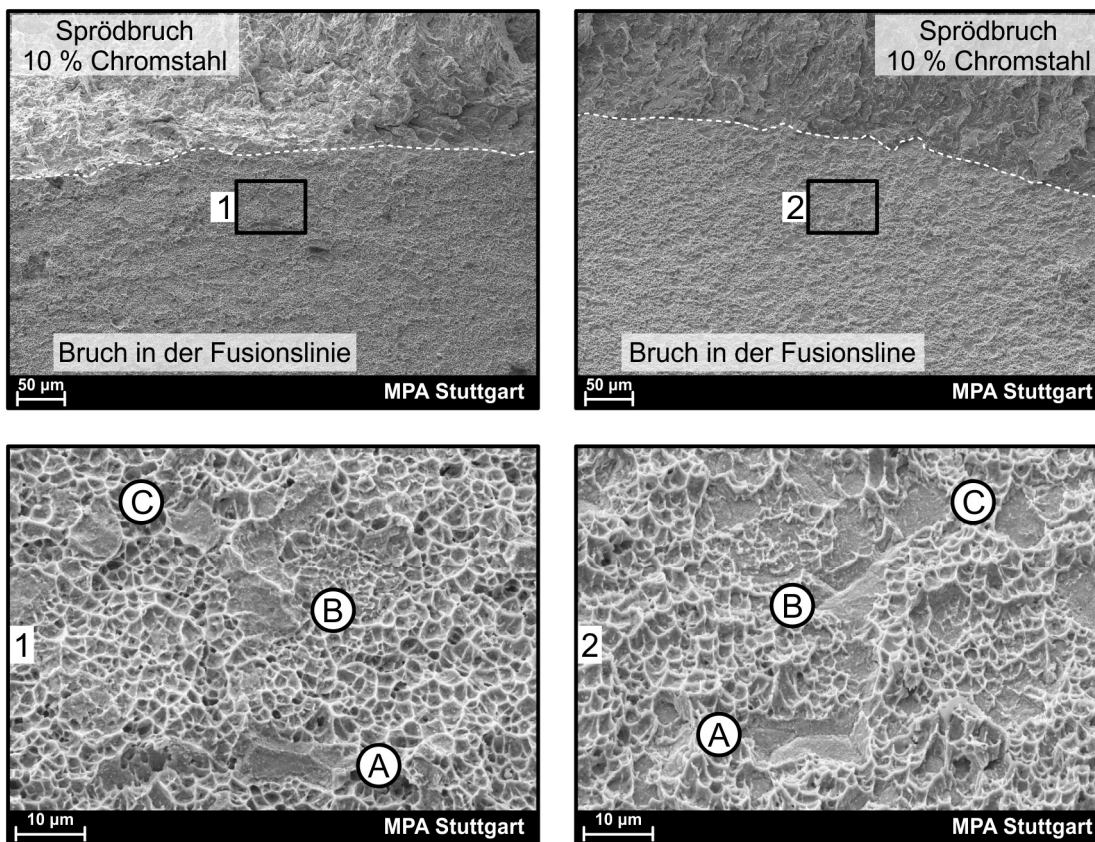


Abbildung 4.33: Probe 9, 10 % Cr-Seite (links) und Schweißgutseite (rechts), Gegenüberstellung zugehöriger Bruchflächen

Auf den REM-Aufnahmen der Probe 9 sind die glatten Bereiche der Bruchfläche auf der Schweißgutseite häufig von Vertiefungen durchzogen, siehe Bereiche (A) und (B) in Abbildung 4.33. Die glatten Bruchstrukturen sind auf Kriechporen zurückzuführen und treten an bevorzugten Stellen wie beispielsweise Tripelpunkten auf, an denen Korngrenzen des Schweißguts an den Chromstahl stoßen. Um diese Beobachtung zu bestätigen wird der mit Pikrin-Salzsäure vorgeätzte Schliff der Probe 8 aus Abbildung 4.30 zusätzlich elektrolytisch geätzt. Im Gegensatz zum Einsatz von V2A-Beize kommt es durch diese Methode nicht zu einer Überätzung der 10 % Cr-Seite. In Abbildung 4.34 ist die Kornstruktur des Schweißguts durch die Ätzung bis

zu einem Abstand von rund 20 µm zur Fusionslinie sehr gut erkennbar. Unmittelbar an der Fusionslinie wird das Schweißgut jedoch nur sehr schwach geätzt und die Korngrenzen sind nur schemenhaft zu erkennen. Sie sind daher in der Abbildung durch die gestrichelten Linien angedeutet. Dort, wo die Korngrenzen des Schweißguts an den 10 % Chromstahl stoßen, sind häufig Kriechporen zu beobachten.

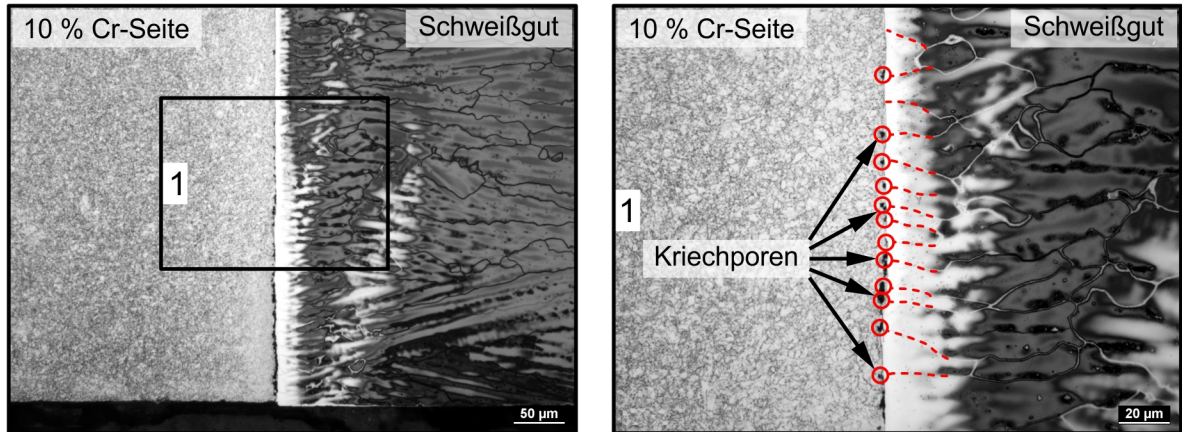


Abbildung 4.34: Probe 8, Kriechporen in der Fusionslinie, aufgenommen unter 200- und 500-facher Vergrößerung, Ätzmittel Pikrin-Salzsäure und elektrolytische Ätzung

Die Ergebnisse der elektrolytischen Ätzung bestätigen, dass die Kriechporen bevorzugt an den Tripelpunkten zwischen Schweißgut und 10 % Chromstahl entstehen. Eine weitere Möglichkeit zur Untersuchung des Einflusses der Schweißgutskorngrenzen bietet eine EBSD-Analyse („Electron Backscatter Diffraction“). **Abbildung 4.35** zeigt auf der 10 % Cr-Seite sehr kleine Subkörner, die auf die Mehrlagenschweißung und auf die damit verbundenen mehrfachen Gefügeumwandlungen zurückgeführt werden können [Sto82]. Die Kornstruktur des Schweißguts ist im Gegensatz dazu deutlich gröber. An der Verlängerung der Korngrenze ist in Ausschnitt 1 ebenfalls eine Pore zu erkennen. Dass Tripelpunkt und Pore nicht exakt übereinstimmen ist darauf zurückzuführen, dass in der EBSD-Untersuchung wie beim Schliff nur eine Ebene betrachtet wird und der Verlauf der Korngrenze in der Probentiefe nicht erfasst werden kann.

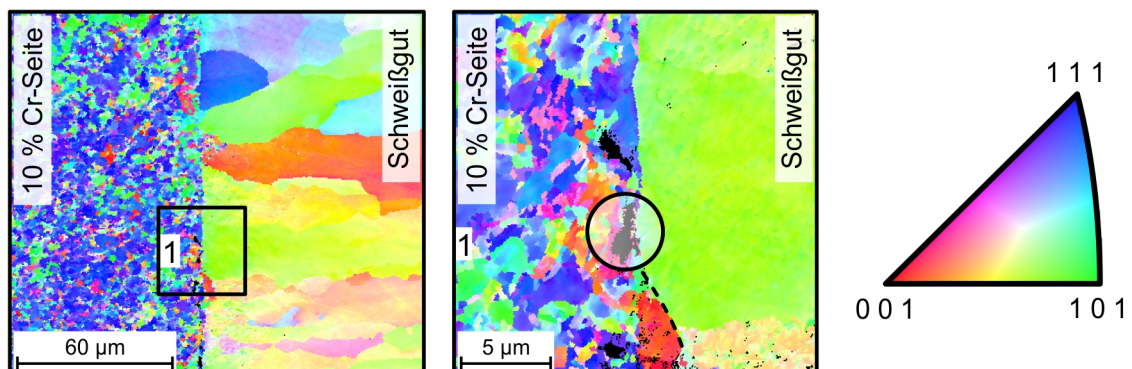


Abbildung 4.35: Probe 8, EBSD-Analyse zur Bestimmung der Kornstruktur und bevorzugten Stellen der Kriechporenbildung

Um einen dreidimensionalen Eindruck der Mikrostruktur von Probe 8 zu erhalten, werden mit Hilfe der FIB-Technik („Focused Ion Beam“) im Bereich der Fusionslinie Schnitte senkrecht zur Schliffebene erzeugt, Abbildung 4.36.

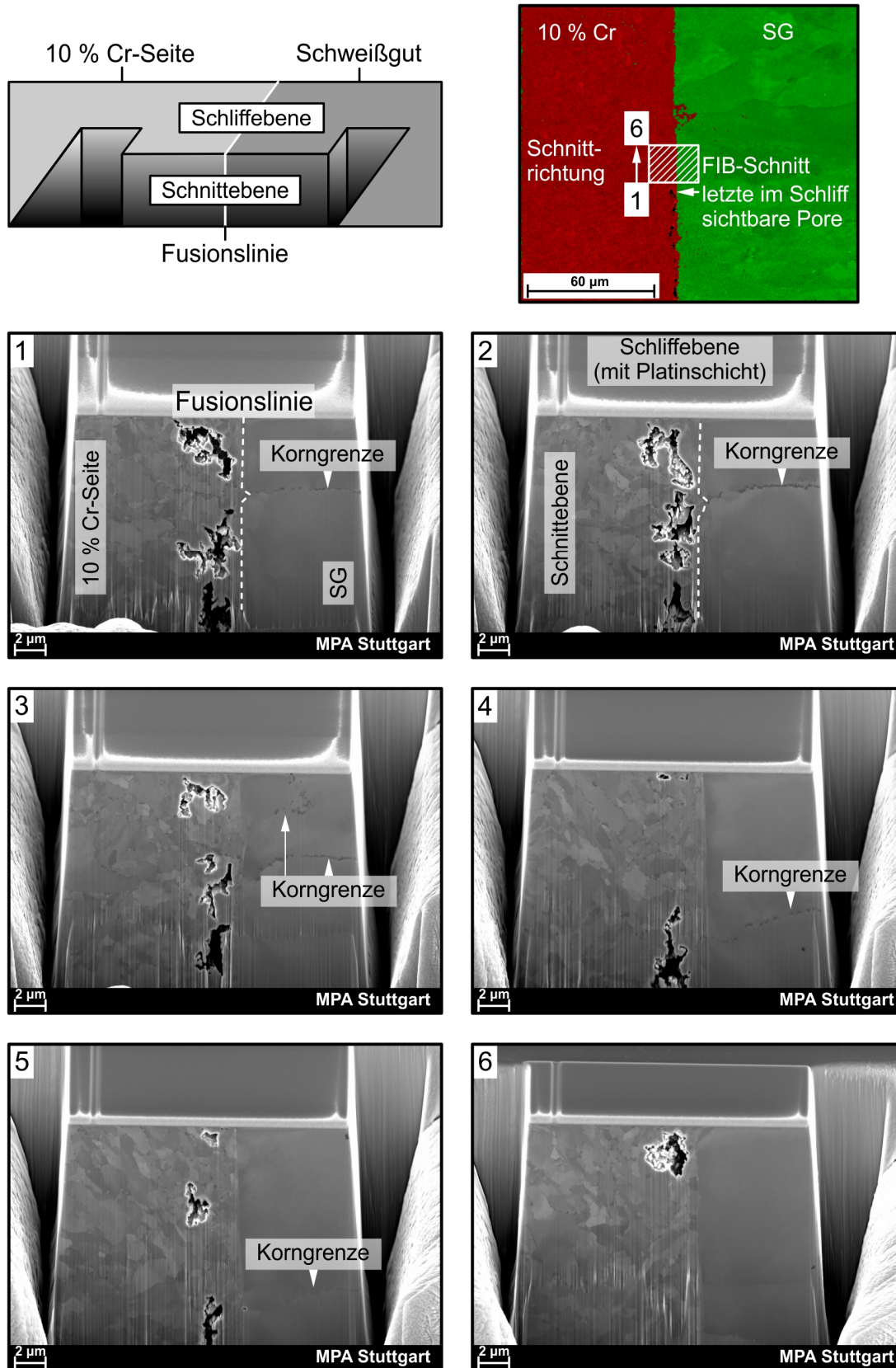


Abbildung 4.36: Probe 8, FIB-Schnitte senkrecht zur Schliffebene

Für die Untersuchungen wird dazu im REM in unmittelbarer Nähe zur letzten auf der polierten Schliffoberfläche sichtbaren Kriechpore mit einem fokussierten Gallium-Ionenstrahl ein Würfel von knapp 20 µm Breite, 15 µm Länge und einer Tiefe von bis zu 15 µm freigelegt. Anschließend wird Schritt für Schritt eine wenige Nanometer dicke Schicht senkrecht zur polierten Schliffoberfläche abgetragen und ein Blick unter die polierte Oberfläche des Schliffs ermöglicht [Wil14]. Die Schnittrichtung verläuft im vorliegenden Fall in Radialrichtung von der Außenoberfläche zur Probenmitte. Um eine höhere Schnittqualität zu erreichen ist die polierte Schliffoberfläche mit einer dünnen Platinschicht bedampft. Von den Schnittebenen werden dann im Abstand von je 80 nm Aufnahmen erstellt.

Abbildung 4.36 zeigt sechs Schnittaufnahmen in zunehmender Schnitttiefe, also gleichbedeutend mit einem größeren Abstand von der Probenaußenoberfläche. In allen Aufnahmen sind auf der 10 % Cr-Seite in einem maximalen Abstand von knapp 5 µm zur Fusionslinie Kriechporen zu erkennen. Zwischen Aufnahme 2 und 3 teilt sich die markierte Korngrenze zu Gunsten eines neuen Kornes im Schweißgut. Die beiden großen Kriechporen aus Aufnahme 1 und 2 folgen den jeweiligen Korngrenzen und driften auseinander. Weitere Kriechporen sind ebenfalls in der Nähe von Korngrenzen des Schweißguts zu beobachten, Aufnahme 4 und 5. Es entstehen jedoch auch dort Kriechporen, wo keine Schweißgutkorngrenzen an den 10 % Chromstahl stoßen. Diese Kriechporen sind in den betrachteten Aufnahmen kleiner und befinden sich in größerem Abstand zur Fusionslinie, wie in Aufnahme 5 zu erkennen. Zudem wird bestätigt, dass die Porendichte mit zunehmendem Abstand von der Außenoberfläche abnimmt, Aufnahme 6.

Auf Basis der Erkenntnisse der FIB-Schnitte werden die Bruchflächen der unter Argonatmosphäre geprüften Probe 9 erneut betrachtet. Das charakteristische Bruchaussehen beider Bruchflächen stellt [Abbildung 4.37](#) nochmals gegenüber. In der Aufnahme links ist die Probenhälfte des 10 % Chromstahls, in der Aufnahme rechts die Probenhälfte des Schweißguts dargestellt.

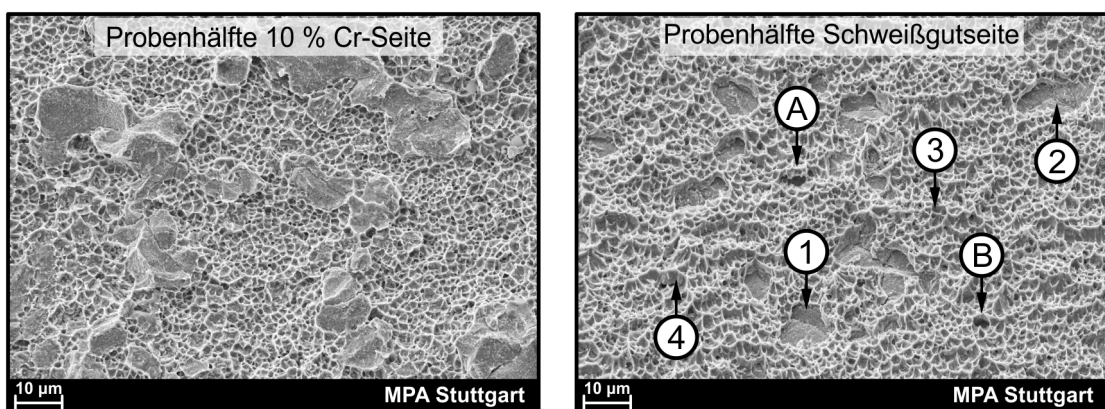


Abbildung 4.37: Probe 9, charakteristisches Bruchaussehen beider Bruchflächen für die Probe 9, geprüft unter Argonatmosphäre

Die glatten, vertieften Bruchbereiche sind durch die Ziffern ① und ② gekennzeichnet, der duktile Wabenbruch durch die Ziffern ③ und ④. Die Ergebnisse lokaler Spektralanalysen an den vier Stellen listet Tabelle 4.4 für die Elemente Eisen, Chrom, Nickel, Molybdän und Kobalt aus einer EDS-Analyse (EDS = „energie-dispersive Röntgenspektroskopie“) auf. Der Nickelgehalt der glatten Bereiche ist höher als der der Wabenstruktur. Diese Stellen können somit auf Basis der Elementverteilungen der unmittelbaren Umgebung der Fusionslinie zugeordnet werden. Im Gegensatz dazu liegen in der wenige Mikrometer von der Fusionslinie entfernten Wabenstruktur deutlich höhere Eisengehalte vor. Es ist zu beachten, dass durch die Streubirne bei der Analyse auch Atome in bis zu 1 µm Tiefe angeregt werden [Ruo14]. Eisen und Nickelgehalte stehen im Einklang mit den WDS-Linescans aus der Grundcharakterisierung der Schweißnähte, der Chromgehalt ist etwas erhöht.

Tabelle 4.4: Probe 9, lokale Elementverteilung an der Bruchoberfläche

Element	Stelle ①	Stelle ②	Stelle ③	Stelle ④
Eisen	47,0 %	52,9 %	82,6 %	74,5 %
Chrom	18,5 %	14,3 %	14,1 %	13,0 %
Nickel	12,7 %	20,6 %	1,0 %	1,4 %
Molybdän	3,9 %	2,4 %	0,4 %	0,7 %
Kobalt	2,1 %	3,6 %	0,7 %	0,3 %

In den Bereichen ① und ② in Abbildung 4.37 entsteht sowohl ein Wabenbruch als auch eine Werkstofftrennung in der Fusionslinie. Die Wabenstruktur wirkt dabei, als würde sie sich abschälen. Aus diesem Grund werden auch an der Bruchfläche der unter Argonatmosphäre geprüften Probe 9 unter Anwendung der FIB-Technik Schnitte erstellt, um einen Einblick unter die sichtbare Bruchfläche dieser Strukturen zu erhalten. Die FIB-Schnitte sind in Abbildung 4.38 dargestellt.

Bereich 1 zeigt eine Übersichtsaufnahme, in der glatte, vertiefte Bruchanteile ③ und Wabenbruchanteile ④ gekennzeichnet sind. Im betrachteten Schnitt ist einerseits eine längliche Pore im 10 % Chromstahl zu erkennen, die sich in den Wabenbruch einpasst, andererseits eine Pore, die sich in der Fusionslinie gebildet hat. Für den Bereich der Pore in der Fusionslinie werden zwei Schnitte in den Ebenen S1 und S2 betrachtet, in denen ebenfalls die beiden unterschiedlichen Bruchanteile zu erkennen sind. Im Schnitt S1 ist die Werkstofftrennung in der Fusionslinie noch nicht durchgängig. Sie tritt aber wieder an Tripelpunkten auf. Im Schnitt S2 liegt eine durchgängige Werkstofftrennung in der Fusionslinie vor, der dominante Bruch ist jedoch der darüber liegende Wabenbruch. Dort, wo die Korngrenzen an den 10 % Chromstahl stoßen, wirkt die Fusionslinie leicht auf die Seite des Schweißguts zurückgesetzt. Dies ist die Ursache für die wie Gräben aussehenden Vertiefungen in

den glatten Bruchbereichen. Im Bereich 2 weist die Schnittebene keine Korngrenze auf. Die freigelegte Kriechpore ist, wie auch bei den FIB-Schnitten der Probe 8, weiter in den 10 % Chromstahl versetzt und passt sich in die umliegende Struktur des Wabenbruchs ein.

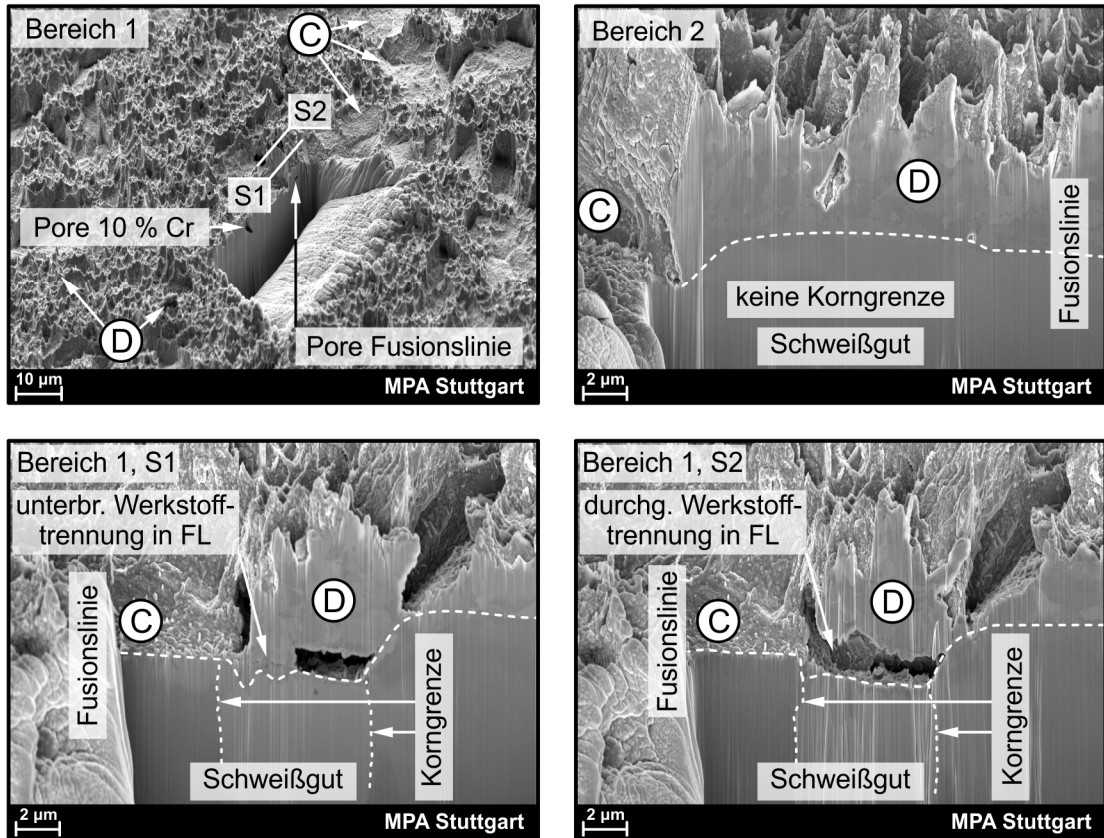


Abbildung 4.38: Probe 9, FIB-Schnitte durch die Bruchfläche auf der Probenhälfte der Schweißgutseite

Bei der untersuchten Mischschweißverbindung treten, wie in Kapitel 4.2 bereits erwähnt, unterschiedliche Bruchmechanismen auf. Makroskopisch konkurrieren einerseits ein Fusionslinienbruch und andererseits ein Zeitstandbruch in der interkritischen Wärmeeinflusszone, wie es beispielsweise an der Probe RSV-Z5 zu beobachten ist, Abbildung 4.8. Steht für die Kriechporenbildung in der interkritischen WEZ bei hohen Beanspruchungen nicht ausreichend Zeit zur Verfügung, kommt es zu einem keilförmigen Restbruch, wie es schematisch in Abbildung 4.25 oder am Beispiel der Probe 3 in Abbildung 4.27 veranschaulicht ist.

Der Fusionslinienbruch selbst unterteilt sich in zwei mikroskopisch unterschiedliche Brucherscheinungen, einerseits einen glatten Bereich unmittelbar an der Fusionslinie sowie einen duktilen Wabenbruch in wenigen Mikrometern Abstand von der Fusionslinie. Beide mikroskopischen Bruchmechanismen sind auf der Seite des 10 % Chromstahls zu beobachten. Zur weiteren Untersuchung werden mit Hilfe der FIB-Technik gezielt wenige Hundertstel Mikrometer dicke Lamellen aus dem Bereich der Fusionslinie entnommen und im Transmissionselektronenmikroskop (TEM) unter-

sucht. Abbildung 4.39 zeigt für Probe 4 zwei zur Entnahme von TEM-Proben vorbereitete Bereiche. Der näher am Probenrand liegende FIB-Schnitt (Ausschnitt 1 und 2) weist eine fortgeschrittene Schädigung in der Fusionslinie auf, so dass die Entnahme der TEM-Probe an dieser Stelle nicht möglich ist. Ein lokales Element-Mapping zeigt, dass es sich bei den dunkleren Bereichen an den Rissflanken um Oxidationsprodukte, vornehmlich Chromoxid, handelt. Für einen rund 200 μm weiter von der Außenoberfläche entfernten Schnitt (Ausschnitt 3) ist keine durchgängige Werkstofftrennung mehr zu erkennen. Es liegt lediglich eine Kriechpore auf der 10 % Cr-Seite vor, wie sie bereits in zahlreichen vorausgegangenen FIB-Schnitten zu beobachten war. Die Lamelle aus diesem Bereich wird im TEM untersucht.

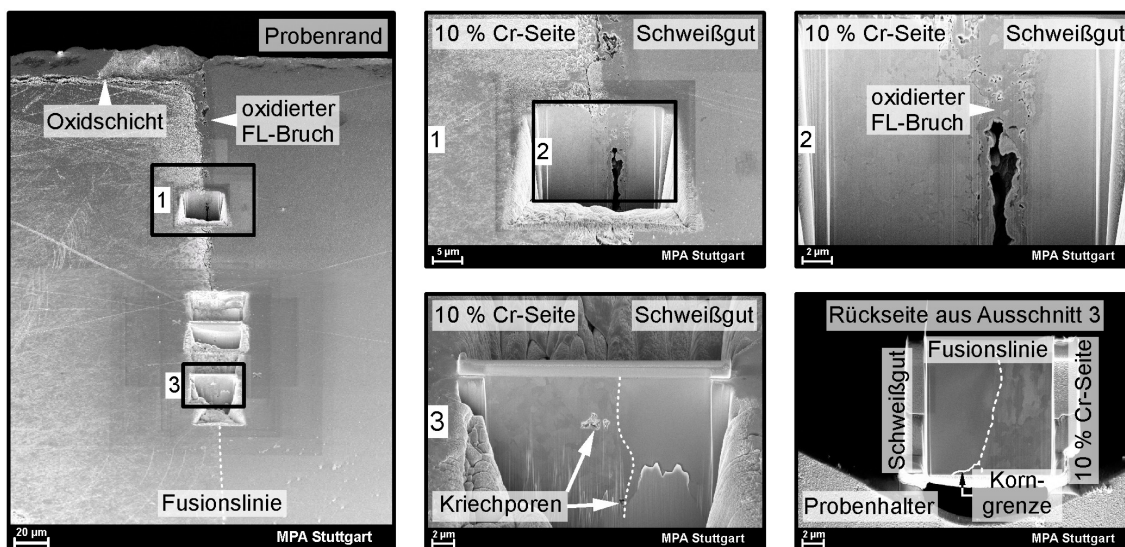


Abbildung 4.39: Probe 4, Probenentnahme für TEM-Untersuchungen

Auch für Probe 8 werden nahe der Außenoberfläche drei Lamellen zur Entnahme einer TEM-Probe vorbereitet, Abbildung 4.40. Die in Ausschnitt 1 vergrößerte Lamelle liegt etwa 165 μm vom Probenrand entfernt. Gut zu erkennen sind auch für diesen Schnitt Kriechporen auf der Seite des 10 % Chromstahls. Vergrößert man den Ausschnitt 2, sind schlauchartige Werkstofftrennungen nahe der Fusionslinie zu identifizieren. Die Erscheinungsform dieser Schlauchporen im FIB-Schnitt unterscheidet sich stark von den bisher beobachteten Kriechporen. Die Werkstofftrennung ist nur etwas breiter als 100 nm und wäre somit im Lichtmikroskop bei der Ausgangscharakterisierung nicht zu erkennen gewesen. Wäre die Werkstofftrennung jedoch auf die Herstellung zurückzuführen, so hätte sich aufgrund der Kriechbeanspruchung ein größerer Hohlraum bilden müssen. Es ist daher auszuschließen, dass die Werkstofftrennung bereits bei der Herstellung auftrat. Auffällig ist, dass sich auch die Schlauchporen dort befinden, wo Korngrenzen des Schweißguts auf den 10 % Chromstahl stoßen. Mit der Abtragung einer rund 200 nm breiten Schicht verkleinern sich ausgehend von Ausschnitt 2 die Schlauchporen in ihrer länglichen Ausdehnung.

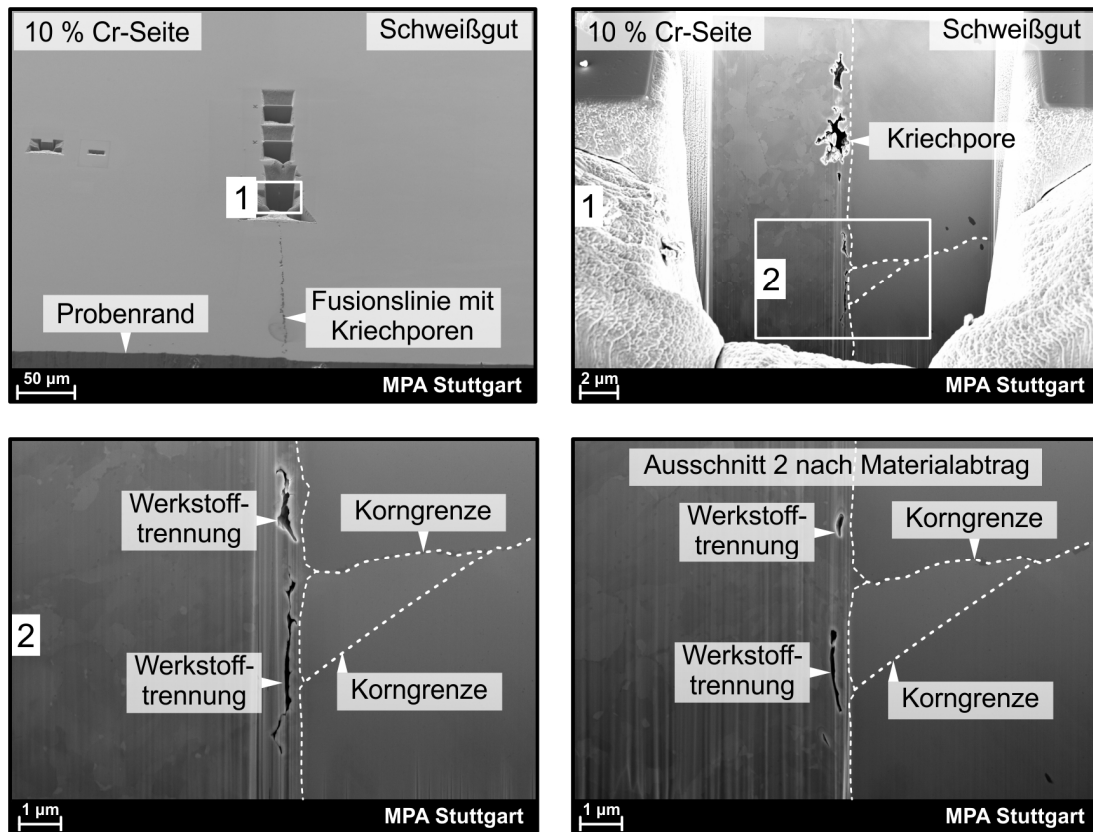


Abbildung 4.40: Probe 8, Probenentnahme für TEM-Untersuchungen

Für die TEM-Untersuchung von Probe 8 wird die mit rund 250 µm am weitesten vom Probenrand entfernte Lamelle verwendet. In [Abbildung 4.41](#) sind Laves-Phase sowie Chromkarbide farblich hervorgehoben. Gut zu erkennen ist die bevorzugte Ausscheidung der Chromkarbide entlang der Subkorngrenzen. Auch die deutlich größere Laves-Phase scheidet sich an Subkorngrenzen oder ehemaligen Austenitkorngrenzen aus. An der Kriechpore am linken Bildrand können zwei Ausscheidungen vom Typ $(Fe,Cr)_2Mo$ identifiziert werden. Der Einfluss der Laves-Phase auf das Kriechverhalten wird in der Literatur jedoch weiterhin kontrovers diskutiert, siehe Kapitel 2.2.1.

