

Komponentenverhalten im 700 °C-Kraftwerk - Numerische und experimentelle Untersuchungen -

**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. Kay H. Schmidt
geboren in Marktheidenfeld

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. U. Glatzel
Tag der mündlichen Prüfung: 19. Juli 2013

MATERIALPRÜFUNGSANSTALT (MPA) UNIVERSITÄT STUTTGART
2013

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der MATERIALPRÜFUNGSANSTALT (MPA) UNIVERSITÄT STUTTGART.

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos, Direktor i. R. der MPA Universität Stuttgart, gilt mein besonderer Dank für die Möglichkeit zur Durchführung dieser Arbeit und seine Förderung und Unterstützung bei der hierfür nötigen wissenschaftlichen Tätigkeit.

Für die Übernahme des Mitberichtes und das Interesse an meiner Arbeit möchte ich Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Uwe Glatzel recht herzlich danken.

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

Ein Teil der in dieser Arbeit vorgestellten Untersuchungen wurde mit Mitteln des BUNDESMINISTERIUMS FÜR WIRTSCHAFT UND TECHNOLOGIE (BMWi) auf Grund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages unter dem Förderkennzeichen 0326894 und der gemeinnützigen STIFTUNG STAHLANWENDUNGSFORSCHUNG IM STIFTERVERBAND FÜR DIE DEUTSCHE WISSENSCHAFT E. V. (AVIF, Nr. A 215) gefördert. Hier gebührt dem betreuenden Lenkungsausschuss beim FACHVERBAND DAMPFKESSEL-, BEHÄLTER- UND ROHRLEITUNGSBAU E. V. (FDDBR) unter der Leitung von Herrn Dipl.-Ing. Ralf-Udo Husemann sowie den beteiligten Industrieunternehmen mein Dank für die umfangreiche Mitwirkung.

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

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis	iii
Formelzeichen	v
Kurzfassung	1
Abstract	3
1. Einleitung	5
1.1. Problemstellung	5
1.2. Zielsetzung und Problemstellung	7
2. Kraftwerkstechnologien: Stand der Technik	9
2.1. Grundlagen zum Verständnis und der Beurteilung von Kraftwerksprozessen . .	9
2.2. Die Entwicklung des Wirkungsgrades von Kohlekraftwerken	9
2.3. Die zukünftige Rolle der Kohlekraftwerke in der Energieerzeugung	13
3. Werkstoffverhalten im Hochtemperaturbereich (Theoretische Grundlagen)	15
3.1. Einteilung in Temperatur-Zeit-Grenzbereiche	15
3.2. Kriech- und Kriechschädigungsmechanismen	17
3.2.1. Kriechen	17
3.2.2. Kriechschädigung: Ursachen und Wirkung	20
3.3. Einfluss der Mehrachsigkeit auf das Schädigungs- und Kriechverhalten	22
3.4. Schweißen: Einfluss lokaler Wärmeeinbringung auf das Kriechverhalten	24
3.5. Ansätze zur mathematischen Beschreibung des Kriechverhaltens	28
3.5.1. Der modifizierte Kriechgleichungsansatz nach Graham-Walles	29
3.5.2. Anpassung der Werkstoffparameter	32
3.5.3. Zeit-Temperatur-Parameter und deren Anwendung	34
4. Werkstoffentwicklung im Hochtemperaturbereich	41
4.1. Entwicklung niedriglegierter Stähle für Kesselrohre und Membranwände	41
4.2. Entwicklung der 9 % bis 12 % Cr-Stähle	43
4.3. Entwicklung der Nickelbasis Superlegierungen	46
5. Charakterisierung der Werkstoffe für das 700/720 °C-Kraftwerk	49
5.1. Das Qualifikationsprogramm	49
5.2. Die Nickelbasislegierung Alloy 617 bzw. Alloy 617 mod	54
5.2.1. Mikrostruktur	58
5.2.2. Besonderheiten	60
5.3. Die hochchromhaltigen martensitischen Stähle VM12/VM12-SHC und T/P92 .	62
5.3.1. Wärmebehandlung und Mikrostruktur	64
5.4. Der ferritisch/bainitische 2,5 % Cr-Stahl T/P24	69
5.4.1. Wärmebehandlung und Mikrostruktur	69

6. Einachsige experimentelle Zeitstanduntersuchungen	71
6.1. Zeitstanduntersuchungen an Alloy 617 mod	72
6.2. Zeitstanduntersuchungen an VM12 bzw. VM12-SHC	77
6.3. Zeitstanduntersuchungen an P92	81
6.4. Zeitstanduntersuchungen an T24	84
6.5. Abschätzung von Schweißminderungsfaktoren	87
7. Werkstoffverhalten unter realistischen Bedingungen (Bauteilversuch)	89
7.1. Aufbau des Membranwandprüfstandes	89
7.1.1. Die Wasseraufbereitungsanlage	90
7.1.2. Der Prüfkörper und dessen Beanspruchung	90
7.1.3. Versuchsüberwachung/Instrumentierung	93
7.2. Versuchsmatrix/Belastungsübersicht	94
7.3. Versuchsergebnisse des VM12-SHC-Prüfkörpers	95
7.3.1. Temperatur-, Druck- und Dehnungsverlauf	95
7.3.2. Metallografische Untersuchungen	98
7.4. Versuchsergebnisse des T92-Prüfkörpers	101
7.4.1. Temperatur-, Druck- und Dehnungsverlauf	101
7.4.2. Metallografische Untersuchungen	102
7.5. Versuchsergebnisse des T24-Prüfkörpers	106
7.5.1. Temperatur-, Druck- und Dehnungsverlauf	106
7.5.2. Metallografische Untersuchungen	107
7.6. Versuchsergebnisse des Alloy 617 mod-Prüfkörpers	110
8. Numerische Untersuchungen der Membranwandprüfkörper	121
8.1. Modellerstellung und Randbedingungen	121
8.2. Ablauf der durchgeführten FE-Simulationen	123
8.3. Simulationsergebnisse	124
8.3.1. Simulationsergebnisse am VM12-SHC-Prüfkörper	125
8.3.2. Simulationsergebnisse am T92-Prüfkörper	126
8.3.3. Simulationsergebnisse am T24-Prüfkörper	134
8.3.4. Schlussfolgerung aus den Membranwandprüfkörperversuchen und deren Simulation	136
9. Zusammenfassung	139
Literaturverzeichnis	143
A. Anhang	153
A.1. Alloy 617 mod: Tabellarische Übersicht der Zeitstand- und LCF-Versuche	153
A.2. VM12: Tabellarische Übersicht der Zeitstandversuche	157
A.3. T/P92: Tabellarische Übersicht der Zeitstandversuche	160
A.4. T24: Tabellarische Übersicht der Zeitstandversuche	162
A.5. Übersicht der Erzeugnisse, verwendeten Schmelzen und Schweißzusatzstoffe	164
A.6. Chemische Zusammensetzungen	166
A.7. Härtemessungen an den Schweißverbindungen	169
A.8. Kerbschlagzähigkeiten	171
A.9. Wasser- und Dampfkreislauf	173
A.10. Zusätzliche Auswertungen der Simulation am VM12-SHC-Prüfkörper	174
A.11. Zusätzliche Auswertungen der Simulation am T92-Prüfkörper	178
A.12. Zusätzliche Auswertungen der Simulation am T24-Prüfkörper	179

Abkürzungsverzeichnis

v-WIGp (Orbital) ...	vollmechanisiertes <u>W</u> olfram- <u>I</u> nertgas- <u>O</u> rbital-Engspalt-Schweißverfahren
AG	<u>A</u> usgangszustand
AGW	<u>A</u> rbeitsgemeinschaft <u>W</u> armfeste <u>S</u> tähle
ASME	<u>A</u> merican <u>S</u> ociety of <u>M</u> echanical <u>E</u> ngineers
AVIF	Forschungsvereinigung der Arbeitsgemeinschaft der Eisen- und Metall verarbeitenden Industrie e. V.
AZ	<u>A</u> usgangszustand
Beanspr.	<u>B</u> eanspruchung
BoA	<u>B</u> raunkohlekraftwerk mit optimierter <u>A</u> nlagentechnik
CCS	<u>C</u> arbon <u>C</u> apture and <u>S</u> torage
COMTES	<u>C</u> omponent <u>T</u> est Facility
COST	European <u>C</u> ooperation in <u>S</u> cience and <u>T</u> echnology
CT	<u>C</u> omputertomografie
DW	<u>D</u> ickwandig
E-Hand	Lichtbogenhandschweißen mit Stabelektrode
ECCC	European <u>C</u> reep <u>C</u> ollaborative <u>C</u> ommittee
EPDC	<u>E</u> lectric <u>P</u> ower <u>D</u> evelopment <u>C</u> ompany
EU	<u>E</u> uropäische <u>U</u> nion
F&E	Forschung und <u>E</u> ntwicklung
FE	<u>F</u> inite- <u>E</u> lemente
FEM	<u>F</u> initen- <u>E</u> lemente- <u>M</u> ethode
FL	<u>F</u> usionslinie
GW	<u>G</u> rundwerkstoff
H-L045	45° Schweißung steigend (Rohrachse um 45° geneigt)
HT-DMS	<u>H</u> ochtemperatur- <u>D</u> ehnmessstreifen (kapazitiv)
IWS	<u>I</u> nstitut für <u>W</u> erkstoffkunde und <u>S</u> chweißtechnik der TU GRAZ
KOMET 650	<u>K</u> raftwerks- <u>O</u> ptionen: <u>M</u> aterial- und Messtechnik- <u>E</u> ntwicklungen und ihr <u>T</u> est unter Betriebsbedingungen
Kurzbez.	<u>K</u> urzbezeichnung
Lfz.	<u>L</u> aufzeit
MAG	<u>M</u> etallaktivgasschweißverfahren
MARBN	<u>M</u> artensitic 9 % Cr steel strengthend by <u>b</u> oron and <u>M</u> X <u>n</u> itrides
MARCKO	<u>M</u> aterialrealisierung <u>C</u> O ₂ -armes <u>K</u> ohlekraftwerk
max	<u>M</u> aximal
mech.	<u>m</u> echanisch
MK	<u>M</u> ischkristall
mod	<u>m</u> odifiziert
MPA	<u>M</u> aterialprüfungsanstalt
MSG	<u>M</u> etallschutzgasschweißverfahren
NIMS	<u>N</u> ational <u>I</u> nstitute of <u>M</u> aterial <u>S</u> cience; Tsukuba, Japan
Nr.	<u>N</u> ummer
PA	Wannenposition bzw. Wannenlage beim Schweißen
PED	<u>P</u> ressure <u>E</u> quipment <u>D</u> irective
PF	Steigende Position ¹¹ (Rohrachse waagrecht) beim Schweißen

PLM	<u>P</u> arameter <u>L</u> arson- <u>M</u> iller oder Larson-Miller-Parameter
PNP	<u>P</u> rototypenanlage <u>N</u> ukleare <u>P</u> rozesswärme
Pos.	<u>P</u> osition
PWHT	<u>P</u> ost- <u>w</u> eld <u>h</u> eat <u>t</u> reatment (engl. für Wärmenachbehandlung)
REM	<u>R</u> asterelektronen <u>m</u> ikroskop
RT	<u>R</u> aum <u>t</u> emperatur
SF	<u>S</u> chweiß <u>f</u> olge
SG	<u>S</u> chweiß <u>g</u> ut
SHC	<u>S</u> pecial <u>h</u> igh <u>c</u> orrosion resistant
SKE	<u>S</u> teinkohleneinheit
SMF	<u>S</u> chweiß <u>m</u> inderungsfaktor
SV	<u>S</u> chweiß <u>v</u> erbindung
TEM	<u>T</u> ransmissionselektronen <u>m</u> ikroskop
Temp.	<u>T</u> emperatur
THERMIE	Promotion of Energy Technology
TRD	<u>T</u> echnische <u>R</u> egeln für <u>D</u> ampfkessel
TS	Schmelztemperatur eines Werkstoffes
TU	<u>T</u> echnische <u>U</u> niversität
UP	<u>U</u> nterpulver Schweißverfahren
USC	<u>U</u> ltra <u>S</u> uper <u>C</u> ritical
VdTÜV	<u>V</u> erband der <u>T</u> ÜV e. V.
versch.	<u>v</u> erschiedenen
WBH	<u>W</u> ärme <u>b</u> ehandlung
WEZ	<u>W</u> ärmeeinflusszone
WEZ1	Gröbkörnige <u>W</u> ärmeeinflusszone
WEZ2	Feinkörnige <u>W</u> ärmeeinflusszone
WEZ3	Interkritische <u>W</u> ärmeeinflusszone
WIG	<u>W</u> olfram- <u>I</u> nergasschweißverfahren

Formelzeichen

$\dot{\varepsilon}$	Dehnrates	%/s oder (-)/s
η	Wirkungsgrad	%
$\bar{\sigma}$	Effektive Spannung	MPa
ρ	Versetzungsdichte in einem Kristallinenk6rper	$10^{14}/\text{m}^2$
σ	Spannung	MPa
σ_{hyd}	Hydrostatische Spannung	MPa
$\sigma_i (i = 1, 2, 3)$	Hauptspannungen	MPa
σ_{okt}	Oktaedernormalspannung	MPa
σ_{vM}	Vergleichsspannungen nach von Mises	MPa
τ	Schubspannung	MPa
τ_{okt}	Oktaederchubspannung	MPa
ε	Dehnung	% oder -/-
ε_0	Anfangsdehnung	% oder -/-
ε_{amp}	Dehnungsamplitude	% oder -/-
$\varepsilon_{cr,i} (i=I,II,III)$	Kriechdehnungsanteile der einzelnen Kriechbereiche	% oder -/-
ε_{cr}	Kriechdehnung	% oder -/-
ε_{el}	Elastische Dehnung	% oder -/-
ε_{eq}	Vergleichsdehnung nach von Mises	% oder -/-
$\varepsilon_i (i=1,2,3)$	Hauptdehnungen	% oder -/-
ε_{inel}	Inelastische Dehnung	% oder -/-
ε_{pl}	Plastische Dehnung	% oder -/-
A	Fl6che	m^2
A_5	Bruchdehnung (kurzer Proportionalstab)	% oder -/-
A_{C1}	Temperatur zu Beginn der Austenitbildung (Aufheizen)	$^{\circ}\text{C}$
A_{C3}	Temperatur am Ende der Austenitbildung (Aufheizen)	$^{\circ}\text{C}$
A_D	Sch6digungsbehaftete Fl6che	mm^2
A_{Steg}	Querschnittsfl6che des Steges der Membranwandpr6fk6rper	mm^2
C	Larson-Miller-Parameter	-/-
D	Sch6digungsparameter	-/-
d	Korngr66e	μm
D_a	Au6endurchmesser	mm
d_i	Innendurchmesser	mm
d_l	Subkorngr66e	nm
E	Elastizit6tsmodul	MPa
F	Kraft	N
F_{ax}	Zugkraft in axialer Richtung (des kraftaufbringenden Kolbens)	N
F_{Deckel}	Deckelkraft (resultierend aus dem Innendruck p_i)	N
p_i	Innendruck	bar
q	Mehrachsigkeitsquotient	-/-
$R_{m(w)/t/T}$	Zeitstandfestigkeit einer SV; Laufzeit t ; Temperatur T	MPa
$R_{m/t/T}$	Zeitstandfestigkeit f6r eine Laufzeit t bei einer Temperatur T	MPa
R_m	Zugfestigkeit	MPa
$R_{p0,2/T}$	0,2 % Dehngrenze bei einer Temperatur T	MPa
$R_{p0,2}$	0,2 % Dehngrenze	MPa

$R_{p1,0}$	1,0 % Dehngrenze	MPa
s	Wanddicke	mm
SMF	Schweißminderungsfaktor	-/-
T	Temperatur	°C
t	Zeit	h
t_B	Zeit bei Bruch	h
T_s	Schmelztemperatur	K
Z	Brucheinschnürung	%

Kurzfassung

Mit den politischen Vorgaben zur Reduzierung des CO₂-Ausstoßes unter Einsatz neuester Technologien ergeben sich für fossil befeuerte Kraftwerke neue Anforderungen. Der Einsatz von bereits in der Entwicklung befindlichen Technologien, wie beispielsweise der Speicherung des ausgestoßenen CO₂ (CCS), benötigt Wirkungsgrade von mindestens 50 %. Wirkungsgrade in dieser Höhe sind notwendig, um die Anwendung der verschiedenen CO₂-Abscheidungsverfahren zu ermöglichen. Eine Steigerung der Wirkungsgrade kann nur durch eine Erhöhung von Dampfdruck und -temperatur erreicht werden. Auf diese Weise werden allerdings auch die Anforderungen an die eingesetzten Werkstoffe deutlich erhöht. Ziel dieser Arbeit ist es, einen Beitrag zur Auswahl, Charakterisierung und Qualifizierung geeigneter Kessel- und Rohrleitungswerkstoffe für ein solches hocheffizientes fossil befeuertes Kraftwerk zu leisten. Weiterhin soll gezeigt werden, dass mit Hilfe numerischer Simulationen unter Einbindung geeigneter Kriechgleichungen das Verformungs- und Relaxationsverhalten von hochtemperaturbeanspruchten Komponenten abgebildet werden kann. Mit diesem Vorgehen kann der Design- und Auslegungsprozess, aber auch die Lebensdauerüberwachung von Kraftwerkskomponenten sinnvoll unterstützt und effektiver gestaltet werden.

Vorangetrieben durch das Ziel, fossil befeuerte Kraftwerke mit immer höheren Wirkungsgraden zu bauen, wurden in den vergangenen Jahren einige neue Werkstoffe entwickelt die es erlaubten Dampftemperaturen von bis zu 625 °C im Dauerbetrieb eines fossil befeuerten Kraftwerkskessels zu erzielen. Ermöglicht wurde dies durch die Verwendung von speziell für den Hochtemperatureinsatz weiterentwickelten martensitischen Stählen. Die Zeitstandfestigkeit dieser martensitischen Stähle ist aktuell nicht ausreichend um einen sicheren Dauerbetrieb eines fossil befeuerten Kraftwerkskessels bei Spitzentemperaturen von 700 °C und Dampfdrücken bis zu 350 bar zu gewährleisten. Im Bereich der Temperaturen bis 700 °C müssen daher weitere Werkstoffe, wie beispielsweise die aus dem Turbinenbereich stammenden Nickelbasislegierungen, für den Einsatz im Kraftwerksbetrieb qualifiziert werden. Hier steht mit der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod eine sehr interessante Legierung zur Verfügung. Durch den hohen Ni-Gehalt ist dieser Werkstoff allerdings vergleichsweise teuer und muss zudem unter erhöhtem Aufwand verarbeitet werden. Eine vollständige Umsetzung des Kesselbereiches aus Alloy 617 mod ist somit nicht wirtschaftlich vertretbar was bedeutet, dass die Verwendung dieses Werkstoffes auf den Temperaturbereich von 625 °C bis 700 °C eingeschränkt werden sollte. Im Temperaturbereich bis 625 °C kann auf die gut erprobten martensitischen 9 % bis 12 % Cr-Stähle, wie beispielsweise die Vertreter T/P92 und VM12/VM12-SHC, zurückgegriffen werden. Im Bereich niedriger Temperaturen bis 525 °C bietet der Einsatz des 2,5 % Cr-Stahles T/P24, besonders bei der Fertigung von Membranwänden, einige Vorteile. Er weist in diesem Temperaturbereich ausreichende Zeitstandfestigkeiten auf und kann im dünnwandigen Bereich bei entsprechender Prozessführung ohne Wärmenachbehandlung verschweißt werden.

Für eine erfolgreiche Realisierung eines 700 °C Kraftwerkes müssen geeignete Werkstoffe qualifiziert und hier vor allem im Hinblick auf ihre Kriech Eigenschaften untersucht werden. Ziel dieser Arbeit ist es, hierzu einen entscheidenden Beitrag zu leisten. Daher werden zunächst die Werkstoffe Alloy 617 mod, T/P92, VM12/VM12-SHC und T24 charakterisiert und vorgestellt sowie anschließend detaillierten Zeitstanduntersuchungen unterzogen. Innerhalb dieses Versuchsprogramms werden sowohl Grundwerkstoffproben, entnommen aus Kesselrohren

und dickwandigen Rohren sowie deren Induktivbiegungen als auch Schweißverbindungs- und Schweißgutproben bei erhöhten Temperaturen geprüft. Um zudem wichtige Informationen über das Verhalten der Werkstoffe unter mehrachsiger Belastung und annähernd realen Betriebsbedingungen gewinnen zu können, werden Membranwandprüfkörper der vier oben genannten Werkstoffe in einem an der MPA UNIVERSITÄT STUTTGART entwickelten Komponentenprüfstand auf ihr Kriechverhalten untersucht. Die am Prüfkörper angreifenden mechanischen Lasten während des Prüfvorganges werden so ausgelegt, dass nach einer Zeit von etwa 2.000 h bis 5.000 h ein Zustand hoher Schädigung vorliegt. Nach der Zeitstandprüfung der Membranwandprüfkörper werden die Prüflinge einer detaillierten metallografischen Untersuchung unterzogen. Ziel ist, neben der Bestimmung des Ortes der Rissbildung, die Ermittlung des tatsächlichen Schädigungszustandes, im Besonderen innerhalb der Rohr-Steg-Schweißverbindung.

Neben der Charakterisierung und Qualifizierung der Werkstoffe zur Fertigung von Komponenten im Hochtemperaturbereich eines fossil befeuerten Kraftwerkes mit Spitzentemperaturen bis 700 °C werden die Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen zur Erstellung eines Materialmodelles für inelastische Finite-Elemente-Simulationen herangezogen. Die zu diesem Zweck verwendeten Kriechgleichungen basieren auf einem Ansatz nach Graham und Walles, welcher modifiziert und unter anderem mit einem Schädigungsparameter erweitert wurde. Über eine Nachrechnung der innerhalb dieser Arbeit durchgeführten Bauteilversuche konnten die erstellten Materialmodelle (inklusive der Abbildung der Schweißnaht über drei Wärmeeinflusszonen) erfolgreich verifiziert werden. Es wird allerdings deutlich, dass in einer Rohr-Steg-Schweißverbindung einer Membranwand fertigungsbedingte Unregelmäßigkeiten existieren, welche zu einer überlagerten Biegebeanspruchung führen können. Mit Hilfe des berechneten Schädigungsparameters, der lokalen Kriechdehnung sowie der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes kann zudem der Ort maximaler Kriechschädigung und somit der Ort der Rissbildung kurz unterhalb der Bauteiloberfläche der rohrseitigen Wärmeeinflusszone der Rohr-Steg-Schweißverbindung der Membranwandprüfkörper identifiziert werden. Die hier erarbeiteten Ergebnisse verdeutlichen, dass heutige FE-Programme in Kombination mit einem modifizierten Kriechgleichungsansatz wie z. B. nach Graham und Walles ein durchaus geeignetes Werkzeug zur Unterstützung des Auslegungs- und Designprozesses von Kraftwerkskomponenten darstellen.

Die im Rahmen dieser Arbeit erzielten Ergebnisse zeigen, dass eine numerische Simulation von hochtemperaturbeanspruchten Kesselkomponenten unter Verwendung des an der MPA UNIVERSITÄT STUTTGART modifizierten Kriechgleichungsansatzes nach Graham und Walles zu realistischen Simulationsergebnissen führt. Die durchgeführten einachsigen Zeitstandversuche stellen zudem eine sinnvolle Ergänzung der Datenbasis für die Auslegung und die betriebliche Zuverlässigkeit im Langzeitbereich dar. Mit den Ergebnissen dieser Arbeit wurde die Grundlage für die Qualifizierung der Werkstoffe Alloy 617 mod, VM12/VM12-SHC, T/P92 und T24 für den Einsatz in fossil befeuerten Kraftwerken mit Dampftemperaturen bis 700 °C verbreitert.

Abstract

Along with government guidelines for the reduction of CO₂ emissions by applying the latest technologies, fossil fired power plants are faced with new standards. Technologies like the storage of the polluting CO₂ emissions (CCS) (which are currently under development) require a degree of efficiency of more than 50 % to provide the usage of any CO₂ separation process. An increase in efficiency of fossil fired power plants can be achieved by raising steam pressure and steam temperature. Thereby the requirements for the used materials will also clearly increase. With this work a contribution in characterization and qualification of adequate materials for boiler and piping components of such a high efficient fossil fired power plant will be presented. Furthermore new tools and material laws for numerical simulations will be developed and verified in order to reasonable assist and support the design processes of power plant construction.

Currently martensitic steels are used in fossil fired power plants with maximum working temperatures up to 625 °C. These steels do not show the required creep rupture strength at the target temperature of 700 °C. For these high temperatures, new materials like the nickel base alloys have to be qualified for power plants services. Originating from the field of turbine materials, nickel base alloys show outstanding creep rupture strength. An alloy with good prospects out of the material class of the nickel base alloys is Alloy 617 mod. However, this material is expensive due to its high nickel content. Furthermore, the complex machinability of this material leads to an additional increase in expenses. A complete fabrication of the boiler area using Alloy 617 mod is not economically feasible, which means that the usage of this material has to be limited to the temperature field of 625 °C to 700 °C. For the boiler area with temperatures below 625 °C the well proven 9 % to 12 % Cr-steels, like T/P92 and VM12/VM12-SHC may be used. In the field of low temperatures up to 525 °C the usage of the 2.5 % Cr-steel T/P24 offers numerous advantages, in particular in the fabrication of membrane walls. This material shows good creep properties up to temperatures of 525 °C and, for thin walled components, T24 can be welded without post weld heat treatment by using suitable techniques.

For a successful design and fabrication of a 700 °C fossil fired power plant, appropriate materials have to be qualified. Here, a special focus is set on the creep properties of these materials. The presented work is a significant contribution to the qualification of these materials. First, the materials Alloy 617 mod, T/P92, VM12/VM12-SHC and T24 are briefly introduced and characterized. After this, the materials are investigated in a detailed creep testing program. This program includes investigations on base material, extracted from tubes, pipes and inductive bends of pipes. In addition, crossweld specimens and specimens made of weld material are creep tested at high temperatures. To gain important information about the behavior under service conditions and multiaxial loadings, a test rig was developed at MPA UNIVERSITÄT STUTTGART, which is able to test membrane-wall like components under this point of view. The applied mechanical and thermal loads in these tests are dimensioned to cause a status of high damage within the investigated materials after a test time of 2.000 h to 5.000 h. After the test procedure, the membrane-wall like specimens are metallographically investigated. The objectives of these investigations are the characterization of the actual damage within the material caused by the prior testing, in particular within the tube-fin-welds and furthermore to identify the area of crack formation.

Besides the characterization and qualification of the materials for the construction of components of a high temperature fossil fired power plant with a peak temperature of 700 °C the results of the uniaxial creep test will be used to develop material models for inelastic finite element simulations. For this a creep equation based on a formulation of Graham and Walles will be modified and furthermore extended with a damage parameter. By simulating the component tests presented in this work, the created material models (including three heat affected zones) could be verified. However, it becomes obvious that irregularities in geometry in a tube-fin-weld of a waterwall may exist and may lead to an additional bending load. By evaluating the damage parameter, which is implemented in the used creep equation, the local creep strains and the multiaxiality of the stress state, the area of maximum creep damage and with this the location of crack formation can be precisely predicted in the heat affected zone on the tube side, close to the surface of the tube-fin-weld. The acquired results show, that latest FE codes in combination with suitable creep equations are a powerful tool to support the design process of power plant components.

Finally, the results in this work allow the conclusion, that with the help of the introduced modified creep equation of Graham and Walles a numerical simulation of high temperature loaded boiler components leads to realistic results. Furthermore the data base for design and dimensioning processes of power plant components in the creep regime was extended with reliable data. In addition to that the basis for the qualification of the materials Alloy 617 mod, T/P92, VM12/VM12-SHC and T24 for the usage in fossil fired power plants with temperatures up to 700 °C was increased

1. Einleitung

1.1. Problemstellung

In der heutigen Zeit ist der Umweltschutz eines der meist diskutierten Themen. In diesen Debatten nimmt die Erzeugung von Elektrizität und der mit ihr eng verbundenen Thematik der CO₂-Emissionen meist eine zentrale Rolle ein. Das Streben, elektrische Energie mit reduzierter oder sogar ohne die Emission von CO₂ generieren zu können, wird immer wichtiger und wird mit wachsendem Nachdruck verfolgt. Allein mit dem Einsatz erneuerbarer Energien wird dieses Ziel in naher Zukunft jedoch nicht vollständig erreicht werden können. Der weltweite Bedarf an Energie wird künftig weiter ansteigen. Ein Grund hierfür liegt in der raschen Entwicklung einiger großer Schwellenländer wie China oder Indien. Hier besitzt ein Großteil der Bevölkerung nur begrenzten oder noch keinen Zugang zu Stromnetzen. Doch auch innerhalb Deutschlands wird der Bedarf an neu zu schaffenden Kapazitäten in den nächsten Jahren ansteigen. Dies ist in der Altersstruktur des deutschen Kraftwerkspark begründet. Einige Kraftwerke haben das Ende ihrer Laufzeit erreicht und erzeugen Energie somit nicht nach dem neuestem Stand der Technik. Diese Kraftwerke müssen in naher Zukunft durch den Neubau moderner Kraftwerksanlagen unter Berücksichtigung aktuellster Technik ersetzt werden. Gelingt es hier, die Wirkungsgrade dieser Kraftwerke weiter zu steigern, so ist dies mit einer Reduzierung des CO₂-Ausstoßes verbunden. Ziel dieses Weges stellt die vollkommen CO₂-lose Erzeugung von Elektrizität dar. Unter Verwendung fossiler Energieträger ist dies nur mit der Einführung neuer Technologien wie CCS (Carbon Capture and Storage) möglich. Der Einsatz dieser neuen CCS-Technologien ist, hervorgerufen durch die Deckung des Eigenenergiebedarfs der zusätzlichen Anlagen, mit Wirkungsgradeinbußen von etwa 10 %-Punkten verbunden. Aus diesem Grund ist der vertretbare Betrieb eines Kraftwerks in Verbindung mit diesen neuen Technologien nur bei Kraftwerkswirkungsgraden oberhalb von 50 % (Angabe ohne die Wirkungsgradeinbußen durch CCS) sinnvoll.

Für eine Realisierung fossil befeuerter Kraftwerke mit einem Wirkungsgrad von mindestens 50 % müssen die Frischdampfparameter Druck und Temperatur angehoben werden. Bis zum Jahr 2020 ist die Fertigstellung eines Demonstrationskraftwerkes mit Frischdampfparametern bis 700 °C und einem Dampfdruck von 350 bar geplant. Eine Steigerung dieser Parameter bzw. der Beanspruchungen bedeutet gleichzeitig gestiegene Anforderungen an die Festigkeitseigenschaften der Werkstoffe eines solchen Kraftwerkes. Auf Grund von Kosten sowie Fertigungs- und Konstruktionsproblematiken empfiehlt sich der Einsatz unterschiedlicher Werkstoffe für die Fertigung von Kessel- und Rohrleitungskomponenten (wie z. B. Sammler, Membranwände usw., [Bild 1.1](#)) in den unterschiedlichen Bereichen eines solchen Hochleistungskraftwerkes. Wegen seiner exzellenten Zeitstand-, Korrosions- und Oxidationseigenschaften ist für den Temperaturbereich oberhalb von 625 °C der Einsatz der Nickelbasislegierung Alloy 617 geplant. Bedingt durch seine teuren Hauptlegierungselemente Chrom und Nickel sowie einer erschwerten Verarbeitbarkeit ist ein Einsatz dieses Werkstoffes nur in den Bereichen sehr hoher Temperaturen sinnvoll. Für den Temperaturbereich bis 625 °C muss deshalb auf bekannte martensitische 9 % bis 12 % Cr-Stähle zurückgegriffen werden. Hierbei bieten sich der 12 % Cr-Stahl VM12/VM12-SHC sowie der 9 % Cr-Stahl T/P92 für einen Einsatz in Kesselkomponenten und Rohrleitungen an. Diese beiden hochlegierten Stähle vereinen gute Kriech Eigenschaften mit vertretbaren Kosten. Die im Vergleich zu Nickelbasislegierungen

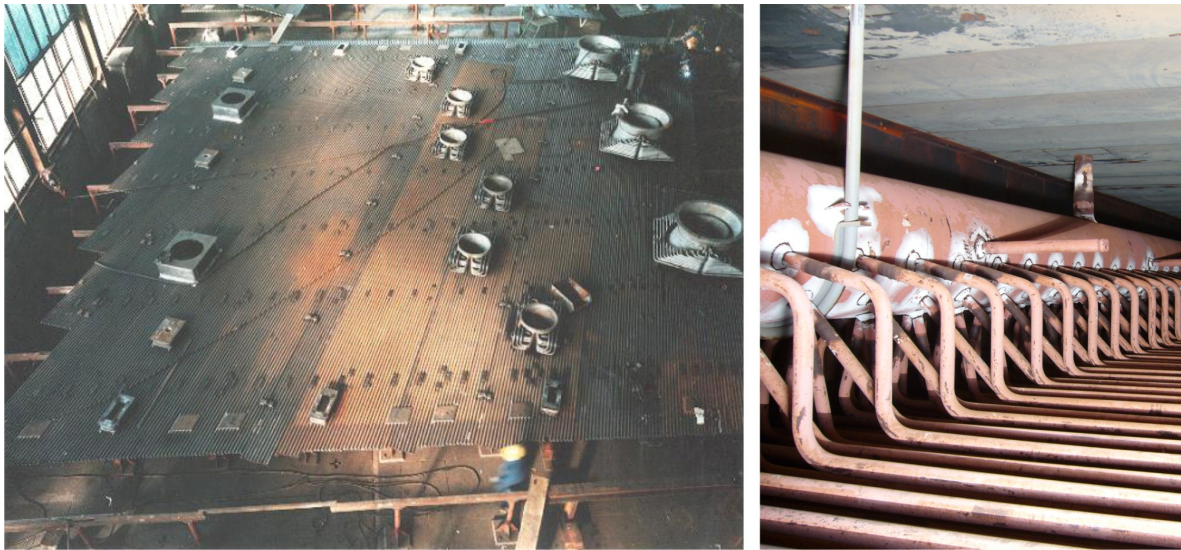


Bild 1.1: Kesselkomponenten eines fossil befeuerten Kraftwerks (links: Membranwand; rechts: Frischdampfsammler)

niedrigeren Kosten beruhen auf den guten Verarbeitungseigenschaften sowie den billigeren Legierungselementen dieses Stahls. In heutigen „state of the art“ Kraftwerken werden 9 % bis 12 % Cr-Stähle bereits erfolgreich in Kesselkomponenten wie Sammler, Membranwänden und Rohrleitungen mit Temperaturen bis zu 620 °C eingesetzt. Um das Temperaturfenster zwischen 490 °C und 535 °C des 700/720 °C-Kraftwerkes abzudecken, ist die Verwendung des niedriglegierten ferritisch/bainitischen Stahls T/P24 geplant. Auf Grund seines niedrigeren Chromgehaltes und der daraus resultierenden schlechteren Oxidationseigenschaften ist ein Einsatz dieses Stahles bei Temperaturen oberhalb von 535 °C allerdings nicht sinnvoll.

Um den Bau eines 700/720 °C-Kraftwerkes zu ermöglichen, müssen die in einem solchen Vorhaben zum Einsatz kommenden Werkstoffe für ihre neuen Anwendungsgebiete qualifiziert werden. Von besonderer Wichtigkeit ist hier die Untersuchung des Zeitstandverhaltens der Stähle und deren Schweißverbindungen. Zudem ist ein Eignungsnachweis für einen späteren Einsatz als Kessel- und Rohrleitungswerkstoff in Form von Bauteilversuchen notwendig. Im Auslegungsbereich müssen zusätzlich neue Wege eingeschlagen werden. Zu konservativ ausgelegte Bauteile, wie beispielsweise ein Sammler mit besonders großer Wanddicke, führen auf Grund höheren Materialbedarfes zu einem deutlichen Kostenanstieg. Sammler mit geringeren Wanddicken weisen während der An- und Abfahrvorgänge des Kraftwerkes geringere Temperaturgradienten über der Wanddicke auf. Druck und Temperatur können daher schneller aufgebracht werden. Das Kraftwerk kann folglich flexibler betrieben werden. Ein schnelles „Reagieren“ auf die Anforderungen des Stromnetzes wird heute und in naher Zukunft auf Grund des immer weiter steigenden Einsatzes regenerativer Energien, die teilweise von erschwert vorhersagbaren Faktoren, wie dem Wetter, abhängen immer wichtiger. In der Auslegung von Kesselkomponenten muss also ein Optimum der Wanddicken bestimmt werden, welches die Festigkeitsanforderungen des Werkstoffes, die Kosten des Bauteils und den späteren flexiblen Einsatz erfüllt. Hierfür wird der Einsatz der „Design By Analysis“-Methode immer bedeutender. Mit Hilfe moderner Stoffgesetze, implementiert in Finite-Element-Programme (FE-Programme), kann das Bauteilverhalten genauer vorhergesagt werden. Grundlage hierfür ist ein Stoffgesetz, welches auf einer guten Datenbelegung basiert und ausreichend verifiziert wurde.

1.2. Zielsetzung und Problemstellung

Ziel dieser Arbeit ist es, einen Beitrag zur Qualifizierung der Werkstoffe und ihres Einsatzes zur Realisierung eines 700/720 °C-Kraftwerks zu leisten. Hier liegt der Fokus der Untersuchungen im Zeitstandbereich. Neben der Durchführung einachsiger Zeitstandversuche an Grundwerkstoffen und Schweißverbindungen der im Kesselbereich für unterschiedliche Temperaturbereiche vorgesehenen Werkstoffe Alloy 617 mod, T/P92, VM12/VM12-SHC und T/P24 steht die Untersuchung des Verhaltens von membranwandähnlichen Prüfkörpern unter realitätsnaher Hochtemperaturbeanspruchung im Vordergrund.