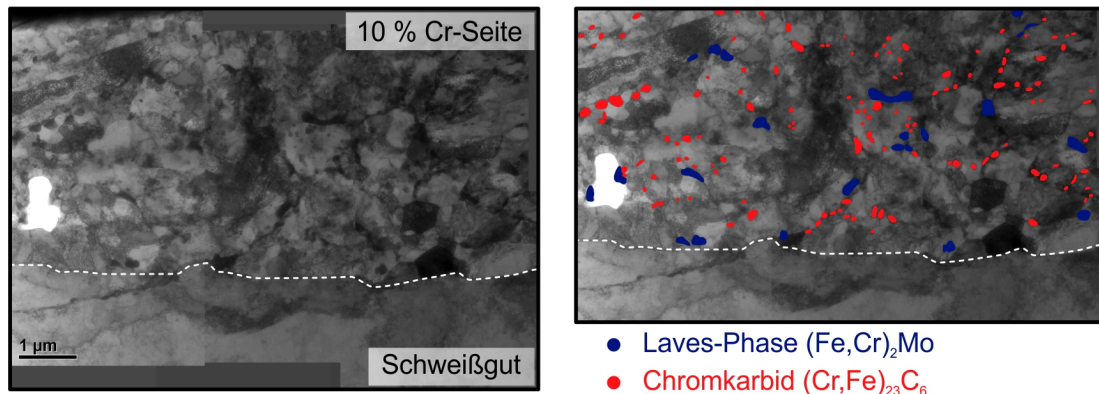


Abbildung 4.41: Probe 8, TEM-Aufnahmen im Bereich der Fusionslinie

Die Ausscheidungsstruktur der untersuchten FIB-Lamelle entspricht jener, die in [Mar01] schematisch vorgestellt ist, [Abbildung 4.42](#) (links). $M_{23}C_6$ -Karbide und Laves-Phase bilden sich an Korn- und Subkorn Grenzen, die Karbide sind dabei kleiner als die Laves-Phase. Als negativen Effekt der Laves-Phase auf die Zeitstandfestigkeit nennt Ennis hauptsächlich die Tatsache, dass der Matrix die Elemente Wolfram und Molybdän entzogen werden [Enn97]. Dieser Aspekt scheint für den untersuchten Versagensmechanismus jedoch keine übergeordnete Rolle zu spielen, da Brüche in der Fusionslinie sowohl beim wolframlegierten X12 als auch beim wolframfreien X14 auftreten. Eine kritische Größe der $(Fe,Cr)_2Mo$ -Partikel von teilweise über 400 nm ist nach Laufzeiten unter 2000 h weder zu erwarten noch zu beobachten, [Abbildung 4.42](#) (rechts) [Dim04].

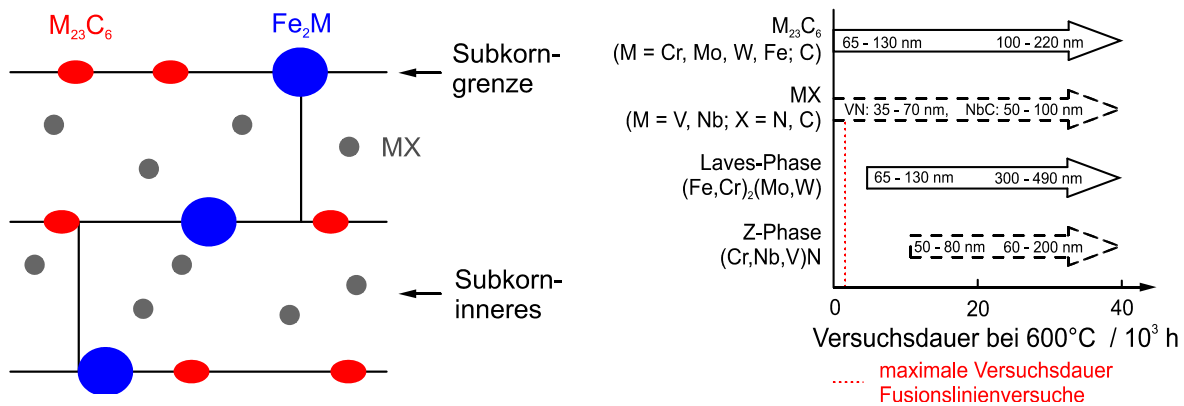


Abbildung 4.42: Schematische Darstellung der Ausscheidungen in einem 9-12 % Chromstahl (links) und Ausscheidungs- und -vergrößerung bei 600 °C (rechts) [Mar01]

Auch für die FIB-Lamelle der Probe 4 sind an Korn- und Subkorn Grenzen viele Ausscheidungen zu erkennen, die wie für Probe 8 hauptsächlich in Form von $M_{23}C_6$ - und $(Fe,Cr)_2Mo$ -Partikeln vorliegen, [Abbildung 4.43](#). Hinsichtlich der Versetzungsdichte weist die Lamelle im betrachteten Ausschnitt keine Besonderheiten auf, sondern entspricht der zu erwartenden Versetzungsdichte nach Kriechbeanspruchung [Mai08]. Die Ergebnisse der Untersuchung beider FIB-Lamellen bestätigen sich somit gegenseitig.

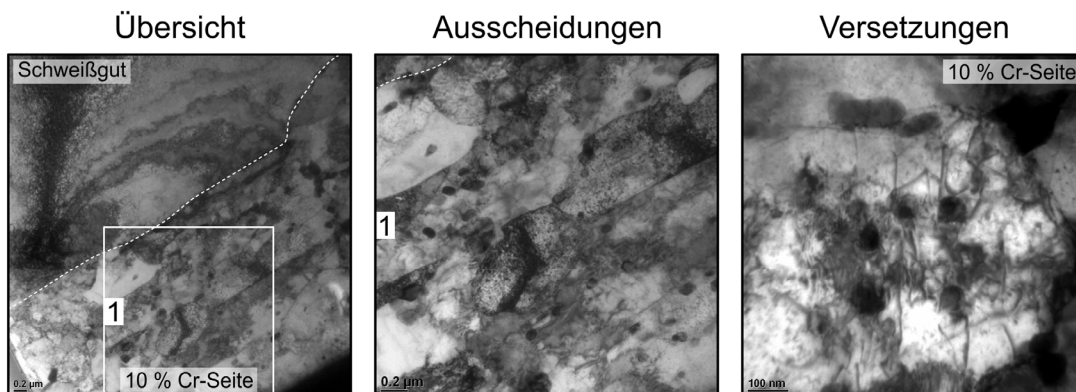


Abbildung 4.43: Probe 4, TEM-Aufnahmen im Bereich der Fusionslinie

Aufgrund der begrenzten Probenabmessungen der FIB-Lamellen wird für Probe 8 mittels der Replikatechnik [Kau14] zusätzlich ein Abdruck zur TEM-Untersuchung erstellt. Die unterschiedlichen Ätzeigenschaften des 10 % Chromstahls und des Schweißguts erschweren jedoch die Probenpräparation. Durch lange Ätzeiten kommt es auf der Seite des 10 % Chromstahls zu einer verstärkten Herausätzung von Ausscheidungen, die sich in Ausscheidungsclustern auf dem Trägermedium festsetzen. In diesen Ausscheidungsclustern ist es einerseits nur bedingt möglich, einzelne Teilchen voneinander abzugrenzen, andererseits ist die gemessene Ausscheidungsichte deutlich höher als die tatsächliche.

Abbildung 4.44 zeigt die Ergebnisse der TEM-Untersuchung von drei Ausschnitten des Abdrucks in zunehmendem Abstand von der Fusionslinie. Es ist zu erkennen, dass die Größe der Laves-Phase in zunehmendem Abstand von der Fusionslinie abnimmt, während sich die Anzahl der Teilchen erhöht. Diese Beobachtung hängt jedoch auch von der untersuchten Stelle ab, in den Bereichen der angesprochenen Ausscheidungscluster ist die Teilchenzahl deutlich höher. Ergänzend wird die FIB-Lamelle aus Abbildung 4.41 zum Vergleich herangezogen. Dort sind die Laves-Teilchen deutlich größer als weiter von der Fusionslinie entfernt.

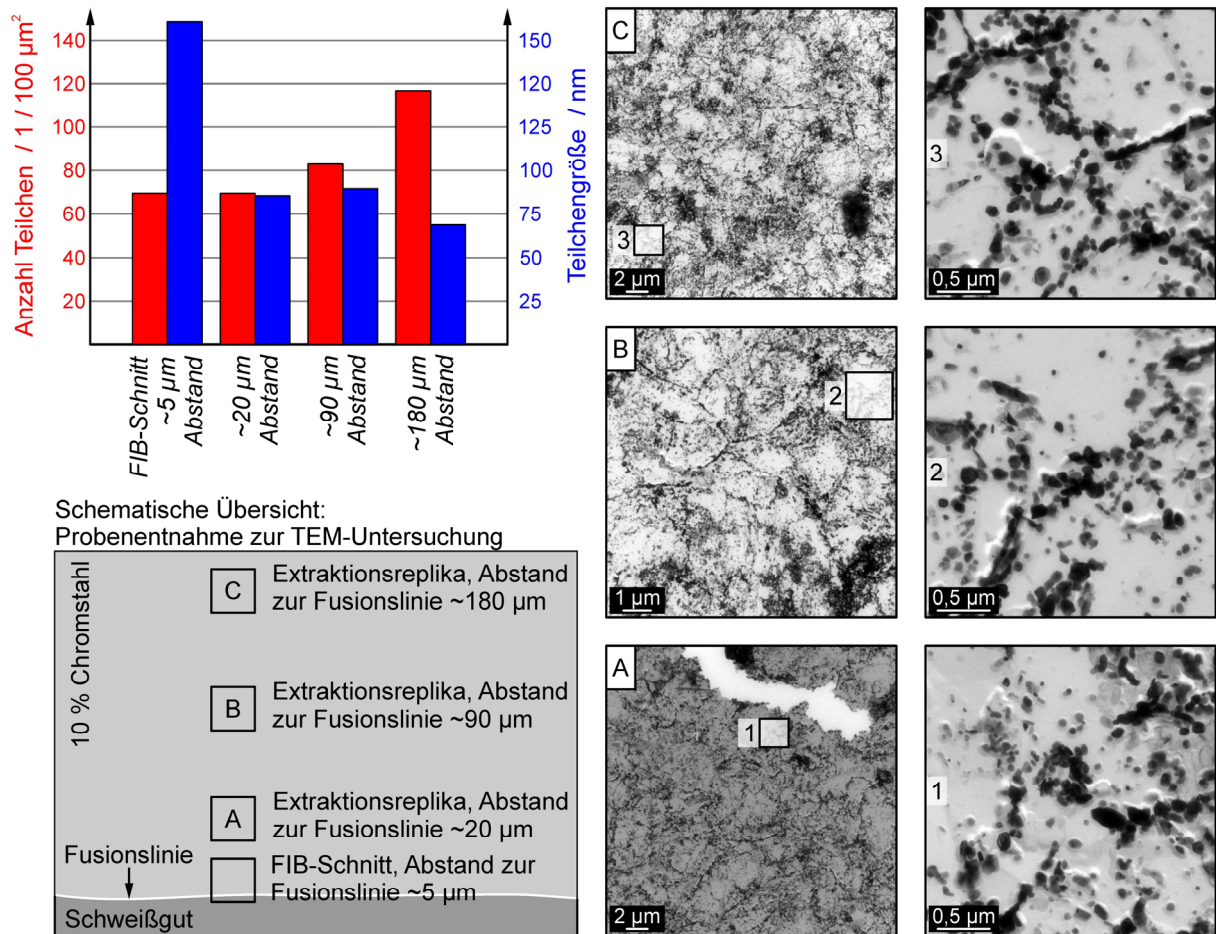


Abbildung 4.44: Probe 8, Bestimmung der Größe und Anzahl der Laves-Partikel im fusionsliniennahen Bereich

Zusammenfassend lässt sich das mikroskopische Versagen in der Fusionslinie auf zwei Mechanismen zurückführen. Einerseits bilden sich dort, wo Korngrenzen des Schweißguts an den 10 % Chromstahl stoßen, mit zunehmender Versuchsdauer in unmittelbarer Nähe der Fusionslinie Kriechporen. Die meisten dieser Poren sind lichtmikroskopisch erkennbar, es können sich aber auch schmale, langgestreckte, schlauchartige Poren an der Fusionslinie bilden. Die Poren in unmittelbarer Nähe zur Fusionslinie führen zu verformungsarmen, glatten Bruchanteilen, die entlang der Schweißgutkorngrenzen kleine „Gräben“ aufweisen. Die Kriechporen, die in wenigen Mikrometern Abstand von der Fusionslinie entstehen, können nicht mit Tripelpunkten korreliert werden. Diese Kriechporen abseits der Fusionslinie ordnen sich in ein Bruchbild mit vielen kleinen duktilen Verformungswaben ein. Wie in den Schnitten S1 und S2 in Abbildung 4.38 gezeigt kann es dabei auch zu Unterschneidungen der Bruchebenen kommen. Ein signifikanter Einfluss der Laves-Phase kann aus den TEM-Untersuchungen nicht ausgemacht werden. Schematisch sind die beiden Mikromechanismen in Abbildung 4.45 zusammengefasst.

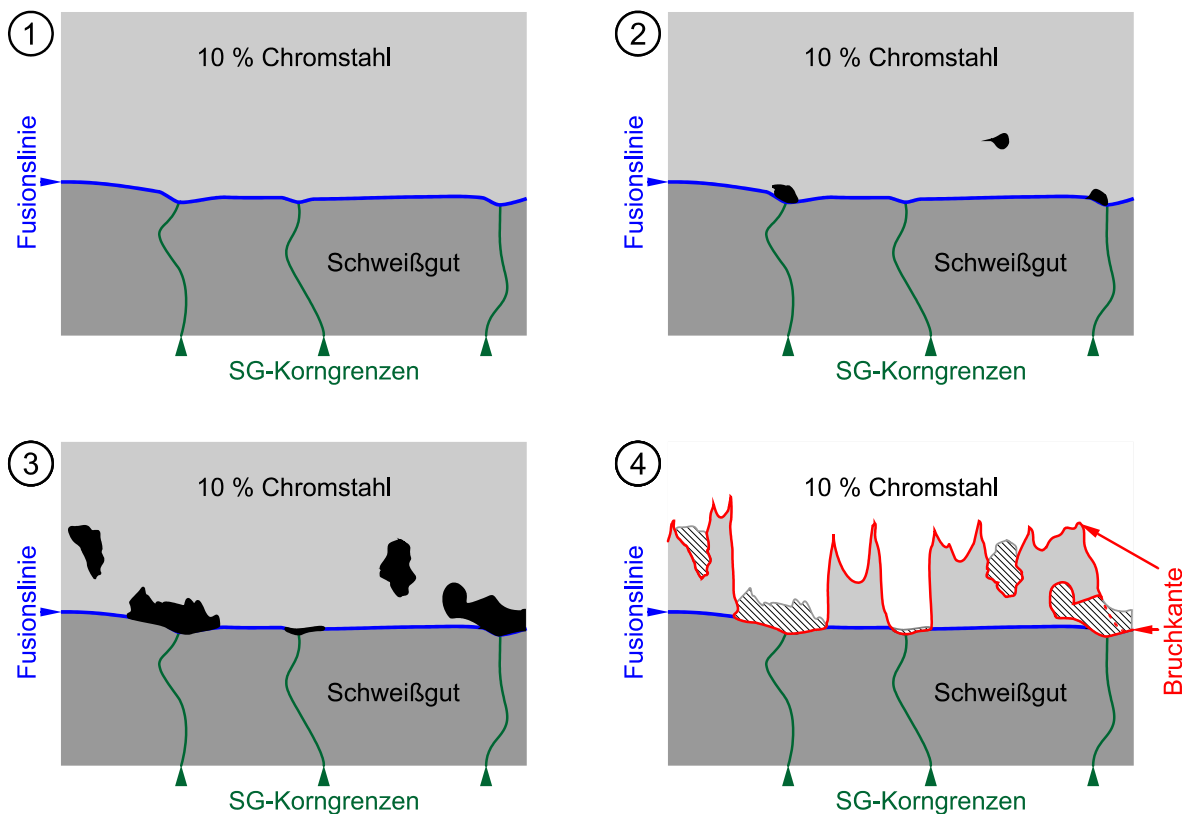


Abbildung 4.45: Mikroskopischer Ablauf des Fusionslinienbruchs, schematisch

Zuletzt wird in der dritten Versuchsreihe der Einfluss des Nahtwinkels auf den Fusionslinienbruch untersucht. Dazu werden zwei Proben so gefertigt, dass die Schweißnaht unter 45° zur Belastungsrichtung orientiert ist. Der Versuch soll Aufschluss darüber geben, ob die Fusionslinie durch einen von 90° zur Belastungsrichtung abweichenden Nahtwinkel entlastet und der Zeitstandbruch in einen anderen Bereich der Naht, beispielsweise die WEZ auf der 10 % Cr-Seite, verlagert

werden kann. Die verwendete Probengeometrie zeigt [Abbildung 4.46](#), die Schweißnahtmitte stellt zugleich die Probenmitte dar. Eine Zunderschutzpaste kommt für die Proben zur Untersuchung des Nahtwinkleinflusses nicht zum Einsatz.

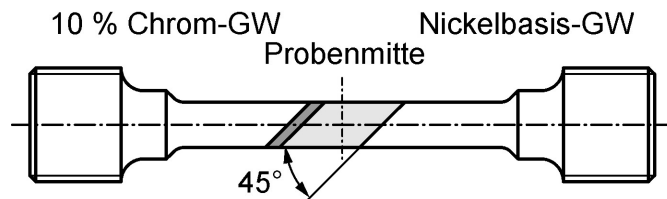


Abbildung 4.46: Schweißnaht unter 45° bei Probe 10 und Probe 11

Im Vergleich zu den Proben 1 bis 3 und 5 bis 7 halbiert sich die Bruchzeit der Proben 10 und 11 bei gleicher nomineller Beanspruchung. Der dominante Bruchanteil liegt weiterhin in der Fusionslinie, wie [Abbildung 4.47](#) zeigt. Ausgangspunkt des Fusionslinienbruchs ist in beiden Versuchen die spitzwinklige Schweißgutkante, Stelle **Ⓐ**. Aufgrund des größeren Wärmeausdehnungskoeffizienten des Nickelbasis-Schweißguts im Vergleich zum X14 entsteht durch die Naht unter 45° und die damit verbundene ungleichmäßige thermische Dehnung ein zusätzliches Biegemoment. Nach Einsetzen der Schädigung und Bildung eines kleinen Anrisses in der Fusionslinie wirkt dieses Biegemoment zusätzlich rissöffnend und beschleunigt den Zeitstandbruch. Der spitzwinkligen Schweißgutkante liegt auf der Seite des 10 % Chromstahls ein leicht eingeschnürter Bereich gegenüber. Dies ist wieder auf den konkurrierenden Bruchmechanismus in der interkritischen WEZ zurückzuführen.

Auf der Seite der stumpfwinkligen Schweißgutkante liegt wie bei den Proben 1 bis 3 und 5 bis 7 der Restbruch als duktiler Verformungsbruch vor. Die Kriechporen in der Fusionslinie können sich unter der in diesem Stadium vorliegenden hohen Beanspruchung nicht schnell genug bilden und es kommt zum duktilen Verformungsbruch. Ein deutliches Zeichen dafür ist der eingeschnürte Bereich auf der Seite des 10 % Chromstahls.

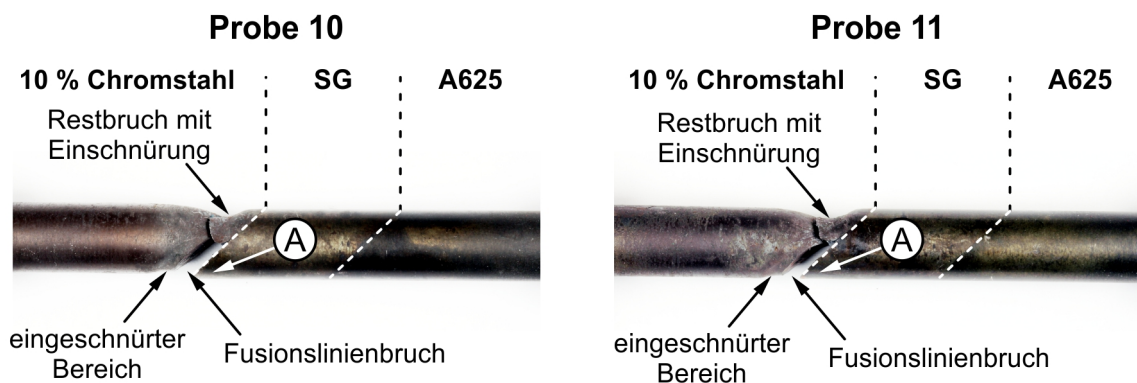


Abbildung 4.47: Bruchaussehen der Zeitstandversuche mit Naht unter 45° zur Belastungsrichtung

Die elf untersuchten Proben liefern weiterführende Erkenntnisse zur Entstehung und zum Ablauf des Zeitstandbruchs in der Fusionslinie. Makromechanisch konkurrieren zwei Schädigungsmechanismen, einerseits der für artgleiche Schweißverbindungen typische Zeitstandbruch in der interkritischen WEZ, andererseits der Zeitstandbruch in der Fusionslinie. Bei hohen Spannungen schreitet die Schädigung in der Fusionslinie deutlich schneller voran als die Schädigung in der interkritischen WEZ. Daher kommt es unter diesen Bedingungen meist zu einem dominanten Bruch in der Fusionslinie mit einem keilförmigen Restbruch auf der 10 % Cr-Seite. Bei niedrigeren Spannungen breitet sich der Zeitstandbruch ausgehend von der Probenmitte in der interkritischen WEZ aus, da die Kriechschädigung dort aufgrund der Mehrachsigkeit des Spannungszustands beschleunigt wird [Mai04], [Mai00]. Die Ausbreitung des Fusionslinienbruchs, ausgehend von der Außenoberfläche, läuft bei niedrigen Spannungen hingegen langsamer ab. Es kommt in diesen Fällen daher häufig am Probenrand zu einem Bruch in der Fusionslinie und in der Probenmitte zu einem Restbruchplateau in der interkritischen WEZ. Schematisch ist die Entstehung des Fusionslinienbruchs bei niedrigen Spannungen in Abbildung D.8 dargestellt. Beispiele für die konkurrierenden Bruchmechanismen sind die in Kapitel 4.2 beschriebene Probe RSV-Z5 (siehe Abbildung 4.8) sowie die Probe Ref-Z6.

Auf mikromechanischer Ebene treten beim Bruch in der Fusionslinie ebenfalls zwei konkurrierende Mechanismen auf. Einerseits kommt es zu Porenbildung in der Fusionslinie, insbesondere dort, wo die Schweißgutkorngrenzen in Tripelpunkten an den 10 % Chromstahl stoßen. Andererseits bilden sich in bis zu maximal 5 μm Entfernung von der Fusionslinie ebenfalls Kriechporen. Im Bruchbild spiegeln sich die Poren in der Fusionslinie als glatte, oft von Vertiefungen durchzogene Bereiche wider, die Kriechporen mit Abstand zur Fusionslinie passen sich in den Wabenbruch mit duktilen Verformungswaben ein.

Der Fusionslinienbruch kann durch oxidationshemmende Maßnahmen nicht unterbunden werden. Lediglich die Prüfung unter Argonatmosphäre verlängert die Lebensdauer bis zum Bruch der Probe. Das Bruchbild ist aber für sämtliche Proben ähnlich. Auch eine Anpassung des Nahtwinkels auf 45° zur Belastungsrichtung hat keinen positiven Einfluss auf das Zeitstandverhalten, es halbiert die Bruchzeit sogar. Der Fusionslinienbruch ist daher überwiegend auf die mechanischen Randbedingungen zurückzuführen, die in den numerischen Untersuchungen im folgenden Kapitel aufgearbeitet werden.

5 Numerische Untersuchungen

Numerische Simulationen bieten auf Basis der Methode der Finiten Elemente (FE) die Möglichkeit, das Werkstoffverhalten mittels geeigneter Werkstoff- und Materialmodelle abzubilden. Die Anwendungsmöglichkeiten sind dabei vielfältig und reichen von der Unterstützung bei der Versuchsplanung bis hin zur Auslegung von Komponenten und Bauteilen sowie deren Lebensdauerabschätzung. Durch die stetige Weiterentwicklung der Rechnerleistung ist es mittlerweile möglich, auch umfangreiche Werkstoffmodelle auf komplexe Geometrien und Belastungsfälle anzuwenden. Dazu sind zunächst die Auswahl eines geeigneten Werkstoffmodells sowie die Anpassung der Materialparameter notwendig. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden sowohl Zeitstand- als auch Ermüdungsversuche aus Kapitel 4 numerisch berechnet. Für die Simulationen wird die FE-Software ABAQUS in der Version 6.12.1 verwendet.

5.1 Zeitstandverhalten

Die Simulation des Zeitstandverhaltens der Schweißverbindungsproben erfolgt auf Basis des modifizierten Werkstoffgesetzes nach Graham und Walles. In Kapitel 2.4.1 wurde dieses phänomenologische Modell bereits vorgestellt. Bei der numerischen Simulation mit Hilfe eines phänomenologischen Werkstoffmodells steht die möglichst exakte Beschreibung makroskopisch erfassbarer Größen – im Zeitstandversuch die Kriechkurven – im Vordergrund. Für die Simulation des Zeitstandverhaltens von Schweißverbindungen ergeben sich darüber hinaus noch weitere Herausforderungen und Möglichkeiten. So kann die integrale Gesamtdehnung der Schweißverbindungsprobe oft nicht genau abgebildet werden. Von ebenso großer Bedeutung sind daher die Vorhersage des Versagensortes und eine möglichst genaue Abschätzung des Versagenszeitpunkts. Zusätzlich können anhand numerischer Simulationen auch Spannungsverteilungen und -umlagerungen, lokale Dehnungs- und Schädigungskonzentrationen oder die Mehrachsigkeit des Spannungszustands quantifiziert, visualisiert und Erkenntnisse daraus abgeleitet werden.

5.1.1 Parameteranpassung

Aus der Abweichung der Wärmeausdehnungskoeffizienten von Nickelbasis-Werkstoffen und 9 - 12 % Chromstählen ergeben sich aufgrund des thermischen Mismatch in der Schweißverbindung bereits beim Aufheizen sogenannte Sekundärspannungen. Gerade hinsichtlich der auftretenden Fusionslinienbrüche dürfen diese nicht vernachlässigt werden. Die Berücksichtigung der thermischen Ausdehnung ist

für die Simulation des Kriechverhaltens der Schweißnaht daher eine Grundvoraussetzung. Die Wärmeausdehnungskoeffizienten der eingesetzten Grundwerkstoffe und Schweißgüter werden mit Dilatometerversuchen ermittelt. In [Abbildung 5.1](#) ist die Längenänderung bei langsamer Aufheizrate im Temperaturintervall von 20 °C bis 1000 °C aufgetragen. Die Nickelbasis-Grundwerkstoffe sowie die Nickelbasis-Schweißgüter besitzen im Gegensatz zu den martensitischen Grundwerkstoffen eine deutlich größere Wärmeausdehnung. Der Wärmeausdehnungskoeffizient der Nickelbasis-Werkstoffe nimmt bis zum Versuchsende bei 1000 °C kontinuierlich zu. Für die 10 % Chromstähle ist der Temperaturbereich der Umwandlung von Martensit in Austenit gut zu erkennen. Für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Mischschweißverbindungen ist jedoch nur der Temperaturbereich bis 600 °C relevant, die Phasenumwandlung muss daher nicht berücksichtigt werden.

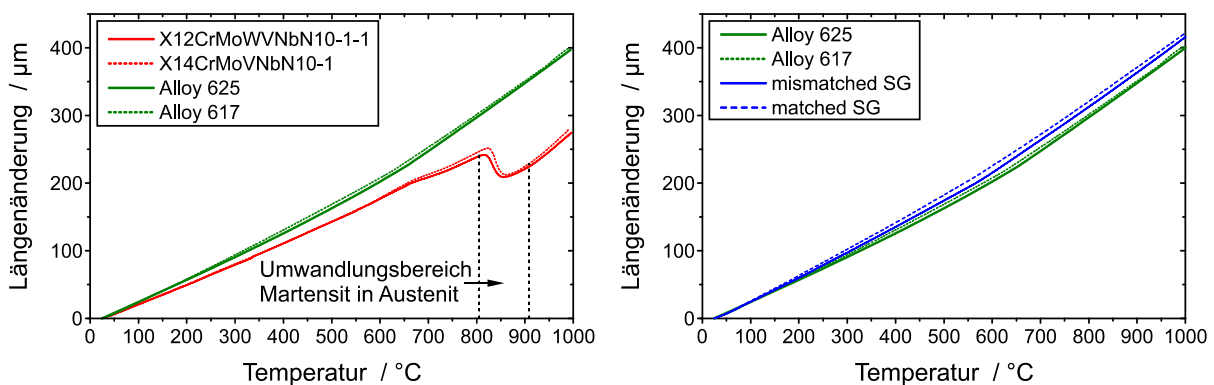


Abbildung 5.1: Vergleich der Wärmeausdehnung beim Aufheizen der Grundwerkstoffe (links) und der Nickelbasis-Werkstoffe (GW und SG rechts)

Soll das Kriechverhalten einer bestimmten Charge eines Werkstoffs beschrieben werden, ist eine Anpassung der Kriechparameter an chargenspezifische Experimente zu bevorzugen. Die für die vorliegende Arbeit herangezogene Versuchsdatenbasis ist hingegen nicht chargenspezifisch. Die Verwendung einer nicht chargenspezifischen Anpassung ist beispielsweise dann notwendig, wenn die Zeitstandeigenschaften der eingesetzten Charge nicht genau bekannt sind. Der Chargeneinfluss wird durch die Verwendung der chargenübergreifenden Meisterkurve verringert und die Meisterkurve so tendenziell dem Mittelwert der Zeitstandeigenschaften des Werkstoffs angenähert.

Zur Anpassung der Kriechparameter des X12 werden zunächst Meisterkurven für elf unterschiedliche Dehnungsstützstellen auf Basis des in Kapitel 3.1 vorgestellten Zeit-Temperatur-Parameters nach Larson-Miller ermittelt. Daraus können für beliebige Spannungen und Temperaturen gemittelte Kriechkurven extrapoliert werden. Es ist jedoch zu beachten, dass bei der Extrapolation von Zeitstanddaten für sehr langlaufende Versuche – in der Kraftwerkstechnik liegt der Auslegungshorizont häufig bei bis zu 30 Jahren [Wei13] und damit bei weit mehr als 100000 h – das Risiko besteht,

das Werkstoffverhalten zu überschätzen [Arm08], [Dim08]. Abbildung 5.2 zeigt links die Meisterkurven für den X12 Grundwerkstoff an den Dehnungsstützstellen 0,5 % und 5,0 %. Rechts ist der Vergleich der experimentell ermittelten Kriechkurven mit den aus den Meisterkurven angepassten Kriechkurven bei 550 °C dargestellt. Die Zeit ist im Folgenden auf die Bruchzeit der Probe Ref-Z3 (siehe Tabelle A.5), die Dehnung auf die Bruchdehnung der Probe X14-Z2 (siehe Tabelle A.6) normiert.

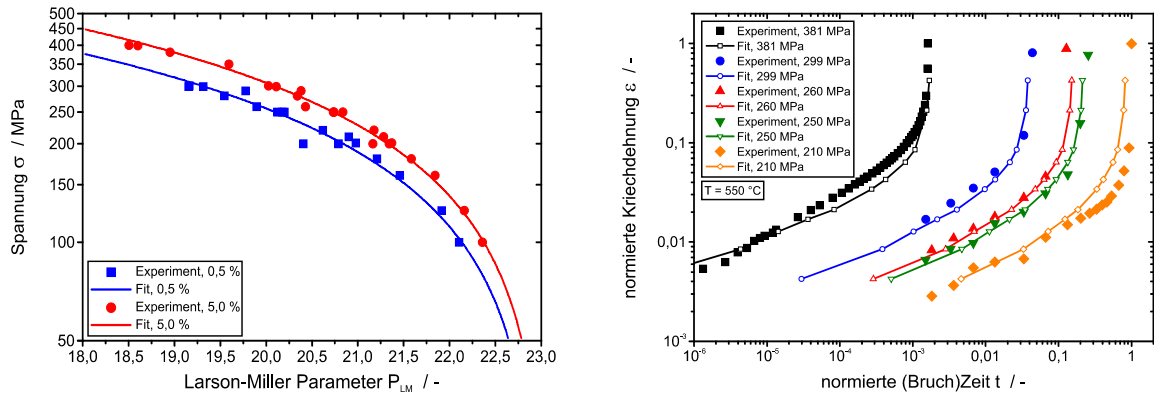


Abbildung 5.2: Meisterkurve für den X12 an den Dehnungsstützstellen 0,5 % und 5 % (links) und Vergleich der experimentell ermittelten Kriechkurven mit den aus der Meisterkurve angepassten Kriechkurven bei 550 °C (rechts)

Die Anpassung der Kriechparameter erfolgt mit Hilfe einer an der MPA Universität Stuttgart entwickelten Optimierungsroutine [Ste06]. Die Anwendung der Routine ist ausführlich in [Sch13] und [Bau09] vorgestellt und soll an dieser Stelle nicht weiter vertieft werden. Den Vergleich zwischen den aus den Meisterkurven abgeleiteten und den aus den angepassten Kriechparametern resultierenden Kriechkurven zeigt Abbildung 5.3. Angepasste Kriechkurven und Simulation stimmen sowohl bei 550 °C als auch bei 600 °C über die gesamte betrachtete Spannungsbreite sehr gut überein.

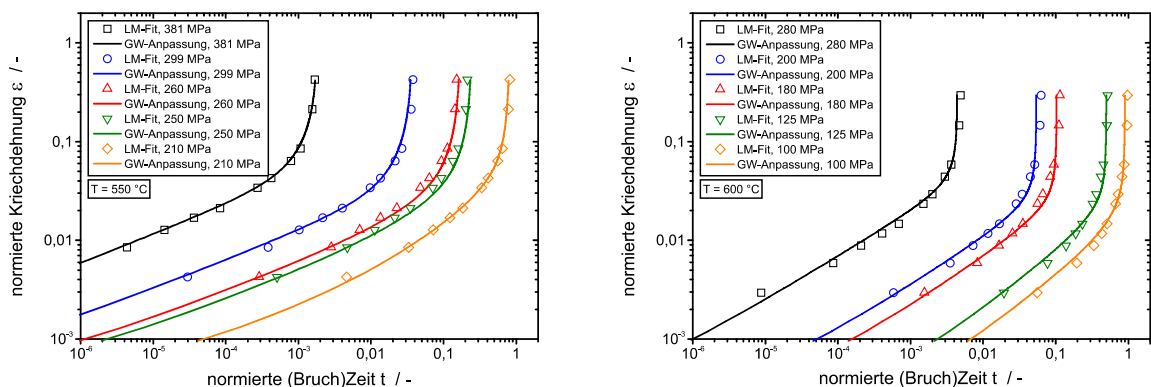


Abbildung 5.3: Parameteranpassung an die angepassten Larson-Miller-Kriechkurven für 550 °C (links) und 600 °C (rechts)

In Kapitel 2.3 wurde erörtert, dass die interkritische WEZ bei artgleichen Schweißverbindungen den geringsten Kriechwiderstand besitzt. Die Zeitstandproben der Rotor- und Referenzschweißverbindung versagen aber überwiegend durch einen

Bruch in der Fusionslinie mit unterschiedlich großen Restbruchanteilen in der WEZ. Im Gegensatz dazu stellt die interkritische WEZ für die Zeitstandversuche der Blockschweißverbindungen sowohl bei 550 °C als auch bei 600 °C einen versagensrelevanten Bereich dar. Daher ist es auch bei den artfremden Schweißverbindungen notwendig, das Zeitstandverhalten der einzelnen Wärmeeinflusszonen in den numerischen Untersuchungen zu berücksichtigen.

Für die Wärmeeinflusszonen des 10 % Chromstahls liegen keine Kriechdaten gefügesimulierter Proben vor. Zur Abschätzung der Zeitstandeigenschaften der einzelnen Zonen kann jedoch auf Ergebnisse aus der Literatur [Abe10], [Roo09a] und auf an der MPA Universität Stuttgart gesammelte Erfahrungswerte zurückgegriffen werden. Zusätzliche Anhaltspunkte zur Verringerung des Kriechwiderstands der WEZ 3 bei sehr langen Laufzeiten liefern die in Kapitel 2.3 vorgestellten Schweißnahtfaktoren. Zur Bestimmung der Materialparameter für die WEZ werden die Kriechkurven des Grundwerkstoffs auf Basis der oben genannten Quellen spannungs- und temperaturabhängig modifiziert. Die simulierten Kriechkurven der drei Wärmeeinflusszonen sind der simulierten Kriechkurve des Grundwerkstoffs in [Abbildung 5.4](#) für 550 °C und 600 °C gegenübergestellt. Gut zu erkennen ist die Abstufung zwischen den Wärmeeinflusszonen untereinander.

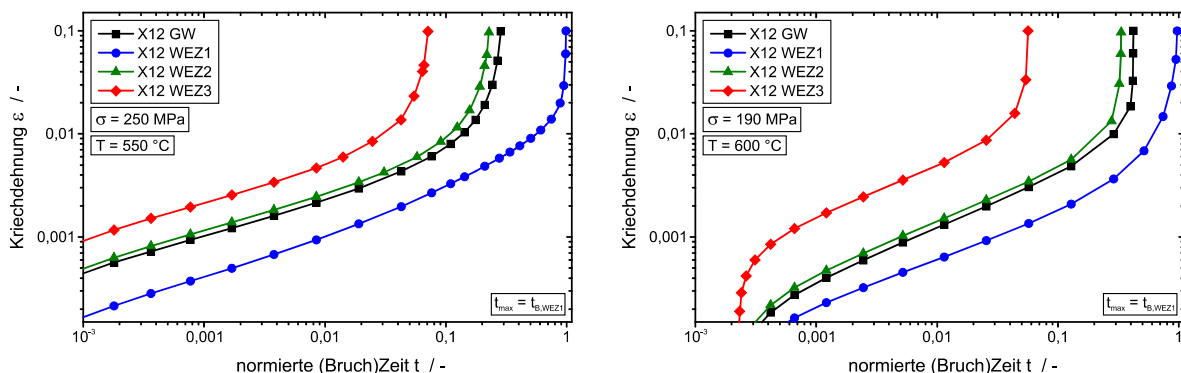


Abbildung 5.4: Simulierte Kriechkurven des X12 Grundwerkstoffs im Vergleich zu den Wärmeeinflusszonen, 550 °C und 600 °C

Die in der Schweißnaht eingesetzten Nickelbasis-Werkstoffe besitzen eine wesentlich höhere Zeitstandfestigkeit als die eingesetzten 10 % Chromstähle. Bei 600 °C versagte eine Zeitstandprobe des Alloy 625 bei 450 MPa deutlich später als die Crossweldprobe der mismatched-geschweißten BSVC bei 195 MPa. Technisch relevante Kriechvorgänge sind für die Nickelbasis-Werkstoffe daher bei den untersuchten Temperaturen und Spannungsniveaus nicht zu erwarten und werden für die Simulation vernachlässigt. Anstelle der Kriecheigenschaften werden für die Nickelbasis-Grundwerkstoffe und Schweißgüter elastisch-plastische Werkstoffeigenschaften im Materialmodell hinterlegt. Diese werden aus Zugversuchen abgeleitet und mit Werten aus der Literatur [TÜV485], [TÜV499], [Dup10] verglichen.

5.1.2 Simulation des Zeitstandverhaltens

Die Crossweldprobe zur Simulation der Zeitstandversuche ist als zweidimensionales rotationssymmetrisches Modell mit insgesamt 6 Materialzonen ausgeführt. Der Flankenwinkel der Naht liegt senkrecht zur Probenlängsachse. Somit ist die Grundvoraussetzung für die rotationssymmetrische Modellierung erfüllt. Durch die Ausnutzung der Symmetrieeigenschaften lassen sich die Anzahl der Knoten und Elemente und damit auch der Rechenaufwand erheblich verringern. Dies ermöglicht im Gegenzug eine feinere Vernetzung der Wärmeeinflusszone und der daran angrenzenden Bereiche.

Die WEZ-Breite des Simulationsmodells wird auf Basis der an den Schlibbildern lichtmikroskopisch bestimmten WEZ-Breite festgelegt. Zur Aufteilung der Wärmeeinflusszone in die drei charakteristischen Zonen kann auf Erfahrungswerte von Forschungsarbeiten zurückgegriffen werden, die an der MPA Universität Stuttgart durchgeführt wurden [Kle11a], [Roo10], [Bau09]. Die minimale Elementkantenlänge der CAX8R-Elemente im Bereich der WEZ beträgt 0,1 mm, in Richtung der Probenenden wird die Vernetzung gröber. Bei den erwähnten Elementen handelt es sich um viereckige Kontinuums-elemente für axialsymmetrische Modelle mit 8 Knoten, quadratischem Ansatz und einem Integrationspunkt. Die Probe ist einseitig fest eingespannt und wird am freien Ende mit der Kraft F belastet. Den schematischen Aufbau des Simulationsmodells zeigt Abbildung 5.5.

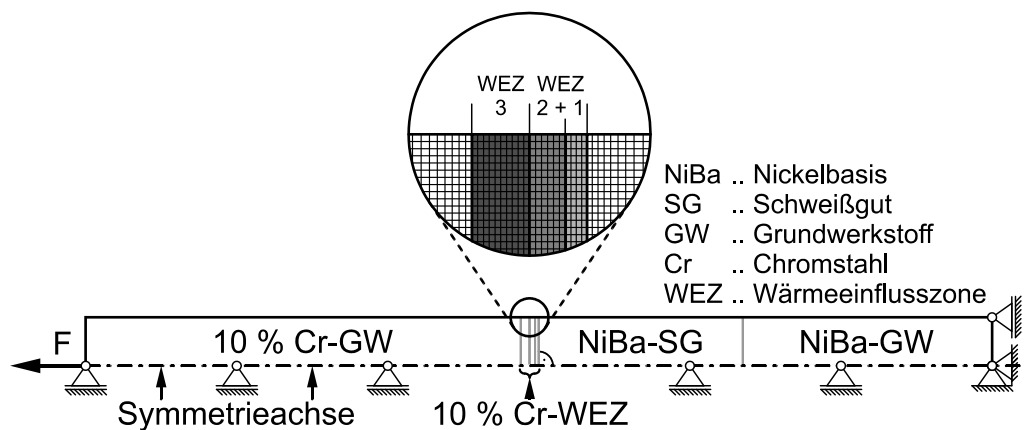


Abbildung 5.5: Schematisches Modell für die Simulation der Zeitstandversuche mit 6 Materialzonen und Vernetzungsdichte im Bereich der WEZ

Zeitstandversuche werden häufig in Prüfsträngen mit bis zu fünf in Reihe geschalteten Proben durchgeführt. Dabei wird auf den gesamten Prüfstrang eine konstante Last aufgebracht. Die festgelegte Prüfspannung der einzelnen Proben wird durch die Anpassung des Probendurchmessers bei der Fertigung realisiert. Um dem Einfluss des Probendurchmessers auf den thermischen Mismatch Rechnung zu tragen, werden die Durchmesser auch in den Modellen zur numerischen Untersuchung berücksichtigt und an die jeweiligen Probendurchmesser der Experimente

angepasst. Aus dem Schweißprozess resultierende Eigenspannungen sind bei Kleinproben vernachlässigbar und werden nicht in die Simulation mit einbezogen [Bue11a]. Zudem werden Eigenspannungen auf der 10 % Cr-Seite durch Spannungsarmglühen auf einen Wert reduziert, der die Streckgrenze bei der Temperatur des Spannungsarmglühens nicht übersteigt [Sch10]. Die Temperaturen beim Spannungsarmglühen liegen für die untersuchten Verbindungen deutlich höher als die Prüftemperaturen der Experimente.

Abbildung 5.6 stellt für 550 °C die integralen Dehnungen aus Simulation und Experiment bei hoher und mittlerer Spannung gegenüber. Aus Gründen der Übersichtlichkeit sind für die Blockschweißverbindungen nur die Kriechkurven der BSVC gezeigt. Die Laufzeit des Versuchs der mismatched-geschweißten Blockschweißverbindung bei 295 MPa wird von der Simulation unterschätzt, bei 245 MPa stimmen beide Kurven sehr gut überein. Für Spannungen unter 245 MPa liegen für die Blockschweißverbindungen noch keine Zeitstandbrüche vor, die Kriechrate im sekundären Kriechbereich ist zwischen Simulation und Experiment bis zur aktuellen Versuchsdauer jedoch ebenfalls vergleichbar. Der plötzlich auftretende Zeitstandbruch durch Versagen in der Fusionslinie, wie er bei den matched-geschweißten Verbindungen auftritt, kann durch das Simulationsmodell nicht abgebildet werden.

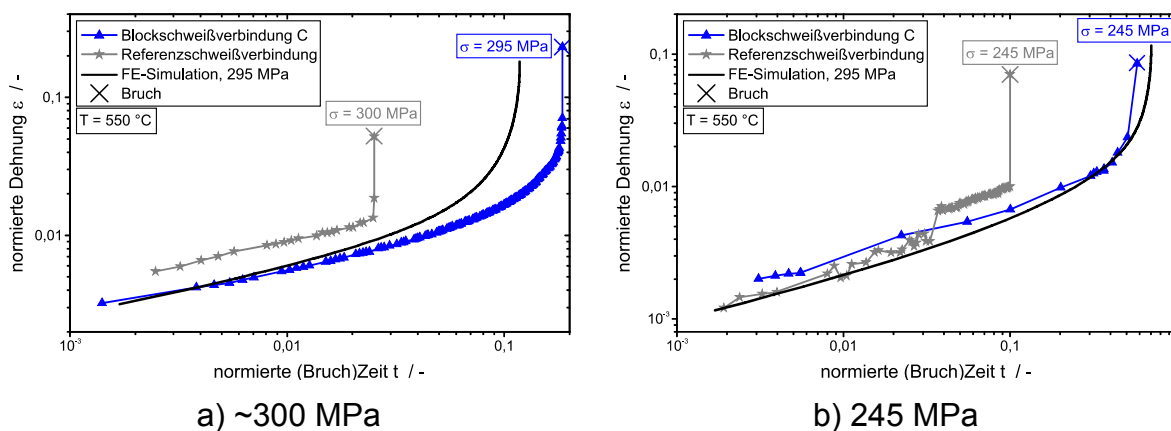
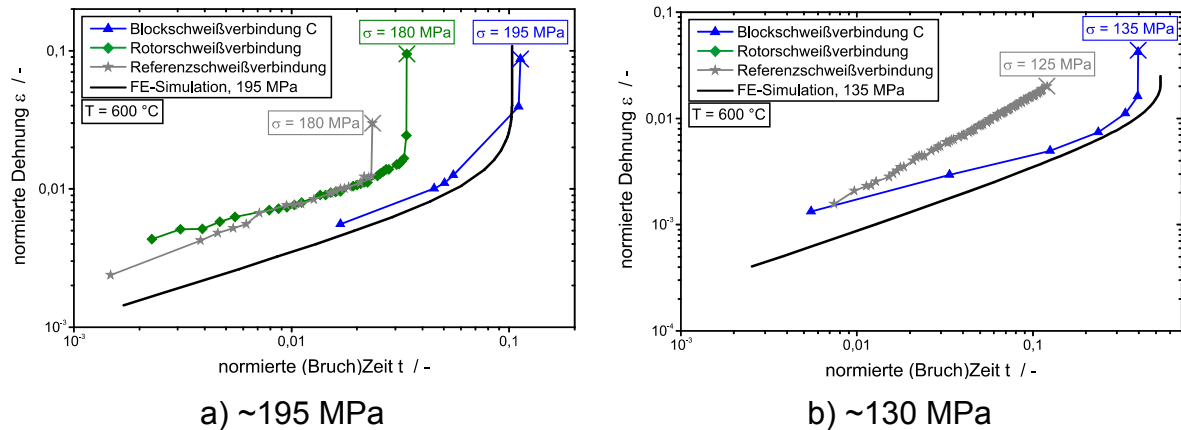


Abbildung 5.6: Vergleich integraler Kriechdehnungen aus Simulation und Experiment bei 550 °C

Abbildung 5.7 vergleicht die integralen Dehnungen zwischen Simulation und Experiment bei 600 °C. Die Kriechkurve der Blockschweißverbindung bei 195 MPa wird durch das Modell sowohl hinsichtlich der Kriechrate als auch hinsichtlich der Versagenszeit sehr gut wiedergegeben. Bei 135 MPa wird die Versuchsdauer von der Simulation etwas überschätzt, die Kriechrate hingegen ist etwas höher als im Experiment. Diese Tendenz ist auch für den Vergleich zwischen Simulation und Experiment bei 100 MPa zu beobachten und ist im überproportionalen Abfall der Zeitstandfestigkeit und dem damit verbundenen niedrigen Schweißnahtfaktor begründet.



a) ~195 MPa

b) ~130 MPa

Abbildung 5.7: Vergleich integraler Kriechdehnungen aus Simulation und Experiment bei 600 °C

Der Bruchlagenwechsel vom Grundwerkstoff in die interkritische WEZ lässt sich bei artgleichen Schweißverbindungen mit numerischen Berechnungen nachvollziehen. Bei diesen Simulationen ist für die WEZ 3 charakteristisch, dass der Mehrachsigsigkeitsquotient q den niedrigsten Wert in der Probenmitte annimmt und in Radialrichtung zur Probenaußenoberfläche hin ansteigt. Niedrige Werte von q bedeuten eine hohe mehrachsige Beanspruchung und damit verbunden eine Dehnungsbehinderung. Die Dehnungsbehinderung wiederum verstärkt die Kriechschädigung D . Bei den Simulationen matched-geschweißter artgleicher Schweißverbindungen korreliert das Maximum von D mit dem Minimum von q [Mai00].

Wie Bauer bereits feststellte, stimmt das Minimum des Mehrachsigsigkeitsquotienten nicht mehr zwangsläufig mit dem Schädigungsmaximum überein, wenn ein anderes als ein matched-Schweißgut eingesetzt wird [Bau09]. Diese Beobachtung lässt sich durch die Simulationen der Mischschweißverbindungen bestätigen. In Relation zum versagensrelevanten 10 % Chromstahl sind beide Nickelbasis-Schweißgüter als mismatched-Schweißgüter anzusehen.

Zu Simulationsbeginn stellt sich in der interkritischen WEZ zunächst der typische Verlauf des Mehrachsigsigkeitsquotienten über dem Probenradius ein, wie er für die artgleichen matched-geschweißten Verbindungen auftritt. Die maximale Kriechschädigung in der WEZ 3 ist jedoch nicht in der Probenmitte, sondern in Richtung der Probenaußenseite zu beobachten. Die Kriechschädigung führt mit zunehmender Simulationsdauer zu Spannungsumlagerungen und damit auch zu einer Verschiebung des minimalen Mehrachsigsigkeitsquotienten zur Probenaußenseite hin. Abbildung 5.8 zeigt für die Simulation bei 550 °C und 245 MPa den Verlauf von q und D entlang des Pfades in der WEZ 3 für unterschiedliche Simulationszeitpunkte. Die normierten Simulationszeiten beziehen sich auf die gleiche Basis wie die entsprechenden normierten Zeiten aus Abbildung 5.6 und Abbildung 5.7.

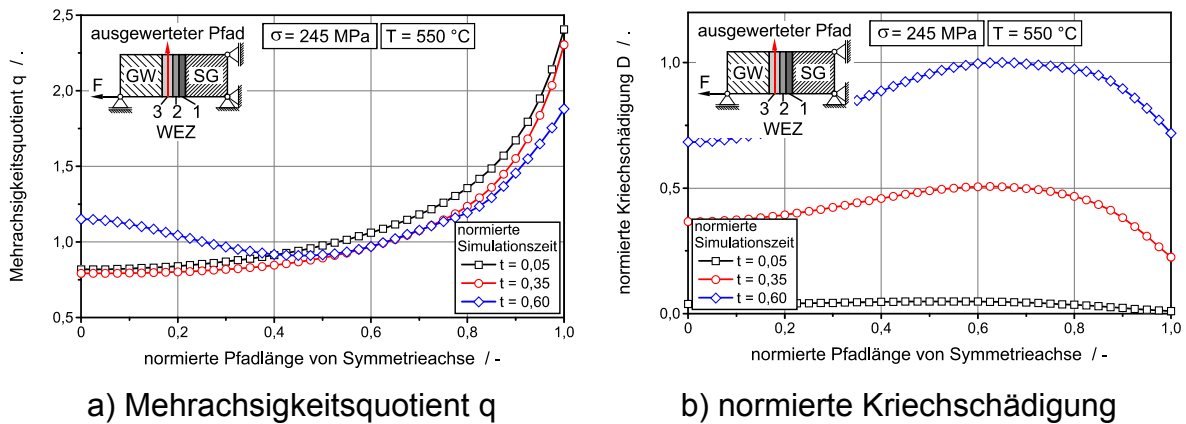


Abbildung 5.8: Verlauf des Mehrachsigsigkoeffizienten und der Kriechschädigung entlang des Pfades in der WEZ 3 bei 550 °C und 245 MPa zu unterschiedlichen Simulationszeiten

Bereits unmittelbar nach dem Aufbringen der Kriechlast entsteht in der Probenmitte um die Fusionslinie ein linsenförmiger Bereich, in dem nur geringe Spannungen auftreten. Dieser Effekt ist auf die Stützwirkung des Schweißguts auf den 10 % Chromstahl zurückzuführen. Im Vergleich zu artgleichen Schweißverbindungen ergibt sich eine unterschiedliche Kriechdehnungsverteilung, in der sich dieser linsenförmige Bereich ebenfalls widerspiegelt, Abbildung 5.9.

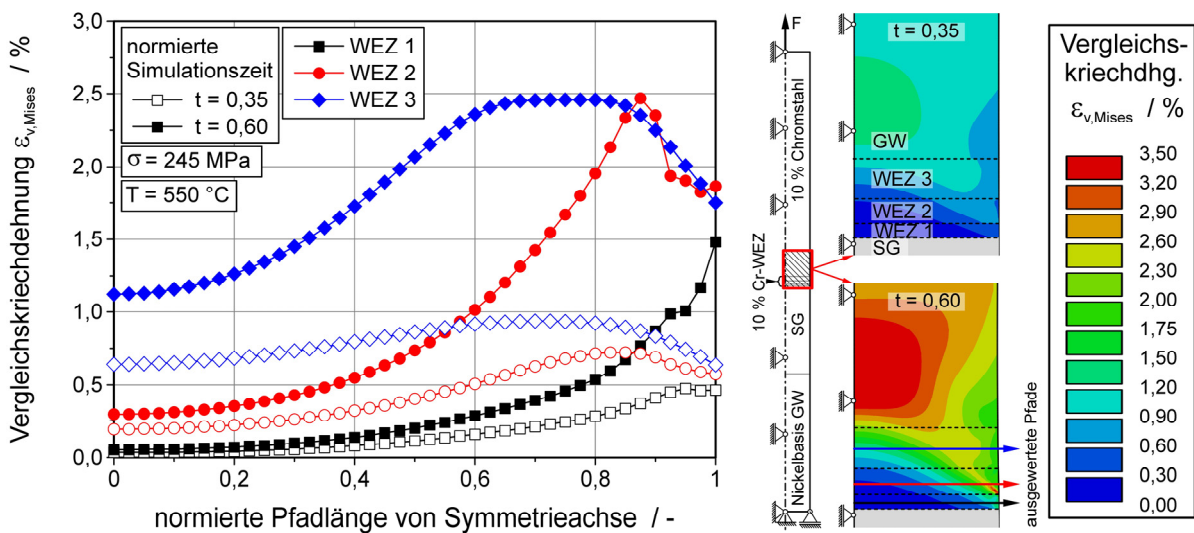


Abbildung 5.9: Vergleichskriechdehnung nach von Mises in den Wärmeeinflusszonen mit zunehmender Simulationszeit bei 550 °C und 245 MPa

Ein Aspekt, der bisher keine Berücksichtigung fand, ist die Ausführung der Verbindung als Mehrlagenschweißung. Durch die mit jeder Schweißlage verbundene lokale Wärmebringung kommt es zu einer komplexeren Zusammensetzung der WEZ als bei einer Einlagenschweißung [Sto82]. Im schlimmsten Fall entsprechen die Zeiteigenschaften der gesamten WEZ daher denen der versagenskritischen WEZ 3. Ein Indiz dafür kann die Überschätzung der experimentell ermittelten Lebensdauer in der Simulation sein, vergleiche Abbildung 5.7 b).

Aufgrund der Mehrlagenschweißung werden in einer Parameterstudie drei unterschiedliche WEZ-Ausprägungen gesondert betrachtet. Den ersten Fall stellt mit dem Simulationsmodell 1 der bisher verwendete Ansatz dar, die WEZ in die drei unterschiedlichen Zonen WEZ 1, WEZ 2 und WEZ 3 mit unterschiedlichen Zeitstandeigenschaften aufzuteilen, $WEZ\ 1 \neq WEZ\ 2 \neq WEZ\ 3$. Für Simulationsmodell 2 wird angenommen, dass die WEZ 1 bei der Schweißung einer darüberliegenden Lage so wärmebehandelt wird, dass die Zeitstandeigenschaften mit denen der WEZ 2 vergleichbar sind, $WEZ\ 1 = WEZ\ 2 \neq WEZ\ 3$. Im Simulationsmodell 3 besitzt die gesamte WEZ die Zeitstandeigenschaften der WEZ 3, $WEZ\ 1 = WEZ\ 2 = WEZ\ 3$. Grundlage dieser Modellannahmen sind die in Abbildung 4.35 gezeigte feinkörnige Struktur aus der EBSD-Analyse sowie die lichtmikroskopische Ausgangscharakterisierung der Verbindungen, in denen das Gefüge nahe der Fusionslinie ebenfalls sehr feinkörnig erscheint. Die Simulationsdauer nimmt im Simulationsmodell 3 geringfügig ab, der linsenförmige Bereich in der Probenmitte an der Fusionslinie, in dem kaum Kriechdehnung auftritt, ähnelt sich aber für alle Simulationen. Der Ort der maximalen Kriechdehnung $\epsilon_{v,Mises,max}$ verlagert sich aufgrund der fehlenden Stützwirkung von WEZ 1 (und WEZ 2) zunehmend näher an die Wärmeeinflusszone, Abbildung 5.10.

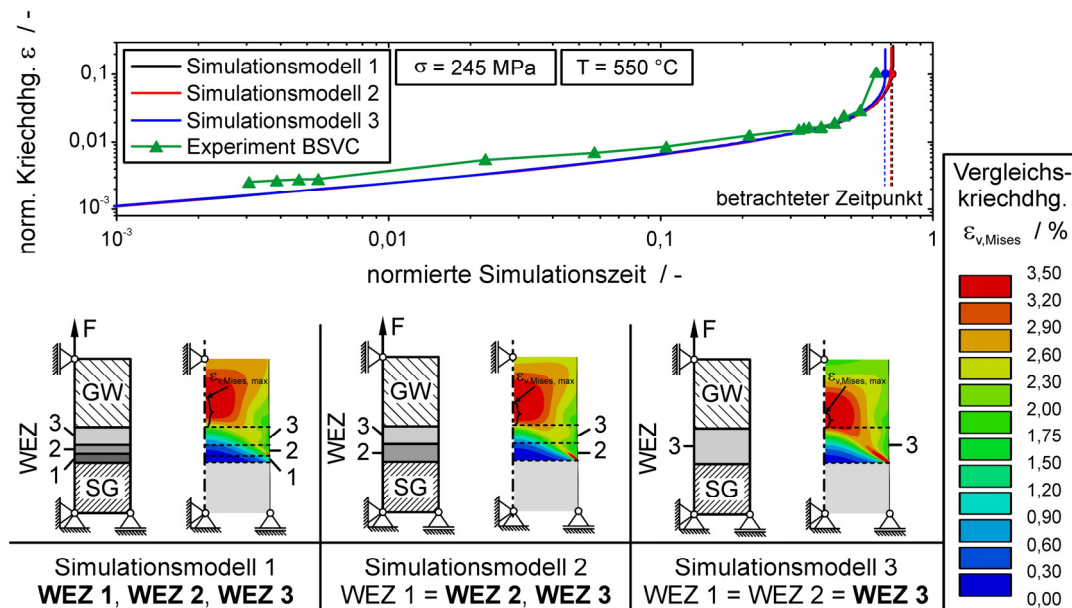
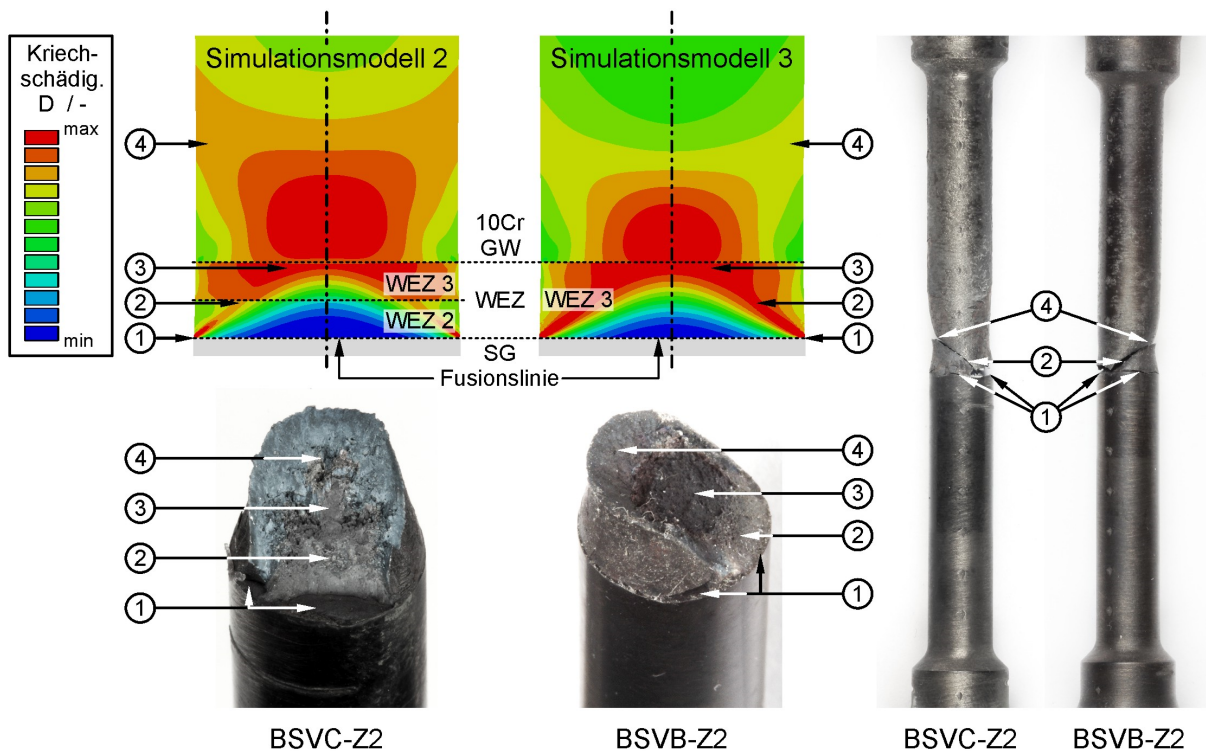


Abbildung 5.10: Parameterstudie zur WEZ-Ausbildung, 550 °C, 245 MPa

Die Kriechschädigung der Simulationsmodelle 2 und 3 stimmt mit dem Versagensbild der Proben BSVC-Z2 und BSVB-Z2 bei entsprechender Prüftemperatur und -last gut überein, Abbildung 5.11. Die Probe Ref-Z2, die ebenfalls bei 550 °C und 245 MPa geprüft wurde, versagte im Gegensatz zu den Proben der Blockschweißverbindungen durch einen dominanten Bruch in der Fusionslinie. Da das modifizierte Graham-Walles-Modell zwar die einsetzende Kriechschädigung in der Fusionslinie abbildet, nicht jedoch das daran anschließende Risswachstum, kann diese Probe nicht zum Vergleich zwischen Simulation und Experiment herangezogen werden.

In den Simulationsmodellen 2 und 3 ist in der Fusionslinie an der Außenoberfläche eine Schädigungskonzentration zu beobachten. Diese spiegelt sich auch im Experiment der Proben BSVB-Z2 und BSVC-Z2 in Form kleiner Fusionslinienbruchanteile über weite Teile des Probenumfangs wider ①. Wie bereits in Abbildung 4.10 und Abbildung 4.11 dargestellt, werden diese Bruchanteile im Gegensatz zum in Kapitel 4.5 detailliert beschriebenen Fusionslinienbruch jedoch nicht dominant. In der Probenmitte zeigen die Simulationsmodelle im Übergangsbereich von der WEZ des 10 % Chromstahls in den Grundwerkstoff eine hohe Schädigung. Analog dazu ist für beide untersuchten Bruchflächen in diesem Bereich ein unter 90° zur Beanspruchung verlaufender Zeitstandbruch in der WEZ zu beobachten ③. Das „Zusammenwachsen“ der geschädigten Zonen in der WEZ und der Außenoberfläche der Fusionslinie geschieht entlang eines sich bildenden Schädigungsbands ②, das sich ebenfalls in der Bruchfläche der Experimente widerspiegelt. Ein weiteres Schädigungsband entsteht in der Simulation ausgehend von der geschädigten Zone in der Probenmitte ③ in Richtung des Grundwerkstoffs ④. Die Bruchflächen der Experimente zeigen diese Schublippen ebenfalls.