Die Umsetzung neuer Technologien in schadstoffarmen Hochleistungskraftwerken (als Stufe auf dem Weg zum „Null-Emissions“-Kraftwerk) beruht in erster Linie in der deutlichen Anhebung der Dampfparameter Druck und Temperatur. Besonders die Anhebung der Temperatur stellt erhebliche Ansprüche an den Nachweis der Langzeitbeständigkeit bezüglich der Festigkeit der einzusetzenden Strukturwerkstoffe. Ohne diese Nachweise ist ein sicherer Betrieb ohne Gefährdung von Mensch und Umwelt nicht möglich. Ziel dieser Arbeit ist daher die Schaffung einer wissenschaftlich fundierten Datenbasis für die Auslegung und die betriebliche Zuverlässigkeit im Langzeitbereich. Diese Datenbasis soll grundsätzlich geeignet sein, Eingang in das europäische Regelwerk gemäß Druckgeräte-Richtlinie (PED) [Eur97] zu finden. Aufgrund der nicht vorhandenen langzeitigen Betriebserfahrungen mit den einzusetzenden Werkstoffen ist eine wissenschaftliche Begleitung zur Basis-Absicherung der Auslegungs-Werte unabdingbar.

Die Ergebnisse dieser Arbeit sollen es zudem ermöglichen, in Abhängigkeit von der betrieblichen Beanspruchung zum Ausschluss vorzeitigen katastrophalen Versagens, eine dem Werkstoff angepasste wiederkehrende Prüfung zu planen. Ferner eröffnen sich Möglichkeiten, moderne, sich in die technische Praxis einführende Methoden der Auslegung - Design by Analysis - zu nutzen. Es ist damit zu rechnen, dass die Standardauslegung („Design by Formula“) das Werkstoffpotenzial nicht voll ausnutzen kann, was bei Konstruktionen mit z. B. großen Wanddicken zu nicht optimalen Wirkungsgraden führt. Diese Erfahrung konnte bereits bei der Auslegung des Hochtemperaturreaktors bzw. des schnellen Brüters gewonnen werden, bei denen ähnliche Werkstoffe bei allerdings anderen Temperaturen eingesetzt werden sollten. Zum Erreichen der hier angesprochenen Zielsetzung werden Stoffgesetze, basierend auf einem modifizierten Kriechgleichungsansatz nach Graham-Walles, an die unterschiedlichen Werkstoffe angepasst und anschließend eine Simulation des Verformungsverhaltens der Bauteilversuche durchgeführt. Hierzu werden FE-Modelle der untersuchten Membranwandprüfkörper, unter Berücksichtigung der Wärmeeinflusszone mit unterschiedlichen Kriecheigenschaften, angefertigt. Die auf diese Weise enthaltenen Ergebnisse werden mit den experimentell ermittelten Daten verglichen und detailliert ausgewertet. Mit Hilfe dieser Simulationen kann ein wichtiger Schritt in Richtung „Design by Analysis“ von Kesselkomponenten fossil befeuerter Kraftwerke vollzogen werden.

2. Kraftwerkstechnologien: Stand der Technik

2.1. Grundlagen zum Verständnis und der Beurteilung von Kraftwerksprozessen

„Coal is likely to remain an important source of energy in any conceivable future energy scenario“ [Fut07]

Stein- und Braunkohle wird auch in Zukunft eine sehr wichtige Rolle in der Energieerzeugung spielen und somit weiterhin zu den wichtigsten Energieträgern der Menschheit gehören. Der Kohlepreis ist zwar seit dem Jahr 1996 stetig angestiegen, Kohle ist aber weiterhin verhältnismäßig billig und laut Statistik sind Hartkohlen noch über 130 Jahre vorrätig. Im Falle der Weichbraunkohlen liegt die statistische Vorratsdauer sogar bei nahezu 300 Jahren [WH08]. Bei der vollständigen Verbrennung einer Tonne Steinkohleneinheit (SKE) entsteht eine thermische Energie von 8.140 kWh [Sch04]. Diese Energie unterteilt sich in einen nutzbaren Anteil, die sogenannte Exergie, und einen Anteil, der sich nicht in Arbeit umwandeln lässt und mit Anergie bezeichnet wird. Diese thermische Energie wird anschließend im Kraftwerk, genauer gesagt im Dampferzeuger, auf Wasser übertragen, welches sich dabei in Wasserdampf umwandelt. Dieser Vorgang läuft bei einem Wirkungsgrad von etwa 90 % ab. Die Exergie des so entstandenen Dampfes hängt stark von Druck und Temperatur ab. Je höher diese sind, desto höher ist auch die im Dampf gespeicherte Exergie. Mit Hilfe der Dampfturbine wird die Exergie des Dampfes in eine Rotationsbewegung und anschließend mittels eines Generators in elektrische Energie umgewandelt. Schon in diesem vereinfachten Beispiel wird deutlich, dass der Gesamtwirkungsgrad eines Kraftwerkes über das Produkt seiner Teilwirkungsgrade ermittelt werden muss. In unserem vereinfacht dargestellten Fall müssen also die Teilwirkungsgrade der Verbrennung, der Dampferzeugung, der Turbine und des Generators berücksichtigt werden. In der Realität kommen hier aber noch eine große Anzahl an Teilprozessen mit hinzu, deren Anteile bei der Ermittlung des Gesamtwirkungsgrades mit einfließen müssen. Beispiele hierfür sind Strömungsverluste (diese können bei etwa 5 % liegen) oder der Eigenbedarf an Energie für den Betrieb von Pumpen, Kohlemühlen, Gebläsen usw. Der absolute, theoretisch erzielbare Wirkungsgrad eines Kraftwerkes wird mit Hilfe des Carnot-Prozesses bestimmt und kann somit auch als Carnot-Wirkungsgrad bezeichnet werden [Sch04]. Er stellt lediglich die thermodynamisch theoretisch erzielbare Grenze dar, welche in einem realen Prozess allerdings nicht erreicht werden kann. In [Bild 2.1](#) ist dieser theoretisch erzielbare Wirkungsgrad im Vergleich mit aktuellen Technologien sowie einigen Forschungszielen über der zugehörigen maximalen Prozesstemperatur aufgetragen. Es wird deutlich, dass das 700 °C-Kraftwerk theoretisch einen Wirkungsgrad von etwa 70 % erzielen könnte. Realistisch sind allerdings Wirkungsgrade von knapp oberhalb 50 %.

2.2. Die Entwicklung des Wirkungsgrades von Kohlekraftwerken

Erst gegen Ende des 19. Jahrhunderts und zu Anfang des 20. Jahrhunderts begann die Erzeugung von elektrischer Energie durch die Nutzung der Brennenergie von Kohle bzw. fossiler Brennstoffe. Vorher wurde Kohle lediglich zur Wärmeerzeugung in Haushalten oder zur Steuerung chemischer, industrieller Prozesse verwendet. Das erste „fossil befeuerte Kraftwerk“ stellte

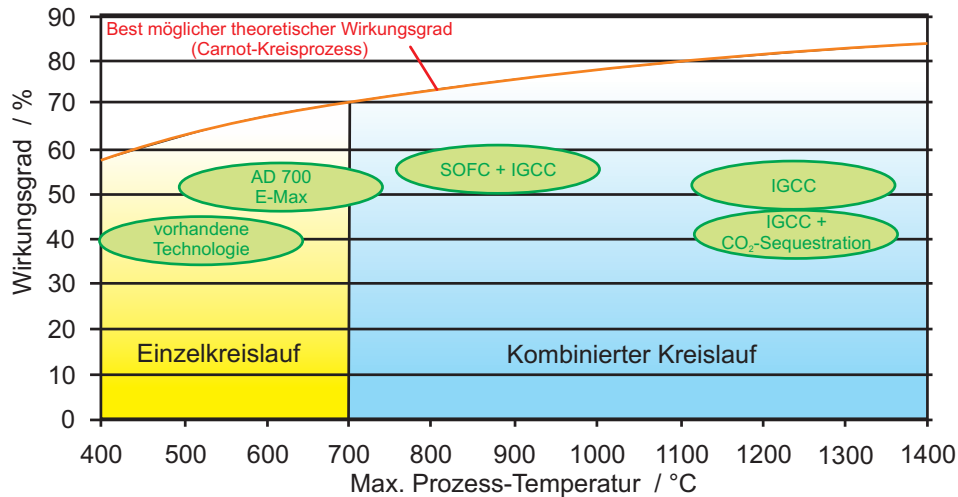


Bild 2.1: Theoretisch erzielbare Wirkungsgrade im Vergleich [The02a]

der Dampfkolbenmotor mit einem Wirkungsgrad von gerade einmal 1 % dar. Rechnet man dies auf Steinkohleneinheit (SKE) um, so bedeutet dies, dass für die Erzeugung von einer elektrischen kWh 12,3 SKE verbrannt werden mussten und hierbei etwa 37 kg CO₂ ausgestoßen wurden [Sch04]! Aus Gründen der Wirtschaftlichkeit waren Forschungsaktivitäten nun zunehmend damit beschäftigt, die Wirkungsgrade bei der Energieerzeugung mit Hilfe von Kohle zu steigern. Je höher der Wirkungsgrad, desto geringer der Verbrauch an Brennstoff, also Kohle, einhergehend mit einer deutlichen Kosteneinsparung und einer Reduzierung der Emissionen. Vorangetrieben wurden die Forschungsaktivitäten durch die Erkenntnis, dass sich elektrische Energie, im Gegensatz zu den meisten anderen Energieträgern, mit einem sehr hohen Wirkungsgrad fast vollständig in Exergie umwandeln lässt. Heutige Elektromotoren besitzen Wirkungsgrade von mehr als 98 %. Elektrische Energie entwickelte sich daher sehr schnell zu einem wichtigen „Energieträger“.

Besonders in Deutschland konnte mit zunehmender Erfahrung und einer Vielzahl von neuen Erkenntnissen, gewonnen innerhalb vieler F&E-Projekte, der Wirkungsgrad von Kohlekraftwerken schnell gesteigert werden. Einen entscheidenden Beitrag leisteten hier Fortschritte in der Verbrennungstechnik und in der Zeitstandfestigkeit der Werkstoffe. Neben der Beanspruchung durch Wärme und mechanische Kräfte müssen die eingesetzten Werkstoffe zudem aggressiven Gasen und Korrosion standhalten. Ein weiterer Fortschritt konnte durch die Einführung neuer Techniken, wie beispielsweise der Zwischenüberhitzung, erzielt werden. Bei dieser Technik wird Dampf nach einer ersten Exergieextraktion von der Turbine zur nochmaligen Aufheizung in den Dampferzeuger geleitet. Durch den Bau immer größerer Anlagen konnten zudem Fortschritte im Verbrennungsprozess erzielt werden, da nur so eine Vergrößerung der Feuerräume und somit eine Verlängerung der Brennwege erzielt werden konnte. Längere Brennwege sorgen für eine deutlich effizientere Verbrennung der Kohle. Die Nutzung von Abwärme und Dampf (z. B. Anzapfdampf aus der Turbine) zur Vorwärmung des Speisewassers und die Reduzierung von Wärmeverlusten erzielten weitere Steigerungen der Wirkungsgrade. Das erfolgreichste Mittel zur Steigerung der Wirkungsgrade stellte damals, wie auch heute, die Steigerung der Prozessparameter Dampfdruck und -temperatur dar. Mit Dampfparametern von 13 bar und 275 °C konnten in den 1910er Jahren Wirkungsgrade von etwa 5 % erzielt werden. Dies bedeutete bereits eine fünffache Steigerung zum ursprünglichen Wirkungsgrad des Dampfkolbenmotors. Die Entwicklung schritt weiter rasch voran und so konnte im folgenden Jahrzehnt (1920er Jahre) der Wirkungsgrad wieder vervierfacht werden. Mit Dampfparametern von 36 bar und 450 °C wurden Wirkungsgrade von 20 % möglich. Bis in die 1950er Jahre wurden die Dampfparameter

Tabelle 2.1: Durchschnittliche Wirkungsgrade η (Kohlekraftwerke), spezifischer Kohleverbrauch, CO₂-Emissionen (2004) [Sch04]

	η / %	g SKE/kWh	g CO ₂ /kWh
China/Russland	23	534	1600
Welt	31	396	1188
Deutschland	38	323	969
In naher Zukunft geplant	55	223	669
Langfristig geplant	60-65	205-189	612-567

auf 510 bis 540 °C und 150 bis 180 bar weiter gesteigert. Die in dieser Zeit neu errichteten Kraftwerke wiesen einen Gesamtwirkungsgrad von bereits 30 % auf. In der folgenden Zeit gewann notwendigerweise der Schutz der Umwelt zunehmend an Bedeutung. Anlagen zur Entschwefelung und zur Reduzierung der Stickoxide in den Rauchgasen wurden eingeführt. Zudem wurde die Einführung von Kühltürmen notwendig. Diese Maßnahmen dämpften die Wirkungsgradentwicklung der Kraftwerke, da auch innerhalb dieser Anlagen Energie eingesetzt werden musste, was zu einer Wirkungsgradminderung von ca. zwei bis vier Prozentpunkten führte. Bis in die 1980er Jahre konnte die Effizienz der Kohleausnutzung trotzdem weiter gesteigert werden und mit Prozessparametern von erstmalig 540 °C und 260 bar wurde ein Wirkungsgrad von 43 % möglich. Vergleichend zum 1 % Dampfkolbenmotor war man nun bei einer Absenkung des Steinkohleverbrauchs um einen Faktor von 38 angelangt. Ende der 1990er Jahre wurde ein Weltbestwert von 47 % Gesamtwirkungsgrad erzielt. Ein dänisches Kraftwerk nutzte hierzu eine Direktkühlung mit Meerwasser und konnte so diese Rekordmarke setzen [Sch04].

Allgemein muss an dieser Stelle noch erwähnt werden, dass die hier aufgeführte zeitliche Entwicklung der maximal erzielten Wirkungsgrade von Kohlekraftwerken nicht den Durchschnitt aller Anlagen widerspiegelt. Erzielte man beispielsweise in den 1950er Jahren nach Stand der Technik einen Wirkungsgrad von etwa 30 %, so lag der Durchschnitt aller betriebenen Anlagen bei lediglich 17 %. Aber auch diese Differenz verbesserte sich im Laufe der zeitlichen Entwicklung. In den 1980er lag der Durchschnittswert bei etwa 38 %, die Spitzenwerte, produziert mit modernsten Anlagen, bei 43 %. Im Gegensatz zu Deutschland betrug 2004 der weltweite Durchschnitt der Wirkungsgrade aller kohlebefeuernden Kraftwerke lediglich 31 % (siehe [Tabelle 2.1](#)) [Sch04].

In [Bild 2.2](#) ist die Wirkungsgradentwicklung von Stein- und Braunkohlekraftwerken in Deutschland ab 1960 aufgeführt. Die separate Betrachtung von Stein- und Braunkohlekraftwerken ist notwendig, da der Wirkungsgrad von Braunkohlekraftwerken einige Prozentpunkte unter denen der Steinkohlekraftwerke liegt. Grund hierfür stellt der höhere Wassergehalt der Braunkohle dar. Zur Trocknung von Braunkohle muss daher mehr Energie aufgewendet werden. Für die Verdampfung dieses hohen Wassergehaltes wird deshalb auch mehr Exergie aus dem Verbrennungsprozess entzogen. Auch der Wassergehalt des Dampfes, welcher bei der Feuerung mit Braunkohle entsteht, liegt höher als bei der Feuerung mit Steinkohle. In Deutschland (Niederaußem) befindet sich das Braunkohlekraftwerk „BoA“ (Braunkohlekraftwerk mit optimierter Anlagentechnik). Wie in [Bild 2.2](#) ersichtlich, besitzt es eine Bruttoleistung von 1.000 MW und einen Wirkungsgrad¹ von 45,3 % (siehe [Bild 2.3](#)). Es stellt derzeit die Referenz der Braunkohlekraftwerke dar und kann als das weltweit modernste Braunkohlekraftwerk bezeichnet werden.

¹nach Abzug allen Eigenverbrauchs durch Hilfsanlagen usw.

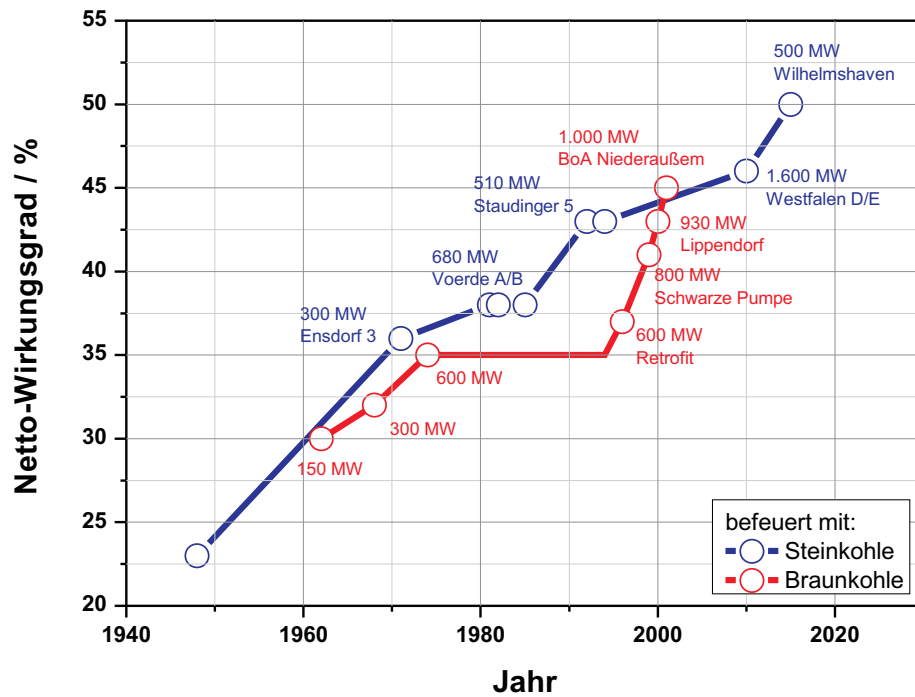


Bild 2.2: Wirkungsgradentwicklung von Braun- und Steinkohlekraftwerken [Lam08]



Bild 2.3: Luftaufnahme des BoA-Blocks, Kraftwerk Niederaußem

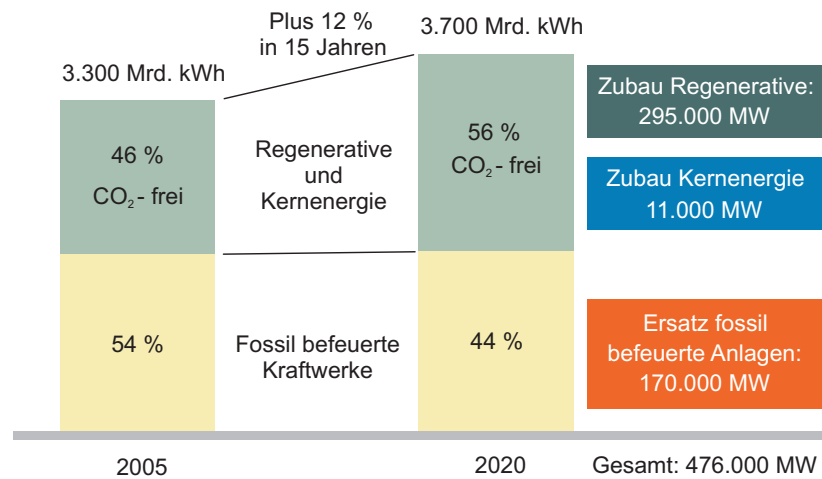


Bild 2.4: Modellüberlegungen zur Entwicklung des Strombedarfs in der EU und erforderlicher Kraftwerkszubau an Kraftwerkskapazitäten [T⁺10]

2.3. Die zukünftige Rolle der Kohlekraftwerke in der Energieerzeugung

Modellüberlegungen zur Entwicklung des Strombedarfs in der EU, wie sie in [Bild 2.4](#) zu sehen sind, gehen davon aus, dass bis zum Jahre 2020 eine neu zu erzeugende Kapazität von etwa 476.000 MW entstehen wird, die in erster Linie eine Folge der bestehenden Altersstruktur des europäischen Kraftwerksparks und der definierten Klimaschutzziele darstellt [The02b, T⁺10]. So ist es innerhalb der EU beispielsweise geplant, im Bereich des Emissionshandels ein Minus von 21 % Klimagasemissionen im Zeitraum von 2005 bis 2020 zu erzielen [T⁺10]. Um diese ehrgeizigen Klimaschutzziele zu erreichen und trotzdem den entstehenden Bedarf an neu zu erzeugender Kapazität decken zu können, muss der weitaus größte Beitrag zur Reduzierung der CO₂-Emissionen im Bereich der fossil befeuerten Kraftwerke erbracht werden. Durch den Ausbau CO₂-freier Stromerzeugung wird ein Teilbedarf von etwa 306.000 MW abgedeckt werden können. Von diesen 306.000 MW müssen etwa 295.000 MW durch den Zubau regenerativer Energieerzeuger gedeckt werden. Dieser Zubau ist notwendig, um das angestrebte Ziel eines regenerativen Anteils von 34 % bei der Stromerzeugung zu verwirklichen. Zur Abdeckung der übrigen 11.000 MW CO₂-freier Energieerzeugung muss die in der Bevölkerung und Politik nicht erst seit den jüngsten Ereignissen in Japan stark diskutierte nukleare Energieerzeugung herangezogen werden. Es verbleibt also eine Kapazität von 170.000 MW, die unter der Entstehung von CO₂ erbracht werden muss. Eine Erhöhung der Kapazitäten fossil befeuerter Kraftwerke, einhergehend mit einer deutlichen Reduzierung der CO₂-Emission, ist allerdings nur realisierbar, wenn Anlagen, die nicht nach neuestem Stand der Technik Energie erzeugen, mit „state of the art“ Technologie ersetzt werden. Die Altersstruktur der Kohlekraftwerke in der EU (siehe [Bild 2.5](#)) zeigt, dass der Großteil der europäischen Kohlekraftwerke älter als 20 Jahre (63 %) ist, diese aber einen großen Anteil an der installierten Leistung besitzen. Ein Austausch dieser „alten“ zu ersetzenden Kraftwerke auf Basis bereits verfügbarer Technologien würde heute zu einer direkten Minderung der CO₂-Emission um etwa 20 % führen. Nach aktuellem Stand der Technik kann mit einem Wirkungsgrad von etwa 46 % in fossil befeuerten Kraftwerken Energie erzeugt werden (siehe [Kapitel 2.2](#)).

Gelingt es, den Wirkungsgrad von Kohlekraftwerken weiter zu steigern und somit auf Werte von über 50 % anzuheben, sind weitere Einsparungen der CO₂-Emissionen erreichbar. Die jetzt umzusetzende Technologie der 700/720 °C-Kraftwerke begründet sich im Wesentlichen

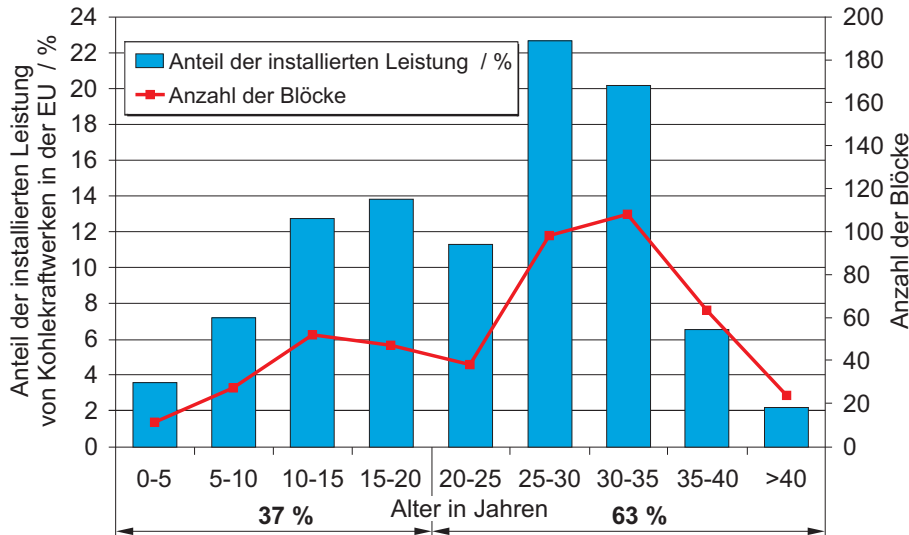


Bild 2.5: Schätzung der Kapazitäten der Energieversorgung Europas in den Jahren 2005 bis 2030 [Sta03]

auf der signifikanten Anhebung der Frischdampf­temperatur auf rund 700 °C (siehe Bild 2.1). Auf diese Weise wird der angestrebte Wirkungsgrad von > 50 % realisierbar. Zudem sind diese Wirkungsgrade notwendig, um einen erfolgreichen und lukrativen Einstieg in CO₂-freie Energieerzeugung fossiler Anlagen mittels „Carbon Capture and Storage“ (CCS)-Technologien zu ermöglichen. Bei dieser neuen Technologie wird das entstandene CO₂ dem Prozess entzogen und unterirdisch gespeichert, was mit Wirkungsgradeinbußen verbunden ist. Diese Wirkungsgradeinbußen müssen kompensiert werden. An dieser Stelle sei nochmals auf Bild 2.2 verwiesen, in dem die Fortschritte der Wirkungsgradentwicklung von Braunkohlekraftwerken durch eine konsequente Anwendung neuer Technologien dargestellt ist.

Weltweit werden mit dem amerikanischen Programm des Department of Energy „Materials for Ultra-Supercritical Steam Power Plants“ (bis 760 °C Dampftemperatur) und der japanischen Studie der EPDC ebenfalls die Ziele angestrebt, Kraftwerke mit erhöhtem Wirkungsgrad bei Dampftemperaturen von 700 °C zu entwickeln. Die Werkstoffentwicklung und -qualifizierung, wie sie mit Hilfe von F&E-Projekten vorangetrieben wurde, ist in Kapitel 4 dieser Arbeit dargestellt.

3. Werkstoffverhalten im Hochtemperaturbereich (Theoretische Grundlagen)

Im folgenden Kapitel sollen die theoretischen Grundlagen zum Verständnis dieser Arbeit dem Leser näher gebracht werden. Hierzu wird zunächst erläutert, wann zeitabhängiges Verformungsverhalten für Werkstoffe relevant wird. Anschließend wird der in diesem Zusammenhang wichtige Begriff des „Kriechens“ definiert und dessen Einflüsse auf das Schädigungsverhalten des Werkstoffes erklärt. Des Weiteren wird der Einfluss der Mehrachsigkeit auf das Kriech- und Schädigungsverhalten vorgestellt. Eine Besonderheit im zeit- und temperaturabhängigen Materialverhalten ist hier an Schweißverbindungen, dem wichtigsten Fügeverfahren im Kraftwerksbau, zu beobachten. Durch den Schweißvorgang und der damit verbundenen Wärmeinbringung wird das Kriechverhalten in einem lokalen Bereich deutlich beeinflusst. Diese Beziehung wird ebenfalls an dieser Stelle näher betrachtet. Am Ende dieses Kapitels werden mathematische Ansätze zur Beschreibung des Kriechverhaltens vorgestellt. Ein besonderer Fokus liegt hier auf dem an der MPA UNIVERSITÄT STUTTGART entwickelten modifizierten Kriechgleichungsansatz nach Graham-Walles, der auch für die numerischen Analysen innerhalb dieser Arbeit verwendet wurde.

3.1. Einteilung in Temperatur-Zeit-Grenzbereiche

Das Verformungsverhalten eines Bauteils oder einer Probe unter statischer, d. h. zeitlich konstanter Beanspruchung, hängt von den Größen Temperatur und Zeit sowie dem Werkstoff und dessen Gefügestand ab. Aus technischen Gesichtspunkten wird zwischen zeitabhängigem und zeitunabhängigem Verhalten unterschieden. Bei zeitunabhängigem Verhalten wird davon ausgegangen, dass sich zwischen Belastung und Verformung ein Gleichgewichtszustand einstellt, was theoretisch bei niedrigen Temperaturen nicht der Fall ist. Das bedeutet, dass auch dann noch die Verformungsgeschwindigkeit größer Null ist. Da diese Vorgänge aber technisch irrelevant sind, können sie bei niedrigen Temperaturen vernachlässigt werden. Für metallische Werkstoffe, die im Kraftwerks- und Anlagenbau Verwendung finden, können Temperatur-Zeit-Grenzbereiche angegeben werden. Diese berücksichtigen bzw. definieren das zeitab- bzw. zeitunabhängige Werkstoffverhalten für Werkstoffauswahl, Auslegung und Betrieb. Diese drei Temperatur-Zeit-Grenzbereiche (I, II und III) [Mai99] sind in Bild 3.1 dargestellt. Im Niedertemperaturbereich I treten hauptsächlich rein elastische Verformungen auf. In Einzelfällen können hier allerdings zeitunabhängige plastische Verformungen vorliegen. Im Gegensatz hierzu kann im Hochtemperaturbereich II, zusätzlich zum zeitunabhängigen Werkstoffverhalten, in vergleichsweise geringem Umfang zeitabhängiges Verhalten auftreten. Ausgeprägtes zeitabhängiges Werkstoffverhalten zeichnet den Hochtemperaturbereich III aus. Auch bei einer konstanten Last unterhalb der Warmstreckgrenze $R_{p0,2/T}$ stellt sich kein Gleichgewicht zwischen der Beanspruchung und der Verformung ein, der Werkstoff kriecht (Definition Kriechen, siehe Kapitel 3.2). Eine physikalische Temperaturgrenze gibt es hierbei nicht. Die im Schaubild (Bild 3.1) gezeigten Bereiche sind technischen Ursprungs. Daraus lässt sich ablesen, welcher Verformungsmechanismus bei einer bestimmten Temperatur bezüglich der Lebensdauer eine entscheidende Rolle spielt.

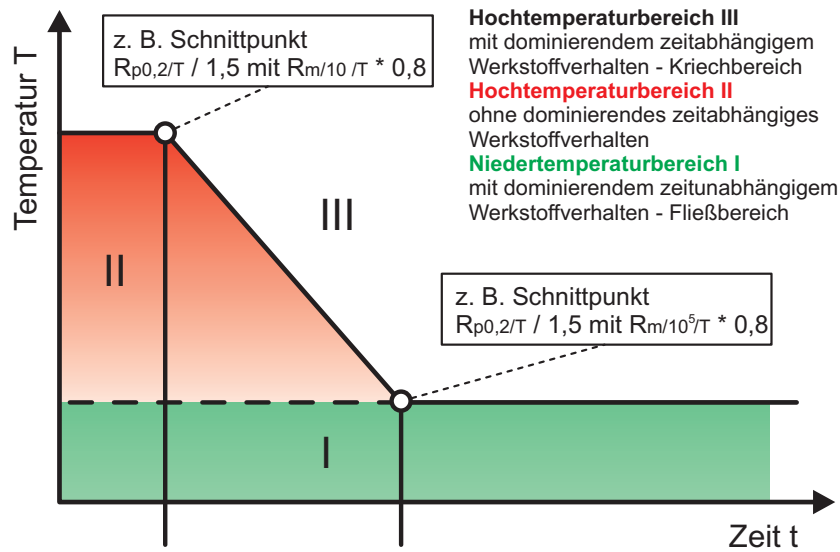


Bild 3.1: Temperatur-Zeit-Grenzbereiche für Stähle im Kraftwerksbau [Mai99]

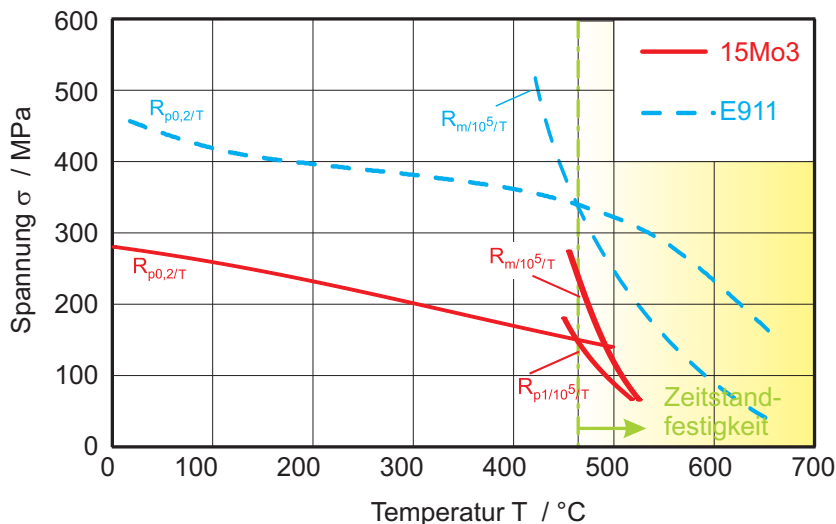


Bild 3.2: Festigkeitschaubild in Abhängigkeit von der Temperatur [RM04]. Für die 1 %-Zeitdehnlinie und die Zeitstandlinie sind 100.000 h angesetzt

Nach der VGB-Richtlinie „Wiederkehrende Prüfungen an Rohrleitungsanlagen in fossil befeuerten Kraftwerken“ [VGBb] lässt sich die Grenze zwischen zeitabhängigem und zeitunabhängigem Verhalten als Schnittpunkt der Kurve der Warmstreckgrenze $R_{p0,2/T}$ dividiert durch den Sicherheitsbeiwert 1,5 und der Kurve der Zeitstandfestigkeit $R_{m/200.000 h/T+5} \text{ } ^\circ\text{C}$ multipliziert mit 0,8 definieren. Beide Kurven werden über der Temperatur aufgetragen. Entsprechend der Darstellung in **Bild 3.2** lassen sich Grenztemperaturen bestimmen. Dabei ist zu beachten, dass diese zeitabhängig festgelegt werden. Sollen andere Werkstoffkennwerte wie z. B. $R_{m/200.000 h/T+5} \text{ } ^\circ\text{C}$ herangezogen werden, ändern sich mit den Schnittpunkten auch die Grenztemperaturen. Aber auch unter den ermittelten Grenztemperaturen sind zeitabhängige Verformungen möglich, welche zusammen mit zeitunabhängigen Verformungen das Bauteil ungünstig beeinflussen können (Temperaturbereich II).

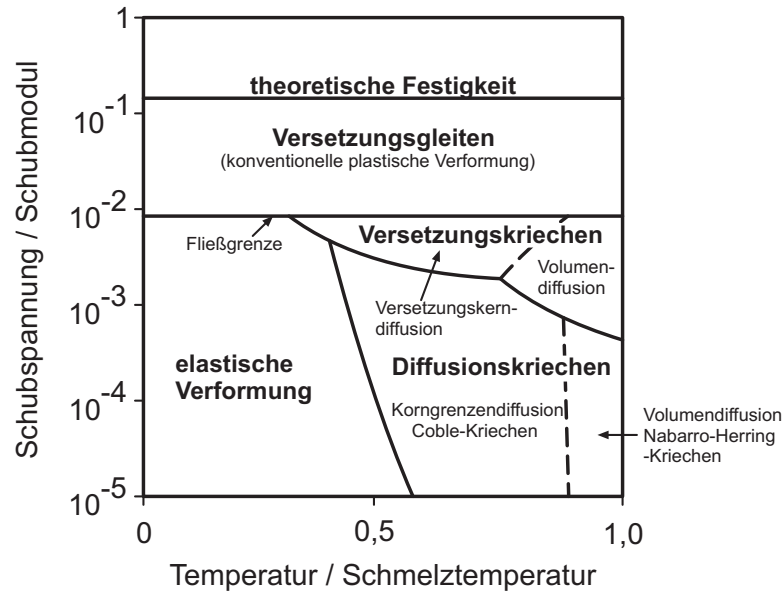


Bild 3.3: Verformungsmechanismen-Diagramm nach Ashby [Ash72, Bür01]

3.2. Kriech- und Kriechschädigungsmechanismen

3.2.1. Kriechen

Aus werkstoffkundlicher Sicht wird mit dem Begriff Kriechen die sowohl zeit-, als auch temperaturabhängige stetig fortschreitende inelastische Verformung eines Werkstoffs unter mechanischer Beanspruchung unterhalb der Fließgrenze bezeichnet. Im Wesentlichen sind die Bewegungen von Versetzungen innerhalb des Kristallgitters, Gleitungen längs der Korngrenzen und die Diffusion von Leerstellen die Kriechverformung auslösenden Mechanismen [RM04]. Je nach anliegender Spannung und Höhe der Temperatur dominiert einer dieser Mechanismen das Kriechverhalten. Bereits in den 1970er Jahren entwickelte Ashby die „Verformungsmechanismen-karten“ [Ash72], um zu veranschaulichen, welcher Kriechmechanismus bei welcher Spannungs-Temperaturkombination das Verformungsverhalten des Werkstoffes bestimmt.

In Bild 3.3 ist das Verformungsmechanismen-Diagramm nach Ashby schematisch aufgeführt. In dieser Darstellung ist die auf der Abszisse aufgetragene Temperatur auf die Schmelztemperatur und die auf der Ordinate aufgetragene Schubspannung auf den Schubmodul normiert. Bezüglich der Ordinaten existieren Variationen des Verformungsmechanismen-Diagramms, in welchen die Spannung normiert auf den E-Modul aufgetragen ist. In diesem Fall beruhen die dem Diagramm zugrunde liegenden Daten rein auf Zugversuchen. Mit Hilfe dieser Auftragungen kann, anhand der anliegenden Temperatur und Spannung, der dominierende Kriechmechanismus abgelesen werden. Bei einer Kombination von niedriger Spannung und niedriger Temperatur liegt rein elastische Verformung vor. Im Bereich elastischer Verformung finden zwar auch Diffusionsvorgänge statt, sie tragen aber nicht signifikant zur Verformung bei und können daher vernachlässigt werden. Es finden in diesem Bereich keine technisch relevanten Kriechvorgänge statt. Die Grenzen dieses elastischen Bereiches liegen unterhalb der Streckgrenze bei Temperaturen von etwa $(0,4 \text{ bis } 0,5) \cdot T_S$, wobei T_S hier für die absolute Schmelztemperatur des Werkstoffes steht [Grä93, RM04, Mai99, Bür01].

Steigt die Temperatur an, erreicht man einen Bereich, in dem das Verformungsverhalten von Diffusionsvorgängen bestimmt wird. Dies bedeutet, dass der Transport von Leerstellen alleine, ohne den Einfluss einer Versetzungsbewegung, zu einer Verformung des Werkstoffes führen kann.