- ① .. Schädigung in der Fusionslinie
- ② .. Schädigungsband zwischen geschädigter Zone in Fusionslinie und WEZ
- ③ .. Schädigung in der WEZ (90° zur Beanspruchungsrichtung)
- ④ .. Schädigungsband im Grundwerkstoff (≈45° zur Beanspruchungsrichtung)

Abbildung 5.11: Vergleich der Schädigung der Simulationsmodelle mit den Bruchbildern aus den Experimenten, BSVB und BSVC, 550 °C, 245 MPa, $t \approx t_b \approx 0,60$

Das in Abbildung 5.11 gezeigte Schädigungsverhalten lässt sich anhand von lichtmikroskopischen Untersuchungen an der Zeitstandprobe BSVB-Z3 bei 550 °C und 190 MPa verifizieren, Abbildung 5.12. Hinsichtlich des Versagensbildes stimmt die Simulation gut mit der Schädigung im Experiment überein. Wie bereits für die beiden Proben BSVB-Z2 und BSVC-Z2 sind auch an der Außenoberfläche von Probe BSVB-Z3 über den gesamten Umfang kleine Anrisse in der Fusionslinie zu beobachten ①. Die Schädigung in der Fusionslinie wird im Gegensatz zu den matched-geschweißten Verbindungen aber auch für diese Probe der mismatched-geschweißten Verbindungen nicht dominant. Gut zu erkennen ist im angeätzten Längsschliff der Zeitstandbruch in der Wärmeeinflusszone, der sich senkrecht zur Beanspruchungsrichtung ausbildet ③. Besonders auffällig sind in den Ausschnitten 1 bis 4 die Bereiche nahe den Risspitzen der von den Fusionslinienbruchanteilen ausgehenden Werkstofftrennung. Unmittelbar an diesen Risspitzen ist eine Orientierung der Kornstruktur zu erkennen ②. Die im angeätzten Schliff erkennbaren Texturen deuten auf eine inelastische Verformung hin und korrelieren mit der Beobachtung eines Schädigungsbandes zwischen der Fusionslinie und der WEZ aus Abbildung 5.11. Die Korn- und Subkornstruktur in den angrenzenden Bereichen ist hingegen unbeeinflusst und zeigt keine Orientierung. Im Bereich ④ in Ausschnitt 2 ist zudem ein kleiner, der Risspitze vorgelagerter Riss zu erkennen, was auf eine hohe Schädigung in diesem Bereich hindeutet. Bei einer um 90° um die Probenlängsachse gedrehten Schliffebene wäre zu erkennen, dass die sichtbare Bruchkante ausgehend von der Fusionslinie an der Probenaußenoberfläche entlang des Schädigungsbandes ⑤ mit der verformungstexturierten Kornstruktur in die interkritische WEZ verläuft.

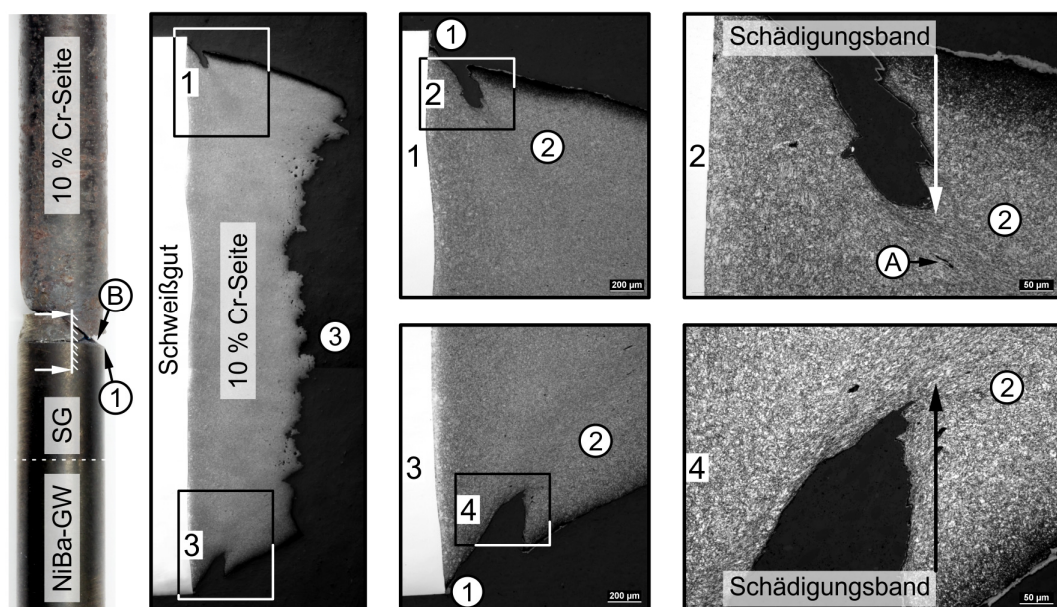


Abbildung 5.12: Probe BSVB-Z3, aufgenommen unter 16-, 50-, und 200-facher Vergrößerung, Ätzmittel Pikrin-Salzsäure

Die Simulation bei 295 MPa zeigt die maximale Schädigung im Grundwerkstoff des 10 % Chromstahls, was für die BSVB und BSVC mit der Bruchlage im Experiment übereinstimmt. Daraus ist die Tendenz erkennbar, dass sich die Bruchlage mit abnehmender Beanspruchung vom Grundwerkstoff in die interkritische WEZ verlagert. Auf diesen Bruchlagenwechsel ist auch der S-Schlag im Zeitstandfestigkeitsschaubild von artgleichen Schweißverbindungen zurückzuführen. Für die noch laufenden Proben sind unterhalb 245 MPa also prinzipiell Brüche mit zunehmenden Bruchanteilen in der interkritischen WEZ zu erwarten. Gerade bei Mischschweißverbindungen kann jedoch nach jetzigem Kenntnisstand nicht mit Sicherheit ausgeschlossen werden, dass bei sehr langen Laufzeiten ein dominanter Fusionslinienbruch auftritt [Vis85].

Wie vorausgehend bereits erwähnt, kann der dominante Fusionslinienbruch durch das Simulationsmodell nicht explizit abgebildet werden. Aus den Untersuchungen in Kapitel 4 geht hervor, dass die für den Fusionslinienbruch ausschlaggebende Schädigung einem unmittelbar an die Fusionslinie angrenzenden Bereich auf der Seite des 10 % Chromstahls zugeordnet werden kann. Eine zumindest teilweise Schädigung in der Fusionslinie an der Probenaußenoberfläche ist für sämtliche untersuchten Proben zu beobachten. Es stellt sich somit die Frage, warum es für manche Mischschweißverbindungen zu einem dominanten Fusionslinienbruch kommt, während bei anderen Verbindungen ein Bruch im Grundwerkstoff oder in der WEZ der 10 % Cr-Seite auftritt. Der 10 % Chromstahl als Haupteinflussfaktor ist auszuschließen, da für den in mehreren Verbindungen eingesetzten X12 sowohl Brüche im Grundwerkstoff und in der WEZ bei den mismatched-geschweißten Verbindungen, als auch Fusionslinienbrüche bei den matched-geschweißten Verbindungen zu beobachten sind.

Ein Unterschied im Aufbau der Blockschweißverbindungen und der Rotorschweiß- und Referenzschweißverbindung liegt im eingesetzten Schweißgut. Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Werkstoffen kann sich während des Betriebs beispielsweise aufgrund von mikrostrukturellen Vorgängen wie Ausscheidungsbildung oder -vergrößerung verändern [Dup10]. Ein Indiz dafür sind auch die in Kapitel 4.1 beschriebenen Zugversuche der BSVC im ausgelagerten Zustand, bei denen sich die Zugfestigkeit der Gesamtverbindung zwar nur geringfügig erhöht, die lokalen Dehnungen aber teilweise deutlich geringer ausfallen, vergleiche Abbildung 4.2. Eine Änderung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens kann sich nach langen Zeiten somit bereits bei regulären Betriebsbedingungen zwischen 550 °C und 600 °C ergeben. Zur numerischen Untersuchung werden die bisher im Modell hinterlegten Werkstoffeigenschaften des Schweißguts hinsichtlich des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens modifiziert. Dazu werden die Fließgrenze sowie die Zugfestigkeit entsprechend der Ergebnisse aus den Härteuntersuchungen um $\Delta\sigma = 300 \text{ MPa}$ erhöht. Damit soll der

Einsatz eines anderen Schweißguts sowie eine Festigkeitssteigerung aufgrund mikrostruktureller Vorgänge berücksichtigt werden. Die WEZ des Simulationsmodells mit den modifizierten Schweißguteigenschaften besteht wie das Simulationsmodell 1 aus drei Zonen mit unterschiedlichen Zeitstandeigenschaften ($WEZ\ 1 \neq WEZ\ 2 \neq WEZ\ 3$) und wird im Folgenden als mod. Simulationsmodell 1 bezeichnet.

Die Modifikation der Schweißguteigenschaften spiegelt sich bereits im Verlauf der Vergleichsspannung nach von Mises entlang der Probenaußenoberfläche wider, Abbildung 5.13. Im Vergleich zwischen Simulationsmodell 1 in der ursprünglichen Variante und dem modifizierten Simulationsmodell 1 mit den geänderten Schweißguteigenschaften ist das Spannungsniveau auf der Schweißgutseite in wenigen Millimetern Abstand von der Fusionslinie zunächst nahezu identisch. Zur Fusionslinie hin steigt die Vergleichsspannung im mod. Simulationsmodell 1 aber progressiv an, während sie sich im ursprünglichen Simulationsmodell 1 degressiv einem Grenzwert nähert. Im Übergang von der Fusionslinie in die WEZ 1 auf der 10 % Cr-Seite fällt die Spannung abrupt ab. Die Vergleichsspannung nimmt für beide Simulationsmodelle in der WEZ 1 vergleichbare Werte an, in der WEZ 2, der WEZ 3 und im Grundwerkstoff sind die Spannungswerte beider Modelle wieder nahezu identisch.

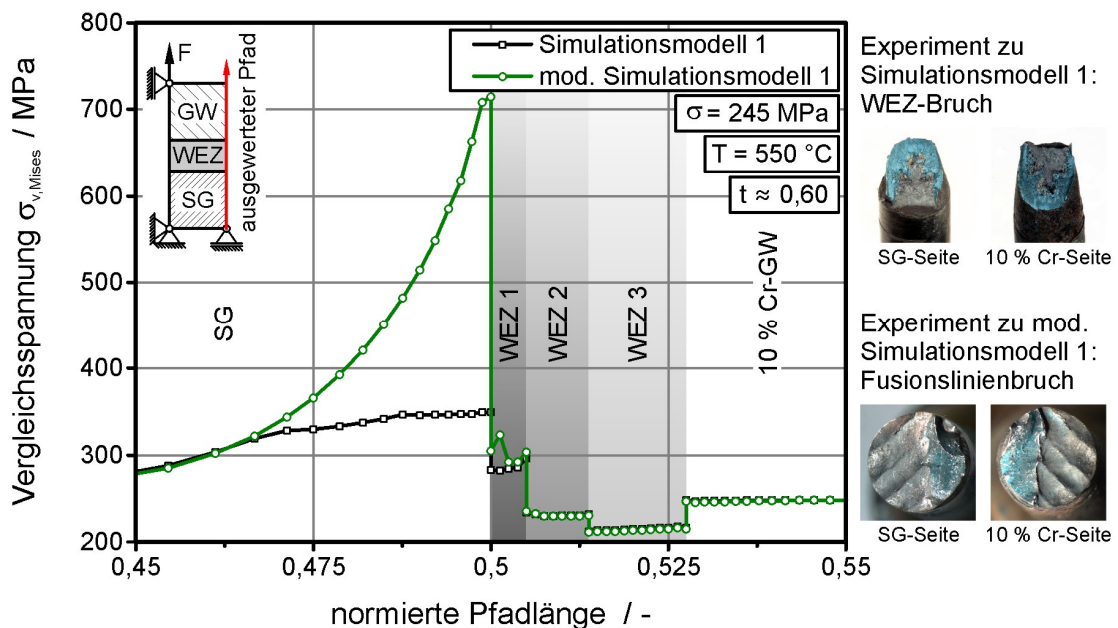


Abbildung 5.13: Verlauf der Vergleichsspannung nach von Mises entlang der Außenoberfläche bei 550 °C und 245 MPa Nennbeanspruchung

Aus der Erhöhung der Fließgrenze und der Zugfestigkeit des Schweißguts resultiert ein deutlicher Unterschied im Verlauf der Vergleichsspannung an der Probenaußenoberfläche. In den Experimenten versagen mit dem Simulationsmodell 1 vergleichbare Proben durch Bruch in der WEZ auf der 10 % Cr-Seite. Im Gegensatz dazu versagen Proben, deren Schweißgut mit dem mod. Simulationsmodell 1 vergleichbar ist, durch einen Bruch in der Fusionslinie, Abbildung 5.13.

Die Vergleichsspannung nach von Mises entlang eines Pfades in der Fusionslinie in Radialrichtung zeigt [Abbildung 5.14](#) für die drei in [Abbildung 5.10](#) vorgestellten Simulationsmodelle mit unterschiedlich modellierten Wärmeeinflusszonen. An den Knoten der Schweißgutseite sind die Spannungen annähernd konstant. Im Gegensatz dazu steigt die Vergleichsspannung an den Knoten auf der Seite der WEZ des 10 % Chromstahls für alle drei Modelle zur Probenaußenoberfläche hin kontinuierlich an. Der höchste Wert der Vergleichsspannung an der Probenaußenoberfläche ist aufgrund der höheren Zeitstandfestigkeit der WEZ 1 im Vergleich zur WEZ 2 und WEZ 3 für das Simulationsmodell 1 zu beobachten.

Das modifizierte Simulationsmodell 1 mit den veränderten Spannungs-Dehnungs-Eigenschaften des Schweißguts wird nun den drei Ausgangsmodellen gegenübergestellt. Besonders auffällig ist der Unterschied der Vergleichsspannung auf der Schweißgutseite, die für das modifizierte Modell deutlich höher liegt als für die drei Ausgangsmodelle. Dies ist vorwiegend darauf zurückzuführen, dass plastische Verformungen im Schweißgut des modifizierten Simulationsmodells aufgrund der höheren Festigkeit erst bei höheren Beanspruchungen auftreten. Im Simulationsmodell 1, in der ursprünglichen Ausführung, kann sich die aus dem thermischen Mismatch resultierende Dehnung auch in eine plastische Verformung des Schweißguts umwandeln.

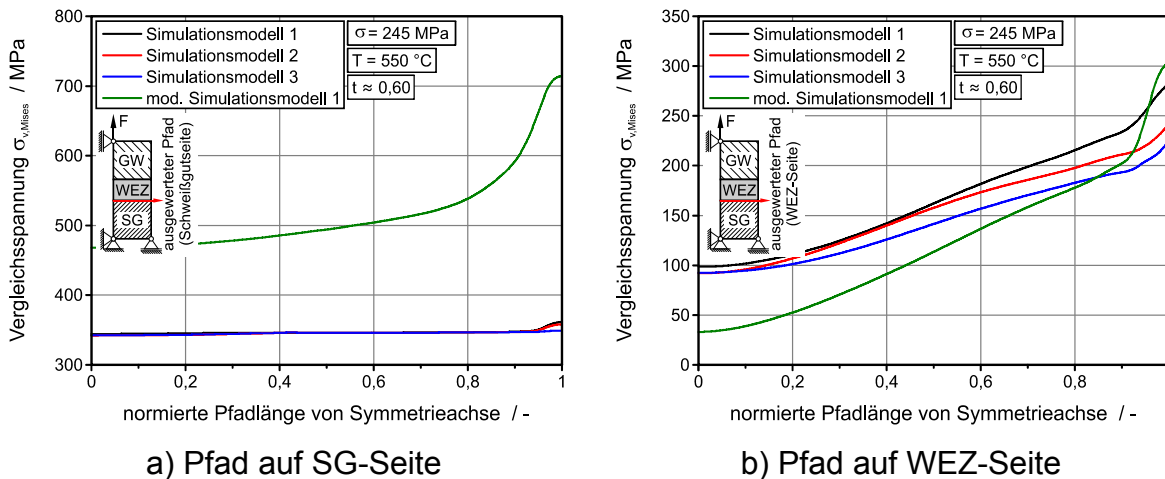


Abbildung 5.14: Verlauf der Vergleichsspannung nach von Mises entlang des Pfades in der Fusionslinie bei 550 °C und 245 MPa Nennbeanspruchung

Sowohl in Axial- als auch in Radialrichtung ist die Fusionslinie an der Probenaußenoberfläche also die höchstbeanspruchte Stelle. In diesem Bereich initiiert im Experiment der Fusionslinienbruch, vergleiche Kapitel 4.5. Kriechporen sind dabei meist nur nahe der Probenaußenoberfläche – oder der Rissspitze, falls bereits ein Anriss in der Fusionslinie existiert – zu beobachten. Die zur Probenaußenoberfläche hin zunehmende Kriechporendichte korreliert sehr gut mit dem Verlauf der

Vergleichsspannung nach von Mises in der Fusionslinie. Diesen zeigt [Abbildung 5.15](#) für das modifizierte Simulationsmodell 1 auf der Seite der WEZ des 10 % Chromstahls. Bereits zu Beginn der Simulation ist die Spannung an der Probenaußenoberfläche am höchsten und erhöht sich mit zunehmender Simulationsdauer aufgrund der in diesem Bereich ebenfalls zunehmenden Schädigung weiter.

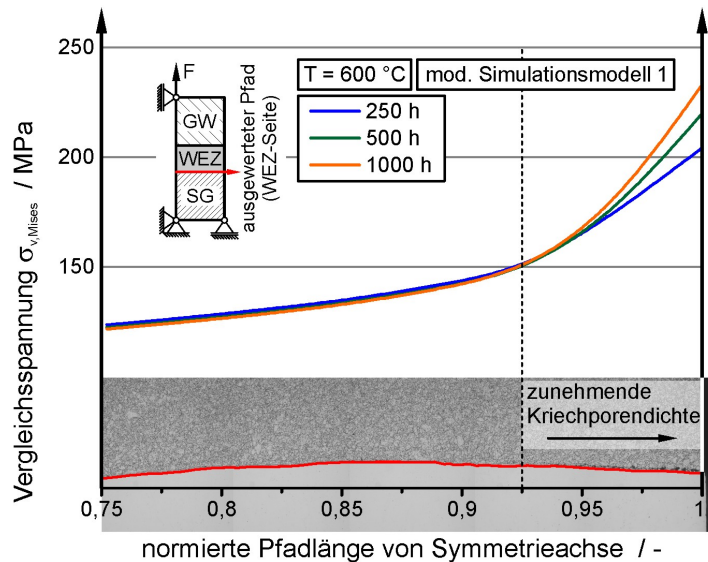


Abbildung 5.15: Vergleich der Maximalspannung aus der Kriechsimulation mit der Porendichte entlang der Fusionslinie der Probe 8

In den Simulationen ergibt sich also in Axialrichtung ein Spannungsabfall an der Fusionslinie vom Schweißgut zum 10 % Chromstahl, dessen Ausprägung stark vom Spannungs-Dehnungs-Verhalten des Schweißguts abhängt. Bei den mismatched-geschweißten Proben (Simulationsmodelle 1 bis 3) fällt dieser Spannungsabfall deutlich geringer aus als bei den matched-geschweißten Proben (mod. Simulationsmodell 1). Da eine Veränderung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens aber auch während des Betriebs bei hohen Temperaturen auftreten kann, ist es trotz der bisher vielversprechenden Versuchs- und Simulationsergebnisse notwendig, die Ergebnisse der noch laufenden Versuche bei niedrigen Spannungen – und damit verbunden langen Laufzeiten – abzuwarten. Erst wenn auch die Bruchlage dieser Proben nicht in der Fusionslinie liegt, kann für die Blockschweißverbindungen das Auftreten eines dominanten Fusionslinienbruchs ausgeschlossen werden.

Der Spannungsabfall in der Fusionslinie ist bei den vorgestellten Simulationen unabhängig von Veränderungen der Mikrostruktur während des Betriebs. Phänomene wie die „Bergaufdiffusion“ von Kohlenstoff oder die Bildung von Typ I-Karbiden, vergleiche [Shi09], [Nic86], kann die Schädigung in der Fusionslinie zwar verstärken, ist aber wohl nicht alleinige Ursache für den Schädigungsmechanismus. Speziell die Tatsache, dass bei den mismatched-geschweißten Verbindungen kein Fusionslinienbruch auftritt, deutet auf einen Einfluss des Spannungsgradienten in diesem Bereich hin.

5.2 Ermüdungsverhalten

Der Ansatz nach Chaboche, Nouailhas, Ohno und Wang (CNOW) zur Simulation des Ermüdungsverhaltens wurde bereits in Kapitel 2.4 vorgestellt. Ein wichtiger Aspekt bei der Beschreibung des zyklischen Werkstoffverhaltens von Crossweldproben ist die Berücksichtigung der Ver- oder Entfestigungsvorgänge der einzelnen Werkstoffbereiche. Nur so ist es möglich, für die einzelnen Fügepartner unterschiedliche Tendenzen oder gar eine gegenläufige Entwicklung des Ermüdungsverhaltens zu erfassen. Durch die korrekte Abbildung der Werkstoffeigenschaften kann wiederum die lokale Spannungs- und Dehnungsverteilung während der Belastungszyklen simuliert werden, auf Basis derer sich schließlich Rückschlüsse auf eine Rissinitiierung in den höchstbeanspruchten Bereichen ziehen lassen.

5.2.1 Parameteranpassung

Für die vorliegende Arbeit werden die Materialparameter des verwendeten CNOW-Modells für die Grundwerkstoffe auf Basis des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens sogenannter „complex-LCF“ (CLCF) Versuche angepasst. Für überwiegend hohe Beanspruchung wird die kinematische Verfestigung auf Basis von zwei Rückspannungen abgebildet, siehe Kapitel 2.4.2.

Die Dehnungsamplitude wird zu Beginn der CLCF-Versuche zunächst stufenweise erhöht. Innerhalb einer jeden Stufe werden mehrere Dehnraten sowie Haltezeiten untersucht. Nach Durchlaufen der letzten Stufe wird der Versuch mit konstanter Dehnrates und Dehnungsamplitude als regulärer LCF-Versuch bis zum Anriss fortgesetzt. Schematisch ist für einen CLCF-Versuch in [Abbildung 5.16](#) das Vorprogramm und der Übergang zum regulären LCF-Versuch dargestellt. Die Dehnrates und Dehnungsamplitude der einzelnen Stufen werden in der Regel individuell festgelegt und auf den Werkstoff und die Prüftemperatur abgestimmt. Der Vorteil der CLCF-Versuche besteht darin, dass eine Materialanpassung bereits mit einer einzelnen Probe je Temperaturstützpunkt möglich ist. Eine Anrisskennlinie lässt sich damit jedoch nicht ermitteln.

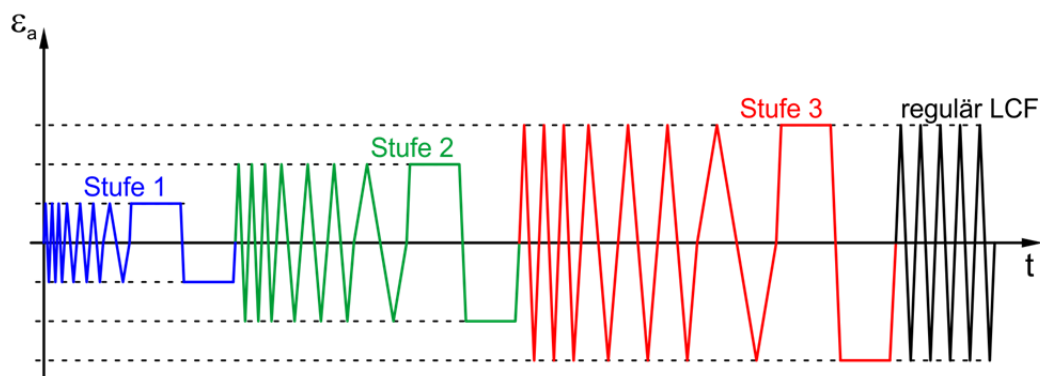


Abbildung 5.16: Schematischer Ablauf des Vorprogramms im CLCF-Versuch

Zur Parameteranpassung werden CLCF-Versuche an den Grundwerkstoffen des X12 und des Alloy 625 durchgeführt. [Abbildung 5.17](#) zeigt den Spannungs- und Dehnungsverlauf des Vorprogramms für den X12 bei 550 °C. Basis für die Normierung der Spannung ist weiterhin die Zugfestigkeit der Probe BSVC-U7, die Dehnung ist auf das Dehnungsmaximum des Versuchs normiert. Das entfestigende Verhalten des Werkstoffs ist bereits während der ersten Zyklen zu erkennen. In den Haltezeiten fällt die Spannung aufgrund von Relaxationsvorgängen ab. Auch bei 450 °C entfestigt der X12 von Beginn an, die Spannungsrelaxation während der Haltezeit ist im Vergleich zum Versuch bei 550 °C weniger stark ausgeprägt.

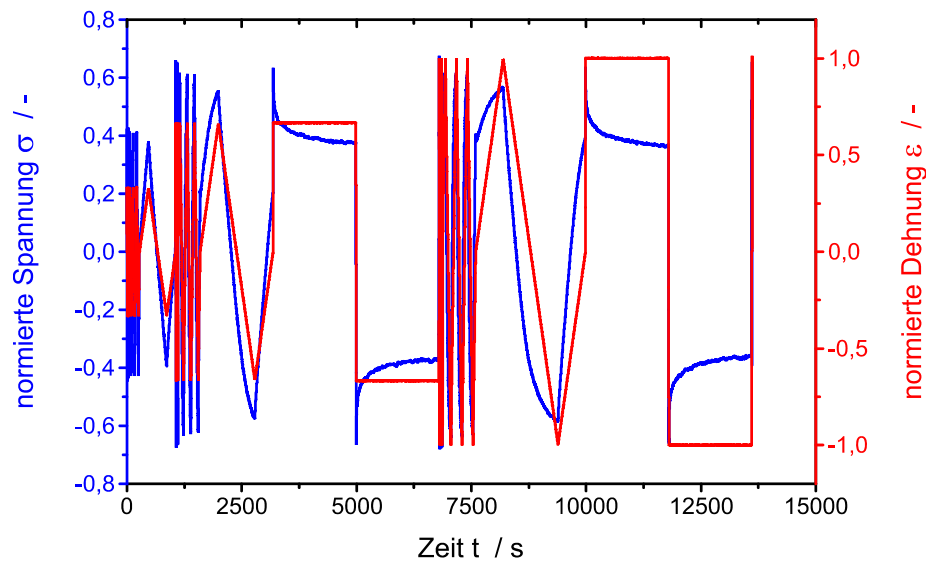


Abbildung 5.17: Spannungs- und Dehnungsverläufe des Vorprogramms für den X12 bei 550 °C

Der Werkstoff Alloy 625 weist während des Vorprogramms ein verfestigendes Verhalten auf. Die erreichten Minimal- und Maximalspannungen zeigen zwischen 450 °C und 550 °C bei identischem Dehnungsprofil keine ausgeprägte Abhängigkeit von der Prüftemperatur. Eine Spannungsrelaxation während der Haltephasen ist bei der Nickelbasislegierung nicht zu beobachten, da beim Alloy 625 unterhalb 600 °C keine technisch relevanten Kriechvorgänge ablaufen.

Die Minimal- und Maximalspannungsverläufe des regulären LCF-Versuchsabschnitts bestätigen die Beobachtung des ständig entfestigenden Werkstoffverhaltens für den X12 und des verfestigenden Werkstoffverhaltens für den Alloy 625, [Abbildung 5.18](#). Auffällig ist für die Nickelbasislegierung die Tatsache, dass die Spannung im Versuch bei 450 °C im Vergleich zum Versuch bei 550 °C trotz konstanter Dehnungsamplitude betragsmäßig geringere Werte aufweist. Dies ist auf die Streuung der Werkstoffkennwerte zurückzuführen, da weder die Spannungsverläufe während der stufenweisen Erhöhung der Dehnungsamplitude vor dem regulären LCF-Versuch noch Warmzugversuche zwischen 300 °C und 550 °C eine Erklärung für dieses Phänomen liefern.

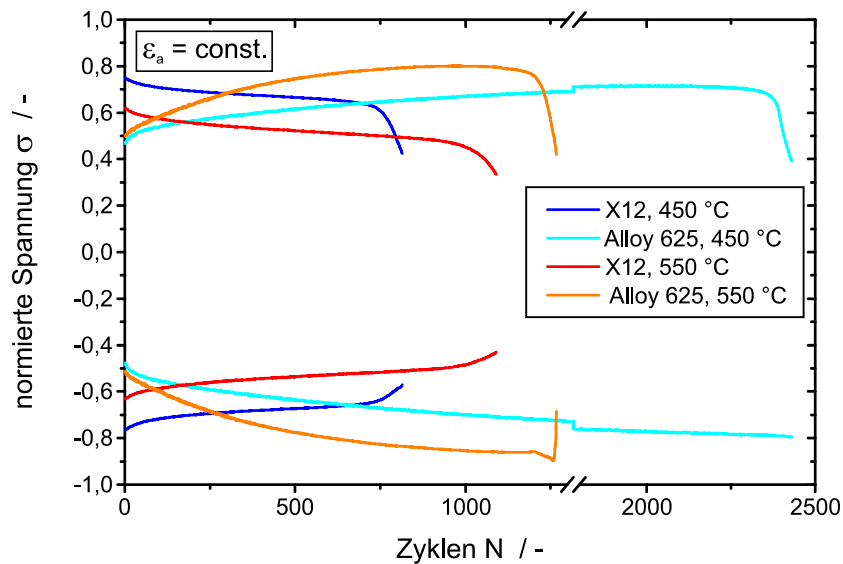


Abbildung 5.18: Vergleich der Minimal- und Maximalspannungsverläufe des regulären LCF-Teils für den X12 und den Alloy 625

Die Parameteranpassung für das Materialmodell erfolgt mit einem an der MPA Universität Stuttgart entwickelten und auf der Programmiersprache PythonTM basierenden Programm. Dieses berücksichtigt sowohl den CLCF-Teil mit unterschiedlichen Dehnraten und Dehnungsamplituden als auch den regulären LCF-Versuchsteil mit ver- und entfestigendem Werkstoffverhalten. Zuerst werden die beiden Teile getrennt voneinander angepasst und die Parameter schließlich global optimiert. [Abbildung 5.19](#) vergleicht die Spannungsverläufe des Experiments und der Simulation für das Vorprogramm des X12 bei 550 °C. Weitere Vergleiche der CLCF-Teile zeigen [Abbildung E.1](#) und [Abbildung E.2](#).

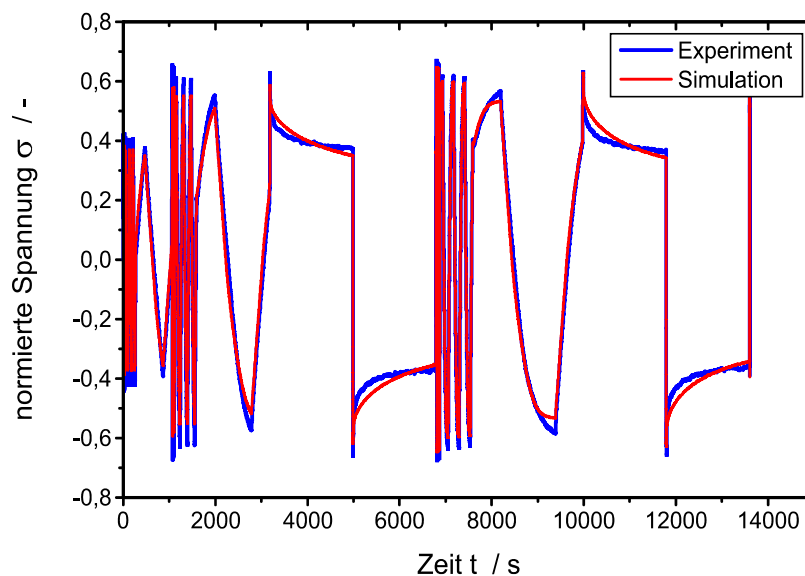


Abbildung 5.19: Vergleich der Spannungsverläufe des Vorprogramms zwischen Experiment und Simulation für den X12 bei 550 °C

Die Anpassung der isotropen Ver- und Entfestigung wird anhand der Verläufe der Maximal- und Minimalspannungen im regulären LCF-Versuchsabschnitt durchge-

führt. In [Abbildung 5.20](#) ist für den X12 der Vergleich zwischen Experiment und Simulation bei 550 °C dargestellt. Während der ersten Zyklen wird das Werkstoffverhalten leicht überschätzt, nach wenigen Zyklen werden die Minimal- und Maximalspannungen aber gut abgebildet. Ein Schädigungsparameter zur Bestimmung der Rissinitiierung kommt im verwendeten Modell nicht zum Einsatz. Die Vergleiche der weiteren Versuche zeigen [Abbildung E.1](#) und [Abbildung E.3](#). Das Verhalten des Alloy 625 wird im Gegensatz zum X12 während der ersten Zyklen etwas unterschätzt, ehe die Minimal- und Maximalspannungen gut abgebildet werden.