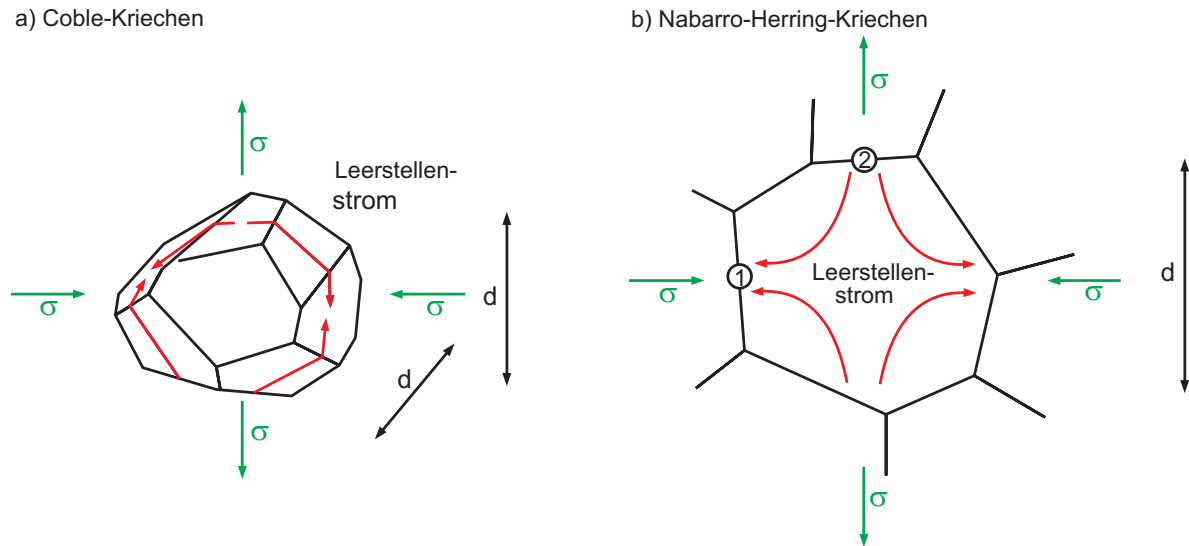


Bild 3.4: Leerstellenwanderung beim Diffusionskriechen a) entlang der Korngrenzen b) durch das Materialvolumen [RHB06]

Nicht die Versetzungen, sondern die Korngrenzen dienen in diesem Fall als Quelle (Bereiche unter Druckspannung) und Senke (Bereiche unter Zugspannung) für Leerstellen [RHB06]. Zunächst überwiegt die Korngrenzendiffusion, die auch mit Coble-Kriechen bezeichnet wird. Bei diesem Prozess erfolgen die Wanderungen der Leerstellen entlang der Korngrenzen, siehe Bild 3.4 a). Steigt die Temperatur weiter an, so wird das Verhalten des Werkstoffes zunehmend von der Volumendiffusion beeinflusst, was bedeutet, dass der Leerstellentransport durch das Materialvolumen stattfindet. Man spricht in diesem Fall von Nabarro-Herring-Kriechen (Bild 3.4 b). Coble-Kriechen und Nabarro-Herring-Kriechen laufen im Gesamtprozess nebeneinander ab. Allerdings dominiert, je nach Temperatur, Spannung und Werkstoff, einer der beiden Diffusionsvorgänge [RS09].

Bei einem weiteren Spannungsanstieg erreicht man in der Ashby-Kriechkarte einen Bereich, in dem der Kriechvorgang von Versetzungsbewegungen bestimmt wird (Bild 3.3). Unter dem Einfluss erhöhter Temperaturen kann eine Versetzung durch Anlagerung und Aussendung von Leerstellen einem Hindernis, wie beispielsweise einer Ausscheidung, ausweichen [RS09]. In Bild 3.5 ist dieser Vorgang schematisch dargestellt. Hier sind zwei Versetzungen abgebildet, welche sich an einem Hindernis aufstauen. Um dem Hindernis ausweichen zu können, muss Versetzung 1 Leerstellen anlagern. Diese erhält sie von Versetzung 2. Versetzung 2 sendet also Leerstellen aus. Es entsteht ein Leerstellenstrom von Versetzung 2 zu Versetzung 1 [RHB06].

Liegen die Spannungen oberhalb der Fließgrenze, so dominiert im gesamten Temperaturbereich der Mechanismus Versetzungsgleiten das Verformungsverhalten. Man kann hier also von konventioneller plastischer Verformung sprechen. Für den Spannungsbereich unterhalb der Fließgrenze, im Temperaturbereich oberhalb $(0,4 \text{ bis } 0,5) \cdot T_S$, kann von kriechdominiertem Verformungsverhalten gesprochen werden. Zusammenfassend kann dieser Teilbereich außerdem nach den vorherrschenden Mechanismen in den Versetzungskriechbereich (bei vorwiegend „hohen“ Spannungen) und den Diffusionskriechbereich (bei vorwiegend „niedrigen“ Spannungen) unterteilt werden.

Um das Materialverhalten bei hohen Temperaturen beschreiben zu können, müssen die Kriecheigenschaften eines Werkstoffes experimentell ermittelt werden. Hierzu wird das Kriech-

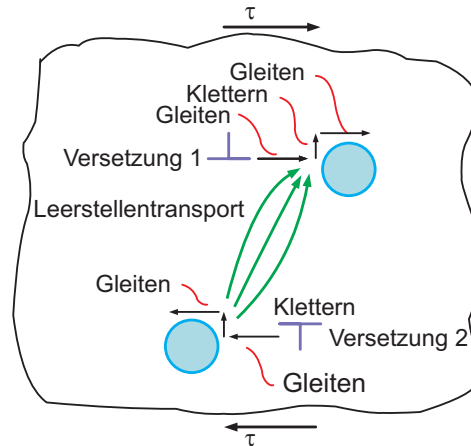


Bild 3.5: Mechanismus der Versetzungsaufstauungen vor Hindernissen und Diffusion von Leerstellen [RHB06]

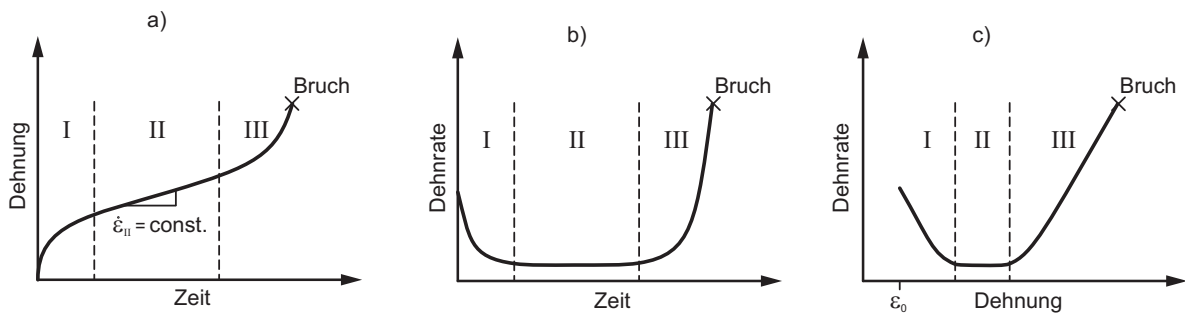


Bild 3.6: Schematische Darstellung des Kriechvorganges unter statischer Belastung [RHB06]

verhalten mit Hilfe eines einachsigen Zeitstandversuches nach DIN EN ISO 204: 2009-2010 ermittelt. Dieser Versuch liefert unter konstanter Zugbelastung und konstanter Temperatur den Zeitdehnverlauf des untersuchten Werkstoffes, die sogenannte Kriechkurve. Dieser Zeit-Dehnverlauf ist in [Bild 3.6 a\)](#) aufgeführt. Er unterteilt sich grundsätzlich in drei charakteristische Bereiche. Den Bereich des Übergangskriechens, auch Primärbereich genannt (I), den Bereich des stationären Kriechens, der auch als Sekundärbereich (II) bezeichnet wird und den Tertiärbereich (III).

Zu Beginn der primären Kriechphase (I) steigen die Kriechdehnungen zunächst schnell an. Es liegt eine hohe Kriechgeschwindigkeit, auch mit Dehnrates bezeichnet (Ableitung der Kriechdehnung nach der Zeit), an. Die Versetzungsdichten innerhalb des Werkstoffes nehmen ebenfalls mit der Zeit zu, was einen Verfestigungseffekt mit sich bringt. Diese Verfestigung führt zu einer stetigen Abnahme der Dehnrates im primären Kriechbereich mit fortlaufender Zeit, was im degressiven Verlauf der Dehnrates ([Bild 3.6 b\)](#) und [Bild 3.6 c\)](#)) sehr gut erkennbar ist [Con61, RHB06].

Andererseits ist bekannt, dass hohe Temperaturen einen Erholungseffekt im Werkstoff hervorrufen können. Beispiele hierfür sind Kristallerholungsglühungen oder Rekristallisationsglühungen. Die auf diese Weise hervorgerufenen Erholungsvorgänge spiegeln sich normalerweise in einer Abnahme der Versetzungsdichten wider. Nach einer gewissen Zeit stellt sich bei einer statischen Belastung unter hohen Temperaturen ein Gleichgewichtszustand zwischen den angesprochenen Erholungseffekten und der Ausbildung neuer Versetzungen ein. Die ablaufenden ver- und entfestigenden Vorgänge heben sich gegenseitig auf. Im Verlauf der Kriechdehnungen über

der Zeit stellt sich eine konstante Dehnrate ein (besonders deutlich in doppellogarithmischer Darstellung). Aus diesem Grund wird dieser Bereich der Kriechkurve als stationärer Kriechbereich (II) bezeichnet.

Das Ende des sekundären Kriechbereiches (II) und somit der Beginn des Tertiärbereiches (III) ist mit dem Beginn von irreversiblen Schädigungsvorgängen gekennzeichnet, was einen progressiven Anstieg der Dehnrate zur Folge hat (Bild 3.6). Typische Schädigungsformen des tertiären Kriechbereiches sind Subkornwachstum, Teilchenvergrößerung und Vergrößerung des Teilchenabstandes sowie die Bildung von Kriechporen. Besonders letzteres ist stark vom untersuchten Werkstoff und den Belastungsparametern Spannung und Temperatur abhängig. Die während des tertiären Kriechens entstehenden entfestigenden Vorgänge lassen sich auf Änderungen in der Mikrostruktur und dem Einsetzen von Schädigung innerhalb des Werkstoffes zurückführen [RM04]. Der Ablauf dieses Schädigungsvorganges und die damit verbundenen typischen Schädigungsformen sollen im Folgenden kurz erläutert werden.

3.2.2. Kriechschädigung: Ursachen und Wirkung

Der Begriff Kriechschädigung umfasst zum einen die Schädigung des Werkstoffes auf Grund einer Verminderung des tragenden Querschnitts, hervorgerufen durch die Ausbildung von Hohlräumen, den sogenannten Kriechporen, und zum anderen die Steigerung der Dehnrate durch Änderungen in der Mikrostruktur. Diese mikrostrukturellen Änderungen stellen in der Regel die Bildung von neuen Ausscheidungen, der Zerfall vorliegender Ausscheidungen oder Gefügephasen sowie Veränderungen in der Versetzungsdichte oder der Subkorngrößen dar. Kriechschädigungsvorgänge, die auf die Bildung von Hohlräumen zurückzuführen sind, lassen sich in der Regel mittels der Entnahme von Schliffen (aus einer Probe oder einem Bauteil) oder Replikauntersuchungen und daran durchgeführten lichtmikroskopischen Aufnahmen nachweisen. Für eine Untersuchung der Schädigung durch Änderungen in der Mikrostruktur müssen erweiterte Untersuchungen am Transmissionselektronenmikroskop (TEM) oder Rasterelektronenmikroskop (REM) durchgeführt werden.

Schädigung durch Porenbildung:

Unter Kriechschädigung im klassischen Sinn wird die Bildung von Hohlräumen im Werkstoffgefüge unter thermischer und mechanischer Belastung verstanden. Der Ausbildung von Kriechporen und deren Wachstum folgt der „Zusammenschluss“ der entstandenen Poren zu sogenannten Porenketten, was schließlich zur Mikrorissbildung führt. Diese Mikrorisse treten bevorzugt an Korngrenzen senkrecht zur Beanspruchungsrichtung auf. Die Bildung von Kriechporen und somit von „Hohlräumen“ im Gefüge bedeutet gleichzeitig eine Verminderung des Probenquerschnittes. Bei gleichbleibender Last hat dies einen Spannungsanstieg zur Folge. Die übrigen Änderungen in der Mikrostruktur des kriechenden Werkstoffes (Ausscheidungsvergrößerung und -bildung, Subkornwachstum usw.) führen zu einer Reduzierung des Kriechwiderstandes und somit zu einem Anstieg der Kriechgeschwindigkeit. Das Ende des tertiären Kriechbereiches stellt das Versagen der Zeitstandprobe dar.

Die Metallografie spielt eine entscheidende Rolle in der Beurteilung der Kriechschädigung eines Bauteils oder einer Probe. Ein Nachweis vorliegender Kriechschädigung, wie beispielsweise Porenbildung, kann zuverlässig mit Hilfe von metallografischen Untersuchungen (z. B. Schliffe oder Gefügeabdrücke) nachgewiesen werden. Auch mittels Computertomografie (CT) können Kriechporen detektiert werden. Allerdings existieren bei dieser Technik noch Schwierigkeiten bei der Ermittlung von sehr kleinen Kriechporen [MSSR08]. Da, wie bereits erwähnt,

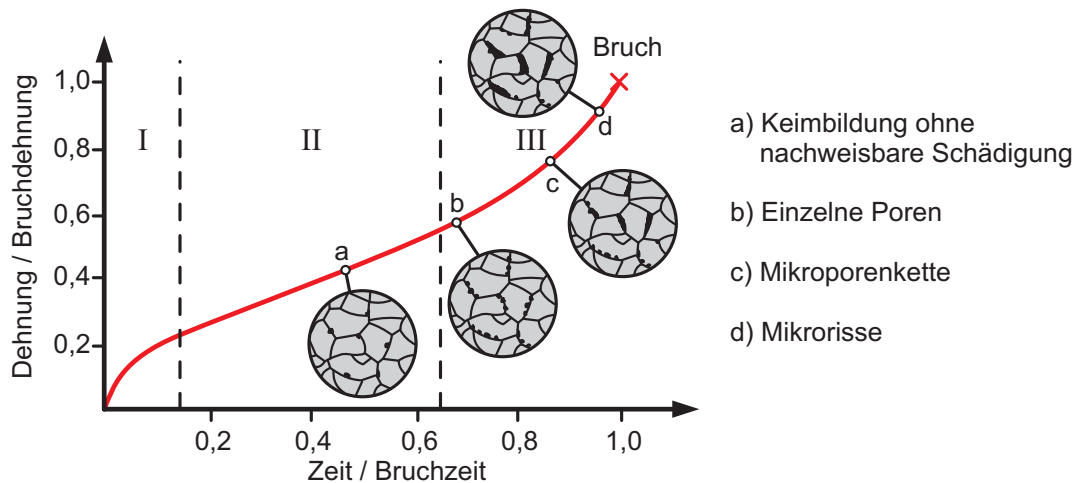


Bild 3.7: Schematische Beschreibung der Kriechschädigung an einer normierten Kriechkurve (niederlegierter, Hochtemperaturstahl) [Bür01]

die Ausbildung von Kriechschädigung werkstoffabhängig ist und unterschiedliche Werkstoffe unterschiedlich stark zu Kriechschädigung neigen, ist eine genaue Kenntnis des Schädigungsverhaltens des untersuchten Werkstoffes zur Beurteilung seines Schädigungszustandes zwingend erforderlich. Der Zeitpunkt der Porenbildung verschiedener Werkstoffe kann bei identischer Belastung differieren. Neigt ein Werkstoff zu einer sehr späten Ausbildung von Poren, kann für den Fall, dass sich nach langen Laufzeiten keine Kriechschädigung nachweisen lässt, ein baldiges Kriechversagen des Werkstoffes nicht unbedingt ausgeschlossen werden [MM00, M⁺04]. Dennoch kann, mit Hilfe einer auf die Bruchzeit normierten Zeitachse (Abszisse) und einer auf die Bruchdehnung normierten Dehnungsachse (Ordinate), das Schädigungsverhalten eines Zeitstandversuches für niedriglegierte Hochtemperaturstähle in [Bild 3.7](#) skizziert werden [Bür01]. Der in dieser Darstellung aufgeführte Schädigungsverlauf ist somit für viele warmfeste Stähle in weiten Spannungs- und Temperaturbereichen schematisch, aber nicht generell übertragbar. Die in [Bild 3.7](#) im Bereich a) gekennzeichnete Keimbildung beginnt, laut Theorie, bereits im primären Kriechbereich, was mit herkömmlichen metallografischen Methoden nicht nachweisbar ist. Zu Beginn des tertiären Kriechbereiches treten einzelne Mikroporen auf. Diese bilden sich etwa proportional zur Kriechdehnung, was bedeutet, dass deren Anzahl mit steigender Kriechdehnung zunimmt. Es kommt zu Porenwachstum und schließlich zur Ausbildung von Porenketten ([Bild 3.7](#) im Bereich c)), welche deutlich einfacher nachweisbar sind. Die entstandenen Porenketten wachsen weiter zusammen, es entstehen Mikrorisse ([Bild 3.7](#) im Bereich d)). Der Kriechprozess wird durch diesen Effekt zusätzlich beschleunigt, da die Spannung auf Grund des immer kleiner werdenden tragenden Querschnittes zunimmt. Die Probe beginnt ab einem bestimmten Schädigungsgrad mit zunehmender Zeit einzuschnüren, was zur Bildung eines mehrachsigen Spannungszustandes führt. Letztendlich führen die Abnahme des Probenquerschnittes und der Anstieg der Spannung, hervorgerufen durch das Fortschreiten des Risswachstums, zum Versagen der Probe in Form eines Restgewaltbruches.

Schädigung durch mikrostrukturelle Veränderungen:

Der Begriff der Kriechschädigung umfasst nicht nur die Schädigung des Werkstoffes durch das Entstehen von Hohlräumen (Kriechporen), sondern ebenfalls Schädigung durch Veränderungen in der Mikrostruktur, welche das Zeitstandverhalten negativ beeinflussen können. Solche Änderungen in der Mikrostruktur können beispielsweise Vergrößerungen von Ausscheidungen,

die Bildung von zusätzlichen Ausscheidungen, Ausscheidungszerfall und Änderungen in der Versetzungsdichte oder der Subkorngröße darstellen. Im Gegensatz zur Schädigung durch Hohlraumbildung führt die Schädigung durch mikrostrukturelle Änderungen nicht zu einer Reduzierung des effektiven Querschnitts und einer damit verbundenen Spannungserhöhung. Vielmehr kann durch mikrostrukturelle Veränderungen der Kriechwiderstand des Werkstoffes herabgesetzt werden was zu einer Erhöhung der Dehnrate führt [M⁺06]. Beide hier erläuterten Schädigungsarten (Kriechporenbildung und mikrostrukturelle Veränderungen) können parallel ablaufen.

Besonders im Falle moderner martensitischer Chromstähle konnte gezeigt werden, dass eine Kombination von thermischer und mechanischer Langzeitbelastung Veränderungen im Gefüge hervorrufen [MZS⁺06]. Versetzungsdichten nehmen mit der Belastungszeit ab, Subkorngrößen nehmen zu und ausgeschiedene Karbide und Karbonitride vergrößern. Zudem beginnt bei martensitischen Chromstählen die Neubildung einiger Phasen mit andauernder Zeitstandbeanspruchung. Typische Vertreter (bei 9 % bis 12 % Cr-Stählen) sind hier die intermetallische *Laves*-Phase sowie die *Z*-Phase. Um eine genaue Abschätzung und Beurteilung der Restlebensdauer einer zeitbeanspruchten Komponente durchführen zu können, ist somit ein detailliertes Wissen der Gefügeveränderungen bzw. der im Werkstoff vorliegenden Ausscheidungen (Art, Größe, Anzahl und Verteilung) unabdingbar. In Kapitel 5 werden die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe und deren Veränderungen der Ausscheidungsstruktur unter der Einwirkung einer Zeitstandbeanspruchung kurz vorgestellt.

Für eine numerische Simulation von warmgehenden Bauteilen und Komponenten ist die Schädigung durch die Ausbildung von Kriechporen oder Änderungen in der Mikrostruktur bisher nur phänomenologisch modellierbar. Es existieren bereits Ansätze, den Schädigungsparameter D des modifizierten Kriechgleichungsansatzes nach Graham-Walles (siehe Kapitel 3.5.1) mit der Porendichte (und somit der Anzahl der Poren über dem Querschnitt) zu koppeln [RMR04]. Die Schädigung auf mikrostruktureller Basis darf auch bei der Beurteilung von numerischen Simulationen zeitstandbeanspruchter Bauteile nicht vergessen werden und muss stets im Hinterkopf behalten werden.

3.3. Einfluss der Mehrachsigkeit auf das Schädigungs- und Kriechverhalten

Wie bereits erwähnt, wird das Zeitstandverhalten verschiedener Werkstoffe mit Hilfe von einachsigen Kriechversuchen bestimmt. Hier werden eindeutige Werkstoffkennwerte wie Zeitdehngrenze und Zeitstandfestigkeit ermittelt. In Bauteilen des Kraftwerks- und Anlagenbaus liegt in der Regel ein mehrachsiger Spannungszustand vor, welcher zum einen aus der Bauteilgeometrie und zum anderen aus einer Überlagerung von Primär- und Sekundärlasten resultiert. Vergleicht man das Kriechverhalten einer einachsig belasteten Probe mit dem Kriechverhalten eines Bauteils unter mehrachsiger Beanspruchung bei gleicher Vergleichsspannung nach von Mises, so entsteht der in Bild 3.8 dargestellte Verlauf.

Voraussetzung für den in Bild 3.8 dargestellten Verlauf ist allerdings ein Dominieren der Porenausbildung im Schädigungsprozess. Die in Kapitel 3.2.2, Bild 3.7 erläuterten Schädigungsvorgänge laufen auch bei mehrachsiger Belastung ab. Allerdings wirkt ein mehrachsiger Spannungszustand innerhalb eines Bauteils oder einer Probe, im Vergleich zur einachsigen Belastung, verformungsbehindernd. Diese Verformungsbehinderung führt zu einem verstärkten Wachstum der Kriechporen, was mit einer früher bzw. stärker einsetzenden Schädigung einhergeht. Im Verlauf der in Bild 3.8 aufgeführten Kriechkurven zeigt sich dies durch einen deutlich

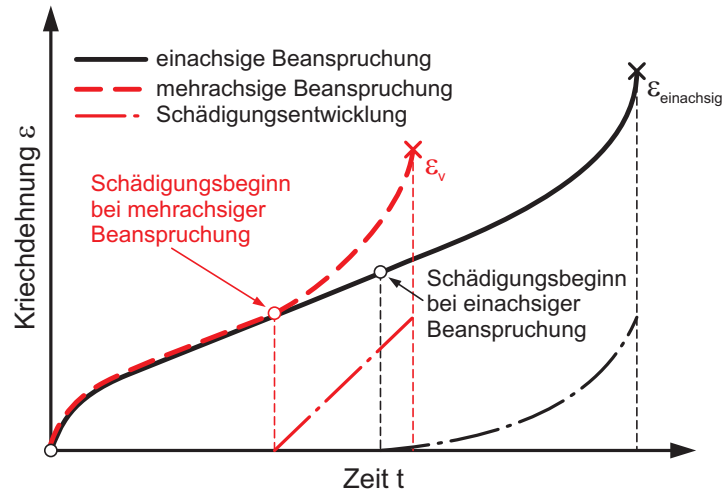


Bild 3.8: Einfluss der mehrachsigen Beanspruchung auf die Kriechschädigung und -dehnung

früheren Anstieg der Kriechdehnungen der mehrachsige belasteten Probe (rote, gestrichelte Kurve). Die Schädigung und somit der tertiäre Kriechbereich setzt also deutlich früher ein als bei einachsiger Belastung (schwarze Kurve). Weiterhin führt eine mehrachsige Belastung zur Abnahme der Verformungsfähigkeit des Werkstoffes. Die unter mehrachsiger Belastung erreichten Bruchdehnungen liegen unterhalb der Bruchdehnungen, erzielt bei einachsiger Belastung. An der MPA UNIVERSITÄT STUTTGART wurde dies im Forschungsvorhaben „Schädigungsentwicklung II“ am Werkstoff P91 mit Hilfe von Hohlzylinderproben unter Innendruck und überlagerter Axiallast nachgewiesen [M⁺04].

Bei der Auslegung und dem sicheren Betrieb von Komponenten im Kriechbereich muss wegen der oben erwähnten Einflüsse die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes der Beanspruchung berücksichtigt werden. Wie in einigen früheren Arbeiten nachgewiesen wurde, kann keine eindeutige das Zeitstandverhalten unter mehrachsiger Belastung abbildende Vergleichsspannung gefunden werden [Kac61]. Ein Einfluss der Vergleichsspannung nach von Mises σ_{vM} , der maximalen Hauptspannung σ_1 und der hydrostatischen Spannung σ_{hyd} konnte in diesem Zusammenhang beobachtet werden. Das Versagensverhalten unter mehrachsiger Beanspruchung kann daher nicht mit Hilfe einer einzelnen Spannungskomponente beschrieben werden. Eine Kombination aus mehreren Spannungsgrößen scheint hier geeigneter zu sein [BLF82]. Es konnte allerdings in [KMGP96] gezeigt werden, dass mittels der Vergleichsspannung nach von Mises σ_{vM} das Kriechverhalten gut beschrieben werden kann. Voraussetzung hierfür ist das Auftreten von vernachlässigbarer oder keiner Schädigung. Die Kriechschädigung an sich hängt zum einen vom betroffenen Werkstoff, zum anderen von der Beanspruchungsart und dem Grad der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes ab [MPT95, SM86, PM71]. Damit die bei einachsiger Beanspruchung ermittelten Kennwerte auch bei mehrachsiger Belastung verwendet werden können, müssen die mehrachsigen Spannungszustände sinnvoll in einen fiktiven einachsigen Spannungszustand transformiert werden. Hierzu bietet sich die Verwendung einer Festigkeitshypothese an. In einer Vielzahl von Untersuchungen wurde für ferritische Werkstoffe bei niederen Temperaturen ein Zusammenhang zwischen Mehrachsigkeitsquotienten, plastischem Verformungsverhalten und dem Bauteilversagen festgestellt.

Zur Beschreibung des Mehrachsigeitszustandes einer Beanspruchung wurde von Clausmeyer ein Zusammenhang von Vergleichsspannung nach von Mises σ_{vM} und hydrostatischer Spannung σ_{hyd} formuliert [CKR91, Cla68]. Die räumliche Beanspruchung lässt sich auf diese Weise mit Hilfe des Mehrachsigeitsquotienten q beschreiben.

$$q = \sqrt{\frac{3}{2}} \cdot \frac{\tau_{okt}}{\sigma_{okt}} = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \frac{\sigma_{vM}}{\sigma_{hyd}} \quad (3.1)$$

Diese Formulierung stellt eine Beziehung zwischen der Gleitbruchmechanismen auslösende Schubbeanspruchung und dem Spaltbruch begünstigenden allseitigen Zug des vorherrschenden Spannungszustandes her. Die hierin beinhalteten Größen der Oktaederschubspannung τ_{okt} und Oktaedernormalspannung σ_{okt} sind wie folgt definiert:

$$\sigma_{okt} = \frac{1}{3} \cdot (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (3.2)$$

$$\tau_{okt} = \frac{1}{3} \cdot \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6 \cdot (\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} \quad (3.3)$$

In der Literatur existieren eine Vielzahl weiterer Kenngrößen zur Charakterisierung des Mehrachsigsigtesgrades einer Beanspruchung. Der Gültigkeitsbereich dieser Kenngrößen wird in der Regel durch Singularitätsstellen eingeschränkt. Bei einer Belastung im Kriechbereich muss zudem berücksichtigt werden, dass in Zonen mit inhomogener Spannungsverteilung lokale Kriechvorgänge zu Spannungsumverteilungen führen und somit eine zeitliche Änderung des Mehrachsigsigtesquotienten bewirken.

3.4. Schweißen: Einfluss lokaler Wärmeeinbringung auf das Kriechverhalten

Eine Schweißverbindung (SV) an sich stellt eine heterogene Verbundstruktur aus Schweißgut (SG), Wärmeeinflusszone (WEZ) und Grundwerkstoff (GW) dar. Auf Grund der Wärmeeinbringung beim Schweißvorgang kann die Wärmeeinflusszone an sich in drei Teilbereiche eingeteilt werden. Bild 3.9 zeigt das Phasendiagramm eines 9 % Cr-Stahls (P91). Die beim Schweißvorgang auftretende Spitztemperatur fällt mit zunehmendem Abstand von der Fusionslinie immer weiter ab. Mit wachsender Distanz von der Fusionslinie wird daher ein anderer Bereich des Phasendiagrammes durchlaufen, was zu Unterschieden in der Gefügestruktur führt. Aus diesem Grund kann die Wärmeeinflusszone in drei unterschiedliche Gefügebereiche unterteilt werden. Diese Bereiche unterscheiden sich in ihrer Gefügestruktur und ihren Werkstoffeigenschaften, insbesondere im Kriechverhalten und der Härte. Optimierte Eigenschaften eines Grundwerkstoffes in diesem Bereich werden durch die ungünstige Temperaturbeaufschlagung eingeübt. Wegen der erwähnten Gefügeheterogenität stellt sich der durch eine Kriechbeanspruchung hervorgerufene und durch Spannungsumlagerungen bzw. Mehrachsigsigkeit der Beanspruchung gekennzeichnete Schädigungsprozess sehr komplex dar. Eine Wärmeeinflusszone stellt somit eine Art von „metallurgischer Kerbe“ dar, welche Auswirkungen auf das Versagensverhalten im Zeitstandbereich hat. Die Festigkeitseigenschaften von Schweißverbindungen können in Verbindung mit bestimmten konstruktiven Voraussetzungen die Dimensionierung des gesamten Bauteils beeinflussen. Es wurden daher zu dieser Fragestellung in der Vergangenheit zahlreiche Untersuchungen zur Qualifizierung der Schweißverbindungen verschiedener Werkstoffe durchgeführt. In der Praxis hat sich für ferritische und martensitische Werkstoffe die Einteilung einer Schweißverbindung in fünf Zonen mit unterschiedlichen Materialeigenschaften durchgesetzt. Diese Einteilung ist in Bild 3.10, links dargestellt.

Wie im vorherigen Absatz erwähnt wurde, kann die Wärmeeinflusszone (WEZ) in drei Teilbereiche mit differierender Gefügestruktur unterteilt werden. Von der Fusionslinie aus startend erreicht man zunächst die Grobkornzone (WEZ1). Wie der Name bereits suggeriert, besteht

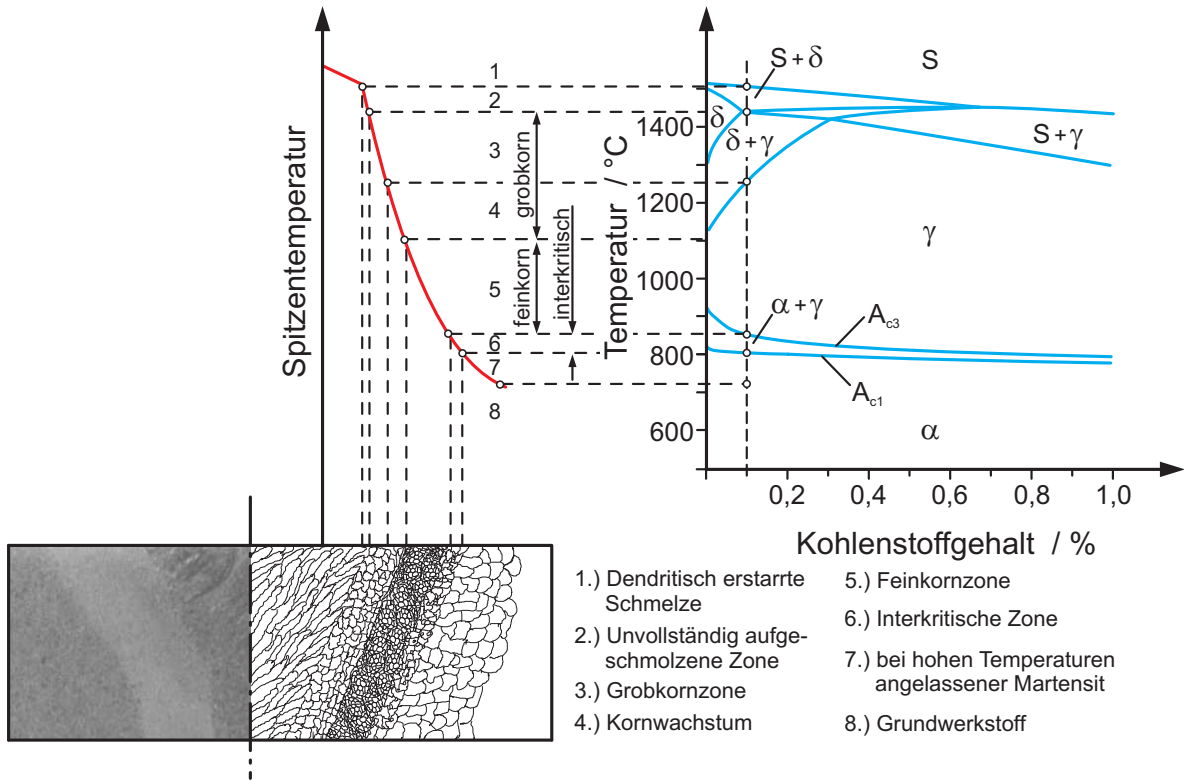


Bild 3.9: Schematische Darstellung der Ausbildung von Wärmeeinflusszonen inklusive Phasendiagramm für einen hochwarmfesten 9 % Cr-Stahl [May07]

die Grobkornzone aus sehr großen Körnern, welche sich durch die hier herrschenden hohen Temperaturen während des Schweißvorganges ausbilden. Diese hohen Temperaturen bewirken eine komplette Austenitisierung des Werkstoffes in diesem Bereich. Alle Ausscheidungen sind hier in Lösung. Die Austenitkörner können ungehindert wachsen. Hervorgerufen durch die bei der Abkühlung entstandene grobe Kornstruktur weist diese Zone sehr gute Zeitstandeigenschaften und Härten auf. Zu beachten ist, dass sie eine Abnahme der Verformungsfähigkeit des Werkstoffes mit sich bringt.

Im weiteren Verlauf vom Schweißgut zum Grundwerkstoff wird nach der Grobkornzone die Einteilung in eine Feinkornzone (WEZ2) vorgenommen. Auch hier beschreibt die Bezeichnung dieser Zone den sich einstellenden Gefügestand. Im Gegensatz zur Grobkornzone sind wäh-



Bild 3.10: Einteilung einer Schweißnaht in fünf Materialbereiche (links) und Rissklassifizierung einer gleichartigen Schweißverbindung nach AGW [Arb03] (rechts)

rend des Schweißvorganges an dieser Stelle nicht alle Ausscheidungen in Lösung. Sie behindern somit das Kornwachstum und führen zur Ausbildung eines feineren Gefüges. In der Regel bewirkt ein feines Gefüge einen negativen Einfluss auf das Zeitstandverhalten eines Werkstoffes, da mehr Korngrenzen vorhanden sind, an welchen Korngrenzgleiten auftreten kann.

Der Übergang von der Wärmeeinflusszone in den Grundwerkstoff wird von der interkritischen Zone (WEZ3) dargestellt. Auch hier liegt ein sehr feines Gefüge vor. Während des Schweißprozesses geht ein noch geringerer Teil der Ausscheidungen in Lösung, was zu einer weiter verstärkten Behinderung des Kornwachstums führt. Da diese Zone den Bereich geringster Härte innerhalb einer Schweißverbindung besitzt, wird sie auch als „soft zone“ bezeichnet. Sie weist zudem die schlechtesten Zeitstandeigenschaften auf. Allerdings besitzt diese Zone im Vergleich zum Grundwerkstoff ein leicht gesteigertes Verformungsvermögen.

In Bild 3.10, rechte Abbildung, ist die Rissklassifizierung nach den Richtlinien der Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle (AGW) aufgeführt. Hier werden drei Versagens- oder Anrisspositionen unterschieden. Liegt ein Riss im Schweißgut der Schweißverbindung vor, so wird die Probe mit einer „3“ versehen. Liegt der Riss oder die Versagensstelle in den Wärmeeinflusszonen, so wird die Bruchlage mit einer „4“ gekennzeichnet. Diese Bruchlage erhält im angelsächsischen Sprachraum die gebräuchliche Bezeichnung „Type 4-Cracking“. In allen in dieser Arbeit aufgeführten Zeitstanduntersuchungen sind die Probenbruchlagen nach AGW [Arb03] gekennzeichnet.

Sofern innerhalb einer Zeitstanduntersuchung das Schweißgut selbst nicht eine signifikant niedrigere Zeitstandfestigkeit aufweist als der Grundwerkstoff, die Brüche also im Schweißgut erfolgen, kann mit zunehmender Beanspruchungsdauer eine Wanderung der Bruchlage vom Grundwerkstoff in den Bereich der interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) beobachtet werden. Man spricht hier von einem Bruchlagenwechsel. Der Zeitpunkt (Dauer der Belastung) eines solchen Wechsels der Bruchlage in die äußere Wärmeeinflusszone ist sowohl werkstoff- als auch temperaturabhängig [MSOET91, MT97, EM91, Qua00]. Bei Stählen wie dem 14MoV6-3 bzw. dem 13CrMo4-5 tritt der Bruch in diesem Bereich bei vergleichsweise höheren Spannungen und damit kürzeren Zeiten auf als beispielsweise beim 10CrMo9-10 oder X20CrMoV12-1. Betrachtet man den gleichen Werkstoff, so tritt der Wechsel der Bruchlage mit zunehmender Temperatur zu einem früheren Zeitpunkt auf. Zudem ergibt sich durch die Bruchlagenwanderung im Zeitstandschaubild einer solchen Schweißverbindung ein früherer Abfall der Zeitstandbruchkurve im Vergleich zu der des Grundwerkstoffes, mit entsprechend niedrigerer Zeitstandfestigkeit im Langzeitbereich. Im Zeitstandschaubild äußert sich der Abfall der Zeitstandbruchkurve der Schweißverbindungen, im Vergleich zum Grundwerkstoff, mit dem für den Bruchlagenwechsel charakteristischen „S-Schlag“. In Bild 3.11 ist exemplarisch ein Zeitstandschaubild des Werkstoffes E911 bei einer Temperatur von 600 °C aufgeführt. Der Abfall der Zeitstandfestigkeiten der Schweißverbindungen (hier grün dargestellt) im Vergleich zum Grundwerkstoff (hier schwarz dargestellt) auf Grund des Bruchlagenwechsels ist deutlich erkennbar. Bei Verbindungen von austenitischen Werkstoffen oder Nickelbasislegierungen tritt diese Problematik nicht auf, da keine nennenswerten Gefügeveränderungen in der Wärmeeinflusszone auftreten.