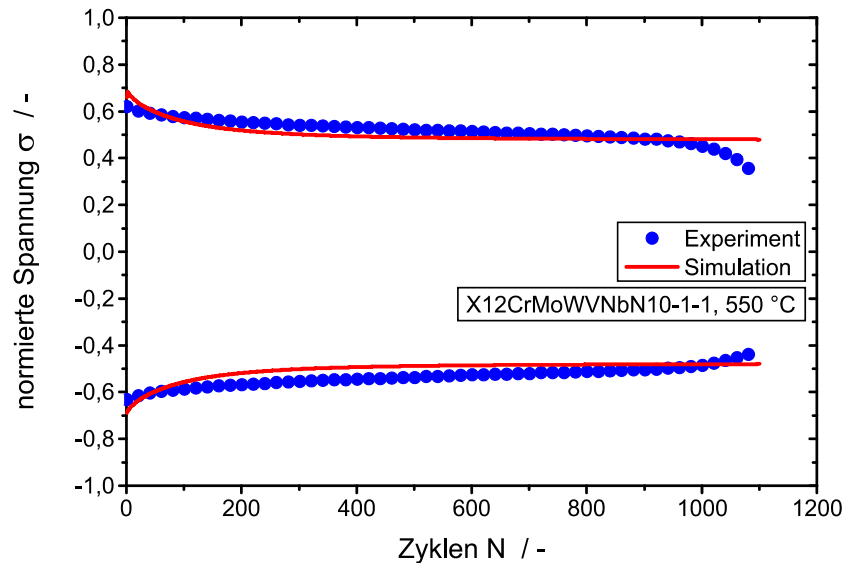


Abbildung 5.20: Vergleich der Minimal- und Maximalspannungsverläufe zwischen Experiment und Simulation für den X12 bei 550 °C

Ein zusätzliches Kriterium zur Beurteilung der Qualität der Materialparameter sind Spannungs-Dehnungs-Hysteresen. Für die Versuche bei 550 °C zeigt [Abbildung 5.21](#) diese bei 10 % N_A für die beiden Grundwerkstoffe. Beide Materialmodelle geben den Spannungs-Dehnungs-Verlauf gut wider. Die Hysteresen bei 50 % N_A für die beiden Versuche sowie die Hysteresen der Versuche bei 450 °C sind in [Abbildung E.4](#) und [Abbildung E.5](#) dargestellt.

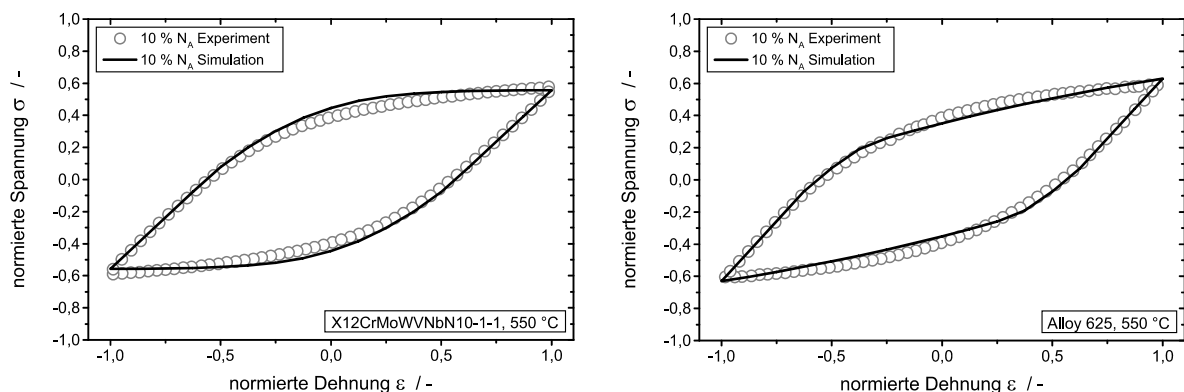


Abbildung 5.21: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen aus Experiment und Simulation für beide Grundwerkstoffe bei 550 °C für 10 % N_A

5.2.2 Simulation des Ermüdungsverhaltens

Das Modell der Crossweldprobe zur Simulation des Ermüdungsverhaltens ist analog zum Modell der Zeitstandproben als zweidimensionales rotationssymmetrisches Modell ausgeführt. In axialer Richtung ist das Modell einseitig fest eingespannt. Die integrale Dehnungsamplitude wird am freien Probenende in Form einer Verschiebung ΔL aufgebracht. Die Vernetzungsdichte ist in axialer Richtung an der Fusionslinie am höchsten, in radialer Richtung nimmt die Netzfeinheit zur Probenaußenseite hin zu. Die minimale Elementkantenlänge der 189 CAX8R-Elemente beträgt 0,25 mm. Eigenspannungen werden auch für diese Simulationen vernachlässigt, da die aufgebrachte Verschiebung bereits während des ersten Belastungszyklus zu plastischer Verformung führt.

Das Modell ist modular aufgebaut und kann in bis zu fünf unterschiedliche Materialzonen unterteilt werden. An das Schweißgut angrenzend kann die WEZ berücksichtigt werden, sofern die Materialparameter dafür bestimmt wurden. Eine weitere Unterteilung der WEZ wie bei den Kriechversuchen erfolgt jedoch nicht. Die Grundwerkstoffe schließen an die WEZ an und erstrecken sich bis zu den Probenenden.

Für die untersuchte Verbindung liegen lediglich LCF-Daten der Grundwerkstoffe vor. Dem Nickelbasis-Grundwerkstoff, der Nickelbasis-WEZ und dem Nickelbasis-Schweißgut werden daher die Parameter aus den CLCF-Versuchen des Alloy 625 zugewiesen, der WEZ und dem Grundwerkstoff auf der Seite des 10 % Chromstahls die Parameter aus den CLCF-Versuchen des X12. Das Modell berücksichtigt somit zwei unterschiedliche Materialien, wie Abbildung 5.22 zeigt.

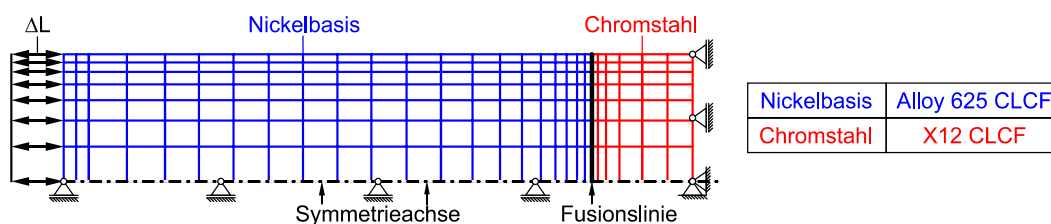


Abbildung 5.22: Aufbau und Vernetzung des Modells zur LCF-Simulation

Den Verlauf der normierten Minimal- und Maximalspannung zeigt Abbildung 5.23 für Simulation und Experiment bei 550 °C und hoher Dehnungsamplitude (vergleiche Abbildung 4.15). Während der ersten Zyklen ist sowohl in der Simulation als auch im Experiment ein verfestigendes Verhalten der Probe zu beobachten, ehe die Spannung im Experiment nach etwa 15 Zyklen kontinuierlich abnimmt. Diese leichte Entfestigung wird vom Modell zunächst nicht wiedergegeben, nach rund 125 Zyklen verringert sich dann aber auch in der Simulation die Maximalspannung. Bis etwa 50 % N_A werden die Spannungsverläufe des Modells also vornehmlich durch den verfestigenden Nickelbasis-Werkstoff bestimmt, anschließend überwiegt das ent-

festigende Verhalten des 10 % Chromstahls. Die Spannungsverläufe der Simulation nähern sich dadurch den experimentellen Spannungsverläufen wieder an. Insgesamt werden bei der hohen Dehnungsamplitude die Spannungsverläufe von der Simulation sehr gut wiedergegeben, der Übergang des dominanten Werkstoffverhaltens vom Nickelbasis-Werkstoff in den 10 % Chromstahl ist im Experiment aber nicht so deutlich zu beobachten wie in der Simulation.

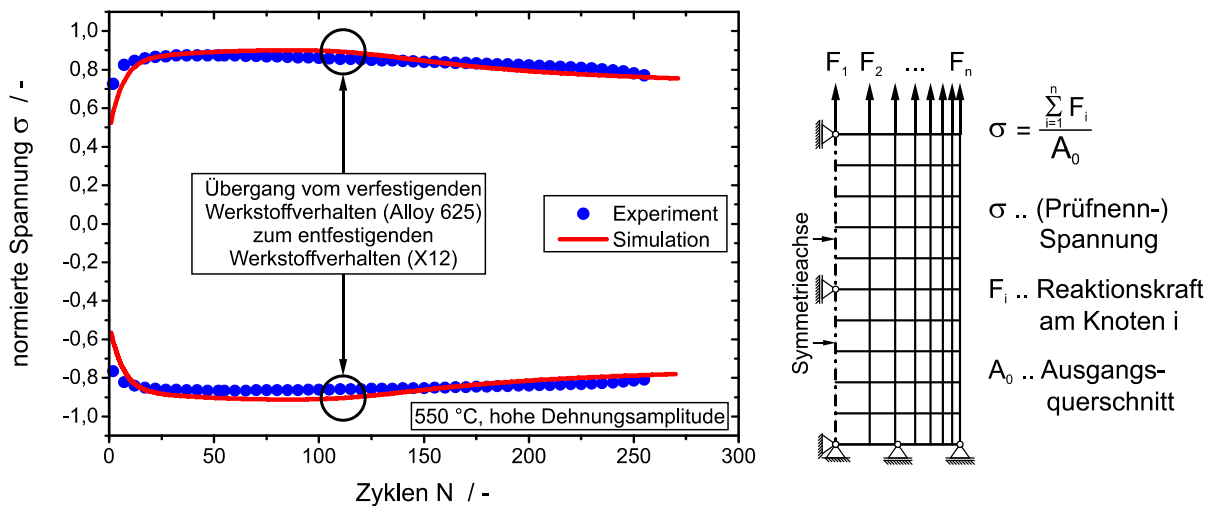


Abbildung 5.23: Vergleich der Minimal- und Maximalspannungsverläufe zwischen Experiment und Simulation, 550 °C, hohe Dehnungsamplitude

Den Vergleich zwischen den experimentellen und den numerischen Spannungs-Dehnungs-Hysteresen bei 550 °C und hoher Dehnungsamplitude (vergleiche Abbildung 4.15) zeigt **Abbildung 5.24**. Die Hysterese bei 10 % N_A verläuft für die Simulation schmaler als die Hysterese im Experiment. Mit zunehmender Dehnung nähern sich die beiden Verläufe jedoch an, die Maximalspannungen sind am Dehnungsmaximum identisch. Die Hysterese bei 50 % N_A trifft das Experiment durchgehend gut. Die Aufweitung der Hysterese aus der Simulation deutet auf eine Veränderung des Werkstoffverhaltens mit zunehmender Versuchsdauer hin.

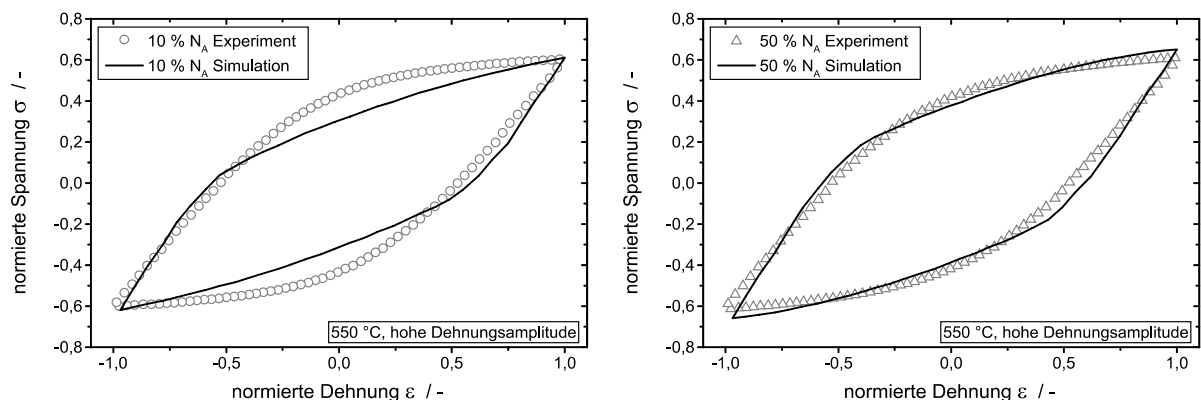


Abbildung 5.24: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen zwischen Experiment und Simulation, 550 °C, hohe Dehnungsamplitude

Analog zur Simulation bei 550 °C werden die Spannungsverläufe der Simulationen bei 450 °C und 600 °C und hoher Dehnungsamplitude (vergleiche Abbildung D.6) mit den experimentell ermittelten Spannungsverläufen verglichen, Abbildung 5.25. Da bei 600 °C keine CLCF-Versuchsdaten vorliegen, werden die Materialparameter aus Kapitel 5.2.1 für den 10 % Chromstahl extrapoliert, für den Alloy 625 ist im Gegensatz dazu bei 600 °C noch kein signifikant abweichendes Verhalten von den Versuchen bei 550 °C zu erwarten. Wie bereits bei 550 °C ist für beide Simulationen während der ersten Zyklen eine Verfestigung zu beobachten. Im Anschluss daran trifft die Simulation bei 450 °C die Minimal- und Maximalwerte des Versuchs sehr gut. Bei 600 °C übersteigen die Spannungsextremwerte der Simulation die Spannungsextremwerte des Experiments. Nach dem Wechsel des dominanten Werkstoffverhaltens nach etwa 70 Zyklen entfestigt die Crossweldprobe und die Spannungsextremwerte aus Simulation und Versuch nähern sich wieder an. In keiner der drei gezeigten Simulationen weicht die Maximal- oder Minimalspannung nach der Verfestigung während der ersten Zyklen um mehr als 10 % von den Spannungsextremwerten des Experiments ab.

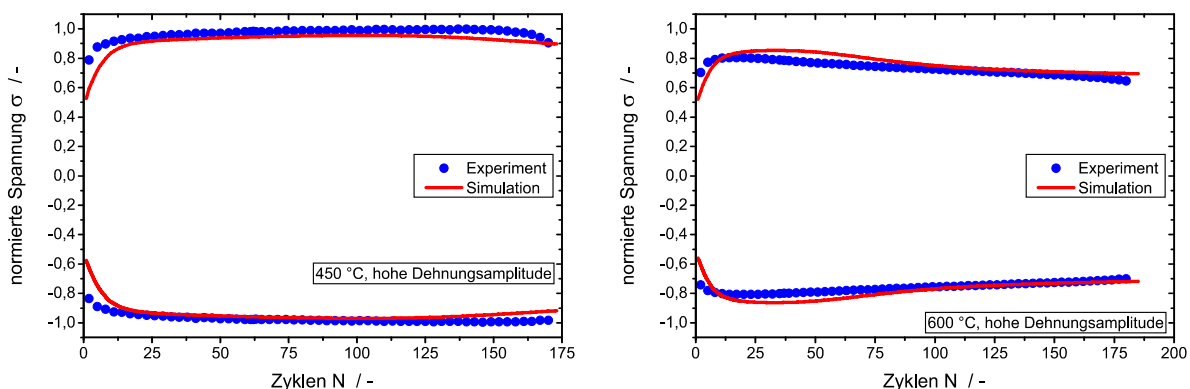


Abbildung 5.25: Vergleich der Minimal- und Maximalspannungsverläufe zwischen Experiment und Simulation, 450 °C und 600 °C, hohe Dehnungsamplitude

Abbildung 5.26 vergleicht die Verläufe der Minimal- und Maximalspannungen der Experimente und Simulationen bei 550 °C und mittlerer sowie niedriger Dehnungsamplitude (vergleiche Abbildung 4.15). Bei der mittleren Dehnungsamplitude werden die Spannungsextremwerte vom Simulationsmodell insgesamt unterschätzt, bei der niedrigen Dehnungsamplitude überschätzt die Simulation die Minimal- und Maximalspannungen des Experiments bereits nach knapp 400 Zyklen.

Beide Simulationen postulieren ein kontinuierlich verfestigendes Verhalten der Schweißverbindung, während im Experiment konstantes oder leicht entfestigendes Werkstoffverhalten zu beobachten ist. Auch ein Wechsel des Werkstoffverhaltens – wie bei der Simulation der hohen Dehnungsamplitude, vergleiche Abbildung 5.23 – ergibt sich in den Spannungsverläufen bis zum Ende der Simulationen nicht. Die

Spannungsverläufe aus den Experimenten werden vom Modell bei mittlerer und niedriger Dehnungsamplitude also nicht so gut abgebildet wie bei hoher Dehnungsamplitude.

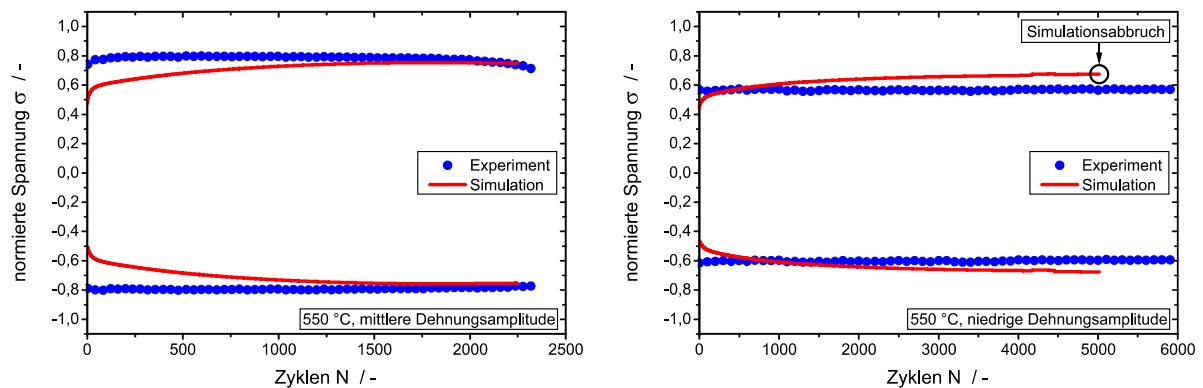


Abbildung 5.26: Vergleich der Minimal- und Maximalspannungsverläufe zwischen Experiment und Simulation, 550 °C, mittlere (links) und niedrige (rechts) Dehnungsamplitude

Auch bei 450 °C und 600 °C treffen die Simulationen bei mittlerer und niedriger Dehnungsamplitude (vergleiche Abbildung D.6) die experimentellen Ergebnisse nicht so gut wie die Simulationen bei 450 °C und 600 °C und hoher Dehnungsamplitude. Bei 450 °C und mittlerer Dehnungsamplitude unterschätzt das Modell die Versuchsergebnisse. Die Spannungsverläufe bei 450 °C und niedriger Dehnungsamplitude werden dagegen vergleichsweise gut abgebildet. Bei 600 °C und mittlerer Dehnungsamplitude stimmen Simulation und Experiment gut überein, während die Minimal- und Maximalspannungsverläufe bei niedriger Dehnungsamplitude überschätzt werden, Abbildung E.6.

Die Unterschiede in den Spannungsverläufen sind auf die Materialanpassung sowie auf Modellvereinfachungen zurückzuführen. Die Materialparameter werden für jede Temperatur nur anhand eines Versuchs angepasst, dessen Dehnungsamplitude im Anschluss an das Vorprogramm beim CLCF-Versuch vergleichsweise hoch ist. Zwar werden auch die niedrigeren Dehnungsamplituden aus dem Vorprogramm im Materialmodell berücksichtigt, die isotrope Ver- oder Entfestigung bestimmt sich aber hauptsächlich aus dem regulären LCF-Teil. Daher werden die Versuche der Crossweldproben bei hohen Dehnungsamplituden besser abgebildet. Auch die Modellvereinfachung mit der Modellierung von nur zwei unterschiedlichen Werkstoffzonen verhindert eine noch bessere Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment. Mangels Versuchsdaten muss das Schweißgutverhalten mit den Materialparametern des Alloy 625 abgedeckt werden. Auch lokale Einflüsse, wie sie in der WEZ auftreten, können aufgrund nicht vorhandener Werkstoffdaten ebenfalls nicht berücksichtigt werden.

Zur qualitativen Auswertung des LCF-Verhaltens werden aufgrund der guten Übereinstimmung mit den Experimenten die Simulationen bei hohen Dehnungsamplituden herangezogen. Ein Aspekt, der mit Hilfe der Simulationen sehr gut veranschaulicht wird, ist der Wechsel des dominanten Werkstoffverhaltens, der sich unter anderem anhand der Axialdehnung beobachten lässt. Am Beispiel der Simulation bei 550 °C und hoher Dehnungsamplitude, vergleiche Abbildung 5.23, zeigt dies Abbildung 5.27. Bis etwa 50 % N_A verteilt sich die Axialdehnung gleichmäßig auf die Nickelbasis-Seite, da die zyklische Festigkeit der Nickelbasislegierung unter der zyklischen Festigkeit des Chromstahls liegt. Sobald sich dies aufgrund des gegenläufigen Werkstoffverhaltens der beiden Grundwerkstoffe umkehrt, ist eine Konzentration der Axialdehnung auf der 10 % Cr-Seite zu beobachten, die die Entfestigung des Chromstahls zusätzlich verstärkt.

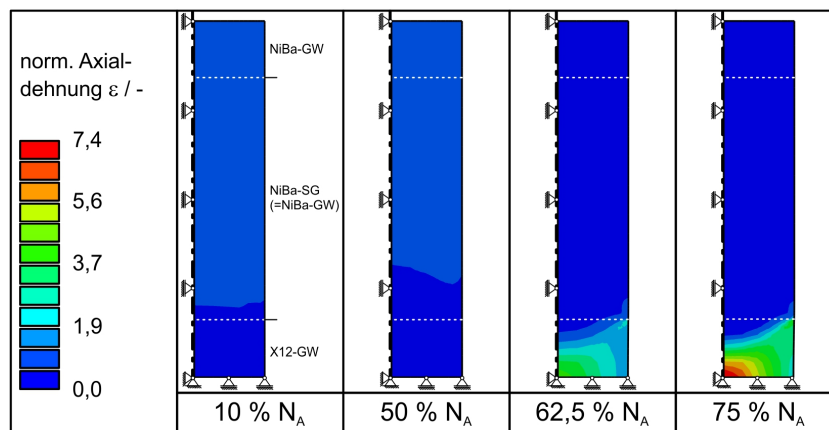


Abbildung 5.27: Normierte Axialdehnung, 550 °C, hohe Dehnungsamplitude, Simulation

Die Axialdehnung am Dehnungsmaximum erlaubt stets nur eine Momentaufnahme der Dehnungsverteilung. Mit Hilfe der akkumulierten plastischen Dehnung lassen sich hingegen die Bereiche des Modells identifizieren, an denen zum betrachteten Zeitpunkt die maximale plastische Dehnung aufgetreten ist. In Abbildung 5.28 ist die akkumulierte plastische Dehnung für die Simulation bei 550 °C und hoher Dehnungsamplitude aus Abbildung 5.23 zu den gleichen Zeitpunkten wie in Abbildung 5.27 dargestellt. Bis 50 % N_A konzentriert sie sich nahezu vollständig auf die Nickelbasis-Seite, da die zyklische Festigkeit des Nickelbasis-Werkstoffs zunächst geringer ist als die zyklische Festigkeit des Chromstahls. Bei 62,5 % N_A ist an der Außenoberfläche der Probe eine Konzentration der akkumulierten plastischen Dehnung in der Fusionslinie zu beobachten, was mit dem Versagensort im Experiment übereinstimmt. In der weiteren Simulation verlagert sich mit fortschreitender Entfestigung des 10 % Chromstahls auch das Maximum der akkumulierten plastischen Dehnung zunehmend auf die 10 % Cr-Seite. Dies ist wie oben bereits beschrieben auf die Entfestigung des Chromstahls, die Verfestigung der Nickelbasislegierung und den damit verbundenen Wechsel des dominanten Werkstoffverhaltens zurückzuführen.

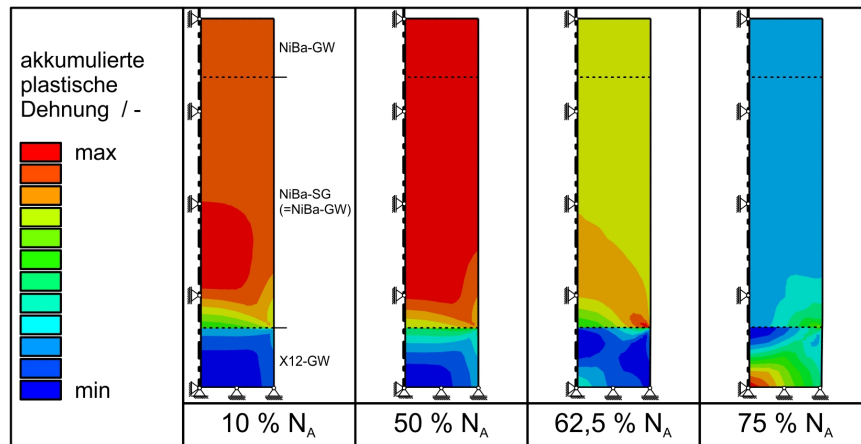


Abbildung 5.28: Akkumulierte plastische Dehnung, 550 °C, hohe Dehnungsamplitude, Simulation

Abbildung 5.29 zeigt die akkumulierte plastische Dehnung für die Simulationen mit hoher Dehnungsamplitude bei 450 °C und 600 °C, siehe Abbildung 5.25. Der Anriss beider Proben trat im Experiment in der Fusionslinie auf. Bei 450 °C ist die höchste akkumulierte plastische Dehnung zum Simulationsende an der Probenaußenoberfläche in der Fusionslinie zu beobachten. Für die Simulation bei 600 °C liegt die maximale akkumulierte Dehnung bei 50 % N_A ebenfalls in der Fusionslinie und verlagert sich erst im weiteren Simulationsverlauf auf die Seite des 10 % Chromstahls.

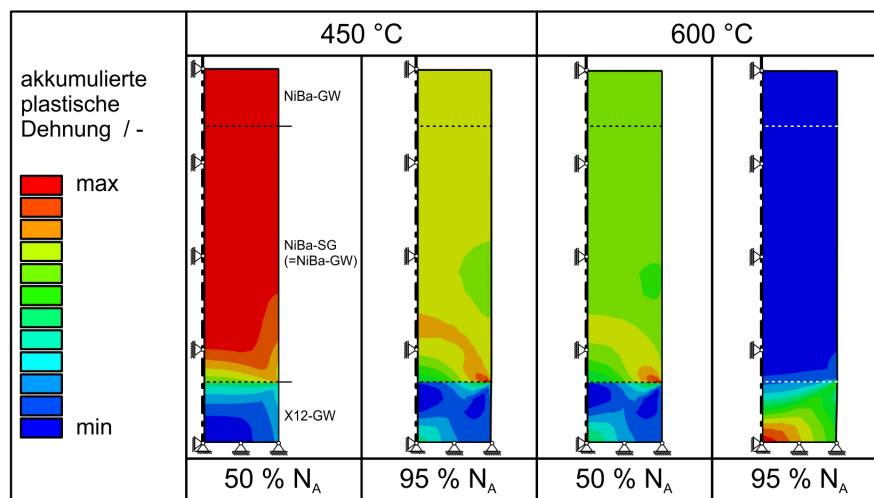


Abbildung 5.29: Akkumulierte plastische Dehnung, 450 °C und 600 °C, hohe Dehnungsamplitude, Simulation

Auch die Simulation bei 600 °C und mittlerer Dehnungsamplitude, vergleiche Abbildung E.6, bildet den Verlauf der Minimal- und Maximalspannung gut ab. Für diese Simulation fällt auf, dass sich anders als bei den Simulationen mit hoher Dehnungsamplitude an der Probenaußenoberfläche in der Fusionslinie zu keiner Zeit eine Konzentration der akkumulierten plastischen Dehnung ergibt, [Abbildung 5.30](#). Im Experiment liegt in der Fusionslinie zwar ein fein verästelter Anriss vor, der dominante Anriss befindet sich jedoch im 10 % Chromstahl.

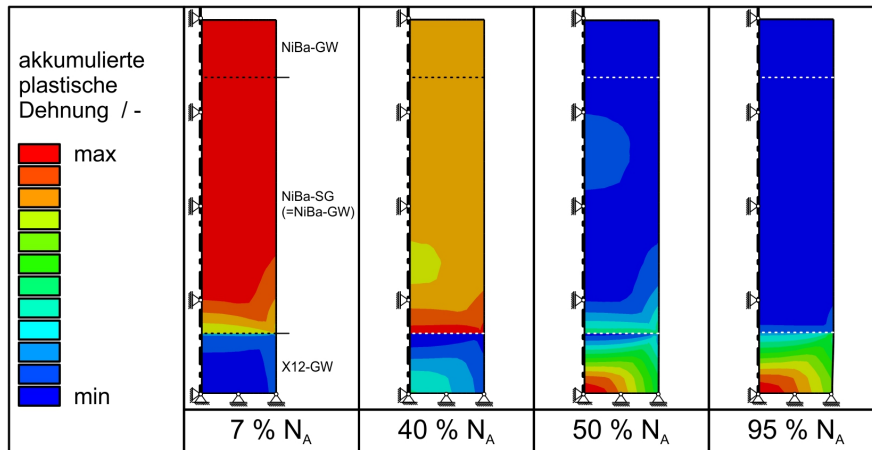


Abbildung 5.30: Akkumulierte plastische Dehnung, 600 °C, mittlere Dehnungsamplitude, Simulation

Neben der akkumulierten plastischen Dehnung ermöglicht die Spannungsverteilung die Identifizierung der höchstbeanspruchten Bereiche der Crossweldprobe. Die Verteilung der Vergleichsspannung nach von Mises zeigt [Abbildung 5.31](#) für die Simulation bei 550 °C und hoher Dehnungsamplitude jeweils am Dehnungsmaximum des betrachteten Zyklus. Zu Beginn der Simulation ist die Vergleichsspannung in der Fusionslinie auf der 10 % Cr-Seite höher als auf der Nickelbasis-Seite. Nach rund 50 % N_A findet der Wechsel des dominanten Werkstoffverhaltens statt. Die Festigkeit des verfestigenden Nickelbasis-Werkstoffs ist in diesem Stadium mit der Festigkeit des 10 % Chromstahls vergleichbar. In der Probe liegt deshalb eine nahezu homogene Spannungsverteilung vor. Im weiteren Simulationsfortschritt ist eine Spannungs-konzentration auf der Nickelbasis-Seite der Fusionslinie zu beobachten.

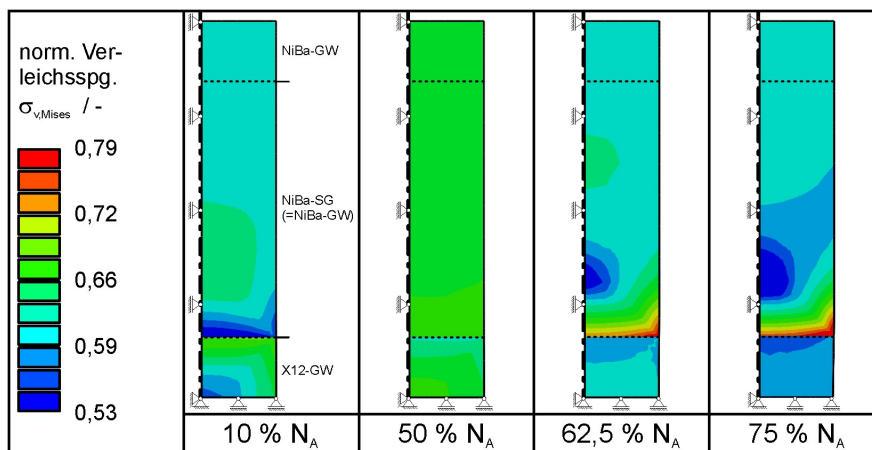


Abbildung 5.31: Normierte Vergleichsspannung nach von Mises, 550 °C, hohe Dehnungsamplitude, Simulation

Der mit zunehmender Simulationsdauer auftretende Wechsel der Spannungs-konzentration in der Fusionslinie von der 10 % Cr-Seite auf die Nickelbasis-Seite ist mit der Stützwirkung des zum betrachteten Zeitpunkt jeweils höherfesten Werkstoffs zu begründen. Zu Beginn der Simulation besitzt der 10 % Chromstahl eine höhere

zyklische Festigkeit und wirkt an der Fusionslinie so entlastend auf die Nickelbasislegierung. Durch die zunehmende Verfestigung des Nickelbasis-Werkstoffs und die Entfestigung des Chromstahls kehrt sich dieser Effekt in der zweiten Simulationshälfte um.

Die Fusionslinie ist also jederzeit ein hochbeanspruchter Bereich in der Schweißnaht. Dies ist auch aus der Betrachtung des Vergleichsspannungsprofils entlang der Probenaußenoberfläche in [Abbildung 5.32](#) zu erkennen. Die Vergleichsspannung nach von Mises ist für die betrachteten Zyklen der Simulation bei 550 °C und hoher Dehnungsamplitude – vergleiche [Abbildung 5.23](#) – an den Probenenden ähnlich hoch, [Abbildung 5.32 a](#)). Bei 10 % N_A ist die zyklische Festigkeit des Nickelbasis-Werkstoffs geringer als die zyklische Festigkeit des Chromstahls, was zu einer Entlastung auf der Nickelbasis-Seite führt. Ab etwa 50 % N_A kehrt sich dieser Effekt um und die 10 % Cr-Seite wird entlastet. Der Spannungsgradient im Werkstoffübergang wird aufgrund der fortschreitenden Entfestigung des Chromstahls mit zunehmender Simulationsdauer größer.

Den Spannungsverlauf entlang der Probenaußenoberfläche zeigt [Abbildung 5.32 b](#)) für die Simulation bei 600 °C und mittlerer Dehnungsamplitude, vergleiche [Abbildung E.6](#). Daraus geht die Verfestigung des Nickelbasis-Werkstoffs sehr anschaulich hervor. Bei 7 % N_A liegt die normierte Vergleichsspannung, die aus der dem Modell aufgezwungenen Verschiebung resultiert, bei etwas über 0,4. Durch die Verfestigung erhöht sich die normierte Vergleichsspannung nach etwa 40 % N_A auf etwa 0,5. Im weiteren Simulationsverlauf verändert sie sich mit Ausnahme des fusionsliniennahen Bereichs auf der Nickelbasis-Seite schließlich nur noch marginal. Dies ist darauf zurückzuführen, dass es auf der Nickelbasis-Seite zu keiner weiteren plastischen Verformung und somit zu keiner weiteren Verfestigung mehr kommt.

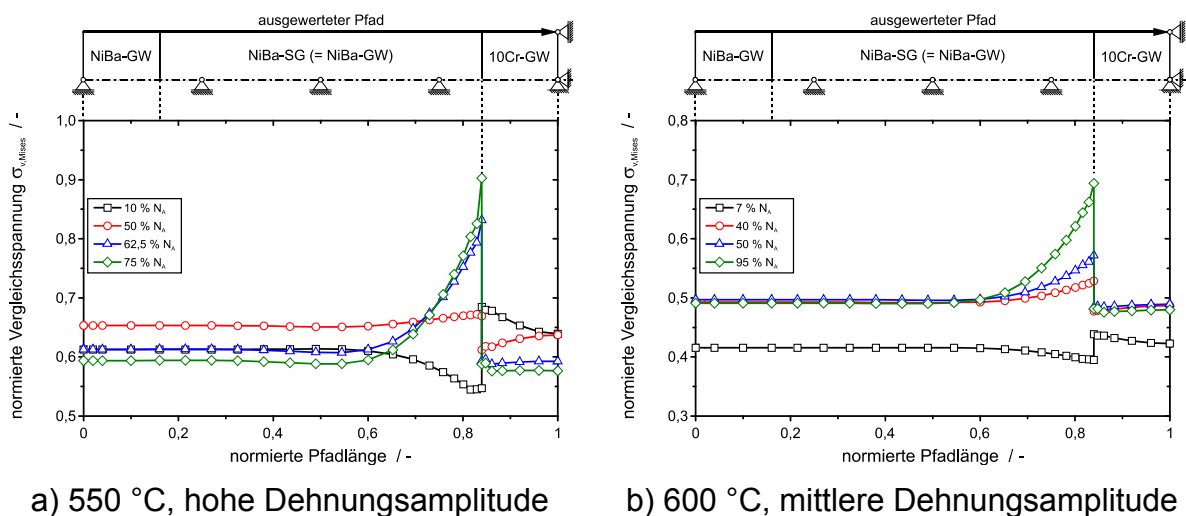


Abbildung 5.32: normierte Vergleichsspannung nach von Mises an der Probenaußenoberfläche, Simulation

Bis auf die Probe des LCF-Versuchs bei 600 °C und niedriger Dehnungsamplitude ist im Experiment für alle Proben ein Anriss in der Fusionslinie zu beobachten. Dieser stellt jedoch nicht in allen Fällen gleichzeitig auch den dominanten Anriss dar. Die Fusionslinie kann durch die Simulation anhand des Spannungsgradienten im Werkstoffübergang in diesem Bereich als höchstbeanspruchte Stelle identifiziert werden. Unter zyklischer Beanspruchung ist dies für die Schweißverbindung jedoch nicht automatisch gleichbedeutend mit dem Anrissort.

Die Simulationen zeigen auch, dass mit zunehmender Festigkeit des Schweißguts die Dehnungskonzentration auf der 10 % Cr-Seite liegt. Dies führt zu einer beschleunigten Degradierung des 10 % Chromstahls und macht sich auch im entfestigenden Verlauf der Minimal- und Maximalspannung bemerkbar. So versagen sämtliche Proben der Referenzschweißverbindungen auf der 10 % Cr-Seite. Für alle diese Versuche ist in den Spannungsverläufen eine Entfestigung zu beobachten. Auch die Spannungsverläufe der im 10 % Chromstahl angerissenen Blockschweißverbindungsproben zeigen eine entfestigende Tendenz im Spannungsverlauf.

Die für das Modell der Crossweldprobe getroffenen Annahmen ermöglichen bei hohen Dehnungsamplituden eine gute Abbildung des Ermüdungsverhaltens. Das gegenläufige Ver- und Entfestigungsverhalten der beiden Werkstoffe wird berücksichtigt und beeinflusst die Axialdehnungsverteilung. Anhand der akkumulierten plastischen Dehnung lässt sich die Fusionslinie als Versagensort der Versuche mit hoher Dehnungsamplitude bestimmen. Die Fusionslinie ist auch hinsichtlich der ermittelten Vergleichsspannung der höchstbeanspruchte Bereich. Zur noch detaillierteren Abbildung des LCF-Verhaltens der Crossweldproben sind Materialparameter für das Schweißgut und die Wärmeeinflusszonen notwendig.

6 Zusammenfassung und Fazit

Der Einsatz von Nickelbasislegierungen in hochbeanspruchten Kraftwerkskomponenten wie beispielsweise dem Turbinenrotor einer Mitteldruckturbine wird aufgrund ihrer ausgezeichneten Hochtemperatureigenschaften bei der angestrebten Erhöhung der Dampfparameter fossil befeuerter Kraftwerke auf bis zu 720 °C und 350 bar unabdingbar. Im Vergleich zu hochwarmfesten 9 - 12 % Chromstählen sind Nickelbasislegierungen für den Einsatz in Kraftwerken jedoch weniger ausführlich erforscht. Hinzu kommen aufgrund der hohen Anteile an Legierungselementen, insbesondere Nickel, deutlich höhere Herstell- und Beschaffungskosten. Thermisch und mechanisch niedriger beanspruchte Komponenten sollen daher auch zukünftig aus 9 - 12 % Chromstählen gefertigt werden. Zur stoffschlüssigen Verbindung der beiden Grundwerkstoffe rücken Mischschweißverbindungen in den Fokus.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist eine umfangreiche Grundcharakterisierung solcher Mischschweißverbindungen aus einem 10 % Chromstahl und einer Nickelbasislegierung. Dazu wird der Einfluss der 10 % Chromstähle X12CrMoWVNbN10-1-1 und X14-CrMoVNbN10-1, der Nickelbasislegierungen Alloy 617 und Alloy 625 sowie zweier Nickelbasis-Schweißgüter auf das Zeitstand- und Ermüdungsverhalten von quer zur Schweißnaht entnommenen Crossweldproben untersucht. Insgesamt werden Zeitstandversuche an vier unterschiedlichen Schweißverbindungen durchgeführt und ausgewertet. Zudem stehen Ergebnisse einer ähnlichen Mischschweißverbindung zum Vergleich zur Verfügung. Für zwei der Schweißverbindungen, die Rotorschweißverbindung und die Referenzschweißverbindung, kommt ein matched-Schweißgut zum Einsatz, bei drei weiteren Verbindungen, den Blockschweißverbindungen, wird ein mismatched-Schweißgut verwendet. Für je eine Verbindung mit matched- und mismatched-Schweißgut werden zusätzlich Versuche unter HCF- und LCF-Beanspruchung durchgeführt und ausgewertet. Die Ergebnisse aus den Zeitstand- und LCF-Versuchen werden schließlich unter Anwendung geeigneter Werkstoffmodelle numerisch abgebildet.

Ein mismatched-Schweißgut führt im Zeitstandversuch bei den Laborproben der Blockschweißverbindungen zu Versagen auf der Seite des 10 % Chromstahls. Bei 550 °C und Spannungen über 250 MPa tritt der Bruch im Grundwerkstoff auf, bei Spannungen unter 250 MPa ist ähnlich wie bei vielen artgleichen Verbindungen ein Wechsel der Bruchlage in die interkritische Wärmeeinflusszone (WEZ 3) zu beobachten. Dieser Bruchlagenwechsel tritt mit zunehmender Temperatur bereits bei kürzeren Laufzeiten ein. Bei 600 °C und 195 MPa erreicht die Crossweldprobe zwar

noch die Mittelwertkurve des Grundwerkstoffs, der Bruch liegt jedoch bereits in der interkritischen WEZ. Im Gegensatz dazu versagen die Laborproben mit dem matched-Schweißgut im Zeitstandversuch vorwiegend durch einen kurzfristig einsetzenden, sehr verformungsarmen Bruch in der Fusionslinie zwischen Nickelbasis-Schweißgut und 10 % Chromstahl. Auch die Bruchzeit ist im Vergleich zu den Verbindungen mit dem mismatched-Schweißgut deutlich geringer. Der Haupteinflussfaktor für das unterschiedliche Zeitstandverhalten sowohl hinsichtlich der Bruchzeit als auch des Versagensmechanismus ist das Schweißgut. Der Schweißnahtfaktor, ein gängiger Parameter, um die Zeitstandfestigkeit der Schweißverbindung in Relation zum schwächeren Grundwerkstoff zu setzen, ist daher für die matched-geschweißten Verbindungen zumindest bei kurzen und mittleren Versuchszeiten deutlich geringer als für die mismatched-geschweißten Verbindungen.

Der verformungsarme Fusionslinienbruch der matched-geschweißten Verbindungen ist auf eine Konzentration von Kriechporen zurückzuführen, die ausschließlich im 10 % Chromstahl in einem maximalen Abstand von 5 μm zur Fusionslinie auftreten. Licht- und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen an ungebrochenen Proben belegen, dass die Kriechporen zunächst nur an der Außenoberfläche zu finden sind. Durch den Zusammenschluss der Kriechporen kommt es zu einem Makroriss, der sich von der Außenoberfläche ins Probeninnere ausbreitet. Nahe der Risspitze bilden sich stets neue Kriechporen. Bei 600 °C konkurriert der Fusionslinienbruch bei Spannungen unterhalb 160 MPa mit dem Zeitstandbruch in der interkritischen WEZ, der sich im Gegensatz zum Fusionslinienbruch ausgehend von der Probenmitte nach außen ausbreitet.

Oxidation als einzige Ursache für den Fusionslinienbruch kann ausgeschlossen werden. Ein Versuch unter Argonatmosphäre erlaubt jedoch den Rückschluss, dass die Oxidation der Rissflanken und der Risspitze den Fusionslinienbruch beschleunigen kann. Dieser Versuch unter Argonatmosphäre ermöglicht die Untersuchung einer Bruchfläche des Fusionslinienbruchs. Deren Bruchbild unterteilt sich in zwei charakteristische Bereiche, einerseits einen Bruchanteil mit einer sehr feinen Wabenstruktur, andererseits einen Bruchanteil mit kleinen, glatten Bereichen. Mittels FIB-Untersuchungen kann nachgewiesen werden, dass sich Kriechporen in unmittelbarer Nähe zur Fusionslinie dort bilden, wo Korngrenzen des Schweißguts auf den 10 % Chromstahl treffen. Diese Poren führen zu glatten Strukturen der Bruchfläche. Es sind aber auch Poren zu beobachten, die im Gegensatz dazu in bis zu 5 μm Abstand von der Fusionslinie entstehen. Diese unterstützen die Ausbildung des Wabenbruchs, sobald die lokale Tragfähigkeit des Werkstoffs überschritten ist.

Die Mikrostruktur wird im TEM an FIB-Lamellen sowie einem Replika-Abdruck untersucht und ausgewertet. An Korn-, Subkorn- oder Martensitlattengrenzen sind

erwartungsgemäß mehr Ausscheidungen zu beobachten als im Korninneren. Auf den Replika-Aufnahmen ist entlang der Korngrenzen die Anhäufung ganzer Ausscheidungscluster zu erkennen. Eine genaue Abgrenzung der einzelnen Ausscheidungen voneinander ist in diesen Anhäufungen von Partikeln kaum möglich. Insbesondere die Laves-Phase wird in der Literatur häufig als einer der Hauptgründe für frühzeitiges Kriechversagen genannt, wenn sie als große Ausscheidung vorliegt. In unmittelbarer Nähe der Fusionslinie ist sie an Proben, die durch den Fusionslinienbruch versagten, in größeren Partikeln nachzuweisen als weiter von der Fusionslinie entfernt. Als hauptausschlaggebende Ursache für die Entstehung der Kriechporen im Abstand von bis zu 5 μm zur Fusionslinie kann sie jedoch nicht ausgemacht werden. Auch die Größe und Form weiterer Ausscheidungen, wie beispielsweise M_{23}C_6 -Karbiden oder M_2X -Karbonitriden, liefern keinen Hinweis darauf, warum es zur Probenbildung in der Fusionslinie und anschließend zum Fusionslinienbruch kommt.

Für die numerischen Untersuchungen der Zeitstandversuche wird das modifizierte Graham-Walles-Modell verwendet. Das Kriech- und Schädigungsverhalten der Mischschweißverbindungen unter Zeitstandbeanspruchung unterscheidet sich von dem artgleicher Schweißverbindungen. Um die Probenlängsachse kommt es in der Fusionslinie in einem linsenförmigen Bereich kaum zu Kriechschädigung, erst zur Probenaußenoberfläche hin nimmt die Schädigung zu. Dies deckt sich sehr gut mit den experimentellen Untersuchungen zum Fusionslinienbruch. Auch der konkurrierende Bruchmechanismus in der WEZ 3 ist in den Simulationen zu beobachten.

Zur Berücksichtigung der Mehrlagenschweißung wird eine Parameterstudie zum WEZ-Aufbau durchgeführt. Damit wird das Bruchbild untersuchter Laborproben, die nicht durch einen dominanten Fusionslinienbruch versagen, gut nachgestellt. Über den gesamten Umfang liegt an der Außenoberfläche eine partielle Schädigung in der Fusionslinie vor. Zudem kommt es ausgehend von der Probenmitte zu einer Schädigung in der interkritischen WEZ. Zwischen den beiden konkurrierenden Schädigungsmechanismen bildet sich ein Schädigungsband, entlang dessen die beiden Bruchebenen „zusammenwachsen“. Qualitativ stimmen Simulation und Experiment bei diesen Untersuchungen sehr gut überein.

Zum besseren Verständnis des Fusionslinienbruchs wird in den numerischen Simulationen das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des Schweißguts in einer weiteren Parameterstudie variiert. Einerseits besitzen unterschiedliche Schweißgüter unterschiedliche mechanische Eigenschaften, andererseits können sich die Eigenschaften beispielsweise durch Ausscheidungsvorgänge während des Betriebs verändern. Aus einem hohen Spannungsgradienten in der Fusionslinie resultiert ein lokal hochbeanspruchter Bereich. Die Kriechschädigung auf der 10 % Cr-Seite in wenigen Mikrometern Abstand von der Fusionslinie ist darauf mit zurückzuführen.

Unter Ermüdungsbeanspruchung ergeben sich in der quantitativen Versuchsauswertung zwischen matched- und mismatched-Schweißgut bei 450 °C und 550 °C keine signifikanten Unterschiede. Die Anrissposition liegt für die LCF-Versuche der Proben mit dem matched-Schweißgut bei sämtlichen Versuchen auf der Seite des 10 % Chromstahls. Im Gegensatz dazu bildet sich der Anriss bei den Proben der Verbindung mit dem mismatched-Schweißgut überwiegend in der Fusionslinie. Erst mit steigender Temperatur und sinkender integraler Dehnungsamplitude verschiebt sich die Anrissposition für diese Verbindung ebenfalls in den 10 % Chromstahl.

Die Simulation der LCF-Versuche erfolgt mit dem Werkstoffmodell nach Chaboche, Nouailhas, Ohno und Wang. Die Minimal- und Maximalspannungsverläufe stimmen für die Simulation und die Versuche bei hoher Dehnungsamplitude (siehe Abbildung 4.15) sehr gut überein. Bei niedrigeren Dehnungsamplituden (siehe Abbildung D.6) ergeben sich teilweise größere Abweichungen. Dies ist unter anderem darauf zurückzuführen, dass das Schweißgutverhalten mit dem LCF-Verhalten des Nickelbasis-Grundwerkstoffs angenommen werden musste. Der gegenläufigen Ver- und Entfestigung der Grundwerkstoffe wird durch die Materialmodelle sehr gut Rechnung getragen. Die maximale akkumulierte plastische Dehnung korreliert für die Simulationen, deren Spannungsverläufe am besten den Experimenten übereinstimmen, sehr gut mit dem Anrissort im Versuch. Anhand der Spannungsverteilungen kann die Fusionslinie stets als höchstbeanspruchte Stelle ausgemacht werden. Diese stellt jedoch nicht zwangsläufig den Anrissort dar. Aufgrund des entfestigenden Werkstoffverhaltens des 10 % Chromstahls und der damit verbundenen zunehmenden Konzentration der akkumulierten plastischen Dehnung auf diesen Bereich kann es auch zum dominanten Anriss auf der 10 % Cr-Seite kommen.

Abschließend ist festzuhalten, dass die vorliegende Arbeit zahlreiche wichtige neue Erkenntnisse hinsichtlich des Verhaltens von Mischschweißverbindungen zwischen 10 % Chromstählen und Nickelbasislegierungen liefert. Die Auswertung der Versuche unter quantitativen Gesichtspunkten wie beispielsweise Bruchzeit oder Anrisszyklenzahl und qualitativen Aspekten wie dem Bruchaussehen oder dem Anrissort erweitert die bisherige Wissensbasis für diese Art von Schweißverbindungen. Mit Hilfe geeigneter Werkstoffmodelle kann das Werkstoffverhalten sehr gut vorhergesagt werden, eine Steigerung des Detaillierungsgrads und somit der Übereinstimmung von Simulation und Experiment ist nur durch eine Erweiterung der experimentellen Datenbasis möglich. Bei den Zeitstandversuchen ist dabei insbesondere das WEZ-Verhalten zu nennen, bei den LCF-Versuchen die Untersuchung des Ermüdungsverhaltens des Schweißguts und der Wärmeeinflusszonen.

7 Literaturverzeichnis

- [Abe92] Abe, F. und S. Nakazawa: "Microstructural evolution and creep behaviour of bainitic, martensitic, and martensite-ferrite dual phase Cr-2W steels", *Materials Science and Technology*, Volume 8, pp. 1063-1049, Dezember 1992
- [Abe97] Abele, J. und G. Mener: "Technikgeschichte Modelle und Rekonstruktionen: Der Tesla-Motor", Deutsches Museum München, 2. Auflage, München, 1997
- [Abe04] Abe, F.: "Coarsening behavior of lath and its effect on creep rates in tempered martensitic 9Cr-W steels", *Materials Science and Engineering*, A387-389, pp 565-569, 2004
- [Abe07] Abe, F.: "Materials Issues for Development of High Cr-Ferritic Steels for USC Boilers at 650 °C", 33. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2007
- [Abe08] Abe, F.: "Boundary and Sub-boundary Hardening in High-Cr Ferritic Steel During Long-term Creep at 650°C", 34. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2008
- [Abe10] Abe, F. et al.: "Microstructure evolution in HAZ and suppression of Type IV fracture in advanced ferritic power plant steels", *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Volume 87, pp. 598-604, 2010
- [Abe12] Abe, F.: "Effect of Boron on Long-term Stability of 9Cr Steel for 650 °C Boilers", 38. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2012
- [Alb11] Albert, S.K. et al.: "Study of Effect of Boron During the Evolution of HAZ Microstructure in 9Cr-1Mo Steel Using Gleeble Weld Simulator", 37. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2011
- [And08] Andren, H.-O.: "Microstructure of a high boron 9-12% chromium steel", 34. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2008
- [Arm08] Armaki H. G. et al.: "Prevention of the overestimation of long-term creep rupture life by multiregion analysis in strength enhanced high Cr ferritic steels", *Materials Science and Engineering*, A 490, pp. 66-71, 2008
- [Ash86] Ashby, M.F. und D.R.H. Jones: "Ingenieurwerkstoffe - Einführung in ihre Eigenschaften und Anwendungen", Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York Tokio, 1986

- [ASTM112] ASTM International: "E 112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size", 2004
- [Bai35] Bailey, R. W.: "The utilization of creep test data in engineering design", Proceedings of The Institution of Mechanical Engineers, Vol. 131, pp. 131-349, 1935
- [Bar09] Bareiß, J. et al.: "Materials Specification VGB-R 109 and Processing Standards – First Experiences of a Large-Scaled Power Plant for Quality Control Purposes", 35. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2009
- [Bau09] Bauer, M.: "Lebensdaueroptimierung von Schweißverbindungen martensitischer Stähle für Hochtemperaturanwendungen", Dissertation Universität Stuttgart, 2009
- [Bau10] Bauer, M., J. Bareiß und G.-N. Stamatelopoulos: "Challenges on the way to high-efficient power plants", 36. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2010
- [Bau10a] Bauer, M. et al.: "Investigations on the high temperature behaviour of welded martensitic joints", Engineering Fracture Mechanics 77, pp. 3000-3010, 2010
- [Bha88] Bhanu Sankara Rao, K. et al.: "Influence of Time and Temperature Dependent Processes on Strain Controlled Low Cycle Fatigue Behavior of Alloy 617", Metallurgical Transactions A, Volume 19A, pp. 359-371, 1998
- [Bla04] Blaes, N. et al.: "High Temperature Steel Forgings for Power Generation", Fourth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island, SC, USA, October 2004
- [Boe09] Böhler Edelstahl GmbH & Co KG: "Abnahmeprüfzeugnis, Report. No. 008.223", 29.09.2009
- [Bre09] Brentrup, G. et al.: "Preventing Dissimilar Metal Weld Failures: Application of New Functionally Graded Transition Joints", 2009 Steel Properties & Applications Conference Proceedings, 2009
- [Bue11] Bürgel, R: "Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik", Friedrich Vieweg & Sohn Verlag, 3. überarbeitete und erweiterte Auflage, Wiesbaden, 2011
- [Bue11a] Büttner, M.: "Versagensverhalten rissbehafteter Mischschweißnähte – theoretische und experimentelle Untersuchungen", Dissertation Universität Stuttgart, 2011

- [Cam07] Caminada, S. et al.: "Long term creep properties and microstructural evolution of ferritic and austenitic grades for USC Power Plants", 33. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2007
- [Cer06] Cerjak, H. et al.: "Einfluss langer Betriebszeiten auf die Mikrostruktur und das Zeitstandverhalten", 32. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2006
- [Che11] Chen, R. P. et al.: "Long-term microstructural degradation and creep strength in Gr.91 steel", Materials Science and Engineering, A528, pp 4390-4394, 2011
- [Chi09] Chilukuru, H. et al.: "Coarsening of precipitates and degradation of creep resistance in tempered martensite steels", Materials Science and Engineering, A510-511, pp.81-87, 2009
- [Cie88] Cieslak, M. J. et al.: "A Melting and Solidification Study of Alloy 625", Metallurgical Transactions A, Volume 19A, pp. 2319-2331, 1988
- [Cla89] Clausmeyer, H., K. Kußmaul und E. Roos: "Der Einfluß des Spannungszustandes auf den Versagensablauf angerissener Bauteile aus Stahl", Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Volume 20, pp. 101-117, Weinheim, 1989
- [Cui10] Cui, H. et al.: "Precipitation behavior of Laves phase in 10%Cr steel X12CrMoWVNbN10-1-1 during short-term creep exposure", Materials Science and Engineering, A527, pp.7505-7509, 2010
- [Dan12] Danielsen, H.K., P. E. di Nunzio and J. Hald: "Kinetics of Z-Phase Precipitation in 9 to 12 pct Cr Steels", Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 44A, pp. 2245-2252, 2012
- [Dil05] Dilthey, U.: "Schweißtechnische Fertigungsverfahren, Band 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen", Springer-Verlag, 3. bearb. Auflage, Berlin Heidelberg, 2005
- [Dil06] Dilthey, U.: "Schweißtechnische Fertigungsverfahren, Band 1: Schweiß- und Schneidetechnologien", Springer-Verlag, 3. bearb. Auflage, Berlin Heidelberg, 2006
- [Dim04] Dimmler, G. et al.: "Quantification of the Laves phase in advanced 9-12% Cr steels using a standard SEM", Materials Characterization, 51, pp. 341-352, 2004
- [Dim08] Dimmler, G. et al.: "Extrapolation of short term creep rupture data - the potential risk of over-estimation", International Journal of Pressure Vessels and Piping, Volume 85, pp 55-62, 2008

- [DIN6892] Deutsches Institut für Normung e.V.: "DIN EN ISO 6892-1", Beuth Verlag, 2009
- [DIN6892a] Deutsches Institut für Normung e.V.: "DIN EN ISO 6892-2", Beuth Verlag, 2009
- [DIN50100] Deutsches Institut für Normung e.V.: "DIN 50100 Werkstoffprüfung; Dauerschwingversuch, Begriffe, Zeichen, Durchführung, Auswertung", Beuth Verlag, 1978
- [DIN14610] Deutsches Institut für Normung e.V.: "DIN EN 14610: Schweißen und verwandte Prozesse - Begriffe für Metallschweißprozesse", Beuth Verlag, 2004
- [DIN14172] Deutsches Institut für Normung e.V.: "DIN EN ISO 14172 Schweißzusätze - Umhüllte Stabelektroden zum Lichtbogenhandschweißen von Nickel und Nickellegierungen", Beuth Verlag, 2009
- [DIN204] Deutsches Institut für Normung e.V.: "DIN EN ISO 204 Metallische Werkstoffe - Einachsiger Zeitstandversuch unter Zugbeanspruchung - Prüfverfahren", Beuth Verlag, 2009
- [DIN18274] Deutsches Institut für Normung e.V.: "DIN EN ISO 18274 Schweißzusätze - Draht- und Bandelektroden, Massivdrähte und -stäbe zum Schmelzschweißen von Nickel und Nickellegierungen", Beuth Verlag, 2011
- [Don08] Donth, B. et al.: "Nickel-Base Alloy Forgings For Advanced High Temperature Power Plants", 34. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2008
- [Dup10] DuPont, J.N. und R.E. Mizia: "Review of Dissimilar Metal Welding for the NNGP Helical-Coil Steam Generator", Idaho National Laboratory, Idaho Falls, 2010
- [DVS3011] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: "Schweißen von Schwarz-Weiß-Verbindungen (S/W-Verbindungen)", DVS Merkblatt 3011, August 2000
- [Eat69] Eaton, N. and B. Glossop: "The welding of dissimilar creep-resisting ferritic steels", Metal construction and British welding Journal, pp. 6-10, 1969
- [ECCC05] Holdsworth, S.R. et al. (Hrsg.): "ECCC Recommendations "Creep data validation and assessment procedures"", 2005
- [Eck64] Eckel, J.: "Diffusion Across Dissimilar Metal Joints", Welding Journal, Volume 43, pp. 170-179, 1964

- [Ehr13] Ehrhardt, F. et al.: "Creep Fatigue Crack Development in Dissimilar Metal Welded Joints between Steels and Nickel Based Alloy", Materials Research Innovations, Volume 17, Number 5, pp. 327-331, 2013
- [Eis91] Eisenstein, H. L. and D. J. Tillack: "The Invention and Definition of Alloy 625", International Symposium on Metallurgy and Applications of Superalloys, Volume 718, pp. 625-638, 1991
- [Eme62] Emerson, R., R. Jackson and C. Dauber: "Transition Joints between austenitic and ferritic steel piping for high temperature steam service", Welding Journal, Volume 41, pp. 385-393, 1962
- [Enn97] Ennis, P.J., et al.: "Microstructural Stability and Creep Rupture Strength of the Martensitic Steel P92 for Advanced Power Plant", Acta Metallurgica, Vol 45, No 12, pp. 4901-4907, 1997
- [Feh14] Fehér, A.: "Ein Beitrag zur Qualifizierung und Simulation von Schweißverbindungen moderner Kesselbauwerkstoffe", Shaker Verlag, Berichte aus der Werkstofftechnik, Band 2/2014, Aachen, 2014
- [Fur77] Furillo, F. T., S. Purushothaman and J. K. Tien: "Understanding the Larson-Miller Parameter", Scripta Metallurgica, Vol. 11, pp. 493-496, 1977
- [Gan85] El Ganainy, O.: "Failure of Dissimilar Metal Weld in Reformer Tubes", Plant/Operations Progress, Volume 4, pp. 149-153, 1985
- [Gar63] Garofalo, F.: "An empirical relation defining the stress dependence of minimum creep rate in metals", Trans Metall Soc AIME, Vol. 227, pp. 351-355, 1963
- [Gha09] Ghassemi-Armaki, H. et al.: "Static recovery of tempered lath martensite microstructures during long-term aging in 9–12% Cr heat resistant steels", Materials Letters, 63, pp 2423-2425, 2009
- [Gie11] Gierschner, G. et al.: "From COMTES700 to COMTES+", 37. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2011
- [Gie12] Gierschner, G. et al.: "Latest Developments for the flexible high efficient Power Plant of the Future", 38. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2012
- [Goe97] Göcmen, A.: "Grundrisse der Gefügeausbildung und der Zeitstandeigenschaften martensitischer 9-12 % Chromstähle", Dissertation ETH Zürich, Zürich, 1997

- [Goe02] Götz, G. and W. Blum: "Influence of thermal history on precipitation of hardening phases in tempered martensite 10%Cr-steel X12CrMoWVNbN10-1-1", Materials Science and Engineering, A348, pp. 201 - 207, 2002
- [Goe04] Götz, G.: "Langzeitentwicklung der Mikrostruktur neuer 9-12% Chromstähle für den Einsatz in Kraftwerken", Dissertation Universität Erlangen, Erlangen, 2004
- [Gra55] Graham, A. and K. F. A. Wallis: "Relationships between long and short time creep and tensile properties of a commercial alloy", Journal of the Iron and Steel Institute, Volume 179, pp. 105-120, London, 1955
- [Gra93] Granacher, J. et al.: "Langzeitiges Kriechverhalten kennzeichnender Kraftwerksstähle", VCH Verlagsgesellschaft mbH, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Volume 24, pp. 367-377, Weinheim, 1993
- [Gri56] Griffith, J. E. und Marin, J.: "Creep relaxation for combined stresses", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 4, pp. 283-293, 1956
- [GSI07] Gesellschaft für Schweißtechnik International mbH: "Unterlagen zu "Internationaler Schweißfachingenieurlehrgang"", DVS-Verlag, 2007
- [Hal08] Hald, J.: "Microstructure and long-term creep properties of 9-12% Cr steels", International Journal of Pressure Vessels and Piping, Volume 85, pp 30-37, 2008
- [Hal08a] Hald, J. and H.K. Danielsen: "Influence of Z-phase on long-term creep stability of martensitic 9-12%Cr steels", 34. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2008
- [Hal10] Hald, J.: "Development Status and Future Possibilities for Martensitic Creep Resistant Steels", Proceedings of the 9th Liege Conference: Materials for Advanced Power Generation, Liege, 2010
- [Hei91] Heinrich, H.: "Warmfeste Stähle in Kraftwerken", Ingenieur-Werkstoffe 3, Nr. 12, 55 ff., Essen, 1991
- [Her96] Hertzberg, R.W.: "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials", John Wiley & Sons Inc, USA, 1996
- [Hol01] Holdsworth, S.R.: "Creep-Fatigue Properties of High Temperature Turbine Steels", Science Reviews, Materials at high temperatures, Vol. 18, pp. 261-265, 2001
- [lea09] International Energy Agency: "World Energy Outlook 2009", 2009

- [lea12] International Energy Agency: "World Energy Outlook 2012", 2012
- [Kac67] Kachanov, L.M.: "The Theory of Creep", National Lending Library for Science and Technology, 1967
- [Kau10] Kauffmann, F. et al.: "Evolution of microstructure of the new heat resistant 9 - 11 % Cr steels as a function of long term creep stressing", 36. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2010
- [Kau14] Kauffmann, F.: "Grundlagen der Abbildung im Raster- und Transmissionselektronenmikroskop", Workshop "Einsatz elektronenmikroskopischer Untersuchungsmethoden für optimierte Anwendung technischer Werkstoffe", Stuttgart, 2014
- [Kaz04] Kazuhiro, M. et al.: "Optimization of Cr Content for Long-Term Creep Strength in High Cr Heat Resistant Steel", Fourth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island, SC, USA, October 2004
- [Ker04] Kern, T.-U., K. Wieghardt und H. Kirchner: "Material and Design Solutions for Advanced Steam Power Plants", Fourth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island, SC, USA, October 2004
- [Kim10] Kimura, K. et al.: "Creep Strength of high chromium steel with ferrite matrix", International Journal of Pressure Vessels and Piping, Volume 87, pp. 282-288, 2010
- [Kle06] Klenk, A. et al.: "Qualifizierung eines kobalt- und molybdänlegierten 12%-Chrom Werkstoffs als neuen Werkstoff für den Dampfkesselbau", Abschlussbericht Forschungsvorhaben AVIF A180, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2006
- [Kle11] Klenk, A. et al.: "Studies on the Behaviour of Heat Affected zones in 9-10Cr steels and their Influence on Stress State in Components", 37. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2011
- [Kle11a] Klenk, A., C. Feuilette und T. Klein: "Verhalten von optimierten Werkstoffen und Werkstoffverbunden für 700 - 720 °C Dampfturbinenbauteile", Abschlussbericht Forschungsvorhaben Verbundprojekt COORETEC DT3, Teilvorhaben Beschreibung für optimierte Werkstoffe und Werkstoffverbunde, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2011
- [Klu82] Klueh, R.L. und J.F. King: "Austenitic Stainless Steel - Ferritic Weld Joint Failures", Welding Journal, Volume 61, pp. 302-311, 1982