Die Ursachen für die Verlagerung der Bruchlage von Grundwerkstoff (GW) in die Wärmeeinflusszone (WEZ) kann sehr anschaulich mittels FE-Simulationen dargestellt werden. In Bild 3.11 sind zwei Spannungsniveaus in Kombination mit bestimmten Laufzeiten (130 MPa; 1.000 h Laufzeit und 100 MPa; 10.000 h Laufzeit) aufgezeigt (nicht gefüllte, rote Punkte), die im Experiment zu unterschiedlichen Bruchlagen führen. Mit Hilfe des in Kapitel 3.5.1

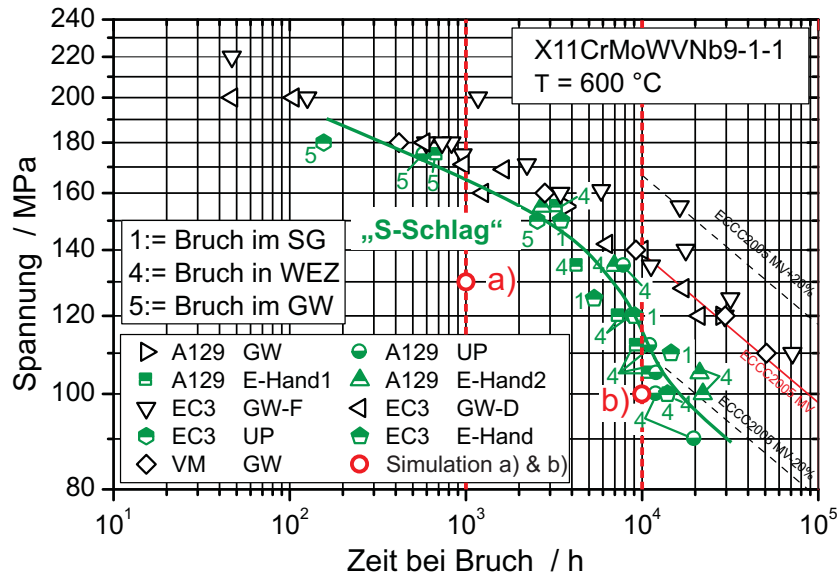


Bild 3.11: Zeitstandschaubild des Werkstoffes E911 und dessen Schweißverbindungen bei 600 °C [Bau08]

vorgestellten Kriechgleichungsansatzes und der Modellierung von Grundwerkstoff und drei Wärmeeinflusszonen mit unterschiedlichen Kriecheigenschaften im FE-Modell wurde für beide Kombinationen von Laufzeit und Prüfspannung eine FE-Simulation durchgeführt. In [Bild 3.12](#) sind die in diesen beiden Simulationen berechneten Vergleichskriechdehnungsverteilungen aufgeführt. Wie bereits erwähnt, stellt in einer martensitischen, artgleichen Schweißverbindung die interkritische Zone (WEZ3) den Bereich mit den ungünstigsten Kriecheigenschaften dar. Der Grund hierfür liegt in der feinen Gefügestruktur und dem im Verhältnis zu den übrigen Zonen der Schweißnaht geringen Anteil an feinverteilten Ausscheidungen. Während des Kriechvorganges laufen Relaxationsvorgänge ab, welche weitgehend von den unterschiedlichen Kriecheigenschaften der Wärmeeinflusszonen beeinflusst werden. Diese Vorgänge führen in der Regel zu einem Spannungspike in der Grobkornzone (WEZ1). Aufgrund des in dieser Zone vorherrschenden groben Gefüges weist sie allerdings auch das weitaus günstigste Kriechverhalten auf. Eine Spannungsspitze in diesem Bereich der Schweißverbindung führt daher nicht zu einem großen Betrag an Kriechdehnungen. Wie in [Bild 3.12 a\)](#) gezeigt, bildet sich bei einer Spannung von 130 MPa und einer Laufzeit von 1.000 h ein Bereich großer Kriechdehnungen im Grundwerkstoff (GW) aus. In der Simulation mit einem geringeren Spannungsniveau von 100 MPa und einer entsprechend längeren Laufzeit von 10.000 h entwickelt sich im Gegensatz dazu eine lokale Dehnungsspitze im Bereich der interkritischen Zone (WEZ3). Dies macht deutlich, dass die ablaufenden Spannungsumlagerungsvorgänge von der anliegenden Spannung und der herrschenden Temperatur, aber auch von den Kriecheigenschaften der Wärmeeinflusszonen beeinflusst werden. Die Dehnungskonzentration wird also auf Grund der Spannungsrelaxationsvorgänge mit abnehmender Spannung vom Grundwerkstoff (GW) in die interkritische Zone (WEZ3) verlagert. Im Bereich niedriger Spannungen (hier 100 MPa bei 600 °C) ist der Einfluss von Relaxationsvorgängen generell geringer. Es finden zwar auch hier Spannungsumlagerungsvorgänge statt, allerdings ist die Differenz der Spannungsniveaus innerhalb der einzelnen Zonen der Schweißverbindungen zueinander deutlich geringer. Dies führt dazu, dass die ungünstigen Kriecheigenschaften der interkritischen Zone (WEZ3) das Zeitstandverhalten dominieren. Dies resultiert in einer Dehnungskonzentration innerhalb dieser Zone. Die Probe versagt innerhalb Wärmeeinflusszone 3 (WEZ3) und nicht im Grundwerkstoff (GW).

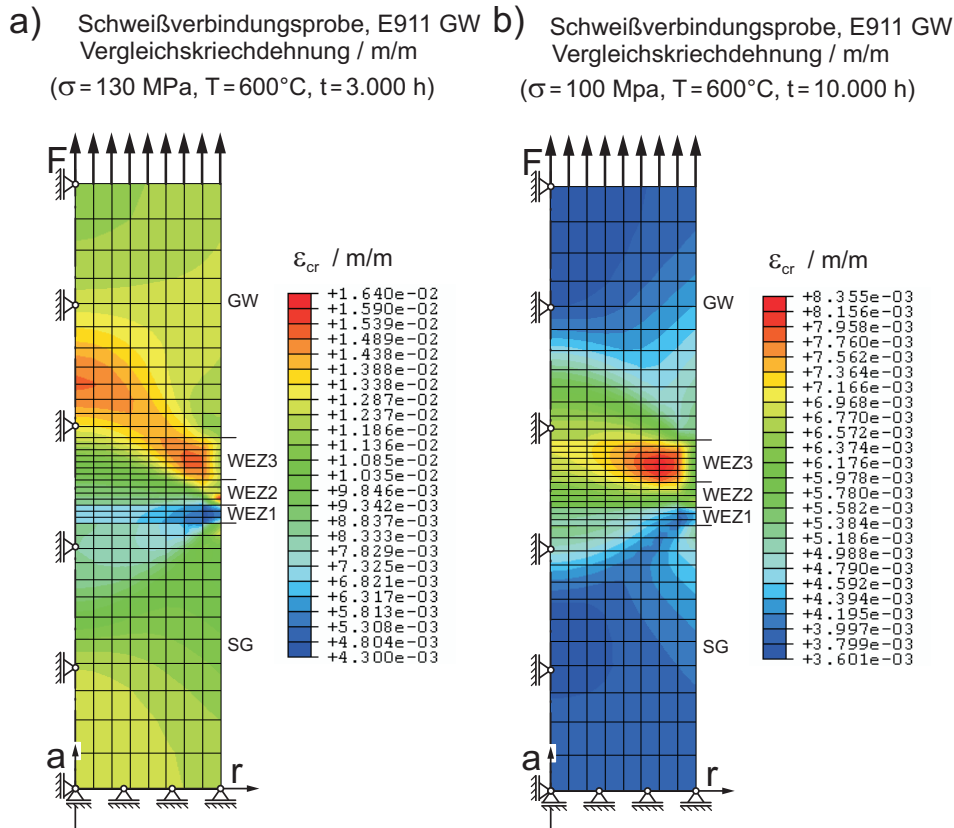


Bild 3.12: Simulation zweier Schweißverbindungsproben aus E911 [Bau05]

3.5. Ansätze zur mathematischen Beschreibung des Kriechverhaltens

Zur Beschreibung des zeitabhängigen Verformungsverhaltens von hochtemperaturbelasteten Werkstoffen existieren eine Vielzahl von Kriechgleichungen. Diese mathematischen Formulierungen stellen in der Regel einen Zusammenhang zwischen den Parametern Zeit, Temperatur und Spannung her. Die auf diese Weise abgebildeten mathematischen Zusammenhänge können auf werkstoffmechanischen Vorgängen oder auf rein phänomenologischen Ansätzen basieren [GP93]. Alle diese Ansätze bilden die inelastische Dehnung ε_{inel} mit Hilfe der Summe der Anfangsdehnung ε_0 und der Kriechdehnungsanteile aus dem primären $\varepsilon_{cr I}$, sekundären $\varepsilon_{cr II}$ und tertiären Kriechbereich $\varepsilon_{cr III}$, siehe [Bild 3.13](#).

$$\varepsilon_{inel} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{cr I} + \varepsilon_{cr II} + \varepsilon_{cr III} \quad (3.4)$$

Auf der in Gleichung 3.4 aufgeführten Grundformulierung bauen eine große Anzahl von Kriechgleichungsansätzen auf. Ein Auszug von vier dieser Ansätze ist in [Tabelle 3.1](#) aufgeführt. Je nach technischer Anwendung ist es häufig ausreichend, wenn die verwendeten Kriechgleichungen den primären und sekundären Kriechbereich des betrachteten Werkstoffes abbilden können (Ansatz nach Norton-Bailey und modifizierter Ansatz nach Garofalo). Die meisten gängigen Bauteile oder Komponenten sind nicht für einen Betrieb bis zum Erreichen des tertiären Kriechbereiches ausgelegt, da mit dem Beginn dieses Kriechbereiches auch mit fortschreitender Schädigung im Werkstoff zu rechnen ist. Eine der ältesten dieser Formulierungen wurde 1929 von Norton [Nor29] entwickelt. Eine Verbesserung im Bereich der Abbildung des primären Kriechbereiches wurde von Garofalo durch die Einführung einer zusätzlichen Zeitfunktion erzielt. In einer Vielzahl von laufenden und abgeschlossenen Forschungsarbei-

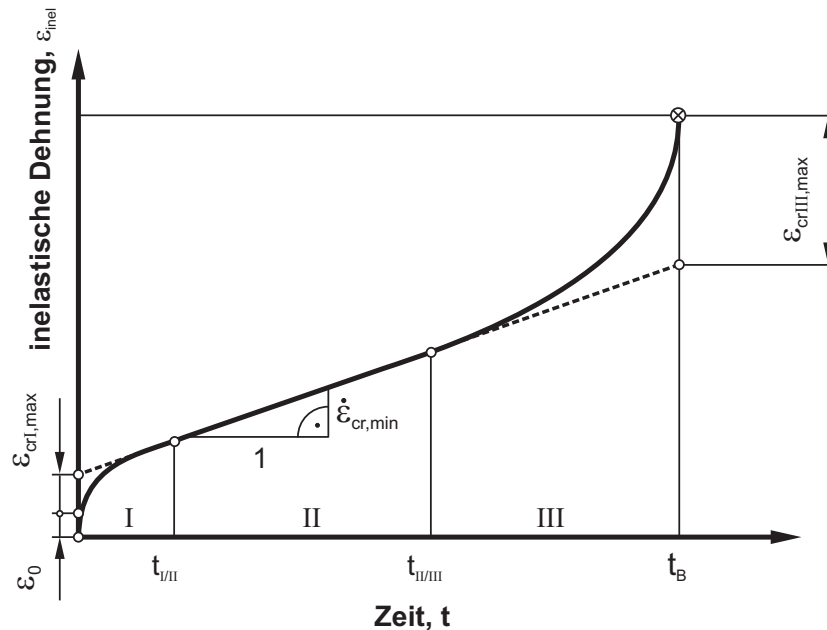


Bild 3.13: Schematische Kriechkurve mit Kriechdehnungsanteilen

ten findet dieser Ansatz in einer modifizierten Version weiterhin erfolgreich Verwendung [GP93].

In vielen Forschungsprojekten soll allerdings die Schädigungsentwicklung im Bauteil während des Betriebes untersucht werden. Häufig sind zudem Lebensdauerbetrachtungen in diesen Vorhaben geplant. Wird ein derartiges Ziel verfolgt, so ist die Beschreibung des Kriechverhaltens eines Werkstoffes unter Berücksichtigung von Primär- und Sekundärbereich nicht ausreichend. In diesen Fällen muss zudem der tertiäre Kriechbereich im Gleichungsansatz berücksichtigt werden, da dieser Bereich von Schädigungsvorgängen innerhalb des Werkstoffes bestimmt wird und somit maßgeblich für die Bauteillebensdauer ist (siehe Kapitel 3.2.2). In [Tabelle 3.1](#) sind zwei Kriechgleichungsansätze enthalten welche neben Primär- und Sekundärbereich zusätzlich das Kriechverhalten im tertiären Kriechbereich beschreiben. Hierbei handelt es sich um die Ansätze nach Granacher und Graham-Walles, von welchen Letzterer im Folgenden näher erläutert wird. Eine modifizierte Version dieses Kriechgleichungsansatzes wurde in dieser Arbeit zur Durchführung von numerischen Simulationen herangezogen.

3.5.1. Der modifizierte Kriechgleichungsansatz nach Graham-Walles

Um das Kriechverhalten hochtemperaturbeanspruchter Komponenten unter Verwendung der Finite-Elemente-Methode (FEM) ausreichend genau beschreiben zu können, ist ein zeit- und temperaturabhängiges Materialmodell notwendig. Zur Simulation langzeitbeanspruchter Bauteile muss dieses Materialmodell das Verformungsverhalten der untersuchten Werkstoffe über den gewünschten Zeitraum und den entsprechenden Berechnungstemperaturen möglichst genau beschreiben. Soll mit Hilfe dieser Simulationen die Schädigungsentwicklung des Bauteiles und damit verbunden eine Lebensdauerbetrachtung durchgeführt werden, empfiehlt es sich, auf Kriechgleichungen zurückzugreifen, die neben dem primären und sekundären Kriechbereich auch den tertiären Kriechbereich abbilden.

Der in dieser Arbeit verwendete Kriechgleichungsansatz beruht auf einer Formulierung, dessen Basis in den 1950er Jahren erstmals von Graham und Wallès [GW55] publiziert wurde

Tabelle 3.1: Auszug bekannter mathematischer Kriechgleichungsansätze

Ansatz nach	Beschr. Kriechber.	Mathematische Formulierung
Norton-Bailey	I, II	$\varepsilon_{cr} = A_4 \cdot \sigma_0^{n_4} \cdot t^{m_4}$
Mod. Garofalo	I, II	$\varepsilon_{cr} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{cr I} \cdot (1 - \exp(-A_5 \cdot (\frac{t}{t_{I/II}})^{m_5})) + \dot{\varepsilon}_{cr II} \cdot t$
Granacher	I, II, III	$\varepsilon_{cr} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{cr I} \cdot H(t) + \dot{\varepsilon}_{cr II} \cdot t + A_6 \cdot (\frac{t}{t_{II,III}})^{m_6}$
Graham-Walles	I, II, III	$\varepsilon_{cr} = \sum_i A_i \cdot \sigma^{n_i} \cdot t^{m_i}$ mit $i = 1, 2, 3$

mit A_i, n_i, m_i als Werkstoffkonstanten

(siehe auch [Tabelle 3.1](#)):

$$\varepsilon_{cr} = \sum_i A_i \cdot \sigma^{n_i} \cdot t^{m_i} \quad (3.5)$$

A_i, n_i, m_i = Anpassungsparameter (abhängig vom Werkstoff)

Um eine Implementierung in Finite-Elemente (FE)-Programme zu ermöglichen, muss zunächst auf eine inkrementelle und dehnratenbasierte Formulierung umgestellt werden. Neben der Implementierung in moderne FE-Programme ermöglicht die inkrementelle Formulierung auch modulare Modifikationen des mathematischen Gleichungsansatzes. Zur mathematischen Beschreibung aller drei Kriechbereiche (I Primär-, II Sekundär- und III Tertiärbereich) wird in der Regel auf eine dreigliedrige Formulierung des Ansatzes aus Gleichung 3.5 zurückgegriffen (siehe Gleichung 3.6).

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = 10^{A_1} \cdot \sigma^{n_1} \cdot \varepsilon^{m_1} + 10^{A_2} \cdot \sigma^{n_2} \cdot \varepsilon^{m_2} + 10^{A_3} \cdot \sigma^{n_3} \cdot \varepsilon^{m_3} \quad (3.6)$$

A_i, n_i, m_i = Anpassungsparameter (abhängig vom Werkstoff)

In [Bild 3.14 a](#)) ist dieser dreigliedrige Ansatz dargestellt und der schematische Verlauf der einzelnen Terme aufgeführt. Es wird deutlich, dass die einzelnen Kriechbereiche (I bis III) über jeweils einen der drei in der Kriechgleichung enthaltenen Terme beschrieben werden. Dies kann bei der Anpassung der Kriechgesetzparameter ausgenutzt werden. Es ist allerdings zu beachten, dass der letztendliche Verlauf der Kriechkurve über eine Addition aller drei Terme erreicht wird. Die Anpassungen der einzelnen Kriechbereiche haben somit auch einen Einfluss auf die übrigen beiden Bereiche. Durch geschickte Wahl der Anpassungsparameter kann dieser Einfluss allerdings vernachlässigbar klein gehalten werden.

An der MPA UNIVERSITÄT STUTTGART wurde eine Modifikation des ursprünglich dreigliedrigen Kriechgleichungsansatzes nach Graham und Walles ([Bild 3.14 a](#))) entwickelt. In einem ersten Schritt wurde auf eine zweigliedrige Formulierung, durch Elimination des dritten Termes, umgestellt. Der auf diese Weise zur Verfügung stehende mathematische Ansatz kann nur zur Beschreibung von Primär- und Sekundärbereich herangezogen werden. Eine Beschreibung

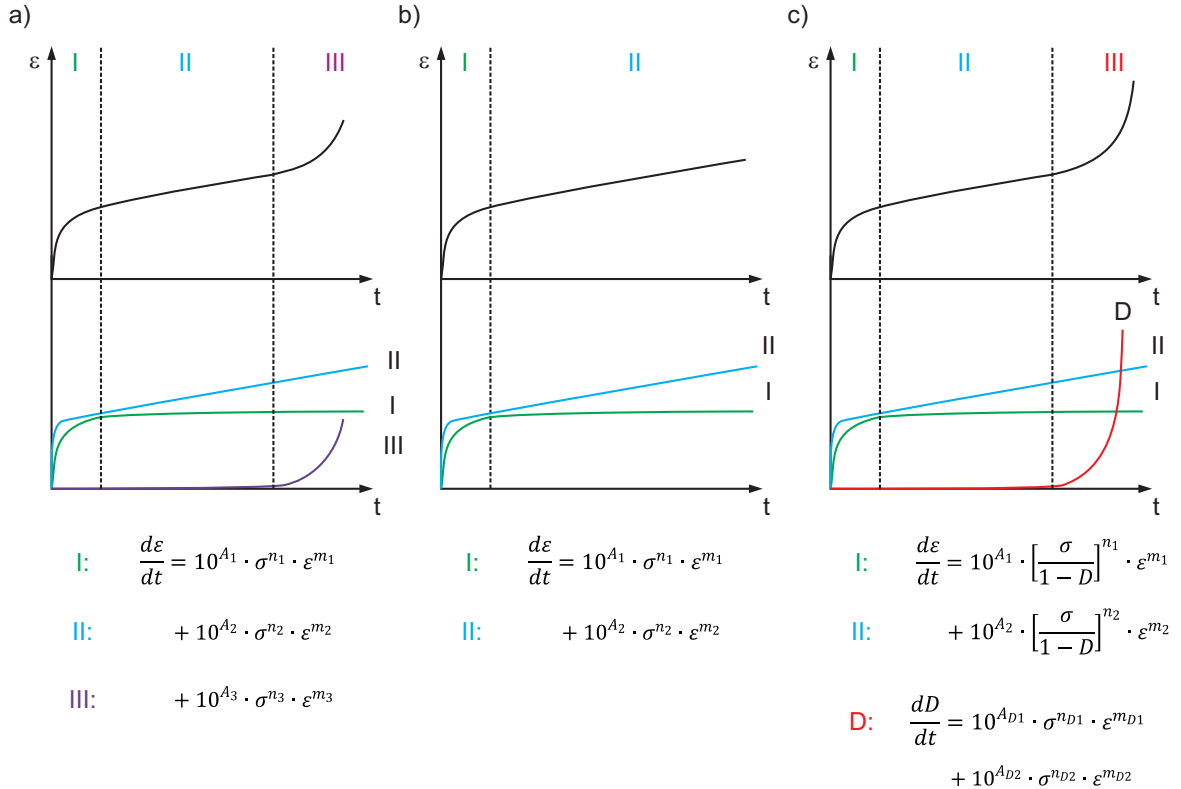


Bild 3.14: Schematische Darstellung des Modifikationsverlaufes des Kriechgleichungsansatzes nach Graham und Walles

des tertiären Kriechbereiches ist mit der nun vorliegenden Formulierung nicht möglich (siehe [Bild 3.14 b](#))).

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = 10^{A_1} \cdot \sigma^{n_1} \cdot \varepsilon^{m_1} + 10^{A_2} \cdot \sigma^{n_2} \cdot \varepsilon^{m_2} \quad (3.7)$$

$A_i, n_i, m_i =$ Anpassungsparameter (abhängig vom Werkstoff)

Um eine Beschreibung des tertiären Kriechbereiches erneut zu ermöglichen, wurde ein Schädigungsparameter D implementiert. Es wird davon ausgegangen, dass eine zunehmende Schädigung im Bauteil eine Spannungserhöhung zur Folge hat. Poren reduzieren beispielsweise den tragenden Querschnitt eines Bauteils und erhöhen somit die an ihm anliegende Spannung. Der eingeführte Schädigungsparameter D basiert daher auf einem effektiven Spannungskonzept, mit dessen Hilfe eine Spannungserhöhung in Abhängigkeit von der Schädigung realisiert werden kann [RKM05, R⁺05]. Nach der so erfolgten Implementierung des Schädigungsparameters D in einen zweigliedrigen Kriechgleichungsansatz nach Graham und Walles (siehe Gleichung 3.7) können alle drei Kriechbereiche in Abhängigkeit von der Vergleichsspannung nach von Mises σ_{vM} und der Vergleichsdehnung ε_{eq} beschrieben werden (siehe [Bild 3.14 c](#)):

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = 10^{A_1} \cdot \left(\frac{\sigma_{vM}}{1-D} \right)^{n_1} \cdot \varepsilon_{eq}^{m_1} + 10^{A_2} \cdot \left(\frac{\sigma_{vM}}{1-D} \right)^{n_2} \cdot \varepsilon_{eq}^{m_2} \quad (3.8)$$

$A_i, n_i, m_i =$ Anpassungsparameter (abhängig vom Werkstoff)

Die in dieser Gleichung durchgeführte Implementierung des Schädigungsparameters D basiert auf einer in [Xu98] vorgestellten Formulierung. Hier wurde die (isotrope) Schädigung D über das

Verhältnis der geschädigten Querschnittsfläche A_D zur ungeschädigten Ausgangsquerschnittsfläche A definiert. Mittels der so definierten Schädigung kann über eine Querschnittsreduzierung eine effektive Spannung $\bar{\sigma}$ definiert werden [SSK⁺06].

$$\bar{\sigma} = \frac{\sigma}{(1-D)} \quad \text{mit} \quad D = \frac{A_D}{A} \quad (3.9)$$

Die zeitliche Entwicklung des Schädigungsparameters D wurde unter Verwendung der Schädigungsgleichungen nach Kachanov-Rabotnov [Kac67, Rab69] realisiert. Wie in Kapitel 3.3 bereits gezeigt wurde, muss bei der Modellierung des Schädigungsverhaltens zudem die Mehrachsigkeit der Beanspruchung berücksichtigt werden. Mit Hilfe des Mehrachsigkeitsquotienten q ist eine Formulierung des Schädigungsparameters D in Abhängigkeit vom Grad der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes möglich. Die Beschreibung des Mehrachsigkeitsquotienten q wurde in Gleichung 3.1 bereits ausführlich dargestellt. Unter Berücksichtigung des so definierten Mehrachsigkeitsquotienten q ergibt sich die zeitliche Entwicklung des Schädigungsparameters D zu:

$$\dot{D} = 10^{A_{D1}} \cdot \left(\left(\frac{\sqrt{3}}{q} \right)^\alpha \cdot \sigma_{vM} \right)^{n_{D1}} \cdot \tilde{\varepsilon}^{m_{D1}} + 10^{A_{D2}} \cdot \left(\left(\frac{\sqrt{3}}{q} \right)^\alpha \cdot \sigma_{vM} \right)^{n_{D2}} \cdot \tilde{\varepsilon}^{m_{D2}} \quad (3.10)$$

$A_{Di}, n_{Di}, m_{Di} =$ Anpassungsparameter (werkstoffabhängig)

$\alpha =$ Faktor zur Gewichtung des Mehrachsigkeitseinflusses (werkstoffabhängig)

Mit:

$$\tilde{\varepsilon} = \sqrt{\langle \varepsilon_1 \rangle^2 + \langle \varepsilon_2 \rangle^2 + \langle \varepsilon_3 \rangle^2} \quad (3.11)$$

$\varepsilon_i =$ Hauptdehnungen

Da unterschiedliche Werkstoffe auch unterschiedlich auf einen mehrachsigen Beanspruchungszustand reagieren, muss der Mehrachsigkeitseinfluss werkstoffabhängig ermittelt und mittels des Werkstoffparameters α gewichtet werden. Manche Stähle, wie beispielsweise der 9 % Cr-Stahl P91 [MM00], neigen zu einer sehr späten Porenbildung kurz vor dem Einsetzen des Tertiärkriechens. Andere Stähle wiederum bilden Poren in einem sehr frühen Belastungsstadium, weit vor einem Ansteigen der Kriechkurve in den tertiären Kriechbereich, aus.

Anhand der in Gleichung 3.8 und Gleichung 3.10 aufgezeigten Formulierungen kann das Kriechverhalten unter Berücksichtigung der Schädigung und der Mehrachsigkeit der Beanspruchung beschrieben und in moderne FE-Programme implementiert werden. Allerdings ist bei dem hier vorgestellten Ansatz eine homogene Temperaturverteilung vorausgesetzt. In vielen technischen Anwendungen liegt ein Temperaturgradient am Bauteil an. Eventuell ändert sich dieser Gradient sogar mit fortschreitender Belastungszeit. Ein typisches Beispiel stellt hier der Anfahrvorgang in einem Kraftwerk dar, bei dem Druck und Temperatur zeitabhängig gesteigert werden. Soll ein Bauteil unter diesen Beanspruchungsbedingungen simuliert werden, so muss ein anisothermes Kriechgesetz verwendet werden. Eine anisotherme Formulierung des hier beschriebenen Kriechgesetzes ist in [SSK⁺06] näher erläutert.

3.5.2. Anpassung der Werkstoffparameter

Zur Ermittlung der werkstoffabhängigen Anpassungsparameter $A_i, n_i, m_i, A_{Di}, n_{Di}, m_{Di}$ ($i = 1, 2$) des modifizierten Kriechgesetzes nach Graham-Walles (Gleichung 3.8 und Gleichung 3.10)

Projekt MARCKO 700
Datum / Name 15.03.2010 / Sdt
Material P92
Temperatur [°C] 625

Parameter		Untergrenze	Obergrenze
A1	-31,770020787560100	-100	-1
n1	10,159542402217400	1	50
m1	-2,336126111899770	-5	0
A2	-67,226119365730800	-100	-1
n2	22,897973861807700	1	50
m2	-5,000000000000000	-5	0
AD1	-14,513662906801400	-50	-1
nD1	5,210632075835900	0,1	30
mD1	0,359763675623153	0,1	2
AD2	-50,000000000000000	-50	-1
nD2	20,960086624114500	0,1	30
mD2	0,175875351429800	0,1	2

Vorschläge

Anfangswerte Optimierung Ergebnisse Abbruch

Optimierungsbedingungen
 Dehnungsschrittweite [] 0,0001

nur Primär-/Sekundärdaten

Neuinitialisierungen 3
Iterationsschritte 100

rel. Fehler [%] 0,08684

mod. Graham-Walles-Kriechgesetz mit Schädigungsanteil

$$\frac{dD}{dt} = 10^{AD1} \cdot \sigma^{nD1} \cdot \varepsilon^{mD1} + 10^{AD2} \cdot \sigma^{nD2} \cdot \varepsilon^{mD2}$$

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = 10^{A1} \cdot \left[\frac{\sigma}{1-D} \right]^{n1} \cdot \varepsilon^{m1} + 10^{A2} \cdot \left[\frac{\sigma}{1-D} \right]^{n2} \cdot \varepsilon^{m2}$$

Vorgehensweise:

1. Einfügen der Versuchsdaten unter "Daten_Experiment"
2. Trennung der Bereiche sekundären und tertiären Kriechens durch Einfügen jeweils einer Leerzeile
3. ggf. Änderung der Gewichtung einzelner Datenpunkte
4. Festlegung der Parametergrenzen, Anhaltswerte unter "Vorschläge"
5. Eingabe der Iterationsschritte zur Anfangswertbestimmung
6. Bestimmung der Anfangswerte für alle Parameter
7. Eingabe der Iterationsschritte und Neuinitialisierungen der Optimierungsroutine
8. Start der Optimierung
9. Übertragung der Resultate in Diagramme mittels "Ergebnisse"
10. ggf. Wiederholung der Optimierung bis akzeptabler Fehler erreicht wird

Hinweis:

- durch Aktivierung der entsprechenden Kontrollkästchen werden die zu verändernden Parameter festgelegt
- ausführliche Anleitung ist in entsprechendem Word-Dokument nachzulesen

Bild 3.15: Hauptbildschirm des MICROSOFT EXCEL[®] basierten MPA UNIVERSITÄT STUTT-GART Anpassungssoftware

wurde in einem Forschungsvorhaben [SSK⁺06] eine geeignete und anwenderfreundliche Anpassungssoftware entwickelt. Als Grundlage und grafisches Interface dient das Programm MICROSOFT EXCEL[®] (siehe Bild 3.15). Die eigentlichen Anpassungsalgorithmen, Simplex-Algorithmus und genetischer Algorithmus, sind mit Hilfe von VISUAL BASIC FOR APPLICATIONS[®] Subprogrammen realisiert. Angepasst wird an einachsige Zeitstandversuche mit herausgerechnetem plastischem Dehnungsanteil. Eine gute Datenbasis mit einer großen Spannungsbandbreite von niedrigen Spannungen bis hin zu hohen Spannungen ist hier zwingende Grundlage für die Ermittlung sinnvoller und geeigneter Parameter.

In einem ersten Schritt wird die experimentelle Datengrundlage in Form von Kriechkurvenscharen in das Programm eingelesen. Innerhalb dieser Kriechdaten besteht die Möglichkeit, einzelne Punkte zu gewichten oder auch auszugrenzen, um so auf Messfehler und „Ausreißer“ reagieren zu können. Aus Kosten- und Zeitgründen werden Zeitstandversuche bei tendenziell hohen Spannungen durchgeführt. Im Vergleich hierzu liegt die Belastung innerhalb der später berechneten Bauteile in der Regel deutlich geringer. Während des Anpassungsvorganges kann mit Hilfe der Wichtungsfunktion der Fokus der Anpassungsgenauigkeit auf die niedrigen Spannungen gelegt werden. Auf diese Weise werden die höchsten Anpassungsgenauigkeiten auch im später relevanten Berechnungsbereich erzielt.

Vor dem eigentlichen Anpassungsvorgang muss zunächst eine geeignete Dehnungsschrittweite sowie die Anzahl der Neuinitialisierungen und Iterationen vorgegeben werden, mit welchen die Anpassungsalgorithmen durchlaufen werden. Bei der Vorgabe der Dehnungsschrittweite muss der Anwender einen Kompromiss eingehen. Je kleiner die Dehnungsschrittweite vorgegeben wird, umso genauer sind die später zu erwartenden Anpassungsverläufe. Allerdings steigt bei einer sehr kleinen Dehnungsschrittweite die Berechnungszeit stark an. Es muss also ein sinnvoller Kompromiss zwischen Genauigkeit und Berechnungszeit gefunden werden. Zudem muss ein sinnvoller Anpassungsbereich der einzelnen Parameter $A_i, n_i, m_i, AD_i, nD_i, mD_i$ ($i = 1, 2$) vor-

gegeben werden, in welchem die Anpassungsalgorithmen nach geeigneten Werten suchen werden.

Bei der Durchführung der eigentlichen Parameteranpassung empfiehlt es sich, ein ähnliches Vorgehen wie bei der Entwicklung des Kriechgleichungsansatzes zu wählen. Es sollte daher zunächst nur der Primär- und Sekundärteil der Kriechgleichung angepasst werden. Erreicht werden kann dies im Anpassungsprogramm durch Aktivieren eines Kontrollkästchens („nur Primär-/Sekundärdaten“, siehe [Bild 3.15](#)). Zudem sollten lediglich die Anpassungsparameter A_i, n_i, m_i ($i = 1, 2$) des Dehnraten beschreibenden Anteils aus Gleichung 3.8 verwendet werden. Die übrigen Parameter müssen so gewählt werden, dass ihr Einfluss auf den Kriechverlauf in Primär- und Sekundärbereich annähernd Null ist. Mit Hilfe der hinterlegten Anpassungsalgorithmen kann nun der eigentliche Anpassungsvorgang durchgeführt werden. Ist eine gute Anpassungsgüte in Primär- und Sekundärbereich erzielt worden, sollten die ermittelten Parameter A_i, n_i, m_i ($i = 1, 2$) „eingefroren“ und somit nicht weiter veränderbar gemacht werden. Ein auf diese Weise angepasster Primärbereich ist in [Bild 3.16 a\)](#) exemplarisch dargestellt. Es wird deutlich, dass auch hier gute Anpassungsgüten trotz unterschiedlicher Datenbelegung der Versuche erzielt werden können. Die zugehörige Anpassung des Sekundärbereiches folgt in [Bild 3.16 b\)](#). Zur Anpassung des tertiären Kriechbereiches muss nun der gesamte Datenbereich freigegeben werden (Deaktivieren des Markierungsfeldes „nur Primär-/Sekundärdaten“). Die Anpassung des tertiären Kriechbereiches erfolgt in einem letzten Schritt unter Veränderung der die zeitliche Schädigungsentwicklung beschreibenden Anpassungsparametern A_{Di}, n_{Di}, m_{Di} ($i = 1, 2$) aus Gleichung 3.10. Die übrigen Anpassungsparameter ($A_i, n_i, m_i, A_{Di}, n_{Di}, m_{Di}$ ($i = 1, 2$)) sollten in diesem Anpassungsschritt festgehalten werden. Das Endresultat einer so durchgeführten Kriechgleichungsparameteranpassung ist in [Bild 3.16 c\)](#) dargestellt. Der hierzu ermittelte Verlauf des Schädigungsparameters D ist in [Bild 3.16 d\)](#) aufgeführt. Mit Hilfe der exponentiell ansteigenden Schädigung D wird der Anstieg der Dehnrates im Tertiärbereich abgebildet.

Während des eigentlichen mathematischen Anpassungsvorganges können mit Hilfe eines genetischen Algorithmus zunächst geeignete Anfangswerte bestimmt werden. Anschließend erfolgt die eigentliche lokale Optimierung mit Hilfe eines Downhill-Simplex-Algorithmus nach Nelder-Mead [NM65]. Zur Einordnung der Anpassungsqualität kann der errechnete Anpassungsfehler hilfreich sein, welcher im Haupttabellenblatt der Anpassungssoftware ausgegeben wird. Dieser relative Fehler wird mit der gängigen Methode der kleinsten Fehlerquadrate ermittelt. Eine visuelle Kontrolle der Anpassungsergebnisse ist dennoch empfehlenswert. Zur Erzielung guter Anpassungsqualitäten und somit der Ermittlung sinnvoller Kriechparameter ist allerdings ein hohes Maß an Erfahrung und Ingenieurverstand notwendig.

3.5.3. Zeit-Temperatur-Parameter und deren Anwendung

Für die Auslegung von Bauteilen und die Interpretation von Simulationsergebnissen sind die Zeitdehngrenzen und Zeitstandfestigkeiten eines Werkstoffes von besonderem Interesse. Um diese Größen zu ermitteln, sind eine Vielzahl von Zeitstandversuchen mit möglichst umfangreichen Variationen in Spannungen, Temperatur und Laufzeit notwendig. Im Bereich der Kraftwerkstechnik werden Bauteile meist für Laufzeiten bis 100.000 h oder gar 200.000 h ausgelegt. Aus Kosten- und Zeitgründen ist es nicht möglich, ausreichend Zeitstandversuche bis zu diesen Laufzeiten durchzuführen. Um auch hier die relevanten Auslegungskennwerte zu erhalten, müssen Methoden zur Extrapolation bestehender Daten angewendet werden. Natürlich ist es an dieser Stelle nicht möglich, bis hin zu beliebigen Laufzeiten zu extrapolieren. Nach [ECC01, ECC03] wird in der Praxis eine Extrapolation der Zeitstanddaten mit anerkannten Methoden um einen Faktor drei toleriert.