- [Kor01] Korcakova, L. et al.: "Quantification of Laves phase particle size in 9CrW steel", *Materials Characterization*, 47, pp. 111-117, 2001
- [Kro15] Krojer, S. et al.: "Mechanical Behavior of Dissimilar Welds for Steam Turbine Rotors with High Application Temperature", *ASME Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, Volume 137, Issue 3, pp. 032511-1-032511-8, 2015
- [Kum96] Kumar, L. et al.: "Studies on the Oxidation Behavior of Inconel 625 Between 873 and 1523 K", *Oxidation of Metals*, Volume 45, pp. 221-244, 1996
- [Lae10] Läßle, V. et al.: "Werkstofftechnik Maschinenbau", Verlag Europa Lehrmittel, Haan-Gruiten, 2010
- [Lar52] Larson, F. R. and J. Miller: "A time-temperature relationship for rupture and creep stresses", 1952
- [Lau77] Laux, W.: "ZTA- und ZTU-Schaubilder für die Wärmebehandlung", VEB Verlag Technik Berlin, 1. Auflage, Berlin, 1977
- [Lue10] Lückemeyer, N. et al.: "Determination of Material Behavior in 700°C Turbine Components under Component and Load Specific Conditions", 36. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2010
- [Lue12] Lückemeyer, N.: "Strukturmechanische Auslegungskonzepte für Großkomponenten einer 700 °C Dampfturbine", Dissertation Universität Stuttgart, Shanghai, 2012
- [Mai97] Maile, K. und H. Theofel: "Untersuchung einer artgleichen Schweißverbindung für 9 % Cr 1 % Mo-Stähle unter besonderer Berücksichtigung des Langzeitkreechverhaltens", Abschlussbericht Forschungsvorhaben AiF-Nr. 9300, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 1997
- [Mai99] Maile, K.: "Fortgeschrittene Verfahren zur Beschreibung des Verformungs- und Schädigungsverhaltens von Hochtemperaturbauteilen im Kraftwerksbau", Habilitationsschrift Universität Stuttgart, Stuttgart, 1999
- [Mai00] Maile, K. et al.: "Einfluß der Mehrachsigkeit der Belastung auf die Kriechporenbildung und die zeitliche Schädigungsentwicklung bei typischen Kraftwerksbaustählen", Abschlussbericht Forschungsvorhaben AVIF A105, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2000

- [Mai04] Maile, K. et al.: "Charakterisierung der Schädigungsentwicklung zur Lebensdauerbewertung von Rohrleitungskomponenten aus den neuen 9 %-Chromstählen", Abschlussbericht Forschungsvorhaben AVIF A152, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2004
- [Mai08] Maile, K. et al.: "Kriterien zur Schädigungsbeurteilung von Hochtemperaturbauteilen aus martensitischen 9-11 % Cr-Stählen", Abschlussbericht Forschungsvorhaben AVIF A229, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2008
- [Mai09] Maile, K. et al.: "Beschreibung der Mikrostruktur und Festigkeit von neuen 650 °C Werkstoffen und deren Schweißverbindungen", Abschlussbericht Forschungsvorhaben COST 536 DE9, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2009
- [Mai14] Maile, K.: "Werkstoffeigenschaften", Vorlesungsmanuskript, Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF) Universität Stuttgart, 2014
- [Mar01] Maruyama, K. et al.: "Strengthening Mechanisms of Creep Resistant Tempered Martensitic Steel", ISIJ International, Volume 41, No. 6, pp. 641-653, 2001
- [Mat99] Mathew, M. D. et al.: "Evaluation of Mechanical Properties of Aged Alloy 625 Nickel Base Superalloy Using Nondestructive Ball Indentation Technique", Transactions of the 15th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMIRT-15), Seoul, South Korea, August 1999
- [May03] Mayer, K.-H.: "Einfluss des Cr-Gehaltes auf die Zeitstandfestigkeit der modernen 9 - 12 % Cr-Stähle", 29. MPA-Seminar, Stuttgart, 2003
- [May06] Mayer, K.-H., A. Scholz und Y. Wang: "Investigations of ferritic/martensitic super heat resistant 11-12 % Cr steels for 625 °C power plants", Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Volume 37, Issue 10, pp. 806-811, Weinheim, 2006
- [May07] Mayr, P.: "Evolution of microstructure and mechanical properties of the heat affected zone in B-containing 9% chromium steels", Dissertation TU Graz, Institute for Materials Science, Welding and Forming, Graz, 2007
- [May07a] Mayr, P. und H. Cerjak: "New steel grade to overcome Type IV Cracking", 33. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2007

- [Mcv34] McVetty, P. G.: "Working stresses for high temperature service", Mech. Eng., Vol. 56, p. 149, 1934
- [Mei09] Meier, H.-J.: "Pre-Engineering Study for a 700 °C High-Efficiency Power Plant", VGB Power Tech, 10, 2009
- [Moo68] Moon D. et al.: "The Elevated-Temperature Properties of Selected Superalloys", ASTM Data Series DS 7-S1, pp. 163-172, New Jersey, USA, 1968
- [Nei12] Neidel, A. et al.: "Handbuch Metallschäden: REM-Atlas und Fallbeispiele zur Ursachenanalyse und Vermeidung", Carl Hanser Verlag, 2., überarbeitete Auflage, München Wien, 2012
- [Nic86] Nicholson, R.: "Creep Rupture Properties of Nickel-Base Transition Joints After Long-Term Service", Materials Science and Technology, Volume 2, pp. 686-692, 1986
- [Nor29] Norton, F. H.: "The creep of steel at high temperatures", McGraw-Hill Book Company, No.35, London, 1929
- [Odi12] Institute for Energy and Transport, European Commission Joint Research Centre (JRC): "Online Data & Information Network for Energy", <https://odin.jrc.ec.europa.eu/>, abgerufen am 17.07.2012
- [Par01] Parker, J.D. and G.C. Stratford: "The high-temperature performance of nickel-based transition joints II. Fracture behaviour", Materials Science and Engineering, A299, pp. 174-184, 2001
- [Par01a] Parker, J.D. and G.C. Stratford: "The high-temperature performance of nickel-based transition joints II. Deformation behaviour", Materials Science and Engineering, A299, pp. 164-173, 2001
- [Poh99] Pohle, C.: "Schweißen von Werkstoffkombinationen", Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999
- [Pol06] Pollock, T.M. und S. Tin: "Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure, and Properties", Journal of Propulsion and Power, Volume 22, No. 2, pp. 361-374, 2006
- [Pra13] Prat, O. et al.: "The role of Laves phase on microstructure evolution and creep strength of novel 9%Cr heat resistant steels", Intermetallics, 32, pp. 362-372, 2013
- [Rab69] Rabotnov, Y.N.: "Creep problems in structural members", 1969

- [Rad07] Radaj, D. und M. Vormwald: "Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure", Springer-Verlag, 3. Auflage, Berlin Heidelberg New York, 2007
- [Rau06] Rauch, M.: "Entwicklung eines Lebensdauerkonzeptes für Schaufel-Welle-Verbindungen stationärer Turbinen aus Nickelbasis- und 10 %-Chromlegierungen", Dissertation Universität Stuttgart, 2006
- [Rob85] Roberts, D., R. Ryder and R. Viswanathan: "Performance of Dissimilar Welds in Service", Journal of Pressure Vessel Technology, Volume 107, pp. 247-254, 1985
- [Roj11] Rojas, D. et al.: "9 % Cr heat resistant steels: Alloy design, microstructure evolution and creep response at 650 °C", Materials Science and Engineering, A528, pp 5164-5176, 2011
- [Roo09] Roos, E., A. Klenk und M. Speicher: "Bewertung von Schweißverbindungen im Turbomaschinenbau", Abschlussbericht Forschungsvorhaben KW21 DT6, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2009
- [Roo09a] Roos, E. und M. Bauer: "Optimierung der Schweißverbindung zur Verhinderung des vorzeitigen Kriechversagens in der Wärmeeinflusszone über die gezielte Festigkeitsauswahl des Schweißgutes", Abschlussbericht Forschungsvorhaben AVIF A221, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2009
- [Roo10] Roos, E. und K. Schmidt: "Werkstoffqualifizierung für das 700/720 °C-Kraftwerk - MARCKO 700", Abschlussbericht Forschungsvorhaben AVIF A215, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2010
- [Roo11] Roos, E. und K. Maile: "Werkstoffkunde für Ingenieure", Springer-Verlag, Heidelberg, 2011
- [Roo11a] Roos, E. und M. Oechsner: "Bewertung von Bauteilen mit Fehlstellen in Abhängigkeit vom Kriechverformungsvermögen", Abschlussbericht Forschungsvorhaben AVIF A252, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2011
- [Ruo14] Ruoff, H.: "Röntgenmikroanalyse und Elektronenbeugung (EDX, WDX, EBSD) in der Werkstoffprüfung und -entwicklung", Workshop "Einsatz elektronenmikroskopischer Untersuchungsmethoden für optimierte Anwendung technischer Werkstoffe", Stuttgart, 2014
- [Saa07] Saarschmiede: "Abnahmeprüfzeugnis, Nr. 4650", 15.05..2007

- [Saw06] Sawada, K. und K. Kimura: "Z-phase Formation during Creep and Aging in 9–12% Cr Heat Resistant Steels", ISIJ International, Vol 46, No. 5, pp. 769 - 775, 2006
- [Saw07] Sawada, K. et al.: "Effect of Cr content and tempering temperature on precipitation behavior of Z phase in 9-12%Cr steels", 33. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2007
- [Sca04] Scarlin, B. et al.: "Materials developments for ultrasupercritical steam turbines", Fourth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island, SC, USA, October 2004
- [Sca04a] Scarlin, B., T.U. Kern und M. Staubli: "The European Efforts in Material Development for 650 °C USC Power Plants - COST522", Fourth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island, SC, USA, October 2004
- [Sch71] Schnabel, E. et al.: "Das Ausscheidungs- und Rekristallisationsverhalten der Nickelbasislegierung Inconel 625", Praktische Metallographie, Volume 8, pp. 521-527, 1971
- [Sch74] Schirra, M.: "Das Zeitstand- und Kriechverhalten der Legierung Inconel 625 in drei verschiedenen Vorbehandlungszuständen", Gesellschaft für Kernforschung m.b.H., Karlsruhe, 1974
- [Sch04] Schönfeld, K. H. et al.: "Superalloy Forgings for Advanced High Temperature Power Plants", Fourth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island, SC, USA, October 2004
- [Sch04a] Schwienheer, M.: "Hochtemperaturverhalten der 600-°C-Dampfturbinenstähle (G)X12CrMoWVNbN10-1-1", Dissertation Universität Darmstadt, Darmstadt, 2004
- [Sch05] Scholz A., Y. Wang und C. Berger: "Langzeiteigenschaften von Nickelbasis-Legierungen zur Anwendung in 700 °C Dampfturbinen", 31. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2005
- [Sch05a] Schubert J., A. Klenk und K. Maile: "Determination of weld strength factors for the creep rupture strength of welded joints", International Conference on Creep and Fracture in High Temperature Components – Design and Life Assessment Issues, London, 2005

- [Sch07] Schneider A., W. Bendick und B. Hahn: "Aktueller Stand der Entwicklung und Qualifizierung neuer Rohrstähle für den Kraftwerksbau", 33. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2007
- [Sch10] Schulze, G.: "Die Metallurgie des Schweißens", Springer-Verlag, 4., neu bearbeitete Auflage, Heidelberg Dordrecht London New York, 2010
- [Sch11] Schütt, Thorsten: "Experimentelle und numerische Untersuchungen zur fertigungsbedingten Entstehung von Fehlern in Mischschweißverbindungen", Dissertation Universität Stuttgart, 2011
- [Sch13] Schmidt, K.: "Komponentenverhalten im 700 °C-Kraftwerk - Numerische und experimentelle Untersuchungen", Dissertation Universität Stuttgart, Stuttgart, 2013
- [SEW555] Verein Deutscher Eisenhüttenleute: "SEW 555 Stähle für größere Schmiedestücke für Bauteile von Turbinen- und Generatorenanlagen", Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 2001
- [Sha01] Shankar, V. et al.: "Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy", Journal of Nuclear Materials 288, pp. 222-232, 2001
- [Shi09] Shingledecker, J. P. et al.: "High-Temperature Performance of a New Nickel-Based Filler Metal for Power Generation Applications", Proceedings of the 9th Liege Conference: Materials for Advanced Power Generation, Liege, 2010
- [Shi10] Shingledecker, J. P. and N. D. Evans: "Creep-rupture performance of 0.07C–23Cr–45Ni–6W–Ti,Nb austenitic alloy (HR6W) tubes", International Journal of Pressure Vessels and Piping, Volume 87, pp. 345-350, 2010
- [Shi11] Shibuya, M. et al.: "Effect of nickel and cobalt addition on the precipitation-strength of 15Cr ferritic steels", Materials Science and Engineering, A528, pp. 5387-5393, 2011
- [Shi13] Shibuya, M. et al.: "Effect of precipitation behavior on creep strength of 15 % Cr ferritic steels at high temperature between 923 and 1023 K", Materials Science and Engineering, A592, pp. 1-5, 2014
- [Sim87] Sims, C. T. et al.: "Superalloys II", John Wiley & Sons Inc, USA, 1987
- [Spe05] Special Metals Corporation: "Inconel ® alloy 617", Publication Number SMC 029, March 2005

- [Spe06] Special Metals Corporation: "Inconel ® alloy 625", Publication Number SMC 063, January 2006
- [Spe13] Speicher, M., R. Scheck und K. Maile: "Einfluss verschiedener Ätzmitteln auf die Gefügedarstellung in Nickellegierungen", 47. Metallographie-Tagung, Friedrichshafen, 2013
- [Sri90] Srivastava S. K. and D. L. Klarstrom: "The LCF Behavior of Several Solid Solution Strengthened Alloys Used in Gas Turbine Engines", Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exposition, Brussels, Belgium, 1990
- [Ste06] Stelling, O. et al.: "Werkstoffmodelldatenbank", Abschlussbericht Forschungsvorhaben AVIF A201, Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart, 2006
- [Sto82] Stoppel, W.: "Beitrag zur Optimierung der Wärmeeinflusszone von Unterpulver-Viellagenschweißnähten", VDI-Verlag, Dissertation Universität Stuttgart, Düsseldorf, 1982
- [Str09] Strauß, K.: "Kraftwerkstechnik", Springer-Verlag, 6., aktualisierte Auflage, Berlin Heidelberg, 2009
- [Sun85] Sundararaman M. und P. Mukhopadhyay: "Heterogeneous precipitation of the g' phase in Inconel 625", Materials Science Forum, Volume 3, pp. 273-280, 1985
- [Tho94] Thomas, C. and P. Tait: "The performance of Alloy 625 in long-term intermediate temperature applications", International Journal of Pressure Vessels and Piping, Volume 59, pp. 41-49, 1994
- [Thy05] Thyssen Krupp VDM: "Nicrofer® 5520 Co - alloy 617", Werkstoffdatenblatt-Nr. 4119, Januar 2005
- [Thy07] Thyssen Krupp VDM: "Nicrofer® 6020 hMo - alloy 625", Werkstoffdatenblatt-Nr. 4118, September 2007
- [TÜV485] VdTÜV Werkstoffdatenblatt 485: "Hochwarmfeste Nickelbasislegierung NiCr 23 Co 12 Mo Werkstoff Nr. 2.4663", 09.2001
- [TÜV499] VdTÜV Werkstoffdatenblatt 499: "Hochkorrosionsbeständige Nickelbasislegierung NiCr 22 Mo 9 Nb; Werkstoff Nr. 2.4856", March 2011
- [UTP09] UTP: "Werkszeugnis Nr. 4-2009-03-1639891", 27.07.2009
- [UTP09a] UTP: "Werkszeugnis Nr. 4-2009-03-1654347", 25.08.2009
- [Vis85] Viswanathan, R. and J. Dimmer: "Dissimilar-Weld Failure Analysis and Development Program", Palo Alto, CA, USA, 1985

- [Vis00] Viswanathan, R. und J. Stringer: "Failure Mechanisms of High Temperature Components in Power Plants", Symposium on Integration of Scientific and Engineering Aspects of Structural Materials in High Temperature Applications, Volume 122, Nashville, TN, USA, 2000
- [Vis09] Viswanathan, R. et al.: "Advanced Materials for Use Ultrasupercritical Coal Power Plants", 2009 Symposium on Advanced Power Plant Heat Resistant Steels and Alloys, Shanghai, China, October 2009
- [Wan09] Wang, Y. et al.: "Development of new 11 % Cr heat resistant ferritic steels with enhanced creep resistance for steam power plants with operating steam temperatures up to 650 °C", Materials Science and Engineering, A510-511, pp. 180-184, 2009
- [Wei13] Weitze, M.-D. und C. Berger: "Werkstoffe: Unsichtbar, aber unverzichtbar", Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2013
- [Wil14] Willer, D.: "Funktion des FIB und Verwendung zur Charakterisierung des Gefüge- und Schädigungszustandes", Workshop "Einsatz elektronenmikroskopischer Untersuchungsmethoden für optimierte Anwendung technischer Werkstoffe", Stuttgart, 2014
- [Zic12] Zickler, S. et al.: "High-Temperature-Materials-Test-Rig: Materials for Future High-Efficient Power Plants", 38. MPA-Seminar, Stuttgart, Oktober 2012
- [Zie55] Zietemann C.: "Die Dampfturbinen", Springer-Verlag, zweite verbesserte Auflage, Berlin Göttingen Heidelberg, 1955

Anhang A: Versuchsübersicht

Tabelle A.1: Übersicht der Zugversuche im Ausgangszustand

Probe	Temp. / °C	$R_{p0,2,norm}$ / -	$R_{m,norm}$ / -	A_{norm} / %	Z_{norm} / %
BSVA-W1	20	0,55	0,89	0,35	0,71
BSVA-W2	450	0,35	0,73	0,37	0,74
BSVA-W3	550	0,38	0,69	0,40	0,35
BSVB-W1	20	0,56	0,98	0,47	0,61
BSVB-W2	450	0,41	0,80	1,00	0,65
BSVB-W3	550	0,38	0,70	0,35	0,87
BSVC-W1	20	0,59	0,93	0,36	0,61
BSVC-W2	450	0,45	0,77	0,39	0,64
BSVC-W3	550	0,40	0,71	0,27	0,60
RSV-W1	550	0,62	0,64	0,31	1,00

Tabelle A.2: Übersicht der Zugversuche im ausgelagerten Zustand (BSVC)

Probe	Prüf-temp. / °C	Ausl.-temp. / °C	Ausl.-dauer / h	$R_{p0,2,norm}$ / -	$R_{m,norm}$ / -	A_{norm} / %	Z_{norm} / %
BSVC-U1	20	550	500	0,70	0,98	0,31	0,65
BSVC-U2	550	550	500	0,53	0,71	0,39	0,90
BSVC-U3	20	550	1000	0,64	1,0	0,72	0,62
BSVC-U4	550	550	1000	0,52	0,75	0,28	0,31
BSVC-U5	20	600	500	0,72	1,0	0,27	0,67
BSVC-U6	550	600	500	0,62	0,71	0,27	0,84
BSVC-U7	20	600	1000	0,75	1,0	0,24	0,65
BSVC-U8	550	600	1000	0,58	0,72	0,23	0,69

Tabelle A.3: Übersicht der Zeitstandversuche der Blockschweißverbindungen

Probe	Temperatur T / °C	Prüfspg. σ / MPa	norm. (Bruch-) Zeit t / -	Status	Bruchlage
BSVA-Z1	550	295	0,09	Bruch	Mischbruch
BSVA-Z2		245	0,33	Bruch	Mischbruch
BSVA-Z3*		190	0,19	Bruch	Mischbruch
BSVA-Z6		190	0,43	läuft	-
BSVA-Z4		140	0,70	läuft	-
BSVA-Z5		110	0,48	läuft	-
BSVB-Z1	550	295	0,14	Bruch	10 % Cr GW
BSVB-Z2		245	0,37	Bruch	10 % Cr WEZ
BSVB-Z3*		190	0,27	Bruch	10 % Cr WEZ
BSVA-Z6		190	0,39	läuft	-
BSVB-Z4		140	0,70	läuft	-
BSVB-Z5		110	0,48	läuft	-
BSVC-Z1	550	295	0,19	Bruch	10 % Cr GW
BSVC-Z2		245	0,58	Bruch	10 % Cr WEZ
BSVC-Z3		190	0,70	läuft	-
BSVC-Z4		140	0,70	läuft	-
BSVC-Z5		110	0,48	läuft	-
BSVC-Z6	600	195	0,11	Bruch	10 % Cr WEZ
BSVC-Z7		135	0,40	Bruch	10 % Cr WEZ
BSVC-Z8		100	0,63	Bruch	10 % Cr WEZ

* Fehlversuch

Tabelle A.4: Übersicht der Zeitstandversuche der Rotorschweißverbindung

Probe	Temperatur T / °C	Prüfsg. σ / MPa	norm. (Bruch-) Zeit t / -	Status	Bruchlage
RSV-Z1	550	205	0,42	Bruch	Fusionslinie
RSV-Z2		170	0,85	Bruch	Fusionslinie
RSV-Z3		140	0,70	läuft	-
RSV-Z4	600	180	0,03	Bruch	Fusionslinie
RSV-Z5		110	0,27	Bruch	Mischbruch

Tabelle A.5: Übersicht der Zeitstandversuche der Referenzschweißverbindung

Probe	Temperatur T / °C	Prüfsg. σ / MPa	norm. Bruch- zeit t / -	Status	Bruchlage
Ref-Z1	550	300	0,03	Bruch	Fusionslinie
Ref-Z2		245	0,10	Bruch	Fusionslinie
Ref-Z3		160	1,0	Bruch	Fusionslinie
Ref-Z4	600	180	0,02	Bruch	Mischbruch
Ref-Z5		125	0,12	Bruch	10 % Cr WEZ
Ref-Z6		100	0,36	Bruch	Mischbruch
Ref-Z7		80	0,50	Bruch	Fusionslinie
Ref-Z8		80	0,53	Bruch	10 % Cr WEZ

Tabelle A.6: Übersicht der Zeitstandversuche des X14-Grundwerkstoffs

Probe	Temperatur T / °C	Prüfsg. σ / MPa	norm. Bruch- zeit t / -	Status	Bruchlage
X14-Z1	550	160	0,13	Bruch	-
X14-Z2		130	0,50	Bruch	-
X14-Z3		110	0,85	Bruch	-

Tabelle A.7: Übersicht der gebrochenen Zeitstandproben, T = 550 °C





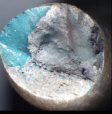
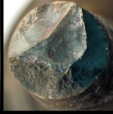


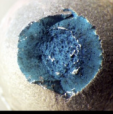
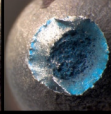

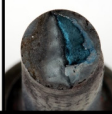
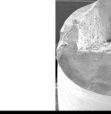
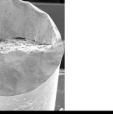








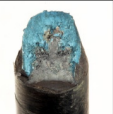




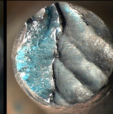



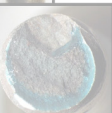

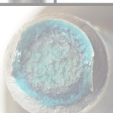
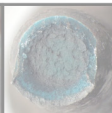
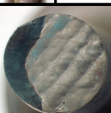
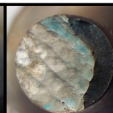
Blockschweiß- verbindung A		Blockschweiß- verbindung B		Blockschweiß- verbindung C		Rotorschweiß- verbindung		Referenz- schweißverb.			
BSVA-Z1		BSVB-Z1		BSVC-Z1		RSV-Z1		Ref-Z1			
	σ / MPa		σ / MPa		σ / MPa		σ / MPa	-	σ / MPa		
	295		295		295		205		300		
	$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -	-	$t_{B,normiert}$ / -		
	0,09		0,14		0,19		0,42		0,03		
	Mischbruch		10Cr-GW		10Cr-GW		Fusionslinie		Fusionslinie		
											
BSVA-Z2		BSVB-Z2		BSVC-Z2		RSV-Z2		Ref-Z2			
	σ / MPa		σ / MPa		σ / MPa		σ / MPa	-	σ / MPa		
	245		245		245		170		245		
	$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -	-	$t_{B,normiert}$ / -		
	0,33		0,37		0,58		0,85		0,10		
	Mischbruch		10Cr-WEZ		10Cr-WEZ		Fusionslinie		Fusionslinie		
											
BSVA-Z3		BSVB-Z3		X		X		Ref-Z1			
	σ / MPa		σ / MPa						σ / MPa		
	190		190						160		
	$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -						$t_{B,normiert}$ / -		
	0,19		0,27						1,0		
	Mischbruch		10Cr-WEZ		Fusionslinie						
											

Tabelle A.8: Übersicht der gebrochenen Zeitstandproben, T = 600 °C




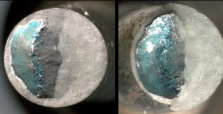
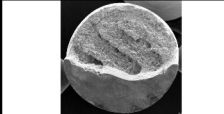
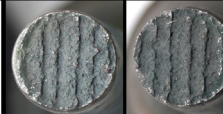









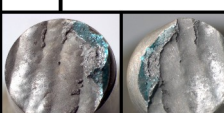

Blockschweiß- verbindung C		Rotorschweiß- verbindung		Referenzschweiß- verbindung				
BSVC-Z6		RSV-Z4		Ref-Z4		Ref-Z5		
	σ / MPa		σ / MPa	-	σ / MPa	-	σ / MPa	
	195		180		180		125	
	$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -	
	0,11		0,03		0,02		0,12	
	10Cr-WEZ		Fusionslinie		Mischbruch		10Cr-WEZ	
								
BSVC-Z7		RSV-Z5		Ref-Z6		X		
	σ / MPa		σ / MPa		σ / MPa			σ / MPa
	135		110		100			
	$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -			
	0,40		0,27		0,36			
	10Cr-WEZ		Mischbruch		Mischbruch			
								
BSVC-Z8		X		Ref-Z7		Ref-Z8		
	σ / MPa			-	σ / MPa		σ / MPa	σ / MPa
	100				80		80	
	$t_{B,normiert}$ / -				$t_{B,normiert}$ / -		$t_{B,normiert}$ / -	
	0,63				0,50		0,53	
	10Cr-WEZ	Fusionslinie	10Cr-WEZ					
								

Tabelle A.9: Übersicht der LCF-Versuche der BSVC

Probe	Temperatur / °C	$\epsilon_{\text{ges}} / \epsilon_{\text{ges,max}}$ / -	Haltezeit / min	N_A / -	Anrissort
BSVC-L1	450	1	-	165	Fusionslinie
BSVC-L2		0,47	-	1512	Fusionslinie
BSVC-L3		0,33	-	12910	Fusionslinie
BSVC-L4		0,63	10 (Z/D)	547	Fusionslinie
BSVC-L5	550	1	-	257	Fusionslinie
BSVC-L6		0,44	-	2238	Fusionslinie
BSVC-L7		0,33	-	26995	10 % Cr WEZ
BSVC-L8		0,85	10 (Z/D)	213	Fusionslinie
BSVC-L9		0,63	10 (Z/D)	342	Fusionslinie / 10 % Cr WEZ
BSVC-L10	600	1	-	184	Fusionslinie
BSVC-L11		0,42	-	2484	10 % Cr WEZ
BSVC-L12		0,31	-	20067	10 % Cr WEZ

Tabelle A.10: Übersicht der angerissenen LCF-Proben der BSVC

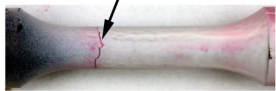
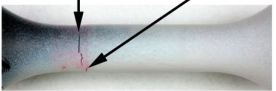
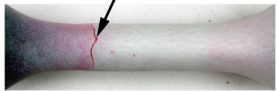

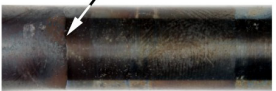
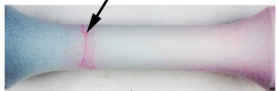
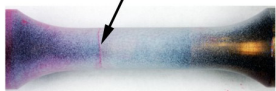
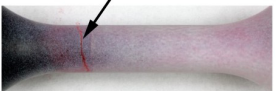
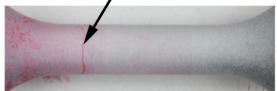
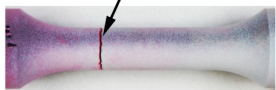
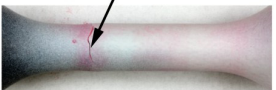
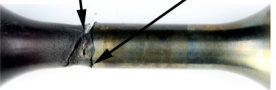
T = 450 °C			T = 550 °C			T = 600 °C		
BSVC-L1			BSVC-L5			BSVC-L10		
Anriss Fusionslinie 			Anriss 10 % Chromstahl Anriss Fusionslinie 			Anriss Fusionslinie 		
$\varepsilon_{ges} / \varepsilon_{ges,max}$ / -	N_A / -	$t_{HZ (Z/D)}$ / min	$\varepsilon_{ges} / \varepsilon_{ges,max}$ / -	N_A / -	$t_{HZ (Z/D)}$ / min	$\varepsilon_{ges} / \varepsilon_{ges,max}$ / -	N_A / -	$t_{HZ (Z/D)}$ / min
1	165	0 / 0	1	257	0 / 0	1	184	0 / 0
BSVC-L2			BSVC-L6			BSVC-L11		
Anriss Fusionslinie 			Anriss Fusionslinie 			Anriss 10 % Chromstahl 		
$\varepsilon_{ges} / \varepsilon_{ges,max}$ / -	N_A / -	$t_{HZ (Z/D)}$ / min	$\varepsilon_{ges} / \varepsilon_{ges,max}$ / -	N_A / -	$t_{HZ (Z/D)}$ / min	$\varepsilon_{ges} / \varepsilon_{ges,max}$ / -	N_A / -	$t_{HZ (Z/D)}$ / min
0,47	1512	0 / 0	0,44	2238	0 / 0	0,42	2484	0 / 0
BSVC-L3			BSVC-L7			BSVC-L12		
Anriss Fusionslinie 			Anriss 10 % Chromstahl 			Anriss 10 % Chromstahl 		
$\varepsilon_{ges} / \varepsilon_{ges,max}$ / -	N_A / -	$t_{HZ (Z/D)}$ / min	$\varepsilon_{ges} / \varepsilon_{ges,max}$ / -	N_A / -	$t_{HZ (Z/D)}$ / min	$\varepsilon_{ges} / \varepsilon_{ges,max}$ / -	N_A / -	$t_{HZ (Z/D)}$ / min
0,33	12910	0 / 0	0,33	26995	0 / 0	0,31	20067	0 / 0
BSVC-L4			BSVC-L8			X		
Anriss Fusionslinie 			Anriss Fusionslinie 					
$\varepsilon_{ges} / \varepsilon_{ges,max}$ / -	N_A / -	$t_{HZ (Z/D)}$ / min	$\varepsilon_{ges} / \varepsilon_{ges,max}$ / -	N_A / -	$t_{HZ (Z/D)}$ / min			
0,63	547	10 / 10	0,85	213	10 / 10			
X			BSVC-L9			X		
			Bruch 10 % Chromstahl Anriss Fusionslinie 					
			$\varepsilon_{ges} / \varepsilon_{ges,max}$ / -	N_A / -	$t_{HZ (Z/D)}$ / min			
			0,63	342	10 / 10			

Tabelle A.11: Übersicht der HCF-Versuche der BSVC bei Raumtemperatur

Probe	Temperatur / °C	$\sigma_a / R_{m,BSVC-U7}$ / -	R / -	N_B / 10^6	Bruchlage
BSVC-H1	20	0,45	-1	0,26	Schweißgut
BSVC-H2		0,39	-1	0,24	Schweißgut
BSVC-H3		0,34	-1	3,14	Schweißgut
BSVC-H4		0,29	-1	17,85	Schweißgut
BSVC-H5		0,26	-1	3,17	Schweißgut
BSVC-H6		0,26	-1	102,33	-
BSVC-H7		0,19	0,54	0,22	Schweißgut
BSVC-H8		0,18	0,54	0,7	Schweißgut
BSVC-H9		0,15	0,54	2,58	Schweißgut
BSVC-H10		0,14	0,54	32,25	Schweißgut
BSVC-H11		0,13	0,54	174,76	Schweißgut
BSVC-H12		0,29	0	0,86	Schweißgut
BSVC-H13		0,26	0	1,25	Schweißgut
BSVC-H14		0,24	0	3,59	Schweißgut
BSVC-H15		0,22	0	0,17	Schweißgut
BSVC-H16		0,21	0	2,75	Schweißgut
BSVC-H17		0,21	0	1,27	Schweißgut
BSVC-H18		0,20	0	152,39	-

Tabelle A.12: Übersicht der HCF-Versuche der BSVC bei erhöhter Temperatur

Probe	Temperatur / °C	$\sigma_a / R_{m,BSVC-U7}$ / -	R / -	N_B / 10^6	Bruchlage
BSVC-H19	550	0,30	-1	1,6	Gewindebruch
BSVC-H20		0,30	-1	7,82	Gewindebruch
BSVC-H21		0,30	-1	18,19	Alloy 625 GW
BSVC-H22		0,29	-1	1,73	Schweißgut
BSVC-H23		0,28	-1	306,22	-
BSVC-H24		0,27	-1	261,5	-
BSVC-H25		0,22	-1	263,73	-
BSVC-H26		0,13	0,54	5,69	Schweißgut
BSVC-H27		0,12	0,54	108,3	-
BSVC-H28		0,23	0	3,29	Schweißgut
BSVC-H29		0,21	0	103,05	-
BSVC-H30		0,20	0	80,01	Schweißgut
BSVC-H31		600	0,28	-1	0,7
BSVC-H32	0,26		-1	41,86	10 % Cr WEZ
BSVC-H33	0,25		-1	299,75	-
BSVC-H34	0,21		0	14,35	Schweißgut / Fusionslinie 10 % Cr Seite
BSVC-H35	0,20		0	171,27	-
BSVC-H36	0,19		0	163,42	-