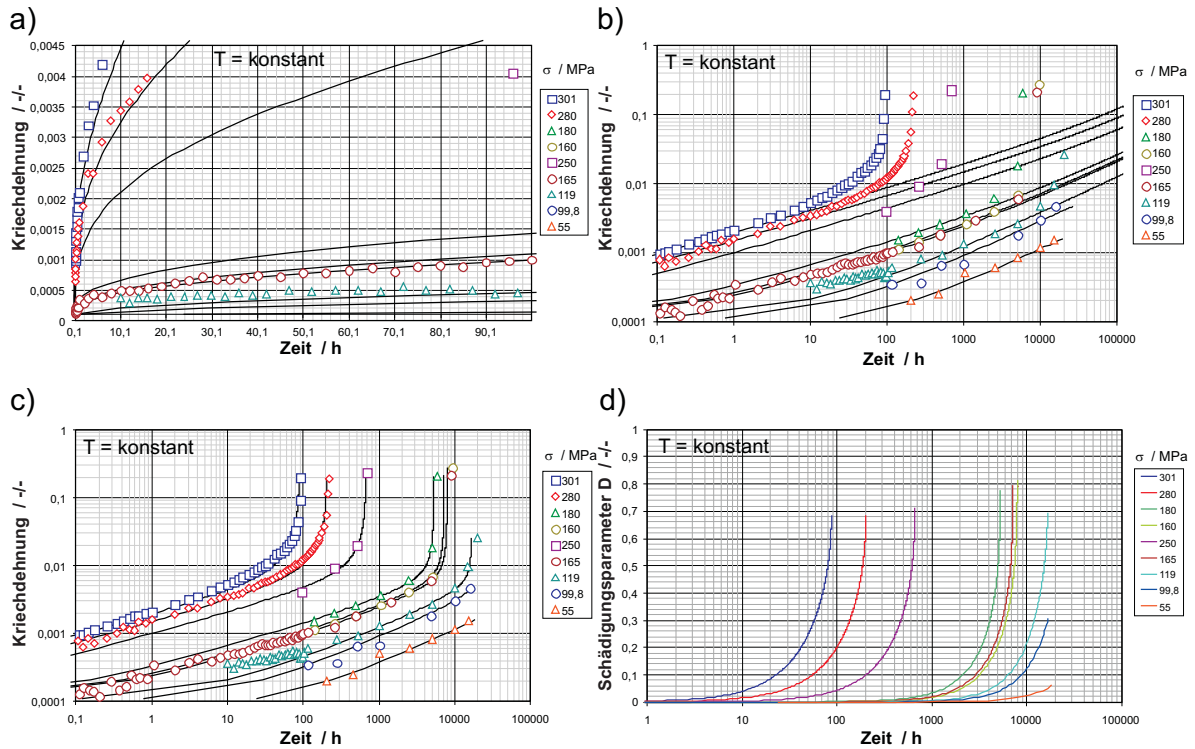


Bild 3.16: Anpassung von Kriechdaten an den modifizierten Kriechgleichungsansatz nach Graham-Walles a) Primärbereich b) Sekundärbereich c) Tertiärbereich d) Schädigungsparameter D

Die hier gängigste Methode zur Extrapolation von Zeitstanddaten stellt die Anwendung eines Zeit-Temperatur-Parameters $P(t, T)$ dar. Mit Hilfe dieser Parameter werden isotherme Zeitdehn- und Zeitbruchtemperaturschaubilder ineinander übertragen und so ein Zusammenhang von Zeit t und Temperatur T hergestellt. Eine Auswahl wichtiger Zeit-Temperatur-Parameter werden in [GP93] vorgestellt. Der wohl bekannteste dieser Parameter ist der Larson-Miller-Parameter P_{LM} :

$$P_{LM} = (T + 273) \cdot (C + \log t) \cdot 10^{-3} \quad (3.12)$$

T = Temperatur in $^{\circ}\text{C}$

t = Zeit

Mit Hilfe des Larson-Miller-Parameters P_{LM} können die Abhängigkeiten von Temperatur T und Zeit t eines bestimmten Kennwertes (z. B. Zeitdehnkennwerte, Zeitstandfestigkeit oder ein bestimmtes Dehnungsniveau) in ein gemeinsames Streuband umgerechnet werden. Die zur Bestimmung des Larson-Miller-Parameters P_{LM} benötigte werkstoffabhängige Konstante C wird ermittelt, indem man die Beanspruchungsdauer logarithmiert über dem Reziprokenwert der Temperatur aufträgt. Auf diese Weise entsteht für alle Prüfspannungen ein gemeinsamer Schnittpunkt (siehe Bild 3.17, links), welcher mit Hilfe der werkstoffabhängigen Konstante C beschrieben werden kann. Um eine Abhängigkeit der so ermittelten Larson-Miller-Parameter P_{LM} (schwarze Kreise in Bild 3.17, rechts) zu den Prüfspannungen herzustellen, wird in der Regel auf das Konzept der „Meisterkurve“ zurückgegriffen [GP93]. Die jeweilige „Meisterkurve“ (rote Kurve in Bild 3.17, rechts) wird häufig über eine Modellfunktion basierend auf einem

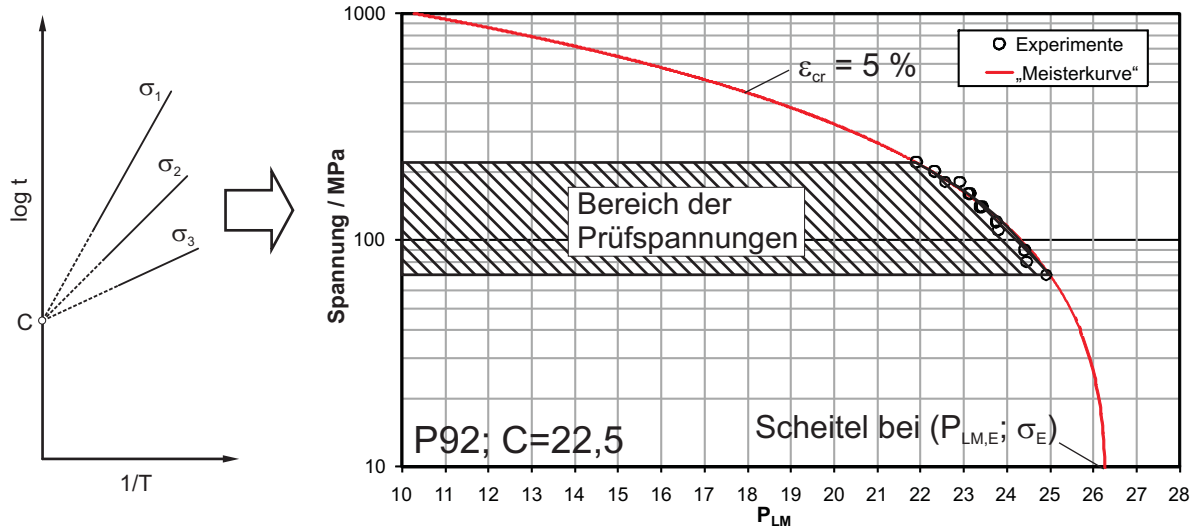


Bild 3.17: Bestimmung der Konstante C sowie der „Meisterkurve“ bei quadratischem Ansatz (P92; 5 %-Dehnlinie)

quadratischen Polynomansatz bestimmt. Unter Verwendung dieser Modellfunktion wird der Parameter nach Larson-Miller wie folgt definiert:

$$P_{LM} = B_1 + B_2 \cdot f(\sigma) + B_3 \cdot f^2(\sigma) \quad (3.13)$$

mit $f(\sigma) = \sigma^m$ folgt:

$$P_{LM} = B_1 + B_2 \cdot \sigma^m + B_3 \cdot \sigma^{2m} \quad (3.14)$$

Der Scheitelpunkt $(P_{LM,E}; \sigma_E)$, der auf diese Weise beschriebenen Parabel kann anhand der folgenden Zusammenhänge (für $f(\sigma) = \sigma^m$) ermittelt werden:

$$B_1 = \text{konstant} \quad (3.15)$$

bzw.

$$B_2 = \frac{2 \cdot (P_{LM,E} - B_1)}{f(\sigma_E)} = \frac{2 \cdot (P_{LM,E} - B_1)}{\sigma_E^m} \quad (3.16)$$

bzw.

$$B_3 = \frac{(P_{LM,E} - B_1)}{(f(\sigma_E))^2} = \frac{(P_{LM,E} - B_1)}{\sigma_E^{2m}} \quad (3.17)$$

Nach einigen Umformungen erhält man eine vom Larson-Miller-Parameter P_{LM} abhängige Formulierung der Spannung σ :

$$\sigma = \left(\frac{-B_2 - \sqrt{B_2^2 - 4 \cdot B_3(B_1 - P_{LM})}}{2 \cdot B_3} \right)^{\frac{1}{m}} \quad (3.18)$$

Bei der Anpassung eines Kriechgesetzes muss eine möglichst breite Datenbasis zur Verfügung stehen, welche einen großen Spannungsbereich und somit lang und kurz laufende Versuche beinhaltet. In den seltensten Fällen liegen hier Zeitstanddaten bis 100.000 h vor. Soll ein zeitstandbeanspruchtes Kesselbauteil mittels einer FE-Simulation ausgelegt werden, so werden

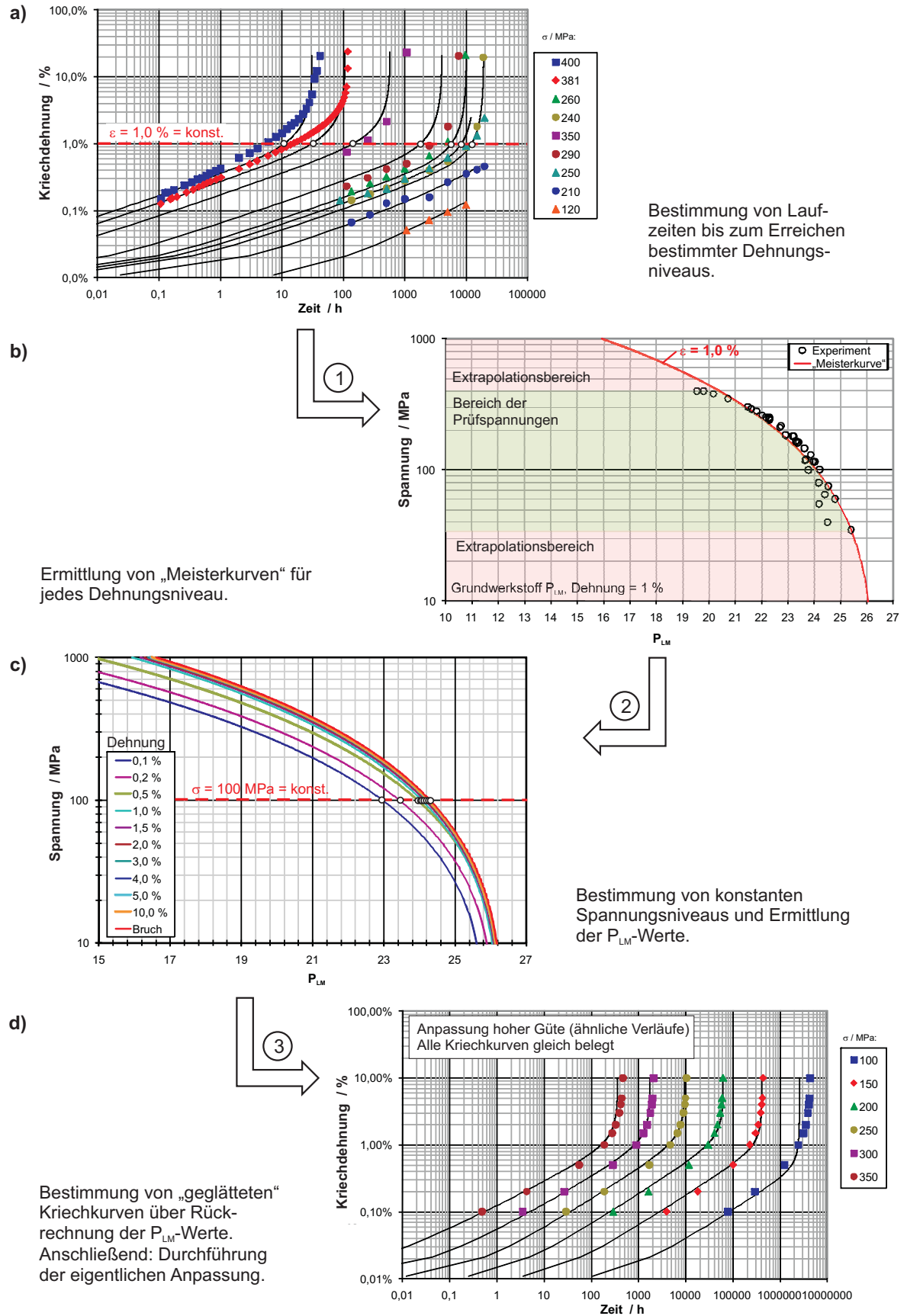


Bild 3.18: Schematische Darstellung des Anpassungsvorganges unter Nutzung eines Larson-Miller-Parameters P_{LM}

in den durchgeführten numerischen Berechnungen des Relaxations- und Kriechverhaltens meist Simulationszeiten von 200.000 h gefordert. Die Belastungen innerhalb der durchgeführten Simulationen liegen häufig außerhalb der Spannungsniveaus, die in der zugrunde liegenden Anpassung berücksichtigt wurden. Eine Extrapolation auf diese Spannungen ist somit in einer numerischen Simulation erforderlich. Aus diesem Grund sollte das zur Auslegung eines Bauteils verwendete Kriechgesetz möglichst den Streubandmittelwert der in der Literatur hinterlegten Daten (z. B. 10.000 h oder 100.000 h Zeitstandfestigkeit) repräsentieren. Der Anpassung des notwendigen Kriechgesetzes wird daher eine möglichst große Versuchsanzahl aus einer Vielzahl an Schmelzen hinterlegt. Unterschiedliche Schmelzen weisen allerdings in der Regel Streuungen im Zeitstandverhalten auf. Auch existieren in der Praxis Unterschiede in der Datenbelegung der einzelnen experimentell ermittelten Kriechkurven. Die Anzahl der Datenpunkte einer im unterbrochenen Zeitstandversuch¹ bestimmten Zeit-Dehnlinie liegen um ein Vielfaches unter den Datenpunkten, ermittelt beispielsweise mit Hilfe eines computerüberwachten kapazitiven Hochtemperatur-Dehnmessstreifens (HT-DMS) oder eines geeigneten Messgestänges. Die Anpassung einer solchen Kriechkurvenschar mit unterschiedlicher Datenbelegung und mit zusätzlich einem besonderen Fokus auf niedrigen Spannungen (teilweise im Extrapolationsbereich) sowie Zielwerten aus der Literatur (ECCC-Datensheets oder VdTÜV-Werkstoffblätter) gestaltet sich daher in der Praxis sehr schwierig. Um in einem solchen Fall eine kontrolliertere Extrapolation zu ermöglichen und eine bessere Anpassungsgüte zu erhalten, wird die Verwendung von „Meisterkurven“ vor dem eigentlichen Anpassungsvorgang empfohlen.

In diesem Fall müssen an jeder Kriechkurve der ursprünglichen d. h. experimentell ermittelten Kriechkurvenschar die Zeiten t (bei konstanter Temperatur T) bis zum Erreichen mehrerer definierter Dehnungsniveaus ermittelt werden. Dies ist in Bild 3.18 a) schematisch dargestellt. Mit diesen Datenpaaren kann durch Einsetzen in Gleichung 3.12 der zu jedem Datenpaar gehörige Larson-Miller-Parameter P_{LM} berechnet werden. In Bild 3.18 b) ist dies für ein Dehnungsniveau von 1 % schematisch dargestellt. Es wird deutlich, dass auf diese Weise alle Versuche in ein Streuband umgerechnet wurden. Zeit t und Temperatur T gehen über den auf der Abszisse aufgetragenen Larson-Miller-Parameter P_{LM} ein. Anschließend kann unter Verwendung von Gleichung 3.13 über eine Parameteranpassung die zugehörige „Meisterkurve“ generiert werden (Bild 3.18 b), rote Linie). In der in Bild 3.18 b) aufgeführten Darstellung wird deutlich, dass nicht der gesamte Verlauf der „Meisterkurve“ mit Larson-Miller-Parametern P_{LM} , berechnet mit experimentell ermittelten Wertepaaren (schwarze Kreise), belegt ist. Der mit experimentellen Daten abgedeckte Spannungsbereich ist grün, die übrigen Bereiche sind rot hinterlegt. Es muss daher auch bei der Ermittlung der „Meisterkurve“ extrapoliert werden. Eine „Meisterkurve“ muss anschließend neben dem hier aufgeführten 1 % Dehnungsniveau für weitere fest definierte Dehnungsniveaus ermittelt werden. In unserem Fall sind dies 0,1 %, 0,2 %, 0,5 %, 1,0 %, 1,5 %, 2,0 %, 3,0 %, 4,0 %, 5,0 %, 10,0 % und Bruch (siehe Bild 3.18 c). Bei diesem Schritt ist unbedingt darauf zu achten, dass sich die „Meisterkurven“ der unterschiedlichen Dehnungsniveaus nicht schneiden. Legt man in diesem Schaubild eine Linie konstanter Spannung σ an und ermittelt so die Larson-Miller-Parameter P_{LM} an den Schnittpunkten dieser Linie, so kann über eine Rückrechnung (Auflösung von Gleichung 3.12 nach der Zeit t und Einsetzen der Wertepaare an den Schnittpunkten) eine geglättete Kriechkurve ermittelt werden. Um eine Kriechkurvenschar zu generieren, muss dieser Vorgang für mehrere Spannungsniveaus durchgeführt werden. Die mit diesem Verfahren ermittelte, geglättete Kriechkurvenschar kann zur Parameteranpassung an einen Kriechgleichungsansatz herangezogen werden. Ein Beispiel für eine derartige Anpassung ist in Bild 3.18 d) zu finden.

¹Bei dieser Form des Zeitstandversuches wird der Versuch zu festgelegten Zeiten abgefahren. Die Probe wird zur Bestimmung der bleibenden Dehnungen vermessen und wieder eingebaut.

Ein auf die hier vorgestellte Weise angepasstes Kriechgesetz besitzt einige entscheidende Vorteile. Die Richtigkeit der durchgeführten Extrapolationen hin zu niedrigen oder extrem hohen Spannungsniveaus kann zwar auch so nicht garantiert werden, allerdings können plausible Kriechverläufe generiert werden. Eine Validierung unter Verwendung von Zeitstandversuchen bei niedrigen Spannungen ist auch bei dieser Methode notwendig. Weiterhin ist die Ermittlung eines anisothermen Kriechgesetzes (siehe [SSK⁺06]) und ein Abgleich mit Literaturwerten mit Hilfe des hier vorgestellten Vorgehens leichter durchführbar.

4. Werkstoffentwicklung im Hochtemperaturbereich

Ohne den Werkstoff Stahl ist eine ökonomisch und ökologisch sinnvolle Realisierung von Hochleistungskraftwerken mit der Zielrichtung schadstofffreier Energieerzeugung unmöglich. Wie bereits in Kapitel 1 erläutert wurde ist der Einsatz von Nickelbasislegierungen, 9 % bis 12 % Cr-Stählen und niedriglegierten 2,5 % Cr-Stählen, je nach Temperatur und Komponente, im Kesselbereich des 700/720 °C-Hocheffizienzkraftwerkes vorgesehen. Die Qualifizierung dieser Materialien bezüglich der gestiegenen Anforderungen ist daher Grundvoraussetzung für eine Wirkungsgradsteigerung fossil befeuerter Kraftwerke und Gegenstand einer Vielzahl von Forschungsarbeiten. In [Tabelle 4.1](#) ist eine Zusammenstellung einiger internationaler abgeschlossener Projekte gegeben, die das gemeinsame Ziel der Werkstoffqualifizierung zum Bau eines modernen umweltfreundlicheren 700/720 °C-Hocheffizienzkraftwerkes verfolgen.

4.1. Entwicklung niedriglegierter Stähle für Kesselrohre und Membranwände

Die bisher im Membranwandbereich eingesetzten Stähle 16Mo3 und 13CrMo4-5 eignen sich nicht für einen Betrieb im Kesselbereich mit den angestrebten Dampfparametern des 700 °C-Kraftwerks. Auch die Verwendung der höher legierten Stähle T/P22 (10CrMo9-10) und T/P91 (X10CrMoVNb9-1) gestaltet sich schwierig, da für Schweißverbindungen eine Wärmehandbehandlung notwendig ist. Diese ist allerdings in der schweißtechnischen Fertigung von Membranwänden nur in seltenen Ausnahmefällen realisierbar. Auf Grund dieser Problematik wurde die Entwicklung einiger neuer Stähle auf Basis des T/P22 für diesen Einsatzbereich vorangetrieben. In Japan wurde der Stahl T/P23 (7CrWVNb9-6) entwickelt und auf deutscher Seite entstand unter der Führung von VALLOUREC&MANNESMANN der Stahl T/P24 (7CrMoVTiB10-10). Durch eine Zulegierung von Vanadium, Niob und Titan konnte das Zeitstandverhalten der auf T/P22 basierenden Stähle verbessert werden. Im Falle des T/P23 wurde der Legierung Wolfram unter Verringerung des Molybdängehaltes zugefügt. Wegen des reduzierten Kohlenstoffgehaltes in beiden Legierungen kann auf eine Wärmehandbehandlung nach dem Schweißen von Membranwänden bzw. dünnwandigen Kesselrohren verzichtet werden (siehe Kapitel 5.4) [HB08].

Die allgemeinen Werkstoffeigenschaften wie Zunderbeständigkeit, Kerbschlagzähigkeit und physikalische Eigenschaften dieser beiden Stähle entsprechen weitestgehend denen des zugrundegelegten Stahls T/P22. Deutliche Unterschiede sind allerdings in ihren Festigkeitskennwerten feststellbar. Für die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m und die Bruchdehnung A_5 ist dies in [Tabelle 4.2](#) dargestellt. Hier ist deutlich erkennbar, dass beide „Neuentwicklungen“ im Vergleich zu T/P22 deutlich höhere Festigkeitskennwerte besitzen. Auch bei erhöhten Temperaturen bleibt dieser Trend erhalten. Dies ist am Beispiel der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ in [Bild 4.1](#), [links](#) verdeutlicht. Von besonderer Bedeutung für einen Einsatz im Kesselbereich sind die Zeitstandeigenschaften eines Werkstoffs. T/P23 und T/P24 weisen im Vergleich zu T/P22 eine deutliche Verbesserung der Kriecheigenschaften auf. Im Falle des T/P24 ord-

Tabelle 4.1: Übersicht der nationalen und internationalen Forschungsvorhaben zur Werkstoffqualifizierung moderner Werkstoffe im Kraftwerksbau





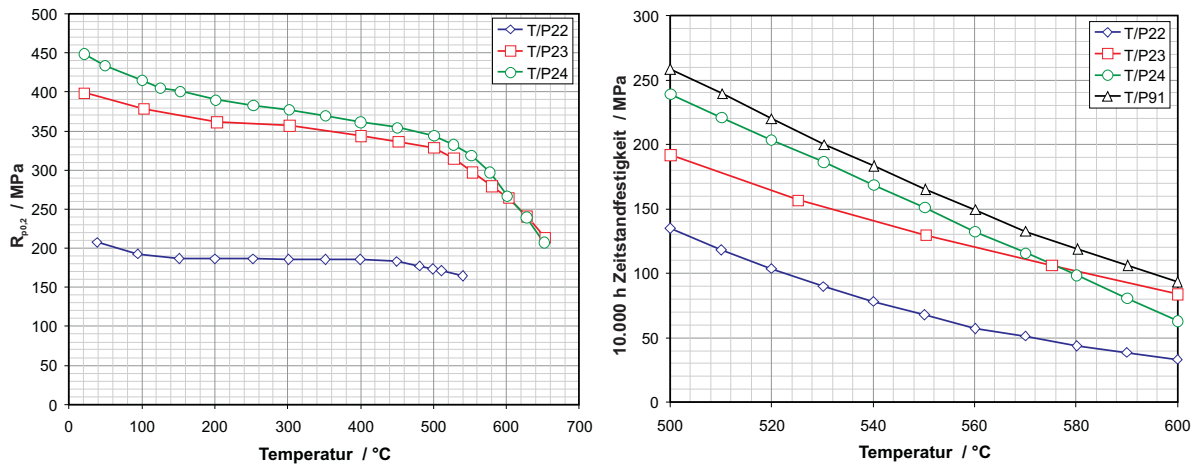
Forschungsvorhaben	Dauer von bis	Werkstoffe	Komponenten (Dampferzeuger)	Land
Cost 522	06/98 12/03	E911, VM12 T24	Sammler, Rohrleitungen, Membranwand Rohrleitungen	
THERMIE (AD700)	01/98 12/03	Alloy 625, Alloy 617, Alloy 263, Austenite	Sammler, Rohrleitungen, Überhitzerrohre, Membranwand	
COMTES 700	2003 2009	T24, HCM12, TP310N, HR3C, Alloy 174, Alloy 617, Alloy 740	Umfassungswände, Überhitzer, Sammler, Hochdruckumleitstation - Sicherheitsventile	
DOE Vision 21	06/02 12/96	Haynes 230, Inconel 740, CC617, HR6W, Super 304H, Save12, T92, T23	Rohrleitungen, Überhitzer- und Zwischenüberhitzerrohre	
700 °C USC Project	Beginn 2002			
AVIF A77	01/94 12/98	T24	Membranwand, Rohrleitungen und Sammler,	
AVIF A129	01/98 12/01	E911	Überhitzerrohre	
AVIF A109	06/96 06/00	T91, E911	Sammler, Überhitzerrohre	
AVIF A170	01/01 12/02	X3CrNiMoN17-13	Sammler, Überhitzerrohre	
AVIF A130	04/99 12/04	Alloy 617	Sammler, Überhitzerrohre	
AVIF A180	04/02 03/06	VM12	Membranwand, Rohrleitungen	
AVIF A215	08/04 12/09	Alloy 617, T/P92, T24, VM12	Membranwände, Sammler, Rohrleitungen	
KOMET 650	01/98 - 12/02	Ni-Basis, Austenite	Sammler, Rohrleitungen, Überhitzerrohre	
AGW	01/01 12/03	Austenite, Ni-Basis, warmfeste Werkstoffe	Membranwand, Sammler, Überhitzerrohr, Rohrleitungen, Armaturen	

Tabelle 4.2: Festigkeitseigenschaften der Stähle T/P22, T/P23 und T/P24 im Vergleich mit T/P91

Stahl	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	A_5 %
T/P22	min. 280	480 - 630	min. 20
T/P23	min. 400	min. 510	min. 20
T/P24	min. 450	585 - 840	min. 17
T/P91	min. 450	620 - 850	min. 17

**Bild 4.1:** Mindestwerte der Streckgrenze $R_{p0,2}$ (links) und 10.000 h Zeitstandfestigkeiten (rechts) der Stähle T/P22, T/P23 und T/P24 über der Temperatur im Vergleich [BGHV07]

nen sich seine Zeitstandkennwerte leicht unterhalb denen des T/P91 an. Für den Fall der 10.000 h-Zeitstandfestigkeit ist dies in Bild 4.1, rechts verdeutlicht. Allerdings schneiden sich in dieser Darstellung bei einer Temperatur von 575 °C die 10.000 h Zeitstandfestigkeiten der Werkstoffe T/P23 und T/P24. Dies fällt jedoch nicht sonderlich ins Gewicht, da auf Grund der begrenzten Zunderbeständigkeit und Korrosionsbeständigkeit der beiden niedrig legierten Stähle ein Einsatz oberhalb dieser Temperaturen ohnehin nicht zu empfehlen ist.

Die Verarbeitungseigenschaften der Stähle T/P23 und T/P24 sind ebenfalls vergleichbar mit denen des T/P22. Bei der Fertigung von Induktivbiegungen oder anderer Warmumformungen von dickwandigen Komponenten ist unbedingt eine Neuvergütung mit anschließender Abschreckung in Wasser notwendig.

4.2. Entwicklung der 9 % bis 12 % Cr-Stähle

Ende der 1970er Jahre wurde erstmals die Zielsetzung der Realisierung von fossilen Kraftwerken mit Frischdampftemperaturen von 600 °C formuliert, was zu einer Vielzahl von Forschungs- und Entwicklungsarbeiten auf diesem Gebiet führte. Die Werkstoffentwicklung der 9 % bis 12 % Cr-Stähle wurde aus diesem Grund enorm vorangetrieben. Im Fokus der ersten Arbeiten, die in Japan und den USA ihren Ursprung hatten, lagen Stähle zur Ausführung von Frischdampfleitungen und Turbinen. Auf europäischer Seite wurden nun auch verschiedene

durch die EU geförderte Vorhaben gestartet, wie beispielsweise das Projekt COST 501. All diese F&E-Arbeiten strebten an, ferritische Stähle für Temperaturen von oberhalb 600 °C zu qualifizieren oder weiterzuentwickeln. Hierzu war ein 100.000 h-Zeitstandfestigkeitsniveau von 90 bis 100 MPa notwendig, welches als Entwicklungsziel festgelegt wurde. Allerdings durfte bei diesem Ziel der Gesichtspunkt der Wirtschaftlichkeit des Werkstoffs nie außer Acht gelassen werden.

Auf Grund der oben erwähnten Vorhaben können wir heute auf eine Reihe von Legierungen (und deren Schweißverbindungen) zurückgreifen, für die teilweise umfangreiche Daten bis in den Langzeitbereich vorliegen (z. B. [MT97]). Als Beispiel sei hier der Rohrstuhl T/P91 (X10CrMoVNb9-1; 1.4903) genannt, der bereits im ASME-Code aufgenommen wurde und seit Ende der 1980er Jahre vielfach bei erhöhten Dampfparametern Anwendung findet. Auf japanischer Seite konzentrieren sich die aktuellen Weiterentwicklungen in der 9 % bis 12 % Cr-Stahlgruppe derzeit auf den Stahl NF 616, der in Europa und den USA unter der ASME-Code-Bezeichnung T/P92 geführt wird sowie den Stahl HCM 12A, ASME Code T/P122. Besonders interessant für die Realisierung eines 700/720 °C-Kraftwerkes ist der erwähnte martensitische 9 % bis 12 % Cr-Stahl T/P92. Über eine Reduzierung des Molybdän-Gehaltes und der Zugabe von Wolfram und Bor sowie der Feinabstimmung des Gehaltes von Kohlenstoff, Chrom und Vanadium konnte bei diesem Werkstoff eine weitere Festigkeitssteigerung erreicht werden. Er ist somit ein interessanter Strukturwerkstoff für die Bereiche, in welchen Temperaturen bis 625 °C erreicht werden und daher Untersuchungsgegenstand dieser Arbeit. Eine genauere Vorstellung und Charakterisierung dieses Werkstoffs (zusammen mit dem 12 % Cr-Stahl VM12) ist in Kapitel 5.3 zu finden. Der mit Zusätzen aus Wolfram, Niob und Kupfer versehene 12 % Cr-Stahl HCM 12A weist ebenfalls gute Zeitstandeigenschaften auf, ist aber auf Grund seines hohen Ferrit-Anteils nur erschwert schmiedbar.

Im Bereich der 9 % bis 12 % Cr-Stähle wurde in Europa der Stahl E911 innerhalb der Forschungsinitiative COST 501 (1983-1997) entwickelt. Gegenüber dem japanischen NF 616 bzw. T/P92 (ASME Code) weist dieser Stahl einen höheren Molybdän-Gehalt und einen niedrigeren Wolfram-Anteil auf. Im Vergleich zum häufig eingesetzten Werkstoff T/P91 konnte auf diese Weise eine deutliche Verbesserung der Zeitstandfestigkeit erzielt werden. Allerdings wurde der Einfluss von Wolfram auf die Zeitstandeigenschaften des Werkstoffs bisher noch nicht vollständig untersucht. Das Folgeprojekt COST 522 (1998-2003) (siehe auch [Tabelle 4.1](#)) verfolgte das Ziel, die Forschung auf dem Gebiet der martensitischen Stähle voranzutreiben und somit Hochtemperaturanwendungen mit einer Dampfeintrittstemperatur von 650 °C zu ermöglichen. Im Anschluss an dieses Projekt wurde das abschließende Projekt COST 536 (2004-2008) initiiert, welches die bis zu diesem Zeitpunkt entwickelten Legierungen noch detaillierter untersuchte. Die Entwicklung der 9 % bis 12 % Cr-Stähle ist derzeit noch nicht abgeschlossen. Es existieren Defizite und Verbesserungspotenziale dieser Werkstoffklasse im Bereich der Zeitstandfestigkeit und Oxidationsbeständigkeit [G⁺04]. Problematisch ist hier die Suche nach dem optimalen Chrom-Gehalt. Bewirkt eine Erhöhung des Chrom-Anteiles in der Regel eine Verbesserung der Oxidationsbeständigkeit, so verursacht diese Erhöhung meist eine gleichzeitige Verminderung der Zeitstandfestigkeit [May07]. Ein interessanter 12 % Cr-Stahl mit der Bezeichnung VM12 konnte von VALLOUREC&MANNESMANN entwickelt werden (wie bereits erwähnt, wird dieser Stahl zusammen mit T/P92 in Kapitel 5.3 näher vorgestellt). Zwar konnte der Werkstoff die hohen Erwartungen an seine Zeitstandfestigkeitseigenschaften nicht ganz bestätigen [GVZ07, BHV03], seine Zeitstandfestigkeit bewegt sich aber immerhin im Bereich des unteren Streubandes des 9 % Cr-Stahls T/P92. Bemerkenswert sind die hervorragenden Oxidationseigenschaften des VM12. Diese Eigenschaften, kombiniert mit seinen Zeitstandeigenschaften, macht ihn vor allem für einen Einsatz im Kesselbereich moderner

Kraftwerke interessant.

Am japanischen NIMS (National Institut of Material Science) wird momentan an der Weiterentwicklung der 9 % bis 12 % Cr-Stähle gearbeitet. Auch hier ist das Ziel, einen 9 % Cr-Stahl zu entwickeln, der in einem USC-Kraftwerk (Ultra Super Critical) bei Temperaturen bis 650 °C eingesetzt werden kann. Die Entwicklungsarbeiten konzentrieren sich hier auf den 9 % Cr-Stahl MARBN (Martensitic 9 % Cr steel strengthend by boron and MX nitrides). Dieser basiert auf einer ähnlichen Legierungszusammensetzung wie der bereits in den 1960er Jahren entwickelte TAF-Stahl [Fuj68] und weist aus diesem Grund einen sehr hohen Bor-Anteil von etwa 0,04 % auf. Bekannterweise begünstigt die Zulegierung von Bor die Zeitstandeigenschaften eines 9 % bis 12 % Cr-Stahls positiv, führt aber gleichzeitig zu einer deutlich erschwerten Weiterverarbeitung. Warmumformen und Schweißen beispielsweise werden auf diese Weise nahezu unmöglich. Der 9 % Cr-Stahl MARBN besitzt einen deutlich geringeren Bor-Anteil von etwa 0,014 % und einen Stickstoffanteil von 0,008 %. Durch Legierung von kleineren Bor-Mengen wird die martensitische Mikrostruktur stabilisiert. Das Vergrößern der $M_{23}C_6$ -Karbide auf den Austenitkorgrenzen wird verlangsamt. Durch eine Variation des Stickstoffgehaltes wurde am NIMS festgestellt, dass mit erhöhtem Stickstoffgehalt die Zeitstandeigenschaften des MARBN verbessert werden. Während des Vergütens kann dies aber durch die Bildung von Bornitriden zu Problemen führen. Um gute Zeitstandeigenschaften zu erzielen, muss bei diesem Werkstoff daher durch prozesstechnische Maßnahmen eine Bildung von Bornitriden beim Vergüten unbedingt reduziert bzw. vermieden werden. Im Vergleich zu dem bisherigen Vertreter der 9 % bis 12 % Cr-Stählen weist der MARBN deutlich bessere Zeitstandeigenschaften auf. Allerdings reagiert er, wie erläutert, besonders sensibel auf minimale Veränderungen in der Legierungszusammensetzung. Ob eine großindustrielle Fertigung dieses Werkstoffes realisiert werden kann, muss noch untersucht werden. [Bau09]

Basierend auf Untersuchungen durchgeführt am NIMS [AHS03] wurde am IWS (Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik) der TECHNISCHEN UNIVERSITÄT GRAZ eine Variante des Stahls 9Cr-3W-3Co-VNbBN entwickelt [May07]. Dieser Stahl trägt die Bezeichnung NPM1 und besitzt einen Bor-Gehalt von 120 ppm und einen Stickstoff-Anteil von 130 ppm. Herkömmliche 9 % bis 12 % Cr-Stähle neigen beim Schweißvorgang zur Ausbildung einer Werkstoffzone mit besonders feiner Kornstruktur, welche eine verminderte Zeitstandfestigkeit aufweist (nähere Erläuterungen sind in Kapitel 3.4 dargestellt). Diese Änderungen in der Kornstruktur werden durch lokale Wärmeeinbringung mit Temperaturen von bis zu 1.100 °C hervorgerufen. Aufgrund der Erhitzung bis über die A_{C3} -Temperatur hinaus, muss der Werkstoff eine Phasenumwandlung von Ferrit/Martensit zu Austenit und bei Abkühlung wieder zurück zu Ferrit/Martensit durchlaufen. Dieses Phänomen ist beim neu entwickelten Stahl NPM1 nicht zu beobachten. Nach dem Schweißvorgang ist keine Kornverfeinerung zu beobachten und sollte somit auch keinen Abfall in der Zeitstandfestigkeit zur Folge haben. Derzeit laufen Untersuchungen des langzeitigen Zeitstandverhaltens der Legierung NPM1. [Bau08, Bau09]

Im Jahre 1987 wurde in einem 11 % Cr-Stahl erstmalig das Auftreten der sogenannten Z-Phase beobachtet (eine nähere Beschreibung dieser Ausscheidungsphase ist in Kapitel 5.3 zu finden) [SSW87]. Diese Phase wurde 9 Jahre später (1996) zum ersten Mal mit einem Abfall der Zeitstandfestigkeitseigenschaften der 9 % bis 12 % Cr-Stähle in Verbindung gebracht [SV96]. Nach heutigem Stand der Technik wird davon ausgegangen, dass die Z-Phase dazu tendiert, die *MX*-Phase (auch hier ist eine genauere Beschreibung dieser Phase in Kapitel 5.3 zu finden), welche für den Kriechwiderstand des Werkstoffes wichtig ist, aufzulösen. Zudem wird häufig nach dem ersten Auftreten der Z-Phase ein starkes lokales Vergrößern dieser Phase festgestellt. Anstelle vieler fein verteilter *MX*-Teilchen, die Versetzungsbewegungen behindern, sind nach

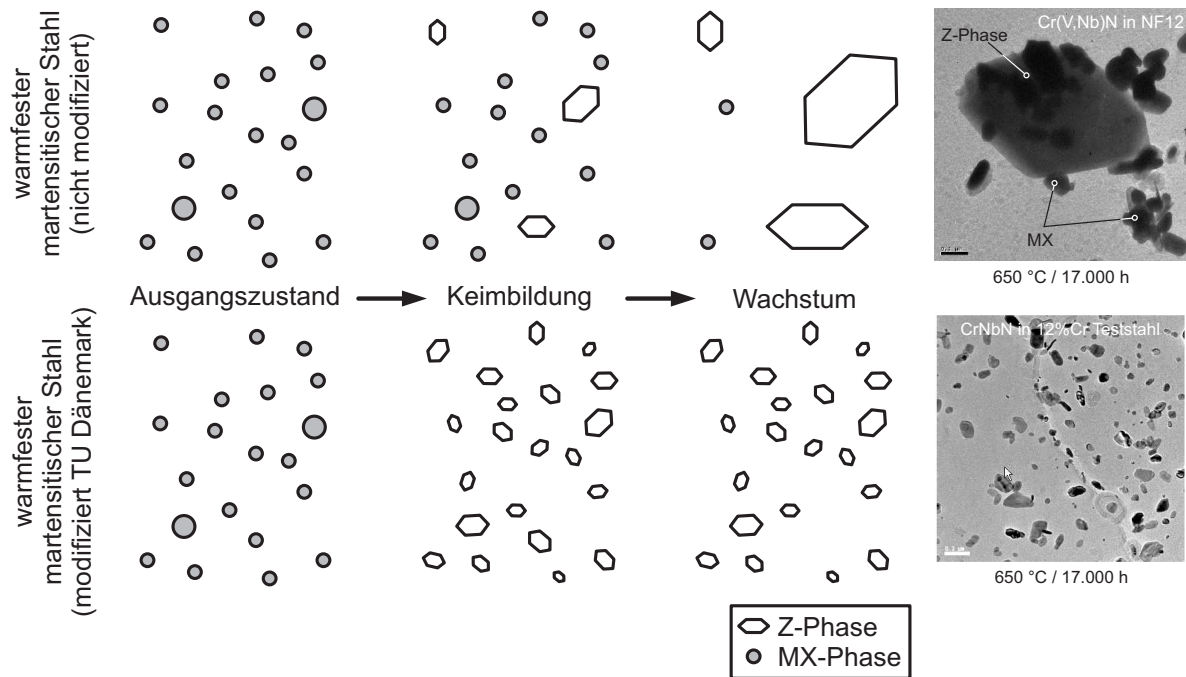


Bild 4.2: Entstehung und Vergrößerung der Z-Phase in einem martensitischen Werkstoff [DH09]

langzeitiger Kriechbeanspruchung viele grobe Z-Phasen dominierend im Ausscheidungs bild dieser Werkstoffe [DH04, DH06, Dan07, DH08]. Aus diesem Grund wird an der TECHNISCHEN UNIVERSITÄT (TU) DÄNEMARK versucht, die thermodynamische Stabilität der Z-Phase auszunutzen. Man strebt an, zu Beginn der Kriechbelastung bereits eine Vielzahl fein verteilter Z-Phasen im Werkstoff vorliegen zu haben, um so eine Ausscheidungsverfestigung zu bewirken [DH08] (siehe Bild 4.2). Diese Theorie wurde mit einigen thermodynamischen Simulationen untermauert. Momentan laufen an der TU DÄNEMARK einige Versuche an Testschmelzen eines 12 % Cr-Stahles, um diese Theorie auch experimentell zu beweisen.

4.3. Entwicklung der Nickelbasis Superlegierungen

Wie bereits erwähnt, können herkömmliche Stähle bei Temperaturen im Bereich von 700 °C nicht eingesetzt werden. Auf Grund der guten Korrosions- und Hochtemperatureigenschaften von Nickelbasislegierungen empfiehlt sich diese Werkstoffklasse für den Einsatz in einem dampf- und hochtemperaturbeaufschlagten Kessel- und Rohrleitungssystem. Bisher liegt der typische Anwendungsbereich von Nickelbasislegierungen in Brennkammern von stationären Gasturbinen und Flugtriebwerken sowie Hochtemperatur-Wärmetauschern und gasgekühlten Hochtemperatur-Reaktoren. Die Entwicklung der Superlegierungen bzw. hochwarmfesten Nickelbasislegierungen begann bereits Ende der 1920er-Jahre und ist eng mit dem Vorantreiben von chemischen Innovationen und Verfahrensinnovationen verbunden. Dieser Entwicklungsprozess der Nickelbasislegierungen wurde maßgeblich durch die Luftfahrt- und Kraftwerksindustrie beflügelt. Ende der 1920er-Jahre existierten bereits Legierungen mit einem Bestandteil von 80 % Nickel und 20 % Chrom. Neu hingegen war die Erkenntnis, dass die Zugabe von Aluminium und Titan in geringen Mengen eine deutliche Steigerung der Zeitstandeigenschaften mit sich bringt. Erst etwa 20 Jahre später konnte die für das Kriechverhalten maßgebliche γ' -Phase (siehe Kapitel 5.2) elektronenmikroskopisch gefunden und identifiziert werden. Zu-

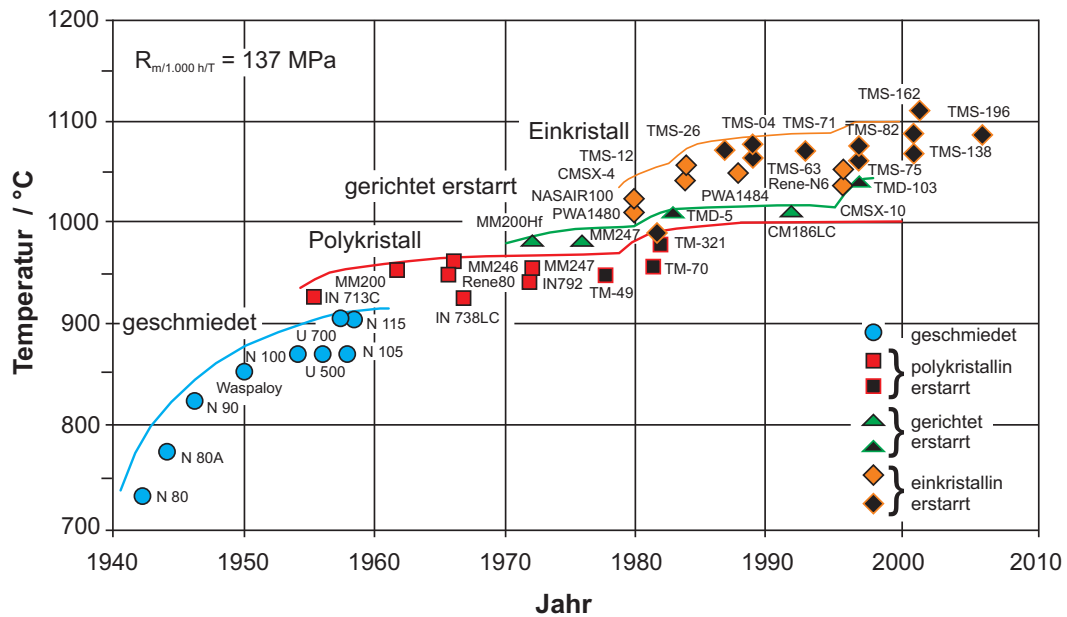


Bild 4.3: Historische Entwicklung der Warmfestigkeit von Nickelbasis-Superlegierungen [BG10]

rückzuführen auf die militärisch dominierte Forschungszeit während des 2. Weltkrieges wurde die Entwicklung der Nickelbasislegierungen besonders im Flugtriebwerksbereich vorangetrieben. Auf Grund der einfacheren Gießbarkeit gewannen in diesem Anwendungsbereich neben den Nickelbasislegierungen auch Kobaltbasislegierungen an Bedeutung. Beispielsweise wurde in den 1940er Jahren die bekannte Nickelbasislegierung Nimonic 80 A (Schmiedelegerung) und die Kobaltbasis-Gusslegierung X 40 entwickelt. In den folgenden Jahren wurden die chemischen Zusammensetzungen der Nickelbasislegierungen zunehmend komplexer und somit die Kriecheigenschaften weiter verbessert. Einhergehend wurden die Technologien zur Herstellung komplexer Bauteile aus Nickelbasis- oder Kobaltbasislegierungen weiter verbessert und optimiert (Beispiel: Herstellung innengekühlter Turbinenschaufeln). In Bild 4.3 ist der zeitliche Verlauf (in den Jahren von 1940 bis 2010) der Legierungsentwicklung von Nickel- und Kobaltbasis-Superlegierungen über der 1.000 h Kriechfestigkeit bei einer Spannung von 137 MPa dargestellt. Es wird deutlich, dass die Legierungsentwicklung stagniert und sich asymptotisch einem oberen Grenzwert annähert. Die letzten bedeutenden Sprünge in der Zeitstandfestigkeit der Nickelbasislegierungen konnten in den 1970er-Jahren mit der Einführung der gerichteten einkristallinen Erstarrung erzielt werden. Bisher konnte sich die gerichtete Erstarrung in der großtechnischen Herstellung allerdings nicht durchsetzen [BG10].

Ihre hervorragende Kriech- und Oxidationsbeständigkeit machen Nickelbasislegierungen auch für den Einsatz im Kesselbereich von Kraftwerken attraktiv und sollen zukünftig den Betrieb oberhalb von 625 °C ermöglichen. Besonders interessant ist hier die Nickelbasislegierung Alloy 617 des Typs NiCr22Co12Mo. Diese mischkristall- und karbidverfestigende Legierung wird im lösungsgeglühten Zustand eingesetzt und besitzt hohe Festigkeits- und Kriecheigenschaften sowie eine gute Beständigkeit gegen Aufkohlung und eine Oxidationsbeständigkeit bei Temperaturen bis 1.100 °C [KMS08, Thy05]. Im Projekt MARCKO-DE2 [K⁺05a] wurde eine Einschränkung der vorliegenden chemischen Analyse der Nickelbasislegierung Alloy 617 erzielt, die zu einem Werkstoff (mit der Bezeichnung Alloy 617 mod) führte, welcher die gewünschten Eigenschaften in Bezug auf Verarbeitbarkeit und Zeitstandfestigkeit erfüllte [K⁺05a]. Die eingeschränkte Analyse wurde in großtechnisch hergestellten Schmelzen und in Vormaterial

für Schweißzusätze umgesetzt. Mit diesem Werkstoff können bei 700 °C bzw. 750 °C Zeitstandfestigkeiten von 185 MPa bzw. 121 MPa bei 10.000 h und 119 MPa bzw. 69 MPa bei 100.000 h erreicht werden. Die Verarbeitbarkeit wurde durch Herstellung und Untersuchung von Kesselrohren (Glattrohre und Biegungen verschiedener Radien) und dickwandigen Rohren (Geradrohre und Induktivbögen) nachgewiesen. Untersuchungen zur Optimierung von Schweißzusätzen ergaben die Notwendigkeit, die chemische Zusammensetzung innerhalb der vorgesehenen Spezifikationen gezielt einzustellen. Aktuell laufende Forschungsarbeiten [HBK10] haben die chemische Zusammensetzung von Alloy 617 weiter optimiert und so eine Verbesserung der Schweißigenschaften des Werkstoffes bei gleichbleibender Festigkeit und Zeitstandfestigkeit ermöglicht. Die in diesen Arbeiten entwickelte Legierung wird mit Alloy 617 B occ bezeichnet. Eine genauere Vorstellung der Nickelbasislegierung Alloy 617 wird in Kapitel 5.2 vorgenommen.

5. Charakterisierung der Werkstoffe für das 700/720 °C-Kraftwerk

Für die Entwicklung von Kesselbauteilen eines hocheffizienten 700/720 °C-Kraftwerks stellt die Auswahl der Materialien ein zentrales Thema dar. Neben den mechanischen und technischen Eigenschaften der verwendeten Werkstoffe muss zudem die Wirtschaftlichkeit des Kraftwerks im Auge behalten werden. In Bild 5.1 sind die 100.000 h-Zeitstandfestigkeiten der Werkstoffe Alloy 617 und Alloy 617 mod, P92, E911, VM12 und T24 über der Temperatur abgebildet. In dieser Darstellung wird schnell deutlich, dass die Nickelbasislegierung Alloy 617 in ihrer modifizierten Version die weitaus besten Zeitstandfestigkeiten aufweist. Wegen des hohen Ni-Gehaltes und einem erhöhten Verarbeitungsaufwand ist die Verwendung der Nickelbasislegierung Alloy 617, im Vergleich zu den übrigen aufgeführten Stählen, teurer. Die vollständige Herstellung des Kesselbereiches eines 700/720 °C-Kraftwerkes aus Nickelbasislegierungen ist somit nicht wirtschaftlich vertretbar. Die Verwendung von Nickelbasislegierungen muss daher auf einen Temperaturbereich von 625 °C bis 700/720 °C beschränkt werden. Unterhalb von 625 °C zeigen der 9 % Cr-Stahl T/P92 und der 12 % Cr-Stahl VM12 ausreichende 100.000 h-Zeitstandfestigkeiten. Diese Materialien besitzen einen wirtschaftlichen Vorteil im Vergleich zu Nickelbasislegierungen, was auf einen deutlich geringeren Grundpreis und eine bessere Verarbeitbarkeit zurückzuführen ist. Der 2,5 % Cr-Stahl T/P24 zeigt in dem in Bild 5.1 aufgeführten Vergleich die geringste 100.000 h-Zeitstandfestigkeit. Bei Temperaturen unterhalb von 550 °C liegt diese allerdings oberhalb von 150 MPa und ist daher in diesem Temperaturbereich als sehr gut zu bezeichnen. Im Vergleich zu Nickelbasislegierungen und 9 % bis 12 % Cr-Stählen besitzt dieser Werkstoff besonders im dünnwandigen Bereich wirtschaftliche Vorteile, da er bei entsprechender Prozessführung ohne Wärmebehandlung verschweißt werden kann.

Für die Realisierung des Kesselbereiches eines 700/720 °C-Kraftwerkes bieten sich, wie gezeigt, vier unterschiedliche Werkstoffe an, deren Einsatzgebiet über Temperaturfenster und Werkstoffeigenschaften innerhalb des jeweiligen Temperaturbereiches definiert werden. Bei vergleichsweise niedrigen Temperaturen bis 525 °C ist der Einsatz des 2,5 % Cr-Stahles T/P24 vorgesehen. Der mittlere Temperaturbereich, oberhalb von 525 °C bis hin zu 625 °C, soll mit Hilfe der 9 % bis 12 % Cr-Stähle T/P92 und VM12 abgedeckt werden. Für Temperaturen oberhalb 625 °C ist der Einsatz der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod geplant. Im Folgenden werden diese Werkstoffe und ihre weiteren Eigenschaften etwas detaillierter vorgestellt und eine Charakterisierung der Werkstoffe vorgenommen.

5.1. Das Qualifikationsprogramm

In Zusammenarbeit mit einer Vielzahl von Industriepartnern wurde für die hier untersuchten Werkstoffe ein Qualifizierungsprogramm durchgeführt. Innerhalb dieses Programmes wurden dickwandige Rohre mit einem Außendurchmesser von 460 mm und einer Wanddicke von 80 mm gefertigt. Anschließend wurden aus diesen Rohren einige Umfangsnähte mit jeweils

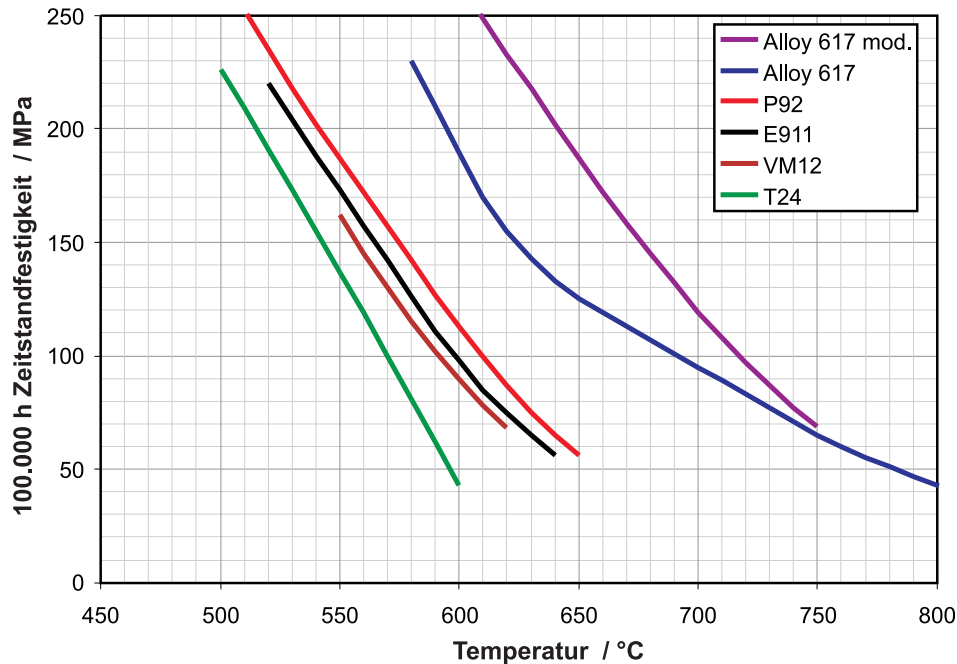


Bild 5.1: 100.000 h Zeitstandfestigkeiten der Materialien Alloy 617/Alloy 617 mod, P92, E911, VM12 und T24

zwei unterschiedlichen Schweißverfahren pro Werkstoff¹, einige Sammlerschweißungen (d. h. Rohr-Nippel-Schweißungen) sowie Induktivbiegungen hergestellt. Zusätzlich wurden ebenfalls einige WIG-Rundnähte an Kesselrohren sowie Membranwandschweißungen (d. h. Rohr-Steg-Schweißungen) gefertigt. Die Schweißnahtvorbereitung sowie die Schweißnahtausführung der durchgeführten Schweißungen (Kesselrohr und dickwandiges Rohr) ist in [Bild 5.2](#) dargestellt. Zudem sind die Schweißparameter aller WIG-Kesselrohrschweißungen in [Tabelle 5.1](#) tabellarisch zusammengefasst. Die Schweißparameter der Schweißungen an dickwandigen Rohren aus Alloy 617 mod, VM12 und P92 sind in [Tabelle 5.2](#), [Tabelle 5.3](#) und [Tabelle 5.4](#) gelistet. Nach dem Schweißvorgang wurden die dickwandigen Rohre aus VM12 und P92 sowie die VM12-SHC Kesselrohre einer Wärmebehandlung unterzogen. Der Temperaturverlauf über der Zeit dieser Wärmebehandlungen ist in [Bild A.5](#) des Anhanges aufgeführt. Alle Erzeugnisse wurden einem detaillierten Qualifizierungsversuchsprogramm unterzogen, welches schematisch in [Bild 5.3](#) aufgeführt ist. Auf diese Weise konnte sichergestellt werden, dass die untersuchten Produkte industriellen Anforderungen an Verarbeitbarkeit und Qualität genügen [Sch10a].

Wie in [Bild 5.3](#) zu sehen ist, wurden für die Durchführung des hier vorgestellten Qualifikationsprogrammes Schweißverbindungen an dickwandigen Rohren und Kesselrohren mit unterschiedlichen Schweißverfahren durchgeführt. Ein Auszug aus den chemischen Zusammensetzungen der hierzu verwendeten Grundwerkstoffe und Schweißgüter ist in [Tabelle 5.5](#) gelistet. Die vollständige Zusammenstellung der chemischen Zusammensetzung aller Grundwerkstoffe und Schweißgüter ist im Anhang dieser Arbeit zu finden (Kapitel A.6). Die chemischen Zusammensetzungen der unterschiedlichen Schweißgüter sind annähernd identisch zu den chemischen Zusammensetzungen der zugehörigen Grundwerkstoffe. Im Falle des 9 %-Cr Stahls T/P92 weist das verwendete Schweißgut einen im Vergleich zum Grundwerkstoff erhöhten Ni-Gehalt auf. Während in der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffes von T/P92 der

¹Im Falle der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod wurden drei Umfangsnähte an dickwandigen Rohren mit drei unterschiedlichen Schweißverfahren hergestellt (WIG/E-Hand, WIG/UP und v-WIGp (Orbital)). An der WIG/UP-Naht wurden allerdings nur chemische Analysen durchgeführt.

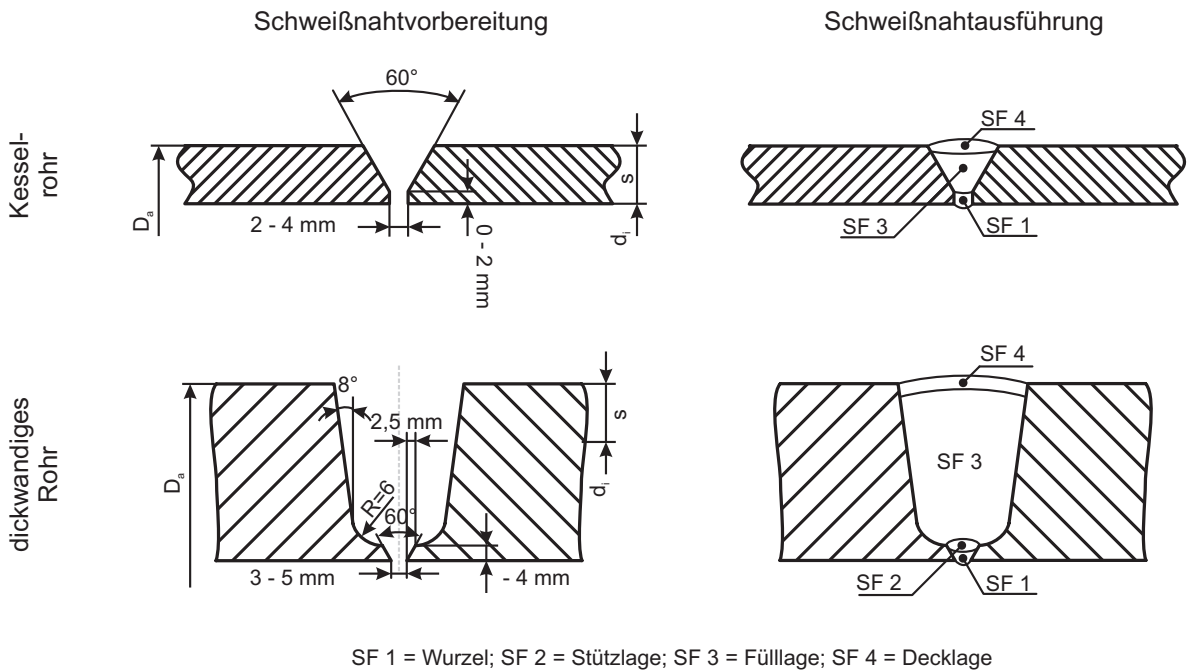


Bild 5.2: Schweißnahtvorbereitung und Schweißnahtausführung der ausgeführten Schweißungen (siehe auch [Tabelle 5.1](#))

Tabelle 5.1: Schweißparameter der durchgeführten Kesselrohrschweißungen

Schweißfolge (SF)	Prozess	Schweiß-Pos.	Zusatzstoff	Vorwärmtemp. °C	Zwischenlagentemp. °C	Zwischenabkühlung °C	Wärmebehandlung °C
<i>Alloy 617 mod - WIG-Kesselrohrschweißung</i>							
1, 3, 4	WIG	PC, PF	NiCr22Co12Mo UTP A 6170 Co	keine	≥ 150	keine	keine
<i>VM12-SHC - WIG-Kesselrohrschweißung</i>							
1, 3, 4	WIG	H-L045	Thermanit MTS 5 CoT	200-250	max. 250	RT 60 min	770±10 60 min
<i>T24 - WIG-Kesselrohrschweißung</i>							
1, 3, 4	WIG	H-L045	Thermanit P24	200-250	max. 250	keine	keine

RT = Raumtemperatur

Tabelle 5.2: Schweißparameter der durchgeführten Schweißungen an dickwandigen Rohren aus Alloy 617 mod

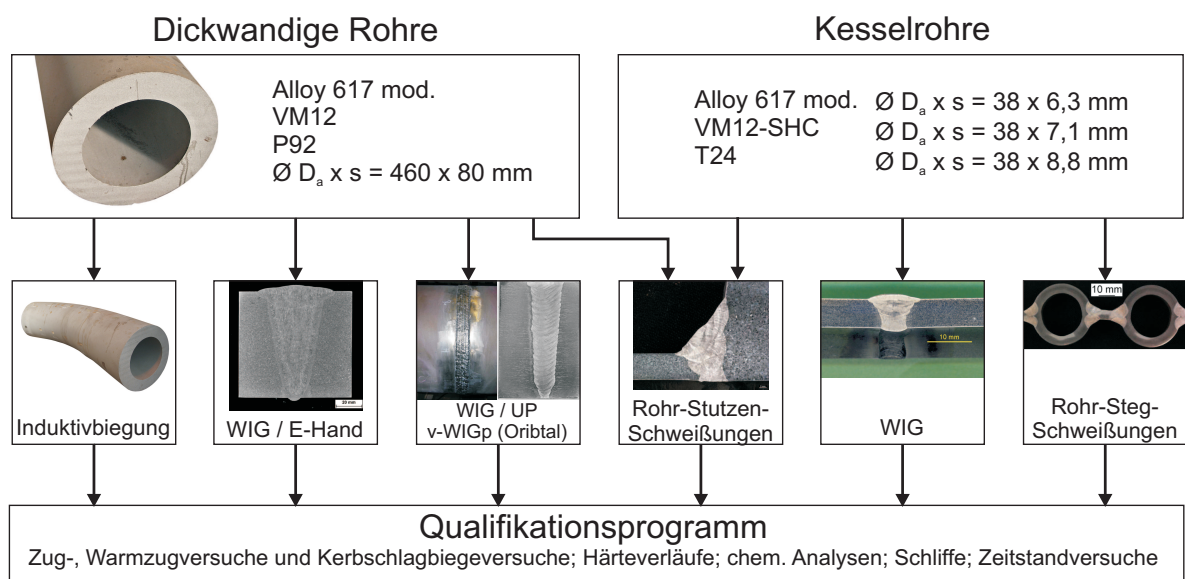
Schweiß- folge (SF)	Pro- zess	Schweiß- Pos.	Zusatz- stoff	Vor- wärm- temp. °C	Zwischen- lagen- temp. °C	Zwischen- abkühl- ung °C	Wärme- behand- lung °C
<i>Alloy 617 mod - WIG/E-Hand-Schweißung</i>							
1	WIG	PF	NiCr22Co12Mo UTP A 6170 Co	keine	≥ 150	keine	keine
2	WIG	PF	NiCr22Co12Mo UTP A 6170 Co	keine	≥ 150	keine	keine
3	E-Hand	PF	NiCr22Co12Mo UTP A 6170 Co	keine	≥ 150	keine	keine
4	E-Hand	PF	NiCr22Co12Mo UTP A 6170 Co	keine	≥ 150	keine	keine

Tabelle 5.3: Schweißparameter der durchgeführten Schweißungen an dickwandigen Rohren aus VM12

Schweiß- folge (SF)	Pro- zess	Schweiß- Pos.	Zusatz- stoff	Vor- wärm- temp. °C	Zwischen- lagen- temp. °C	Zwischen- abkühl- ung °C	Wärme- behand- lung °C
<i>VM12 - WIG/E-Hand-Schweißung</i>							
1	WIG	H-L045	Thermanit MTS 5 CoT	200-250	>250	60 240 min	770±10 240 min
2	WIG	H-L045	Thermanit MTS 5 CoT	200-250	>250	60 240 min	770±10 240 min
3	E-Hand	H-L045	Thermanit MTS 5 CoT	200-250	>250	60 240 min	770±10 240 min
4	E-Hand	H-L045	Thermanit MTS 5 CoT	200-250	>250	60 240 min	770±10 240 min
<i>VM12 - WIG/UP-Schweißung</i>							
1	WIG	PA	Thermanit MTS 5 CoT	220-240	>280	keine	770±10 240 min
2	WIG	PA	Thermanit MTS 5 CoT	215	>250	keine	770±10 240 min
3	UP	PA	Thermanit MTS 5 CoT	200-210	>250	keine	770±10 240 min
4	UP	PA	Thermanit MTS 5 CoT	keine	>250	keine	770±10 240 min

Tabelle 5.4: Schweißparameter der durchgeführten Schweißungen an dickwandigen Rohren aus P92

Schweißfolge (SF)	Prozess	Schweiß-Pos.	Zusatzstoff	Vorwärmtemp. °C	Zwischenlagentemp. °C	Zwischenabkühlung °C	Wärmebehandlung °C
<i>P92 - WIG/E-Hand-Schweißung</i>							
1	WIG	H-L045	Thermanit MTS 616	200-250	>250	60 240 min	760±10 240 min
2	WIG	H-L045	Thermanit MTS 616	200-250	>250	60 240 min	760±10 240 min
3	E-Hand	H-L045	Thermanit MTS 616	200-250	>250	60 240 min	760±10 240 min
4	E-Hand	H-L045	Thermanit MTS 616	200-250	>250	60 240 min	760±10 240 min
<i>P92 - WIG/UP-Schweißung</i>							
1	WIG	PA	Thermanit MTS 616	220-240	>280	keine	760±10 240 min
2	WIG	PA	Thermanit MTS 616	215	>250	keine	760±10 240 min
3	UP	PA	Thermanit MTS 616	200-210	>250	keine	760±10 240 min
4	UP	PA	Thermanit 5 MTS 616	keine	>250	keine	760±10 240 min

**Bild 5.3:** Schematische Darstellung des durchgeführten Qualifikationsprogramms

Ni-Gehalt auf einen Maximalwert von 0,4 % begrenzt ist, ist für dessen Schweißgut ein oberer Grenzwert von ≤ 1 % zulässig [GHJ05]. Weiterhin wurden einige Kesselrohre ($\varnothing 38 \times 8,8$ mm) mit Ti-haltigem Schweißgut WIG-verschweißt. Mittlerweile ist bekannt, dass die Nutzung eines Nb-legierten Schweißzusatzes bei der Herstellung von Kesselrohrschweißverbindungen aus T24 auf Grund des während der Schweißung auftretenden unkontrollierten Ti-Abbrandes im Lichtbogen vorzuziehen ist [Sch11, Heu09, Heu10]. Aus diesem Grund wurde nach der Prüfung der T24-Zeitstandversuche (siehe Kapitel 6.4) eine weitere WIG-Schweißung an T24 Kesselrohren ($\varnothing 44,5 \times 6,6$ mm), diesmal mit einem Nb-haltigem Schweißgut, vorgenommen. Im Falle des 12 %-Cr Stahls VM12 wurde ein Mo-haltiges und ein Mo-freies Schweißgut auf seine Zeitstandeigenschaften mit Hilfe einiger Isostress-Versuche an niedergeschmolzenem Schweißgut bei unterschiedlichen Temperaturen (siehe Kapitel 6.2) untersucht. Alle angefertigten Schweißverbindungen wurden allerdings unter Verwendung eines Mo-haltigen Schweißgutes erstellt.

Für den Werkstoff VM12 existieren zwei Werkstoffbezeichnungen (VM12 und VM12-SHC). Wie die Entwicklungsgeschichte dieses 12 %-Cr Stahles zeigt (siehe Kapitel 4.2) wurde er ursprünglich für den Einsatz in dickwandigen Komponenten vorgesehen. Auf Grund seiner hervorragenden Korrosionseigenschaften wird der Werkstoff jedoch bei Wanddicken bis 10 mm in Kesselrohren eingesetzt. Ist dies der Fall, so trägt er die Bezeichnung VM12-SHC, wobei hier SHC für die Begriffe „special high corrosion resistance“ steht [Sch11, HB08].

Neben den chemischen Analysen wurden für alle Werkstoffe Zugversuche an den verwendeten Erzeugnissen durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Zugversuche sind in [Bild 5.4](#) dargestellt. Die jeweiligen Literaturdaten für R_{p02} und R_m nach VdTÜV [Ver01, Ver09a, Ver09b, Ver99] sind in dieser Grafik mit Hilfe von gestrichelten Linien über der Temperatur aufgetragen. Weiterhin stehen die unter der Verwendung verschiedener Symbole eingetragenen Dehngrenzen und Zugfestigkeiten für die jeweiligen experimentell bei einer bestimmten Temperatur ermittelten Daten. Sind die dargestellten Symbole gefüllt, so stammen die Ergebnisse dieses Versuches von einer Probe welche einem Kesselrohr entnommen wurde. Im Gegensatz dazu stehen offene Symbole für Zugversuchsdaten stammend aus einem dickwandigen Rohr. Ob es sich bei den Daten um 0,2 %-Dehngrenzen (R_{p02} : blau) oder um Zugfestigkeiten (R_m : grün) handelt, wird über die Farbe der Symbole visualisiert. Alle Zugversuche lieferten Zugfestigkeiten R_m und Streckgrenzen $R_{p0,2}$ oberhalb der gefordertern Mindestwerte nach VdTÜV [Ver01, Ver09a, Ver09b, Ver99]. Auch die ermittelten Kerbschlagzähigkeiten lagen oberhalb der verlangten minimalen Toleranzgrenze. Alle ermittelten Härteverläufe und Kerbschlagzähigkeiten sind im Anhang dieser Arbeit aufgeführt (siehe Kapitel A.7 und Kapitel A.8). Mittels dieser Ergebnisse konnten die Werkstoffe Alloy 617 mod, T/P92, VM12/VM12-SHC und T24 für den Einsatz in einem 700 °C-Kraftwerk erfolgreich qualifiziert werden.

5.2. Die Nickelbasislegierung Alloy 617 bzw. Alloy 617 mod

Die Nickelbasislegierung Alloy 617, wie auch ihre durch eine eingeschränkte Analyse modifizierte Version Alloy 617 mod, wird heutzutage in einem weiten industriellen Anwendungsbereich eingesetzt. Grund für den verbreiteten Einsatz dieses Werkstoffs sind die exzellente Korrosionsbeständigkeit und die sehr guten Kriecheigenschaften bei hohen Temperaturen. Beispiele für die typischen Einsatzgebiete der Nickelbasislegierung Alloy 617 sind Turbinenbrennkammern, Hochtemperatur-Wärmetauscher und gasgekühlte Hochtemperatur-Reaktoren. Gleichzeitig wird der Einsatz dieses Werkstoffs in Komponenten fossil befeuerter und nuklearer Kraftwerke bei Temperaturen über 625 °C zunehmend interessanter und wahrscheinlicher.