Anhang B: Werkstoffcharakterisierung

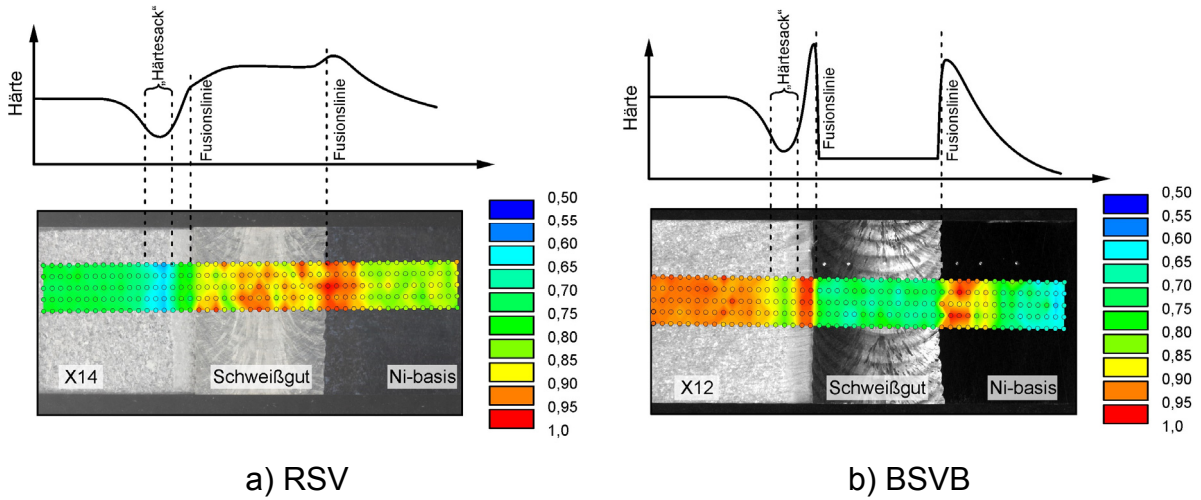


Abbildung B.1: Härteprofile der Rotorschweißverbindung (links) und der Blockschweißverbindung B (rechts)

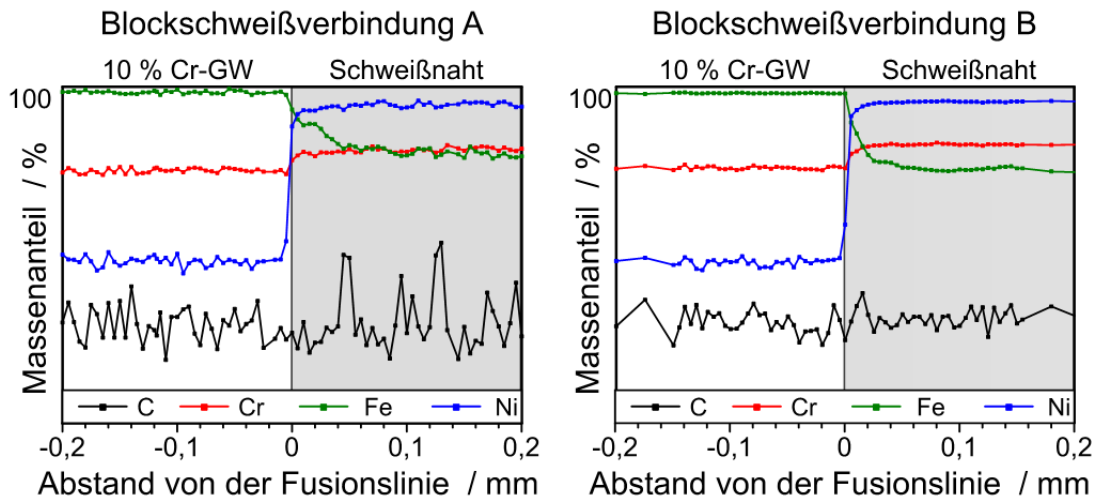
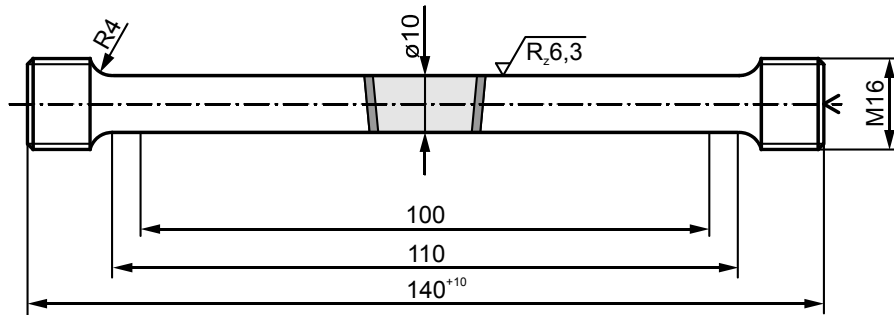


Abbildung B.2: WDS-Line scan, BSA und BSVB

Anhang C: Probengeometrien

Probe Blockschweißverbindungen



Probe Rotorschweißverbindung

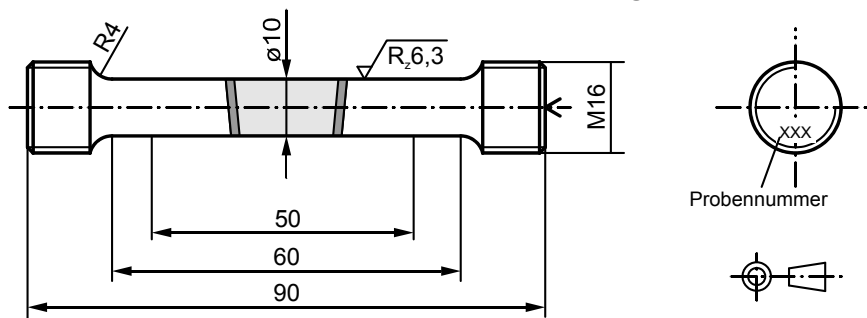


Abbildung C.1: Probengeometrie der Zugversuche

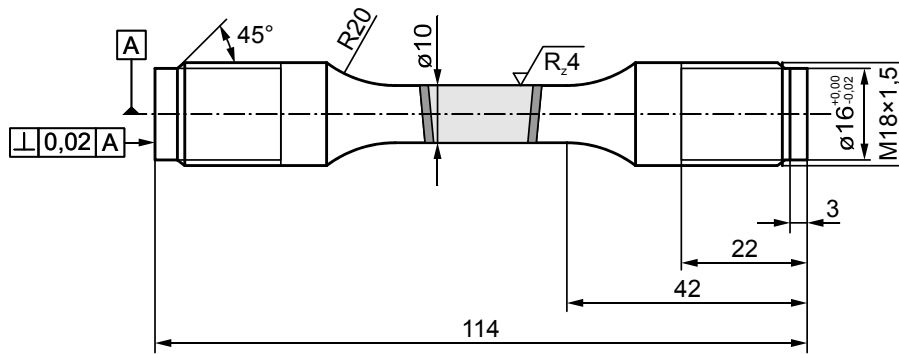


Abbildung C.2: Probengeometrie der LCF-Versuche

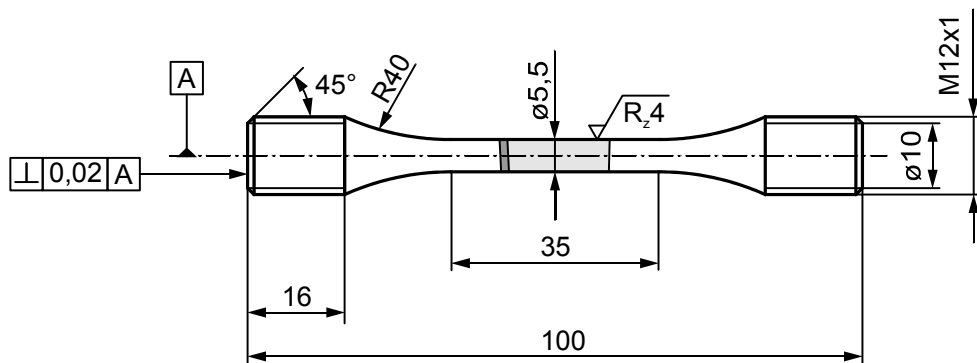


Abbildung C.3: Probengeometrie der HCF-Versuche

Anhang D: Versuchsergebnisse

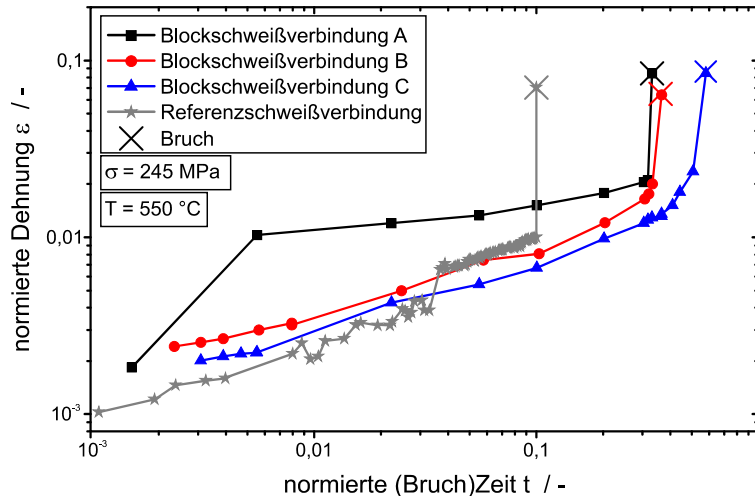


Abbildung D.1: Zeitdehnlinien für die Kriechversuche bei $T = 550 \text{ °C}$ und $\sigma = 245 \text{ MPa}$ (Proben BSVA-Z2, BSVB-Z2, BSVC-Z2 und Ref-Z2)

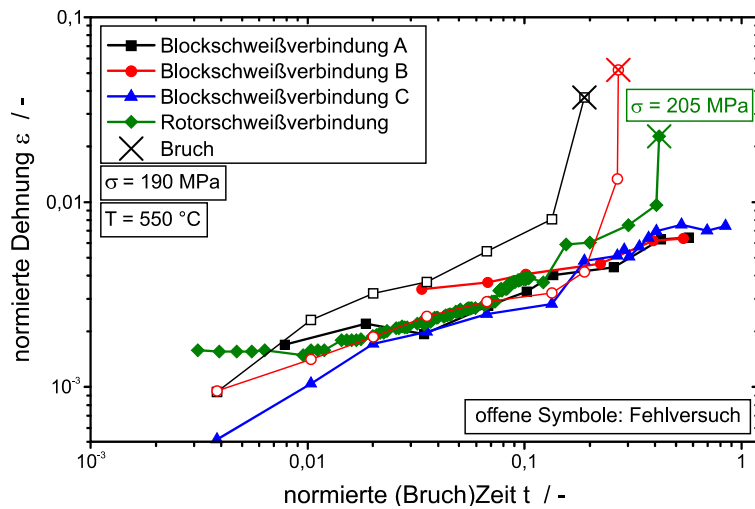


Abbildung D.2: Zeitdehnlinien für die Kriechversuche bei $T = 550 \text{ °C}$ und $\sigma = 190 \text{ MPa}$ (Proben BSVA-Z3, BSVB-Z3, BSVC-Z3, BSVA-Z6 und BSVB-Z6, Probe RSV-Z1 bei $\sigma = 205 \text{ MPa}$)

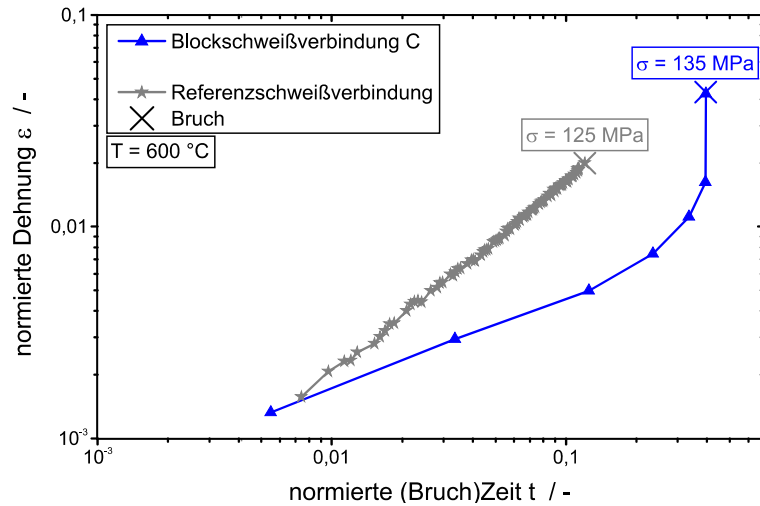


Abbildung D.3: Zeitdehnlinien für die Kriechversuche bei $T = 600\text{ °C}$ (Probe BSVC-Z7 bei $\sigma = 135\text{ MPa}$, Probe Ref-Z5 bei $\sigma = 125\text{ MPa}$)

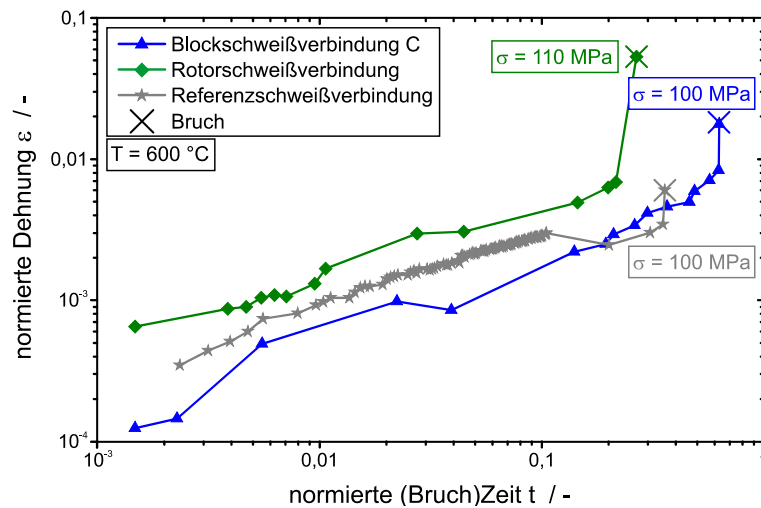


Abbildung D.4: Zeitdehnlinien für die Kriechversuche bei $T = 600\text{ °C}$ und $\sigma = 100\text{ MPa}$ (Ref-Z6 und BSVC-Z8, Probe RSV-Z5 bei $\sigma = 110\text{ MPa}$)

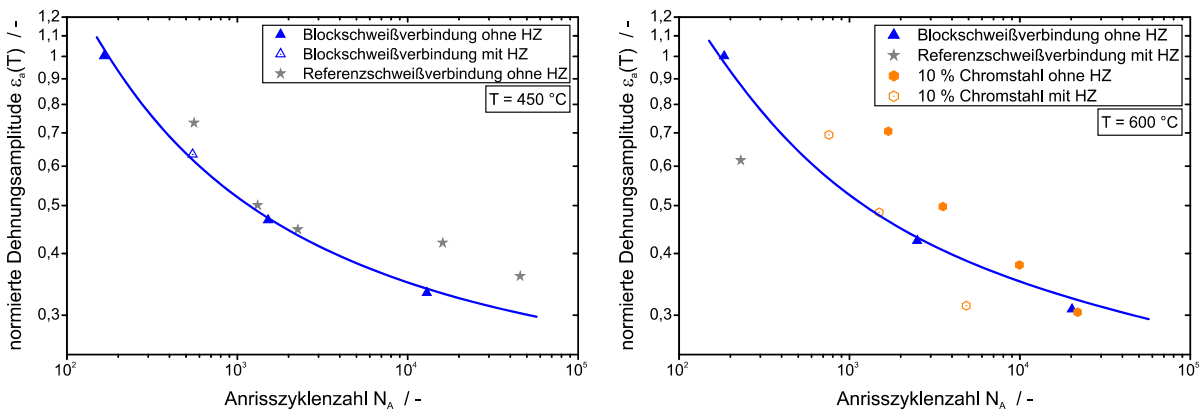


Abbildung D.5: Anrisskennlinien, LCF-Versuche, Referenzschweißverbindung und BSVC, 450 °C und 600 °C

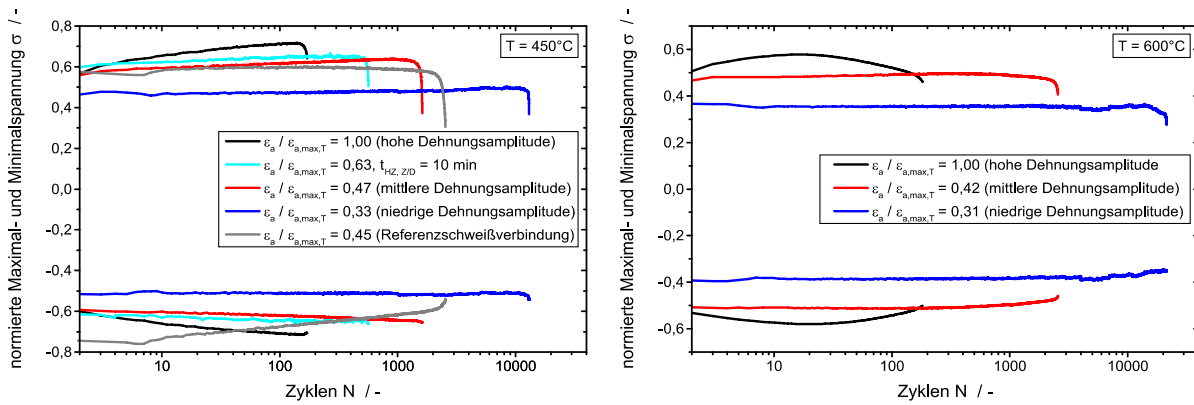


Abbildung D.6: Minimal- und Maximalspannungsverläufe, LCF-Versuche, Referenzschweißverbindung und BSVC, 450 °C und 600 °C

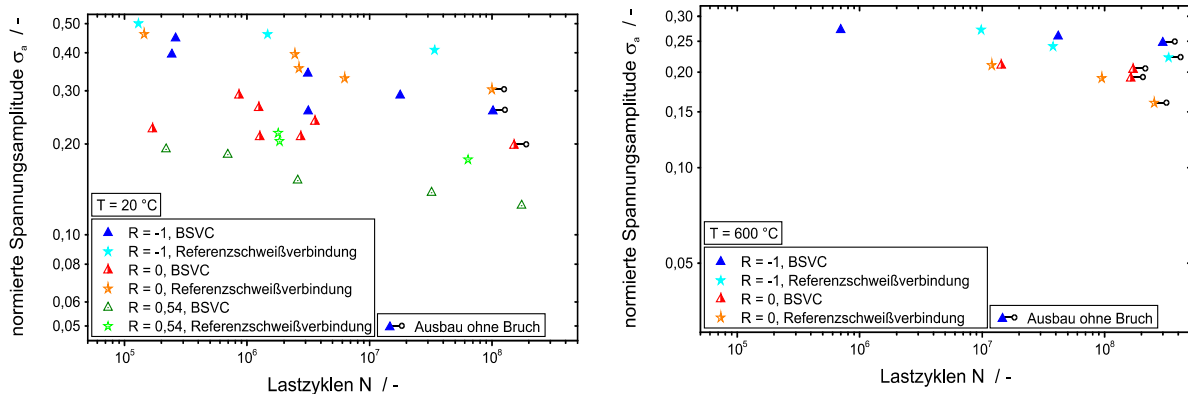


Abbildung D.7: Bruch- und Ausbaupunkte, HCF-Versuche, Referenzschweißverbindung und BSVC, 20 °C und 600 °C

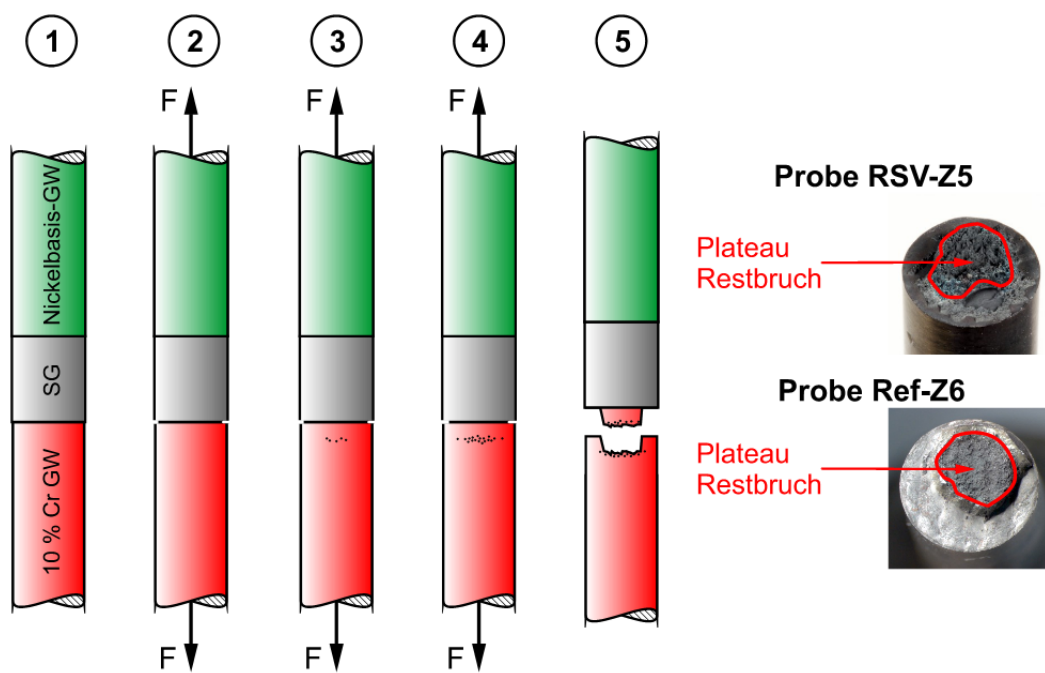
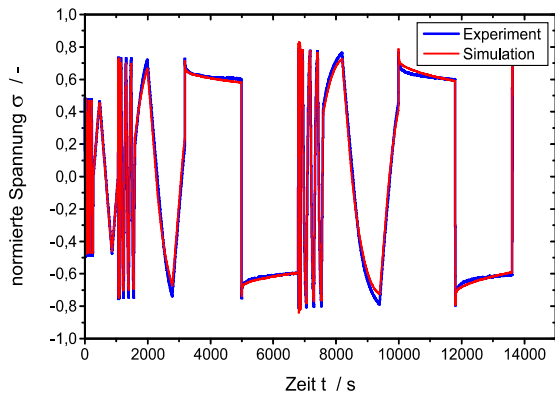
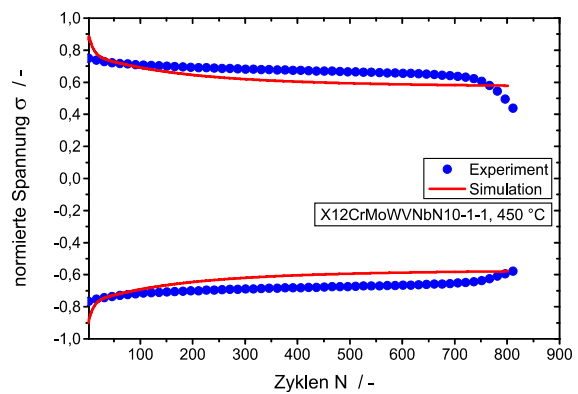


Abbildung D.8: Makroskopischer Versagensablauf des Fusionslinienbruchs bei niedrigen Prüfspannungen

Anhang E: Numerische Untersuchungen

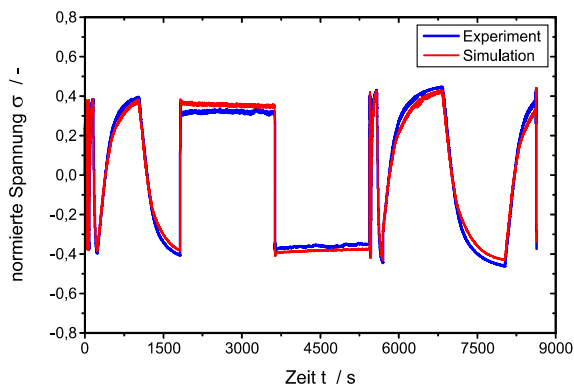


a) Vorprogramm

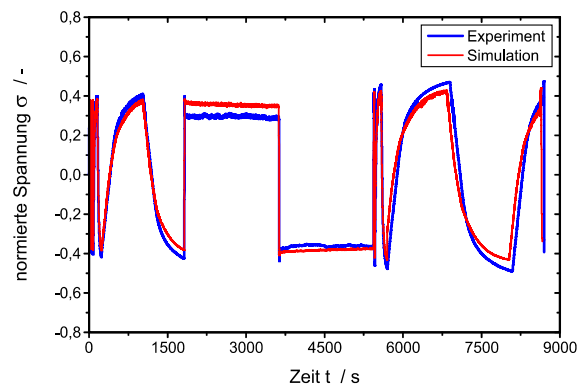


b) Minimal- und Maximalspannungen, regulärer LCF-Teil

Abbildung E.1: Vergleich Experiment und Simulation, X12, 450 °C

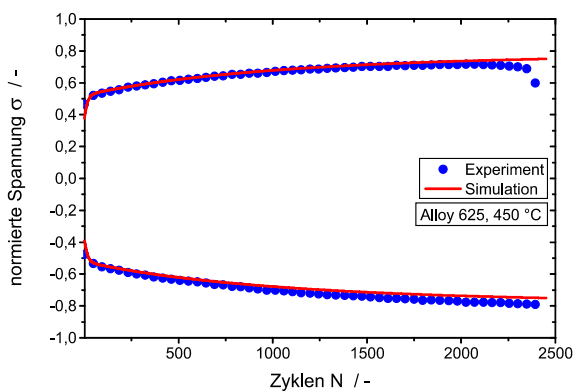


a) 450 °C

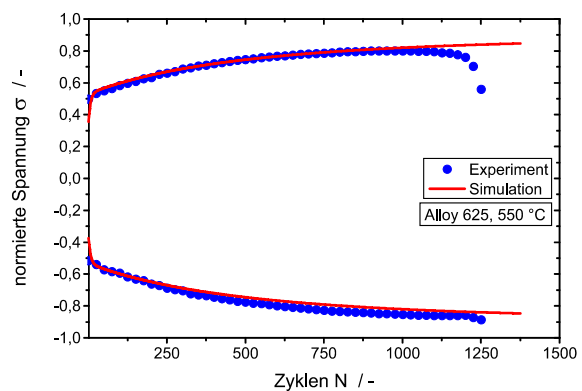


b) 550 °C

Abbildung E.2: Vergleich Experiment und Simulation, Vorprogramm, Alloy 625



a) 450 °C



b) 550 °C

Abbildung E.3: Vergleich Experiment und Simulation, Minimal- und Maximalspannungsverläufe, Alloy 625

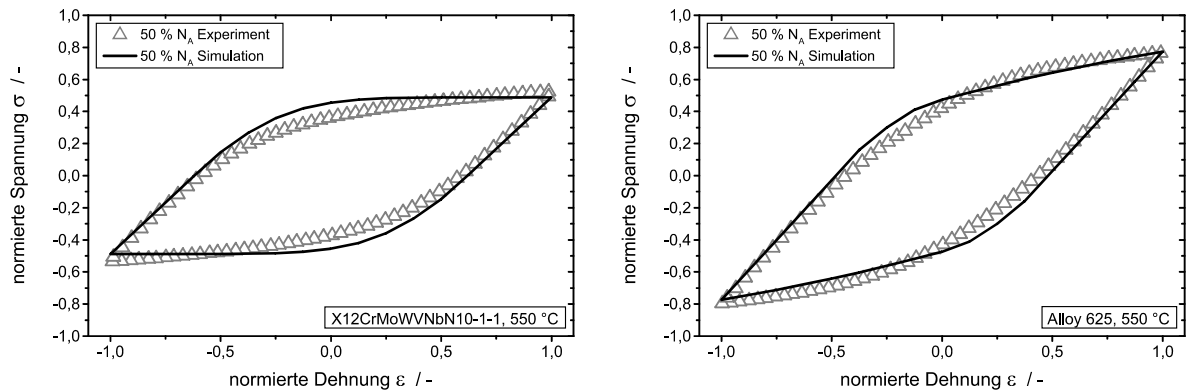


Abbildung E.4: Vergleich Experiment und Simulation, Spannungs-Dehnungs-Hysteresen, 550 °C, 50 % N_A

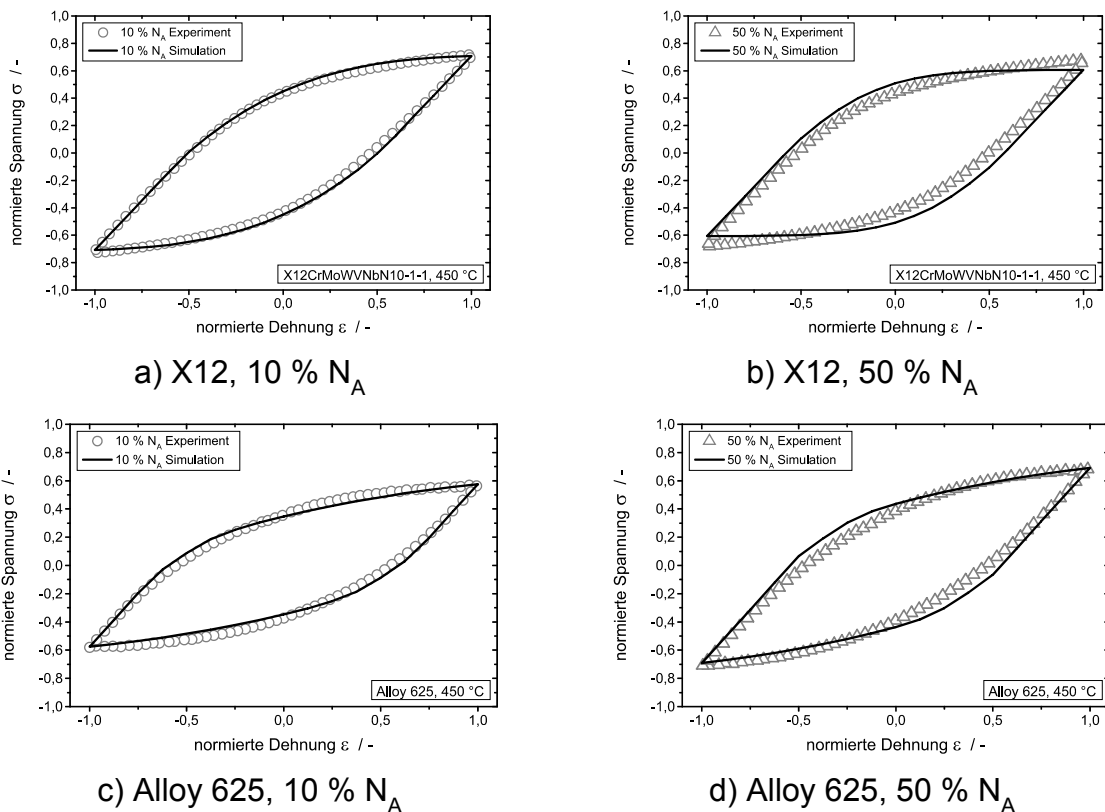
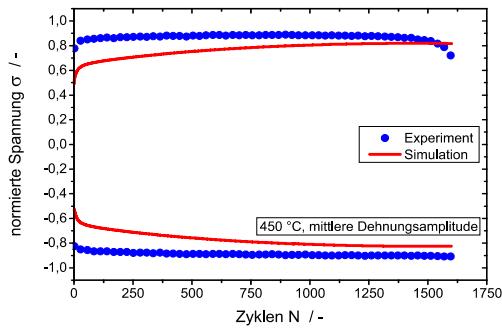
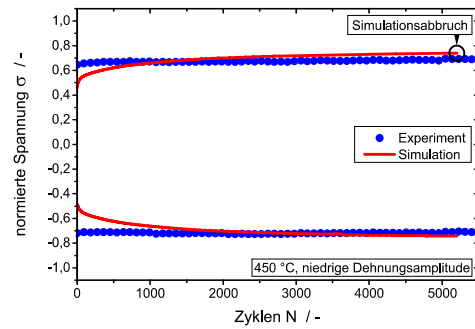


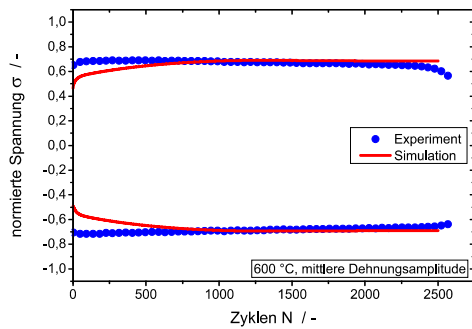
Abbildung E.5: Vergleich Experiment und Simulation, Spannungs-Dehnungs-Hysteresen, 450 °C



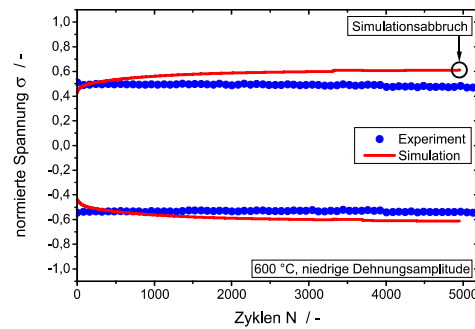
a) 450 °C, mittlere Dehnungsamplitude



b) 450 °C, niedrige Dehnungsamplitude



c) 600 °C, mittlere Dehnungsamplitude



d) 600 °C, niedrige Dehnungsamplitude

Abbildung E.6: Vergleich Experiment und Simulation, Minimal- und Maximalspannungsverläufe, 450 °C und 600 °C