Tabelle 5.5: Auszug aus den chemischen Zusammensetzungen der verwendeten Werkstoffe; Richtwerte: Alloy 617 mod [K+05a], VM12/VM12-SHC [Ver09a], T/P92 [Ver09b] und T/P24 [Ver99]

Alloy 617 mod (dickwandiges Rohr ø 460 x 80 mm) - Chemische Zusammensetzung (in Gewichts-%)

Gegenstand	Art	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Ti	Co	B	W	Nb/Ta	Fe	N	V	As	Pb	Sn
Eingeschränkte min		0,050			-	-	21,0	8,0	Rest	-	0,8	0,3	11,0	0,002						-		
Analyse [K+05a] max		0,080	0,300	0,30	0,012	0,008	23,0	10,0		0,05	1,3	0,5	13,0	0,005			1,50			0,010	0,007	
Grundwerkstoff (312477)	Sm	0,060	0,170	0,05	0,002	0,002	22,0	8,8		0,03	1,2	0,4	11,6	0,002			0,9	0,02		0,001	<0,001	
WIG/UP (Schweißgut)	Dr	0,060	0,050	0,01	0,002	0,002	21,80	8,60	56,6	0,01	1,26	0,30	11,0				0,2					
WIG/UP (Grundwerkstoff)	St	0,042	0,390	0,022	0,004	0,001	21,49	8,47	56,4	0,02	0,7	0,19	10,85	0,0016		0,009	1,38	0,021				

Sm = Schmelzenanalyse; Dr = Drahtanalyse; St = Stückanalyse; WIG/UP = Wurzellage Wolfram-Inertgas geschweißt, übrige Lagen Unterpulver geschweißt

VM12 (dickwandiges Rohr ø 460 x 80 mm) - Chemische Zusammensetzung (in Gewichts-%)

Gegenstand	Art	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Ti	Co	B	W	Nb	Fe	N	V	As	Pb	Sn
Richtwerte [Ver09a] min	Sm	0,1	0,40	0,15	-	-	11,0	0,2	0,100	-	-	-	1,40	0,003	1,30	0,03		0,03	0,2			
Richtwerte [Ver09a] max	Sm	0,14	0,60	0,45	0,02	0,01	12,0	0,4	0,400	0,25	0,02	-	1,80	0,006	1,70	0,08		0,07	0,3			
Grundwerkstoff (193481)	Sm	0,11	0,480	0,18	0,018	0,002	11,25	0,27	0,230	0,08	0,01	-	1,503	-	1,440	0,051		0,053	0,227			0,008
Schweißgut (96058)	Sm	0,167	0,400	0,47	0,006	0,002	11,48	0,03	0,430	0,01	-	-	1,590	-	1,430	0,061		0,061	0,227			-
Schweißgut (3102)	Sm	0,106	0,340	0,64	0,015	0,006	11,15	0,36	0,600	0,048	<0,01	0,006	1,62	0,004	1,510	0,059		0,052	0,260			
Richtwerte [Ver09a] min	St	0,08	0,34	0,10	-	-	10,9	0,16	0,050	-	-	-	1,30	0,002	1,20	0,025		0,02	0,17			
Richtwerte [Ver09a] max	St	0,16	0,66	0,50	0,025	0,013	12,2	0,44	0,47	0,3	0,025	-	1,80	0,007	1,80	0,085		0,08	0,33			
WIG/UP (Grundwerkstoff)	St	0,11	0,450	0,18	0,015	0,002	11,60	0,25	0,210	0,08	0,010	<0,01	1,5	0,0024	1,400	0,06		0,049	0,23			0,006
WIG/UP (Schweißgut)	St	0,1	0,440	0,48	0,017	0,005	11,60	0,26	0,300	0,06	0,023	<0,01	1,5	0,0014	1,60	0,04		0,055	0,25			

Sm = Schmelzenanalyse; Dr = Drahtanalyse; St = Stückanalyse; WIG/UP = Wurzellage Wolfram-Inertgas geschweißt, übrige Lagen Unterpulver geschweißt

P92 (dickwandiges Rohr ø 460 x 80 mm) - Chemische Zusammensetzung (in Gewichts-%)

Gegenstand	Art	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Ti	Co	B	W	Nb	Fe	N	V	As	Pb	Sn
Richtwerte [Ver09b] min	Sm	0,07			-	-	8,50	0,3	-	-	-	-	-	0,001	1,5	0,04		0,030	0,15			
Richtwerte [Ver09b] max	Sm	0,13	0,50	0,60	0,020	0,010	9,50	0,6	0,40		0,040			0,006	2,0	0,09		0,070	0,25			
Grundwerkstoff (197896)	Sm	0,100	0,16	0,47	0,018	0,004	8,87	0,490	0,15	-	0,004			0,003	1,67	0,06		0,052	0,195			
Schweißgut (95944)	Sm	0,131	0,33	0,46	0,010	0,003	8,67	0,390	0,520	0,040	-			-	1,52	0,060		0,041	0,210			
Richtwerte [Ver09b] min	St	0,05		0,25	-	-	8,40	0,26	-	-	-	-	-	0,0003	1,4	0,035		0,029	0,12			
Richtwerte [Ver09b] max	St	0,15	0,56	0,65	0,025	0,013	9,60	0,64	0,47		0,045			0,007	2,1	0,095		0,071	0,28			
WIG/UP (Grundwerkstoff)	St	0,100	0,16	0,47	0,018	0,004	8,87	0,49	0,15		0,004			0,0027	1,67	0,06		0,052	0,195			
WIG/UP (Schweißgut)	St	0,125	0,363	0,534	0,007	0,005	8,680	0,404	0,533	0,045	0,019	0,002	0,017	0,0011	1,608	0,048		0,0415	0,204			

Sm = Schmelzenanalyse; Dr = Drahtanalyse; St = Stückanalyse; WIG/UP = Wurzellage Wolfram-Inertgas geschweißt, übrige Lagen Unterpulver geschweißt

T24 (Kesselrohr ø 38 x 8,8 mm) - Chemische Zusammensetzung (in Gewichts-%)

Gegenstand	Art	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Ti	Co	B	W	Nb	Fe	N	V	As	Sb	Sn
Richtwerte [Ver99] min	Sm	0,05	0,15	0,30	-	-	2,20	0,90			-	0,05		0,0015				-	0,20			
Richtwerte [Ver99] max	Sm	0,10	0,45	0,70	0,020	0,010	2,60	1,10			0,020	0,10		0,0070				0,010	0,30			
Schweißgut (54487)	Sm	0,053	0,250	0,47	0,004	0,006	2,380	0,940	0,077	0,19	0,006	0,071	0,008	0,002	-	0,009		0,008	0,240	0,002	<0,001	0,005
Richtwerte [Ver99] min	St	0,04	0,12	0,26	-	-	2,13	0,86			-	0,03		0,0012				-	0,17			
Richtwerte [Ver99] max	St	0,11	0,48	0,74	0,025	0,015	2,67	1,14			0,025	0,12		0,0075				0,012	0,33			
Grundwerkstoff (28828)	St	0,060	0,290	0,45	0,013	0,004	2,290	0,970	-	-	0,017	0,07	-	0,0049	-	-		0,009	0,230	-	-	-

T24 (Kesselrohr ø 44,5 x 5,6 mm) - Chemische Zusammensetzung (in Gewichts-%)

Gegenstand	Art	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Ti	Co	B	W	Nb	Fe	N	V	As	Sb	Sn
Schweißgut (800380)	Dr	0,110	0,190	0,54	0,004	0,004	2,540	0,930		0,03		0,002		2 ppm		0,057			0,228			

Sm = Schmelzenanalyse; Dr = Drahtanalyse; St = Stückanalyse; WIG/UP = Wurzellage Wolfram-Inertgas geschweißt, übrige Lagen Unterpulver geschweißt

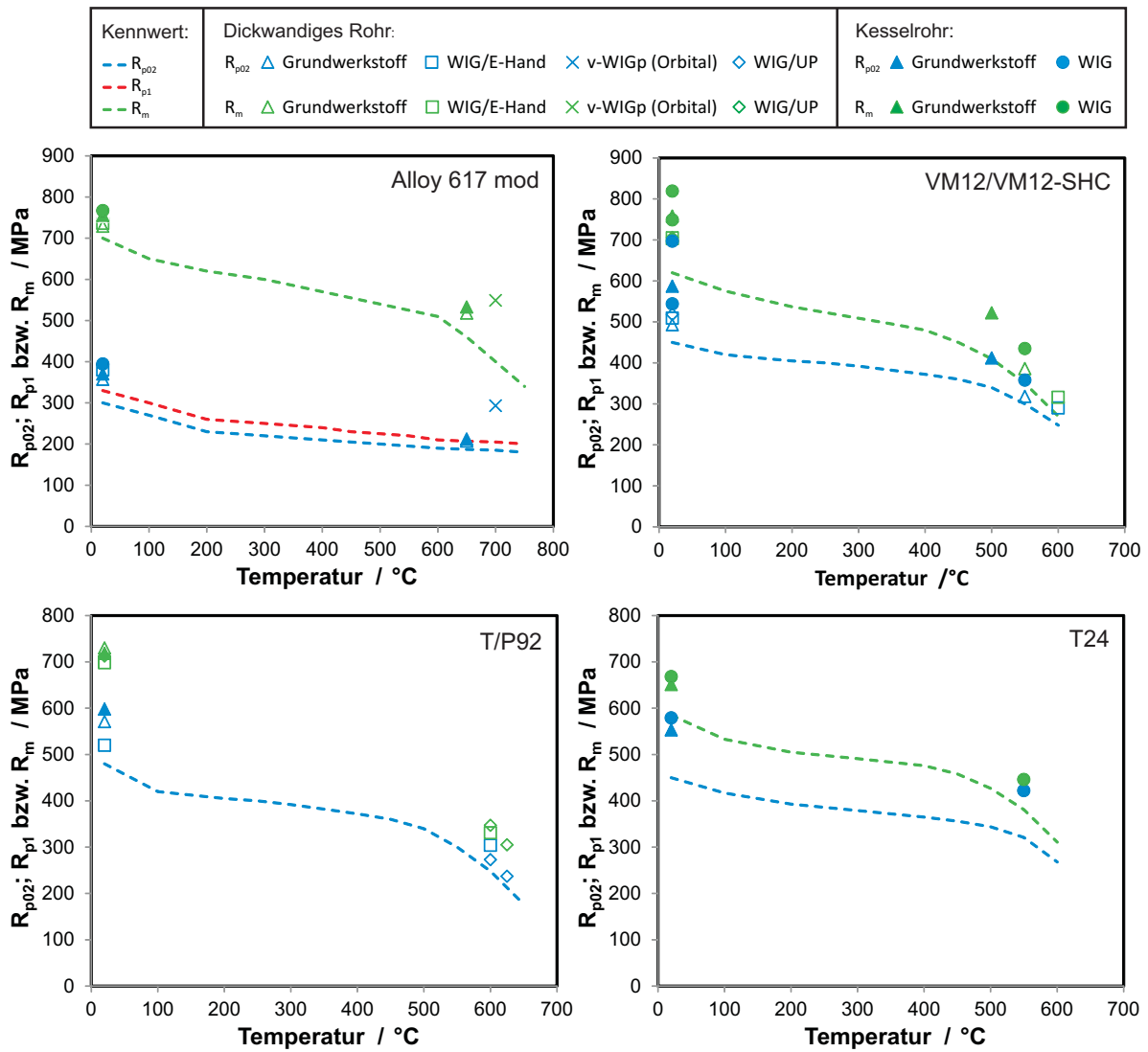


Bild 5.4: Übersicht der durchgeführten Zugversuche und Vergleich mit Literaturdaten (gestrichelte Linien) [Ver01, Ver09a, Ver09b, Ver99]

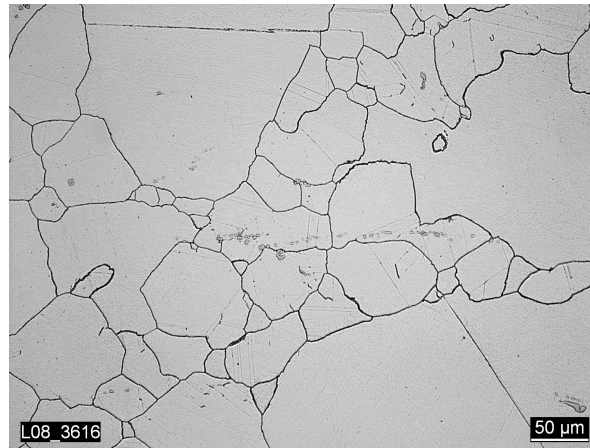


Bild 5.5: Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod

Die chemische Zusammensetzung der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod ist in [Tabelle 5.5](#) aufgeführt. Es handelt sich bei dieser Legierung um einen mischkristall- und karbidverfestigenden Werkstoff, der sich besonders durch eine hohe Streckgrenze und eine gute Kriechbeständigkeit auszeichnet. Weiterhin besitzt er eine außergewöhnlich gute Oxidationsbeständigkeit bei Temperaturen bis zu 1.100 °C. Das mischkristallverfestigende Verhalten (beruhend auf γ -Mischkristallen) kann auf den hohen Co-Gehalt von etwa 12 % und einen durchschnittlichen Mo-Gehalt von ca. 9 % zurückgeführt werden. Die mit Hilfe dieser Legierungselemente erzielte Mischkristallverfestigung bewirkt zudem eine hohe Streckgrenze bei erhöhten Temperaturen. Die erwähnte hervorragende Oxidationbeständigkeit bis in den Hochtemperaturbereich beruht auf den großen Gewichtsanteilen des Legierungselementes Chrom in Verbindung mit Aluminium. Die Kombination eines hohen Ni-Gehalts und dem Legierungselement Chrom führt zu einer sehr guten Beständigkeit des Werkstoffes gegen oxidierende und reduzierende Medien.

Um die Eigenschaften von Alloy 617 gerade im Hinblick auf das Zeitstandverhalten weiter zu verbessern, wurde die chemische Zusammensetzung der Nickelbasislegierung innerhalb des Projektes MARCKO-DE2 [K⁺05a] weiter verbessert. Der so entstandene Werkstoff mit der Bezeichnung Alloy 617 mod weist, im Gegensatz zur ursprünglichen Version des Werkstoffes, einen deutlichen Anstieg der Kriechbeständigkeit auf. Exemplarisch ist dies für das Beispiel der 100.000 h-Zeitstandfestigkeiten in [Bild 5.1](#) dargestellt. Das Ziel des Projektes, die 100.000 h-Kriechfestigkeit bei einer Temperatur von 700 °C auf 100 MPa und mehr anzuheben, wurde erreicht. Dieser Erfolg ist hauptsächlich auf die weitere Einschränkung der Massenanteile einiger chemischer Legierungselemente (B, Cu, Fe, N, Ti, Al, Co, Cr, Mn, Si und C) zurückzuführen. Im Falle der Spurenelemente Cu, B, Fe und N wurde der Maximalgehalt begrenzt bzw. erstmalig eine Begrenzungsspanne definiert. Weiterhin wurde der untere Grenzwert des Co- und Ti-Gehaltes angehoben und der obere Grenzwert des C-, Si-, Mn-, Cr- und Al-Gehaltes reduziert (siehe [Tabelle 5.5](#)) [K⁺05a, Kle09]. In aktuellen Forschungsarbeiten wird weiter an einer Optimierung der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes gearbeitet [HBK10]. Innerhalb dieser Arbeiten wird der B-Gehalt zunehmend eingeschränkt und eine Optimierung der Molybdän- und Kohlenstoffgehalte vorgenommen. Ziel ist es, die Schweißigenschaften von Alloy 617 bei gleichbleibenden Festigkeitseigenschaften zu verbessern. Die auf diese Weise verbesserte Legierung trägt die Bezeichnung Alloy 617 B occ [HBK10].

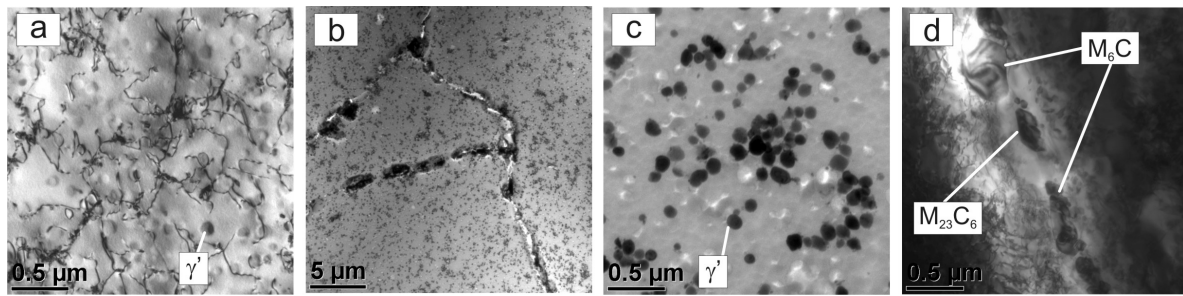


Bild 5.6: TEM Aufnahmen der Mikrostruktur der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod (Replika und gedünnte Metallfolien)

- Versetzungen mit γ' -Teilchen
- Ausscheidungen (Überblick) mit Korngrenzen und Korninnerem
- γ' -Ausscheidungen innerhalb des Kornes
- Korngrenzen belegt mit M_6C und $M_{23}C_6$

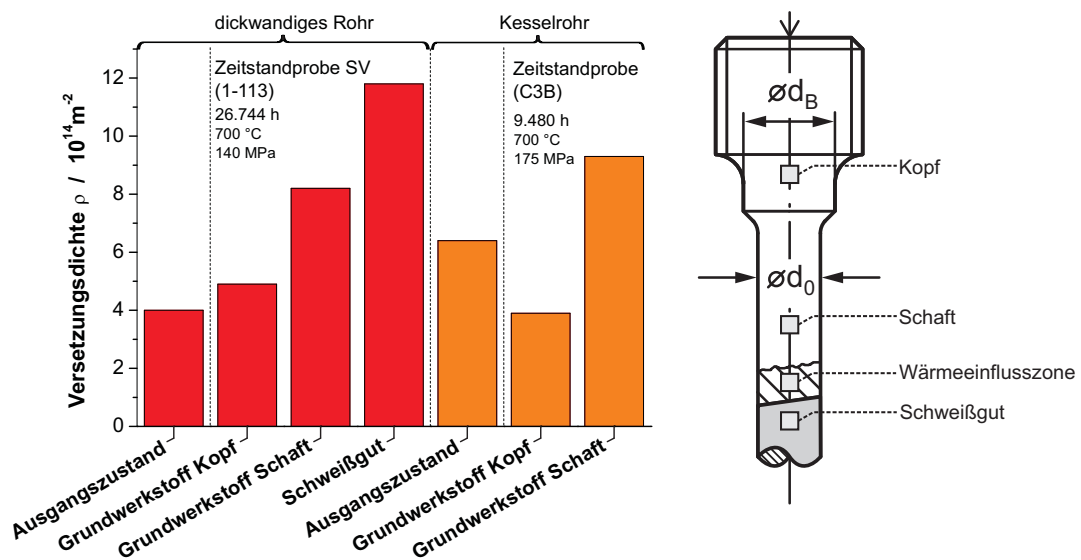
5.2.1. Mikrostruktur

Die Mikrostruktur der Nickelbasislegierung Alloy 617 besteht aus einer austenitischen, kubisch-flächenzentrierten Matrix, welche eine inhomogene Karbidverteilung beinhaltet. Der Werkstoff neigt in der Regel zur Zwillingskornbildung und weist häufig ein zeiliges Gefüge auf. Die Korngrößen innerhalb des Gefüges sind inhomogen. Das Gefüge des Werkstoffs und die unregelmäßigen Korngrößen sind in [Bild 5.5](#) erkennbar. Eine tabellarische Übersicht der in der Regel ausgeschiedenen Teilchen ist in [Tabelle 5.6](#) gegeben. Unter den Primärausscheidungen findet man Titancarbonitride $M(C, N) - Ti(C, N)$, welche unregelmäßig in der Struktur des Gefüges verteilt sind. Entlang der Korn- und Zwillingsgrenzen, aber auch im Korninneren, bilden sich Sekundärausscheidungen in Form von chromreichen Karbiden des Types $M_{23}C_6$ ($(Cr, Mo)_{23}C_6$) (siehe [Bild 5.6](#), b und d). Hierbei sind in der Regel die an den Korngrenzen ausgeschiedenen $M_{23}C_6$ -Teilchen, im Vergleich zu den im Korninneren ausgeschiedenen Teilchen, deutlich größer (siehe [Bild 5.8](#)). Die Ursache hierfür liegt in der unterschiedlichen Wachstumskinetik der Ausscheidungen inner- und außerhalb des Kornes [K⁺05a, K⁺07]. Zudem bilden sich sowohl im Korninneren als auch auf den Korngrenzen molybdän- und chromreiche M_6C Karbide ([Bild 5.6](#), b und d) [Kir83, RSSN88]. In seltenen Fällen konnten γ' -Teilchen ($Ni_3(Al, Ti)$) bereits in lösungsgeglühten Ausgangszuständen nachgewiesen werden [Kir83, MHB74]. Diese Teilchen werden in der Regel unter einer Kombination von thermischer und mechanischer Belastung innerhalb des Kornes ausgeschieden [WSS05]. Durch die Legierungselemente Aluminium und Titanium wird die Bildung der γ' -Phase begünstigt [WSS05]. Neben diesen Ausscheidungen kann es unter mechanischer und thermischer Belastung zusätzlich zur Ausscheidung von Karbonitriden $Cr, Mo(C, N)$ und/oder Nitriden TiN kommen. Das ausscheidungshärtende Verhalten der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod ist hauptsächlich auf die ausgeschiedenen $(Cr, Mo)_{23}C_6$ -Teilchen zurückzuführen.

Die im letzten Absatz beschriebene Ausscheidungscharakteristik der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod konnte mit Hilfe von TEM-Untersuchungen an einer Zeitstandprobe, stammend aus einem dickwandigen Rohr ($T = 700\text{ °C}/140\text{ MPa}/26.744\text{ h}$) und einer weiteren Zeitstandprobe, stammend aus einem Kesselrohr ($T = 700\text{ °C}/175\text{ MPa}/9.480\text{ h}$), bestätigt werden. Bei diesen Untersuchungen wurden jeweils die Ausscheidungen an einem geeigneten Ausgangszustand (keine thermischen und mechanischen Belastungen, Laufzeit = 0 h), im Probenschaft, im Probenkopf und wenn möglich im Schweißgut bestimmt und untersucht. Im Probenschaft liegt die volle mechanische und thermische Belastung über den gesamten Prüfzeitraum an. Daher steht diese Auswerteposition für den maximal beanspruchten Probenbereich.

Tabelle 5.6: Typische Ausscheidungen der Nickelbasislegierung Alloy 617 bzw. Alloy 617 mod

Phase	Zusammensetzung / Stöchiometrie	Ausscheidungszeitpunkt
$M_{23}C_6$	$(Cr, Mo)_{23}C_6$	Ausgangszustand
M_6C	$(Cr, Mo, Fe)_6C$	
$M(C, N)$	$Cr, Mo(C, N), Ti(C, N)$	
γ'	$Ni_3(Al, Ti)$	Betrieb
δ	Ni_3Mo	

**Bild 5.7:** Versetzungsdichte zweier Alloy 617 mod Zeitstandproben (SV = Schweißverbindung) im Auslieferungszustand und nach Kriechbeanspruchung

Der Kopf der Probe hat im Vergleich hierzu eine deutlich geringere mechanische Belastung, aber eine identische thermische Belastung erfahren. In [Bild 5.7](#), [Bild 5.8](#) und [Bild 5.9](#)² sind die Ergebnisse dieser Untersuchungen dargestellt. In beiden Ausgangszuständen sind lediglich $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen auffindbar. Diese liegen im dickwandigen Rohr sowohl innerhalb des Kornes als auch auf den Korngrenzen vor. Die Ausscheidungen auf den Korngrenzen sind im Mittel deutlich größer als die $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen im Korninneren. Im Kesselrohr sind lediglich die Korngrenzen mit $M_{23}C_6$ belegt. Die Partikelgrößen dieser Teilchen sind im Mittel deutlich kleiner als die im Ausgangszustand des dickwandigen Rohres (siehe [Bild 5.8](#) und [Bild 5.9](#)). Nach der thermischen und mechanischen Belastung haben die Versetzungsdichten in den Probeschäften im Vergleich zu ihren jeweiligen Ausgangszuständen zugenommen (siehe [Bild 5.7](#)). Die Kesselrohrprobe (2 % Dehnung) weist im Schaft, im Vergleich zur Zeitstandprobe entnommen aus dickwandigem Rohr, (1,2 % Dehnung) auf Grund des etwas höheren Dehnungsniveaus leicht höhere Versetzungsdichten auf. Die Anzahlen der innerhalb des Kornes ausgeschiedenen $M_{23}C_6$ -Partikel haben sowohl im Kesselrohr als auch im dickwandigen Rohr (im Vergleich zum Ausgangszustand) mit erfolgter Zeitstandbeanspruchung zugenommen (siehe [Bild 5.8](#)). Zudem vergrößern die $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen auf den Korngrenzen, was sich in einer Größenzunahme der Partikel widerspiegelt ([Bild 5.8](#)). Besonders deutlich wird dies im Falle der aus einem Kesselrohr entnommenen Zeitstandprobe. Neben der Vergrößerung der $M_{23}C_6$ -Partikel beginnt die Bildung weiterer Teilchen im Verlauf der Zeitstandbeanspruchung. Im Probeschäft, wie auch im Probenkopf, von Kesselrohr und dickwandigem Rohr sind nach der thermischen und mechanischen Belastung die intermetallische γ' -Phase sowie M_6C -Karbide auffindbar (siehe [Bild 5.8](#) und [Bild 5.9](#)). Die Ausscheidung der γ' -Phase erfolgt lediglich innerhalb des Kornes während im Schaft und Kopf der beiden Proben lediglich auf den Korngrenzen M_6C -Ausscheidungen identifiziert wurden. Die Anzahl der ausgeschiedenen M_6C -Partikel ist recht gering. Allerdings besitzen die wenigen ausgeschiedenen Teilchen eine hohe Partikelgröße. Dies bedeutet, dass an relativ wenigen Stellen auf den Korngrenzen eine Karbidbildung stattfindet, an diesen wenigen Stellen jedoch eine rasche Zunahme der Partikelgrößen erfolgt. Es liegen also wenige große M_6C -Partikel vor, was einen negativen Einfluss auf das Zeitstandverhalten haben kann.

5.2.2. Besonderheiten

Im Falle des Alloy 617 mod wurden neben dem in [Bild 5.3](#) aufgeführten Programm zur mechanischen und technologischen Erprobung zusätzlich dehnungsgeregelte LCF-Versuche am Grundwerkstoff dieser Nickelbasislegierung durchgeführt. Das Versuchsprogramm und die hierin erzielten Ergebnisse sind in [Bild 5.10](#) sowie in [Tabelle A.4](#) des Anhangs zusammengestellt. Für die dort gelisteten Proben war eine Untersuchung bei einer Frequenz von 1 Hz geplant. Eine Prüfung bei dieser Frequenz stellte sich, wegen des bei diesem Werkstoffs auftretenden Portevin-Le Chatelier-Effektes (auch unter dem Begriff dynamische Reckalterung bekannt) [[Häh96a](#), [Häh96b](#)], als schwierig heraus. Als dynamische Reckalterung wird das unetstetige Verformungsverhalten von Mischkristallen aufgrund von Wechselwirkungen zwischen gleitfähigen Versetzungen mit Fremdatomen im Temperaturbereich von $0,2 \cdot T_S$ bis $0,5 \cdot T_S$ (T_S : Schmelztemperatur in K) bezeichnet. Dies bewirkt einen Einfluss auf das Verformungsverhalten während

²An dieser Stelle sei bemerkt, dass sich die Angaben in [Bild 5.9](#) auf die ausgewerteten Flächen der TEM-Aufnahmen beziehen. Im Falle der Ausscheidungen auf den Korngrenzen handelt es sich bei den ausgewerteten Stellen allerdings um „zweidimensionale Linien“. Die dort entstandenen Ergebnisse (auf Basis der „zweidimensionalen Linien“) werden auf Flächen umgerechnet. Ein Vergleich der Partikelanzahl pro $25 \mu\text{m}^2$ an Korngrenze und Korninnerem ist daher nicht sinnvoll. Es empfiehlt sich ein Vergleich der bestimmten Partikelanzahlen der jeweiligen Auswerteposition (Korngrenze oder Korninneres) mit dem zugehörigen Ausgangszustand an identischer Auswerteposition.

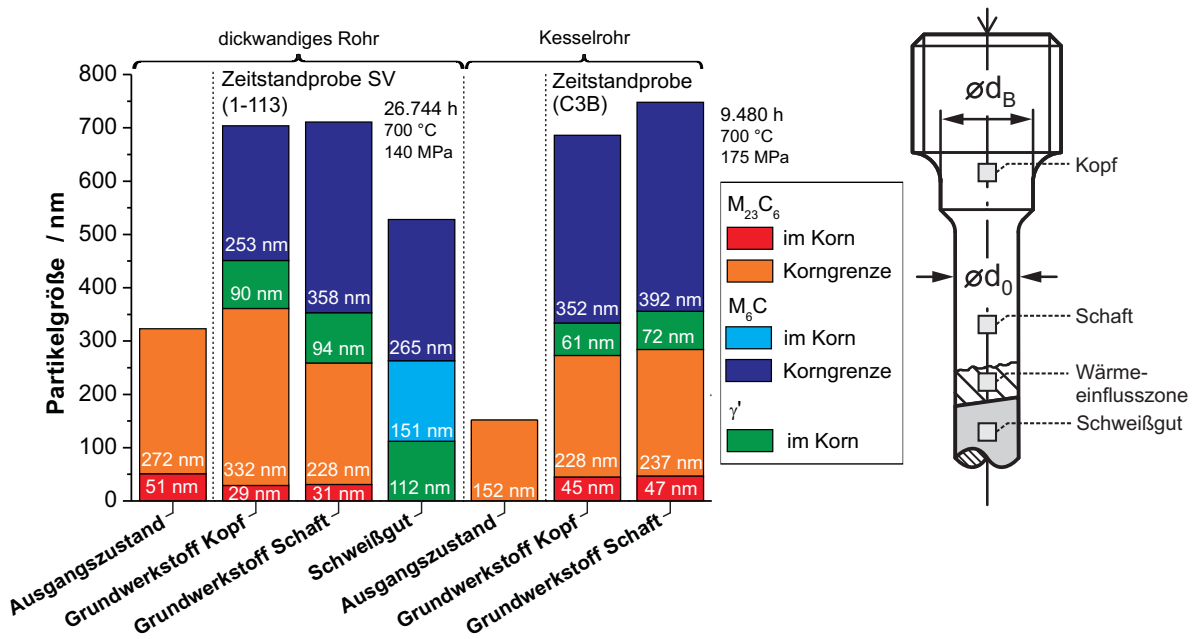


Bild 5.8: Partikelgrößen der Ausscheidungen in zwei Alloy 617 mod Zeitstandproben (SV = Schweißverbindung) im Auslieferungszustand und nach Kriechbeanspruchung

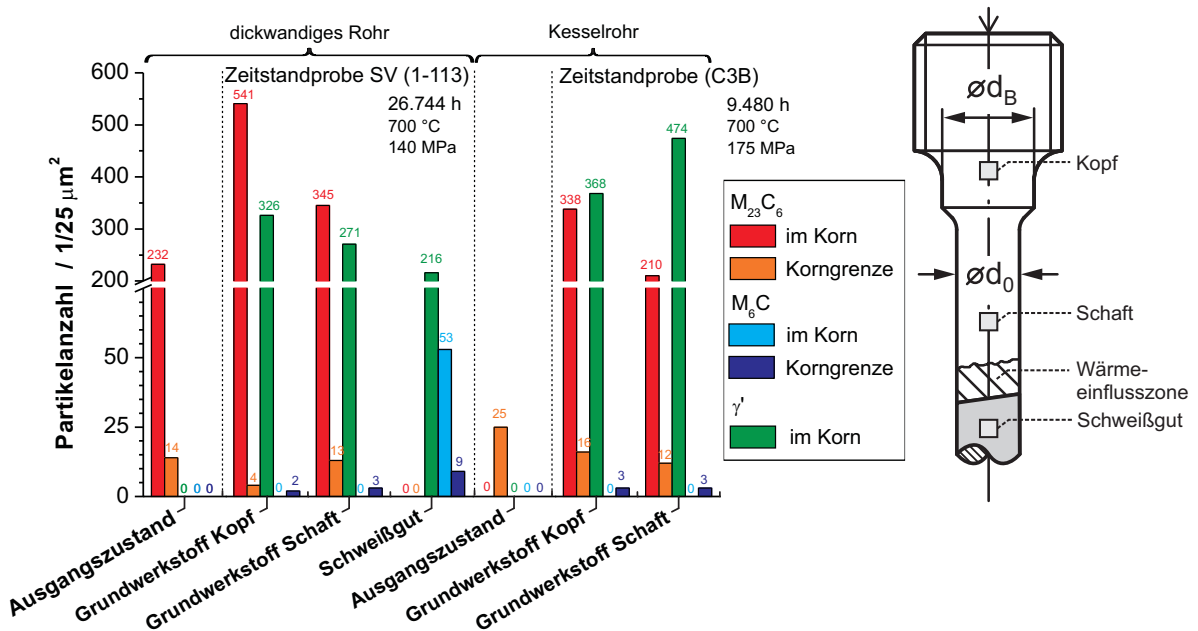


Bild 5.9: Partikelanzahlen der Ausscheidungen in zwei Alloy 617 mod Zeitstandproben (SV = Schweißverbindung) im Auslieferungszustand und nach Kriechbeanspruchung

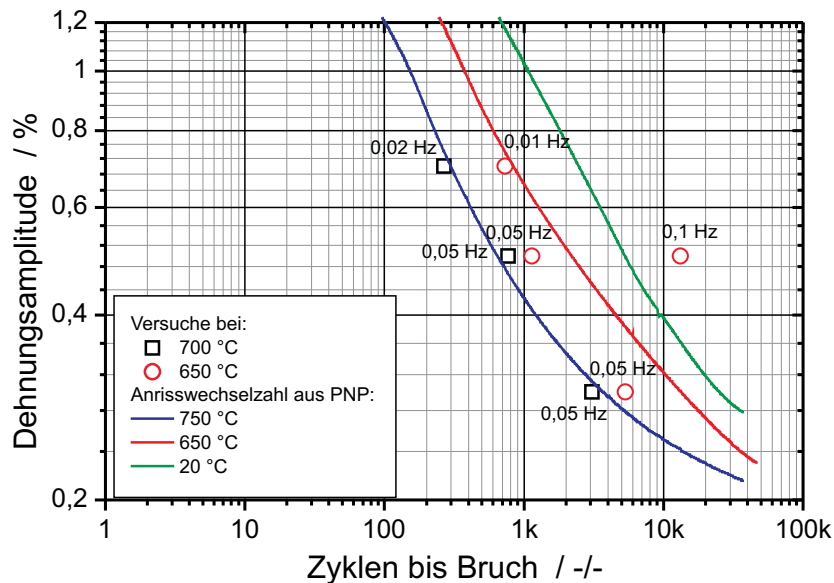


Bild 5.10: Ergebnisse der durchgeführten LCF-Versuche an Alloy 617 mod sowie Anrisswechselzahlen aus PNP [ABB90]

plastischer Verformung, welcher sich bei den hier durchgeführten LCF-Versuchen durch spontane Lastabfälle bemerkbar machte. Diese Lastabfälle erschwerten die Dehnungsregelung der hier durchgeführten LCF-Versuche immens. Besonders deutlich wird der Portevin-Le Chatelier-Effekt bei Spannungs-Dehnungslinien von dehnungsgeregelten Zugversuchen im relevanten Temperaturbereich [KMS08].

In Bild 5.11 und Bild 5.12 sind einige Hysteresen und der Verlauf der Spannungsspitzenwerte über der Zyklenzahl am Beispiel der Probe AGU04 ($\epsilon_{amp} = 0,7\%$ bei $T = 700\text{ °C}$) aufgeführt. Es fällt auf, dass die spontanen Lastabfälle, bedingt durch den Portevin-Le Chatelier-Effekt, im ersten Zyklus am deutlichsten erkennbar sind. Mit steigender Zyklenzahl werden die Verläufe glatter bis schließlich keine Lastabfälle mehr auftreten. Generell konnte festgestellt werden, dass der Einfluss des Portevin-Le Chatelier-Effektes bei einer Prüftemperatur von 700 °C stärker zu beobachten ist als bei niedrigerer Temperatur (650 °C). Die dargestellten Spitzenwerte des exemplarisch aufgeführten Versuches zeigen deutlich das für den Werkstoff typische verfestigende Verhalten. Eine Bestimmung des Anrisszeitpunktes wurde mit Hilfe des 10 %-Lastabfallkriteriums durchgeführt.

5.3. Die hochchromhaltigen martensitischen Stähle VM12/VM12-SHC und T/P92

Wie bereits in Kapitel 4.2 erwähnt, begann die verstärkte Entwicklung der 9 % bis 12 % Cr-Stähle Ende der 1970er Jahre mit dem Ziel der Realisierung eines fossil befeuerten Kraftwerkes mit Temperaturen bis zu 600 °C . Als Ergebnis dieser Forschungs- und Entwicklungsarbeiten kann heutzutage auf eine Vielzahl von 9 % bis 12 % Cr-Stahllegierungen zurückgegriffen werden, für die eine respektable Zeitstand-Datenbasis bis in den Langzeitbereich (kleine Spannungen) zur Verfügung steht. Besonders der martensitische 9 % Cr-Stahl T/P92 ist für die Entwicklung eines fossil befeuerten 700/720 °C-Hochleistungskraftwerkes interessant. Die Kriecheigenschaften bzw. die Zeitstandfestigkeit dieses Stahls konnten in vergangenen Projek-

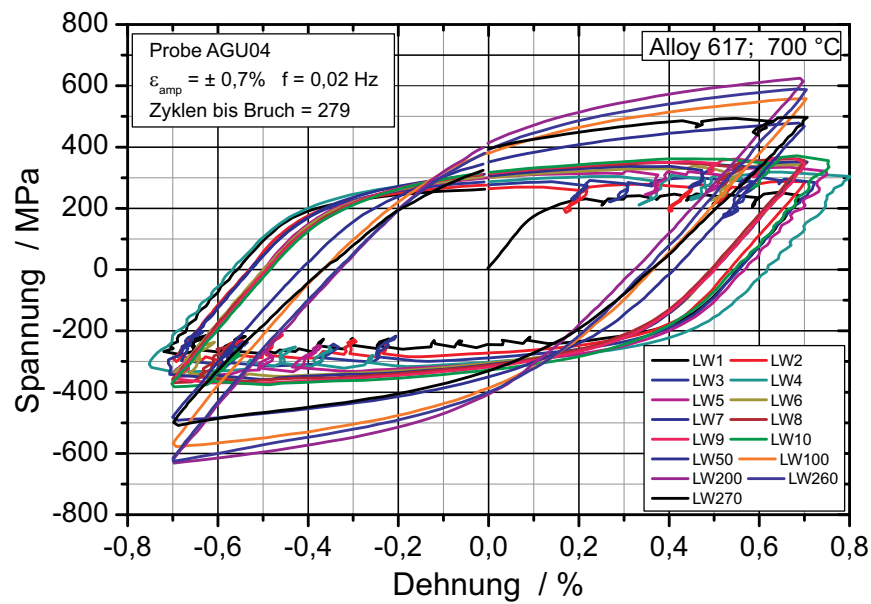


Bild 5.11: Ausgewählte Hysteresen der Probe AGU04

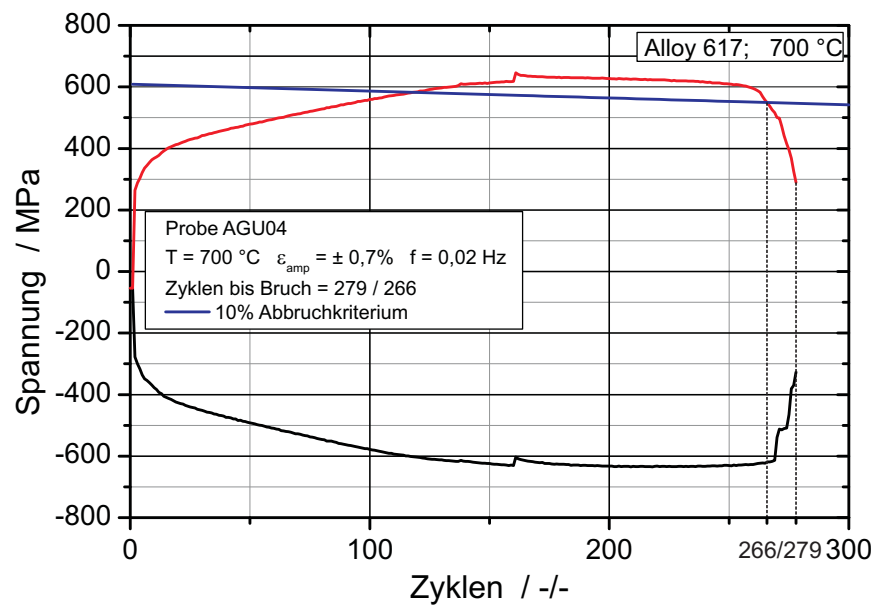


Bild 5.12: Spitzenwerte und 10 %-Lastabfallkriterium der Probe AGU04

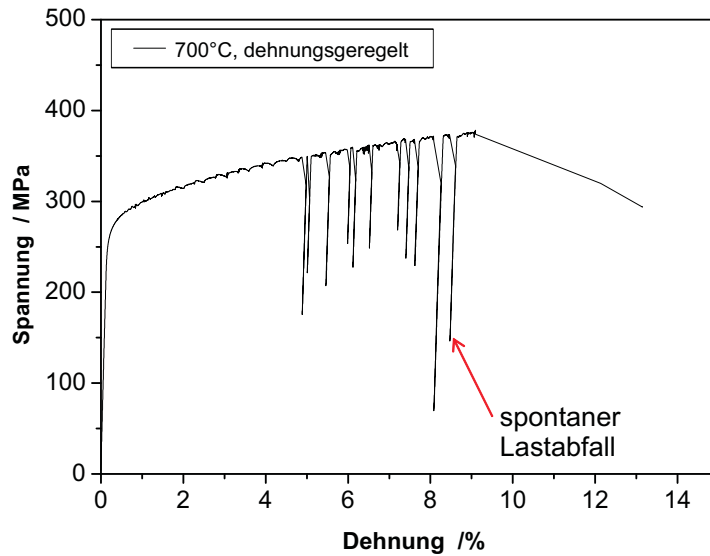


Bild 5.13: Zugversuch einer Probe aus Alloy 617 mod bei 700 °C [KMS08]

ten über eine Verminderung des Mo-Gehaltes und die Zulegierung von B und W sowie der Optimierung des C-Gehaltes verbessert bzw. gesteigert werden. Auf Grund dieser Verbesserung der Zeitstandeigenschaften ist der martensitische Stahl T/P92 zu einem wichtigen Werkstoff für die Fertigung von Kesselkomponenten und Rohrleitungen mit Betriebstemperaturen bis zu 625 °C herangereift. Im aktuellen VdTÜV Werkstoffblatt [Ver09b] weist T/P92 bei 610 °C eine 100.000 h Zeitstandfestigkeit von 100 MPa auf.

5.3.1. Wärmebehandlung und Mikrostruktur

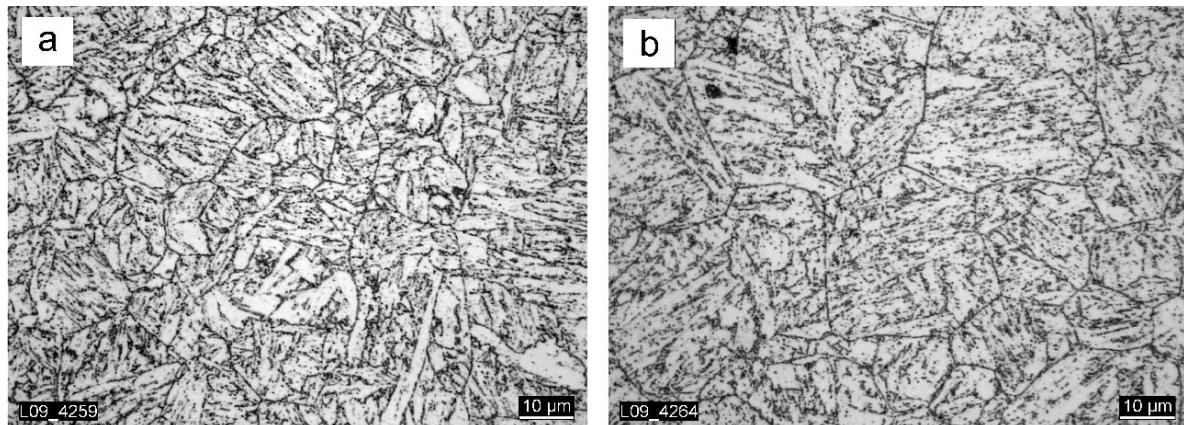
Die Mikrostruktur der 9 % bis 12 % Cr-Stähle besteht aus einem angelassenen martensitischen Gefüge, siehe [Bild 5.14](#). Die Martensitlatten dieses Gefüges resultieren aus einer abschließenden Normalglühung bei 1050 °C bis 1150 °C und Abkühlung an Luft. Wird anschließend ein weiterer Anlassvorgang bei Temperaturen von 680 °C bis 780 °C durchgeführt, so werden die Verformbarkeitseigenschaften der 9 % bis 12 % Cr-Stähle positiv beeinflusst. Im Hinblick auf den späteren Anwendungsfall ist eine geschickte Auswahl der Anlass temperatur wichtig. Soll aus dem martensitischen Stahl eine Komponente gefertigt werden, welche eine hohe Zugfestigkeit erfordert (z. B. ein Turbinenläufer), so sollte bei niedrigen Temperaturen angelassen werden. Wird ein Einsatz im Kesselbereich angestrebt und die Komponente mit einem Innendruck belastet (z. B. Rohrleitungen, Kessel oder Durchlauferhitzer), so sollte unter hohen Temperaturen angelassen werden, um die Duktilität zu verbessern [Hal05b].

Im folgenden Abschnitt werden das Gefüge eines 9 % bis 12 % Cr-Stahles und die Ausscheidungen, welche sich während einer Zeitstandbeanspruchung ausbilden, kurz vorgestellt und deren Einfluss auf die Zeitstandfestigkeit erläutert. Die für 9 % bis 12 % Cr-Stähle typischen Ausscheidungen (während einer Zeitstandbelastung) sind in [Tabelle 5.7](#) gelistet.

Während des Anlassvorganges werden die in [Tabelle 5.7](#) aufgeführten Phasen ausgeschieden (siehe [Bild 5.15 b, c und d](#)). Während des späteren Betriebes des Bauteils, also unter thermischer und mechanischer Belastung, verändert sich die Mikrostruktur der 9 % bis 12 % Cr-Stähle mit fortschreitender Zeit. Die Primärausscheidungen vergrößern zunehmend und die Bildung zusätzlicher Ausscheidungen beginnt. Entlang der zahlreichen Martensitlatten

Tabelle 5.7: Typische Ausscheidungen in 9 % bis 12 % Cr-Stählen [M⁺07]

Phase	Zusammensetzung / Stöchiometrie	Ausscheidungszeitpunkt
$M_{23}C_6$	$Cr_{23}C_6, Fe_{21}Mo_2C_6$	Standard Wärmebehandlung (Normalglühen & Anlassen)
MX	$V(C, N)$	
M_2X	Cr_2N	
<i>Laves</i>	$(Fe, Cr)_2(Mo, W)$	Betrieb ($T > 600\text{ °C}$)
<i>Z</i>	$Cr(V, Nb)N$	

**Bild 5.14:** Lichtmikroskopische Bilder des martensitischen Gefüges von

- a) T92 und
- b) VM12-SHC

und ehemaligen Austenitkorngrenzen werden weitere Chromkarbide $M_{23}C_6$ und *Laves*-Phase $(Fe, Cr)_2(Mo, W)$ ausgeschieden. Feine *MX*-Partikel $(V, Nb)(C, N)$, die kohärent in die ferritische Matrix der Martensitlatten gebettet sind, und Versetzungsnetzwerke beginnen sich entlang der Martensitlattengrenzen und/oder der Subkorngrenzen zu formen (siehe Bild 5.15 a). Nach langzeitiger Kriechbeanspruchung wird zusätzlich *Z*-Phase $Cr(V, Nb)N$, bevorzugt an ehemaligen Austenitkorngrenzen, (zu Lasten der *MX*-Partikel) ausgeschieden. Es wird vermutet, dass die Kriechfestigkeit der 9 % bis 12 % Cr-Stähle eng mit der Stabilisierung der *MX*-Partikel sowie der Versetzungsdichte zusammenhängt. Im Folgenden sollen die zuvor erwähnten Ausscheidungen und deren Auswirkungen auf die Zeitstandfestigkeit der 9 % bis 12 % Cr-Stähle kurz vorgestellt werden.

$M_{23}C_6$ -Partikel:

Stähle mit einem hohen Cr-Gehalt weisen im Allgemeinen $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen auf (siehe Bild 5.15 d). Diese bilden sich (während der Wärmebehandlung) aus M_7C_3 Partikeln, vorwiegend auf ehemaligen Austenitkorngrenzen oder Martensitlattengrenzen [Sen89]. Die $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen besitzen einen stabilisierenden Effekt auf die Martensitlattengrenzen und führen somit zu einer zeitlichen Verzögerung der Gefügestrukturvergrößerung [AHT⁺02].

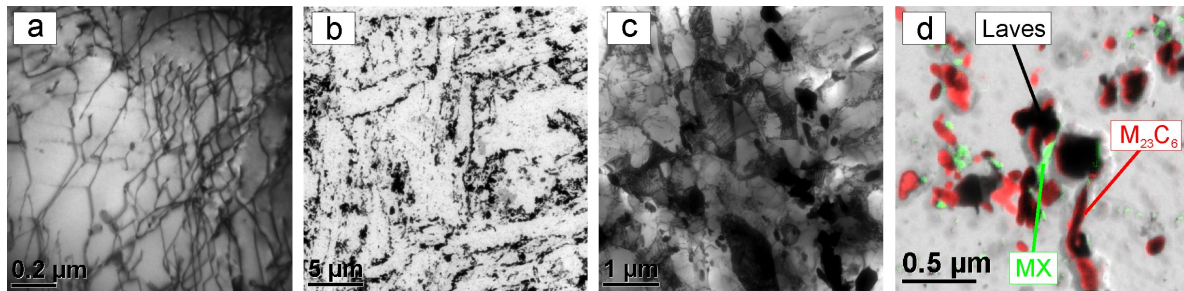


Bild 5.15: Bilder des Werkstoffes P92 ermittelt mittels Transelektronenmikroskopie

- a) Versetzungen
- b) Ausscheidungen in der Übersicht
- c) Substruktur / Subkörner
- d) Ausscheidungen im Korninneren

MX-Partikel:

Nach dem Abschrecken liegen häufig kleine, fein verteilte MX -Partikel $V(C, N)$ vor (siehe [Bild 5.15 d](#)) [JVS94]. Die feine Ausscheidungsverteilung dieser MX -Partikel hat einen positiven Einfluss auf die Zeitstandeigenschaften der 9 % bis 12 % Cr-Stähle, da sie Versetzungen in ihren Bewegungen behindern können.

M_2X -Partikel:

Neben den MX -Teilchen haben M_2X -Partikel einen nennenswerten Einfluss auf die Zeitstandeigenschaften von hochchromhaltigen Stählen [Cip10], im Besonderen, wenn diese in der Form von $(Cr, V)_2N$ auftreten. M_2X -Partikel besitzen in der Regel eine nadelförmige Struktur und lösen sich zeitig auf. In 12 % Cr-Stählen, wie z. B. X22, stabilisieren sie allerdings, was zu einem Sekundärhärteeffekt führt [HK03].

Laves-Phase:

In 9 % bis 12 % Cr-Stählen, welche zudem Anteile von Molybdän und Wolfram beinhalten, bildet sich bei einer Belastung unter hohen Temperaturen die intermetallische *Laves*-Phase $(Fe, Cr)_2(Mo, W)$ (siehe [Bild 5.15 d](#)). Diese scheidet sich bevorzugt an ehemaligen Austenitkorn- und Martensitlattengrenzen aus. Während langen Haltezeiten kann die *Laves*-Phase $(Fe, Cr)_2(Mo, W)$ aber auch innerhalb der martensitischen Lattenstruktur ausscheiden. Die Größe der *Laves*-Teilchen und die durch ihre Bildung bedingte Reduktion des Molybdäns und Wolframs in der Matrix werden als negativer Einfluss auf die Kriechfestigkeit von 9 % bis 12 % Cr-Stählen angesehen [Rob96]. Allerdings können fein verteilte *Laves*-Teilchen auf den ehemaligen Austenitkorn- und Martensitlattengrenzen auch einen positiven Einfluss auf die Zeitstandfestigkeit haben [ITYM98]. Da die *Laves*-Phase allerdings stark zur Vergrößerung neigt und daher ihre Teilchengrößen während mechanischer und thermischer Belastung mit der Zeit recht schnell zunehmen (siehe [Bild 5.16](#)), verliert dieser Effekt recht schnell mit zunehmender Zeitstandbeanspruchung seine positive Wirkung. Große *Laves*-Teilchen haben einen negativen Einfluss auf die Kriechfestigkeit von 9 % bis 12 % Cr-Stählen.

Z-Phase:

Setzt man den Stahl VM12 einer langen Zeitstandbeanspruchung aus (ca. $t > 10.000$ h bei 650 °C), so kommt es zur Ausscheidung der Z-Phase $Cr(V, Nb, Ta)N$ [Hal05a, HCW99, KSKA01]. Die Z-Phase ist vermutlich das stabilste Nitrid unter den Ausscheidungen der 9 % bis 12 % Cr-Stähle. Auch diese Phase segregiert bevorzugt an ehemaligen Austenitkorgrenzen [JJ72]. Die Z-Phase kann fein verteilte MX -Karbonitride, welche in der Regel einen positiven Effekt auf die Kriechfestigkeit haben, vollständig auflösen [SV96, AHT⁺02]. Aus diesem Grund können die Teilchengrößen der Z-Phase sehr schnell zunehmen, was zu einem Abfall der Zeitstandfestigkeiten führen kann [Dan07]. Die chemische Zusammensetzung der Z-Phase während einer Zeitstandbeanspruchung ist stabil, was bedeutet, dass für diese Phase ein chemisches Equilibrium vorliegt [KSKA01]. Die chemische Zusammensetzung der Phase ist abhängig von den Massenanteilen der Elemente in der jeweiligen Schmelze [KSKA01]. Liegen in einem hochchromhaltigen Stahl M_2X -Partikel - welche als instabile Phase angesehen werden kann - vor, so kann in der Regel mit zunehmender Zeitstandbeanspruchung ein Auflösen dieser Partikel durch die Bildung der Z-Phase beobachtet werden. Deshalb wird vermutet, dass hochchromhaltige Stahllegierungen, die gute Kurzzeitfestigkeiten auf Grund fein verteilter M_2X -Partikel aufweisen, einen Einbruch in der Langzeitkriechfestigkeit durch die Bildung der Z-Phase aufweisen [SV96, AHT⁺02]. Wie in Kapitel 4.2 bereits gezeigt wurde, wird derzeit an der TECHNISCHEN UNIVERSITÄT DÄNEMARK versucht, die thermodynamische Stabilität der Z-Phase zu nutzen, um die Zeitstandfestigkeiten von 9 % bis 12 % Cr-Stählen zu steigern.

Allgemein stellt man fest, dass die Partikelgrößen und die Teilchenanzahl der ausgeschiedenen Phasen eine deutliche Auswirkung auf die Zeitstandeigenschaften der 9 % bis 12 % Cr-Stähle haben. Die prozentualen Massenanteile chemischer Elemente der Ausscheidungen einer Legierung (bezogen auf eine bestimmte Fläche) können entweder aus einer feinen Verteilung der Teilchen in der Matrix der Gefügestruktur oder einigen, wenigen, groben Partikeln resultieren. Nach aktuellem Stand des Wissens können Partikel innerhalb des Gefüges Versetzungsbewegungen aufhalten. Dieser Effekt ist unabhängig von den Partikelgrößen, solange diese unter einer bestimmten kritischen Größe bzw. einem kritischen Durchmesser liegen. Unter dieser kritischen Größe, die für den Werkstoff VM12 bei etwa 2 nm liegt, können Partikel Versetzungsbewegungen nicht spürbar behindern [K⁺07]. Generell kann also festgestellt werden, dass eine feine Verteilung von kleinen Partikeln, deren Größe allerdings über 2 nm liegt, anzustreben ist, um die Zeitstandfestigkeiten eines 9 % bis 12 % Cr-Stahles zu optimieren.

In [Bild 5.16](#) und [Bild 5.17](#) sind die Ergebnisse von TEM-Untersuchungen an einer Schweißverbindungsprobe aus P92 ($T = 625$ °C/95 MPa/8.100 h) dargestellt. Die Versetzungsdichten ([Bild 5.16](#)) im mechanisch und thermisch belasteten Schaft nehmen, im Vergleich zum Ausgangszustand, sowohl im Schweißgut als auch im Grundwerkstoff mit erfolgter Kriechbeanspruchung ab. Lediglich im mechanisch nur gering belasteten Kopf der Probe liegen die Versetzungsdichten nach einer Kriechbeanspruchung leicht über den Versetzungsdichten des Ausgangszustandes. Die Subkorngröße wächst mit einer Zeitstandbeanspruchung im Schaft (Grundwerkstoff und Schweißgut) und Kopf der Probe an. Eine Zunahme der Subkorngröße bzw. die Abnahme der Versetzungsdichte nach erfolgter Zeitstandbeanspruchung steht im Einklang mit einigen bereits durchgeführten Untersuchungen an P92 bzw. seinem japanischen Ebenbild NF 616 [Wac95, WE96, WE98]. Im Ausgangszustand der Probe können ausschließlich $M_{23}C_6$ - und MX -Teilchen identifiziert werden. Nach 8.100 h Kriechbelastung ist der Flächenanteil der $M_{23}C_6$ -Partikel deutlich abgesunken, die Teilchengrößen haben leicht zugelegt. Die niobreichen MX -Teilchen sind verschwunden. Es liegen lediglich vanadiumreiche MX -Partikel vor, deren Größe sich nicht deutlich verändert hat (siehe [Bild 5.17](#)). Zudem können nach Zeitstandbeanspruchung sehr große Anteile an *Laves*-Phase nachgewiesen werden. Sie nehmen nicht nur einen

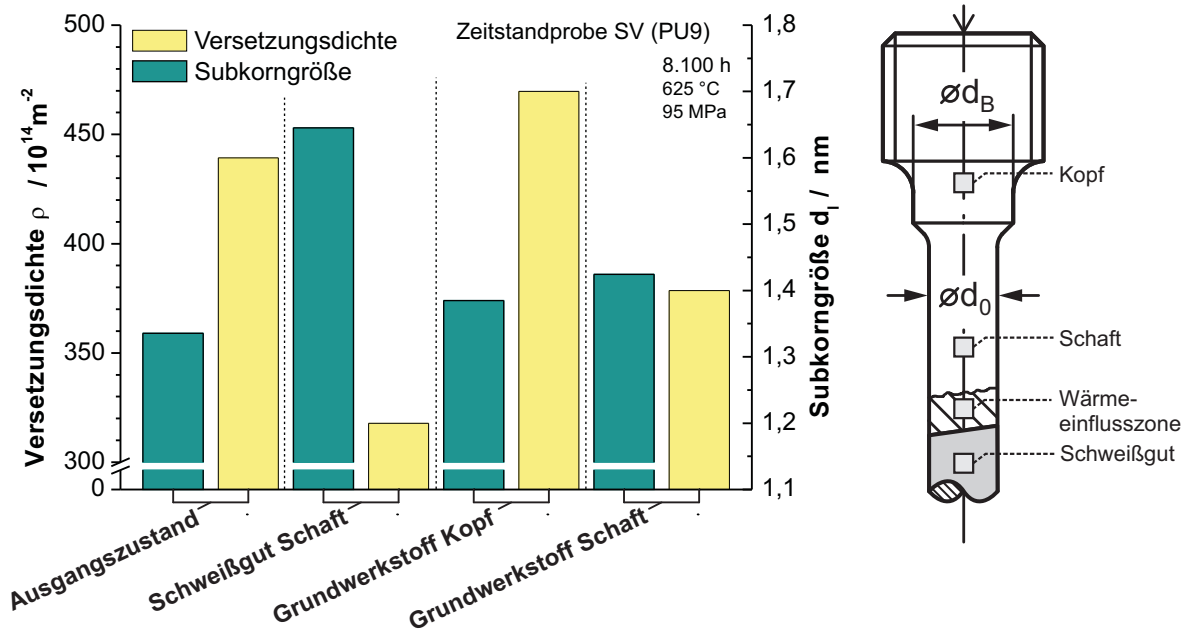


Bild 5.16: Versetzungsdichte und Subkorngröße einer P92-Schweißverbindungsprobe (SV) im Ausgangszustand und nach 8.100 h Kriechbelastung

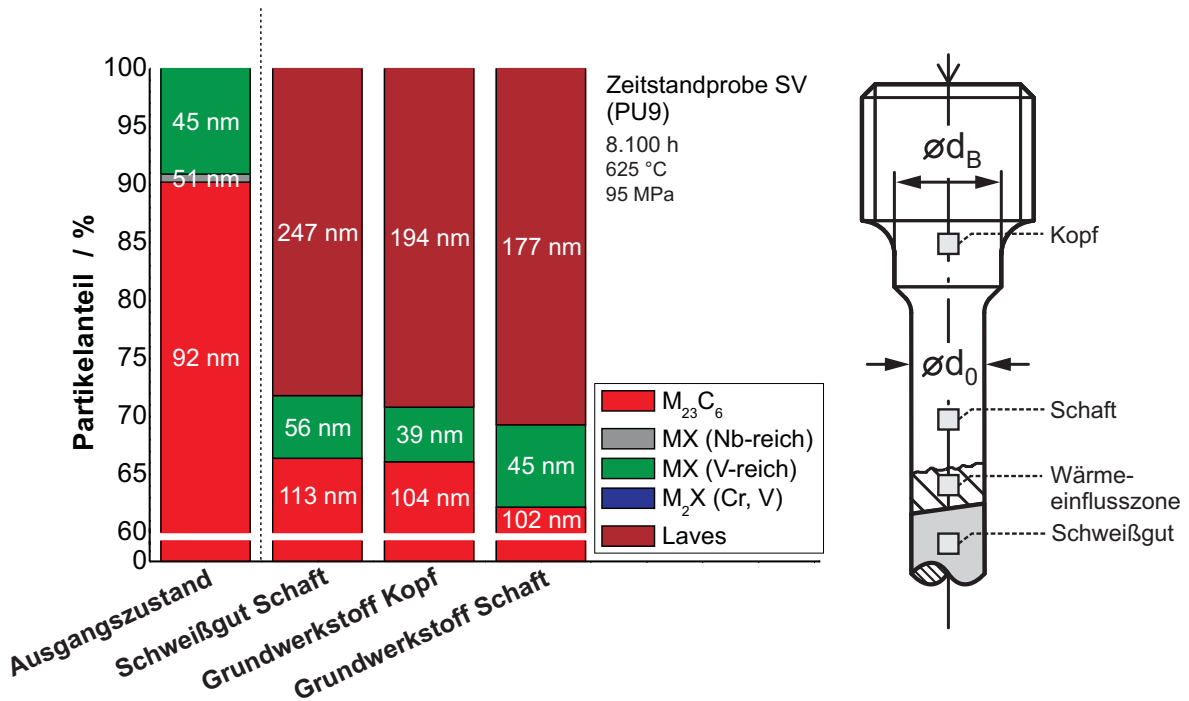


Bild 5.17: Partikelanteile einer P92-Schweißverbindungsprobe (SV) im Ausgangszustand und nach 8.100 h Kriechbelastung

sehr großen Flächenanteil innerhalb des untersuchten Bereiches ein, sondern weisen die deutlich größten Teilchendurchmesser auf. Diese Ergebnisse bestätigen die in [Wac95, WE96, WE98] durchgeführten Untersuchungen.

5.4. Der ferritisch/bainitische 2,5 % Cr-Stahl T/P24

Für die Realisierung von Kesselkomponenten eines hocheffizienten 700/720 °C-Kraftwerkes, die einer mechanischen und thermischen Beanspruchung im Temperaturbereich von 490 °C bis 535 °C unterliegen, ist bisher die Verwendung des ferritisch/bainitischen 2,5 % Cr-Stahls T/P24 vorgesehen. Dieser von VALLOUREC&MANNESMANN zur Verwendung in Membranwänden entwickelte Stahl wird neben seinem ursprünglichen Anwendungsgebiet auch für die Fertigung von Überhitzern und Zwischenüberhitzern verwendet. Auf Grund seiner guten Kriecheigenschaften bei Temperaturen zwischen 500 °C und 550 °C ist der Stahl T/P24 zudem für die Fertigung von dickwandigen Komponenten im Kesselbereich interessant. Basis für die Entwicklung von T/P24 stellte der bekannte T/P22 (10CrMo9-10) dar. Sein direkter japanischer „Konkurrent“ ist der Stahl T/P23 (7CrWVNb9-6). Er weist allerdings eine geringere Zeitstandfestigkeit auf (siehe Kapitel 4.1, [Bild 4.1](#)).

Wie bereits erwähnt, stammt der Werkstoff T/P24 aus der Familie der 2,5 % Cr-Stähle und besitzt somit einen relativ geringen Cr-Gehalt von bis zu 2,3 %. Wegen des niedrigen Cr-Gehaltes und der damit verbundenen verringerten Oxidationsbeständigkeit bei Temperaturen über 575 °C ist der Einsatz dieses Werkstoffes als Kesselrohrwerkstoff oberhalb dieser Temperaturen nicht geeignet. Im Vergleich zu seiner Entwicklungsgrundlage, dem Stahl T/P22, besitzt der Werkstoff T/P24 einen geringeren C-Gehalt, was ihm bessere Verformungs- und Verarbeitungseigenschaften verleiht. Generell kann T/P24 somit ähnlich wie T/P22 verarbeitet werden. Dies gilt besonders für die Schweißignung und die Eignung zum Warmbiegen. Um die Kriecheigenschaften des niederlegierten 2,5 % Stahls T/P24 zu steigern, wird die Bildung von Karbiden, Nitriden und Karbonitriden (des Types *MX*) mittels einer Zulegierung von Vanadium, Titan und Stickstoff gefördert. Hieraus resultiert eine Nukleation von fein verteilten Ausscheidungen innerhalb der Matrix. Der Werkstoff T/P24 wurde speziell für einen Einsatz in Membranwänden, Überhitzern und dünnwandigen Komponenten entwickelt. Schweißverbindungen aus/mit T/P24 werden ohne eine zusätzliche Wärmenachbehandlung (PWHT) hergestellt [VVH⁺08]. Ein Verzicht auf eine Wärmenachbehandlung für dünnwandige Komponenten mit einer Wanddicke von weniger als 10 mm und einem Härteniveau von unter 350 HV steht hier im Einklang mit der deutschen Auslegungsrichtlinie für Dampfkessel (TRD). Aktuell ist das Schweißen von dünnwandigen T24-Kesselrohren ohne anschließende Wärmenachbehandlung erneut in der Diskussion. In den Arbeiten von Mohyla [MF09] und Karlsson [KRM00] wird eine Wärmenachbehandlung von T23- und T24-Schweißverbindungen bei der Fertigung von Membranwänden für jegliche Wanddicken sogar empfohlen. Niederlegierte Stähle verfestigen mit Hilfe von fein verteilten *MX*-Ausscheidungen und neigen in der Regel zu einer Sekundärhärtung unter langzeitiger Beanspruchung bei hohen Temperaturen. Die Sekundärhärtung scheint zu einer Versprödung der nicht vergüteten Schweißverbindungen zu führen [MF09]. Allerdings beeinflusst dieser Effekt das Langzeitverhalten positiv.

5.4.1. Wärmebehandlung und Mikrostruktur

Der Stahl T/P24 wird vergütet oder normalisiert ($1.000\text{ °C} \pm 10\text{ °C}$) und angelassen eingesetzt. Je nach der hierbei verwendeten Abkühlgeschwindigkeit kann die Mikrostruktur des Stahles

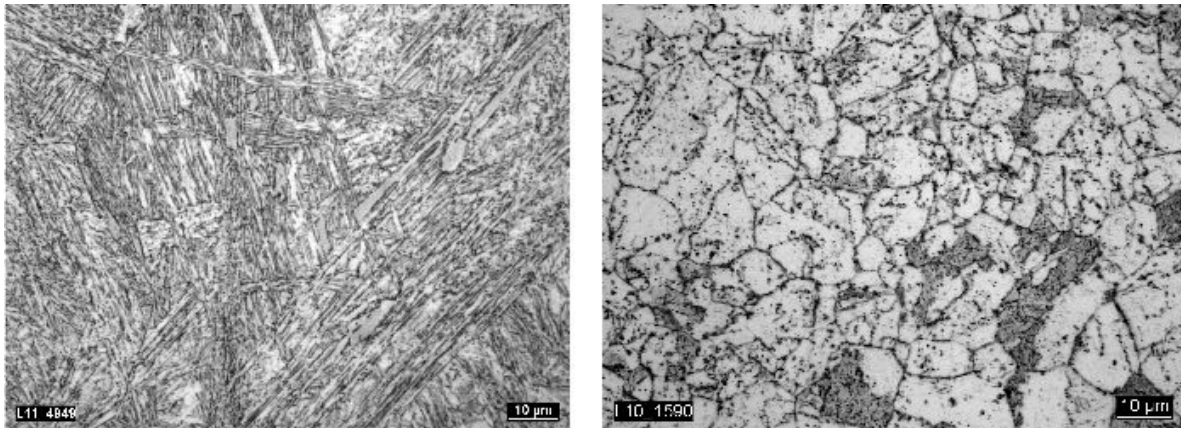


Bild 5.18: Gefüge des niedriglegierten Stahles T24 (lichtmikroskopische Aufnahmen);
links: martensitisches Gefüge (Decklage einer Schweißnaht);
rechts: ferritisches Gefüge (Grundwerkstoff eines Kesselrohres)

als bainitisch/martensitisch oder rein martensitisch bezeichnet werden. Der niedrige C-Gehalt des T/P24 hat entscheidenden Einfluss auf das Verformungsverhalten. Bei der Fertigung von dünnwandigen Komponenten, wie z. B. der Herstellung von Kesselrohren, treten in der Regel hohe Abkühlgeschwindigkeiten auf was zu einer martensitischen Gefügestruktur führt. Bei niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten, wie sie normalerweise bei der Herstellung von dickwandigen Komponenten auftreten, wandelt sich das Gefüge in eine martensitische/bainitische Struktur. Für ein Schweißen ohne Wärmenachbehandlung muss das Härteniveau der martensitischen Struktur auf ein Maximum von 350 bis 360 HV begrenzt werden [BGHV07]. Generell weist die bainitisch/martensitische und rein martensitische Gefügestruktur des Stahles T/P24 eine feine Subkorngröße, einen hohen Volumenanteil feiner Karbide und eine hohe Versetzungsdichte auf [ASP⁺09]. Unter thermischer und mechanischer Beanspruchung vergrößern Subkörner. Zudem nehmen Ausscheidungen und Versetzungsdichten ab. Diese Effekte können zu einem Abfall der Zeitstandfestigkeiten führen. Die Gefügestruktur des T24 ist in [Bild 5.18](#) dargestellt. Auf Grund der niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten bei dickwandigen Komponenten entsteht eine bainitischen Gefügestruktur.

6. Einachsige experimentelle Zeitstanduntersuchungen

Zur numerischen Beschreibung des zeitabhängigen Verformungsverhaltens warmgehender Bauteile muss ein geeigneter Kriechgleichungsansatz (wie er beispielsweise in Kapitel 3.5.1 vorgestellt wurde) verwendet werden. Um die in diesen phenomenologischen Ansätzen enthaltenen Werkstoffparameter zu ermitteln, sind zudem einachsige Zeitstandversuche notwendig, an die das zeitabhängige Verformungsverhalten der Werkstoffe mit Hilfe geeigneter Algorithmen angepasst werden kann. Innerhalb des in Kapitel 5.1 vorgestellten Qualifikationsprogramms wurden eine Vielzahl von Zeitstandversuchen aus verschiedenen Erzeugnissen (Kesselrohr, dickwandiges Rohr, Induktiv-Rohrbiegung usw.) und ihrer Schweißverbindungen geprüft. Im Falle der dickwandigen Rohre wurden je Werkstoff Schweißverbindungen mit zwei unterschiedlichen Schweißverfahren hergestellt und anschließend Proben zur Zeitstanduntersuchung aus diesen entnommen. Neben den Schweißverbindungen wurden zudem einige Schweißgüter an sich (Proben gefertigt aus niedergeschmolzenem Schweißgut sowie Proben entnommen aus Schweißverbindungen) einer Zeitstandprüfung unterzogen. Die Durchführung aller Zeitstandversuche erfolgte nach DIN EN ISO 204: 2009-2010.

Im Folgenden sind die Ergebnisse der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen in Form von Zeitstandschaubildern (Spannung über Bruchzeit) zusammengestellt. Hierbei ist zu beachten, dass in den Darstellungen laufende Versuche stets mit einem offenen Symbol, gebrochene Proben mit einem gefüllten bzw. halbgefüllten Symbol aufgeführt sind. Versuchsergebnisse an Schweißgütern (SG) und Schweißverbindungen (SV) sind stets farbig markiert und mit einer Zahl gekennzeichnet, welche nach AGW den Versagensort der Schweißverbindung definiert (siehe Kapitel 3.4, Bild 3.10) [Arb03]. In roter Farbe sind stets Schweißverbindungen (oder Schweißgüter) dargestellt, welche mit dem Verfahren Lichtbogenhandschweißen mit Stabelektrode (E-Hand) hergestellt wurden. Unterpulver (UP)-Schweißverbindungen und deren Schweißgüter sind in Blautönen abgebildet. Wurde die Schweißverbindung in einer Wolframinergas-Schweißung (WIG) oder einer Wolframinergas-Engspalt-Oribtalschweißung (v-WIGp (Orbital)) ausgeführt, so sind die Bruchzeiten der Schweißgüter und Schweißverbindungen in Grüntönen dargestellt. Metallaktivgasschweißverbindungen (MAG) werden purpur bzw. lila aufgeführt. Versuche am Grundwerkstoff (GW) sind stets schwarz oder grau eingezeichnet. Neben den eigentlichen Bruchzeiten der Zeitstandversuche sind zudem Streubänder und Literaturmittelwerte eingezeichnet (gestrichelte Linien). Bei einigen, mit wenigen Versuchen belegten Temperaturen sind die Versuchsergebnisse in einem Diagramm abgebildet. In diesen Fällen sind die unterschiedlichen Temperaturen mit Hilfe unterschiedlicher Farbtöne einer Hauptfarbe dargestellt.

Zur Einordnung der erzielten Bruchzeiten wurden die Mittelwerte nach European Creep Collaborative Committee (ECCC) oder Verband der TÜV e. V. (VdTÜV) und das daraus resultierende Streuband als Referenz mit in die Darstellungen aufgenommen. Das ECCC bzw. der VdTÜV gibt in seinen Datensätzen jeweils Streubandmittelwerte für Zeitstandfestigkeiten von 10.000 h und 100.000 h vor. Diese beiden Punkte sind im Folgenden linear (in doppelt logarithmischer Darstellung) miteinander verbunden und werden als Streubandmittelwert bezeichnet. Zusätzlich sind zu den zugehörigen 10.000 h und 100.000 h Zeitstandfestigkeit

± 20 %-Abweichungen in den Spannungen eingetragen. Diese Werte sind ebenfalls linear (in doppelt logarithmischer Darstellung) miteinander verbunden und werden im Folgenden mit oberer und unterer Streubandgrenze bezeichnet. Einzige Ausnahme bildet hier der Werkstoff Alloy 617 mod. Die Streubänder und ihr Mittelwert stammen in diesem Fall aus dem Projekt MARCKO-DE2, AVIF A130 [K⁺05a].

6.1. Zeitstanduntersuchungen an Alloy 617 mod

Umfangreiche Zeitstanduntersuchungen wurden an der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod durchgeführt. Die Versuchsmatrix aller Zeitstandproben am Grundwerkstoff ist in [Tabelle A.1](#) im Anhang dieser Arbeit tabellarisch aufgeführt. In Anlehnung an die später geplanten Einsatztemperaturen der dickwandigen bzw. dünnwandigen Kesselkomponenten aus Alloy 617 mod wurden die Prüftemperaturen der Experimente festgelegt. Die Prüfung der Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe (d. h. zur Fertigung von dickwandigen Komponenten) erfolgte daher bei Temperaturen von 700 °C, 725 °C und 750 °C sowie Spannungen von 103 MPa bis 230 MPa, die Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff der Kesselrohre bei den Temperaturen 675 °C und 725 °C und einem Spannungsniveau von 150 MPa bis 300 MPa.

Neben der Charakterisierung des Grundwerkstoffes wurden Untersuchungen an Schweißgütern und den hergestellten Schweißverbindungen an sich ausgeführt. Auch hier ist eine tabellarische Übersicht der geprüften Proben im Anhang dieser Arbeit zu finden (Schweißgüter: [Tabelle A.2](#); Schweißverbindungen: [Tabelle A.3](#)). Zur Prüfung des Schweißgutes wurden Proben aus niedergeschmolzenem Schweißgut (UP, E-Hand und WIG) gefertigt und bei 700 °C geprüft. Weiterhin wurden Proben aus Schweißverbindungen (E-Hand, UP und MAG) entnommen und im Bereich des Schweißgutes im Querschnitt verjüngt. Auf diese Art und Weise erfolgt quasi eine Zeitstandprüfung des Schweißgutes an sich. Mit Hilfe dieser Proben wurden ISO-Stress-Versuche bei 100 MPa verwirklicht. Die Hauptprüftemperatur dieser Untersuchungen lag bei 750 °C. Lediglich im Falle des UP-Schweißgutes erfolgte die Prüfung zusätzlich bei zwei höheren Temperaturen (770 °C und 790 °C).

In [Bild 6.1](#) sind die Ergebnisse der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod und deren Schweißverbindungen bei einer Hauptprüftemperatur von 700 °C zusammengestellt. Ergänzend sind Ergebnisse aus dem Projekt MARCKO-DE2 [K⁺05a] und [K⁺05b] mit in das Schaubild eingetragen. Vergleicht man die Bruchzeiten der unterschiedlichen niedergeschmolzenen Schweißgüter in [Bild 6.1](#) so wird ersichtlich, dass diese deutlich differieren. Während die Versagenszeiten des niedergeschmolzenen WIG-Schweißgutes (geschlossene grüne Dreiecke) nahezu in der Streubandmitte des Grundwerkstoffes liegen, ordnen sich die Bruchzeiten des niedergeschmolzenen E-Hand-Schweißgutes (geschlossene rote Kreise) im unteren Streubandbereich ein. Die Bruchzeiten des UP-Schweißgutes (blaue geschlossene Vierecke) liegen, in erster Linie infolge des Al-Abbrandes beim UP-Schweißen, deutlich unterhalb der -20 %-Streubandgrenze. Dies wird auch in der chemischen Zusammensetzung des WIG/UP¹ geschweißten dickwandigen Rohres deutlich (siehe [Tabelle 5.5](#), Kapitel 5.1). Im Vergleich zur Schmelzenanalyse des Grundwerkstoffes weist die Stückanalyse der WIG/UP geschweißten Verbindung einen deutlich reduzierten Al-Gehalt auf, was den Al-Abbrand während des UP-Schweißvorganges verdeutlicht. Das UP-Schweißverfahren wird deshalb für den untersuchten Anwendungszweck nicht empfohlen.

¹Deck- und Stützlage WIG, übrige Lagen UP geschweißt

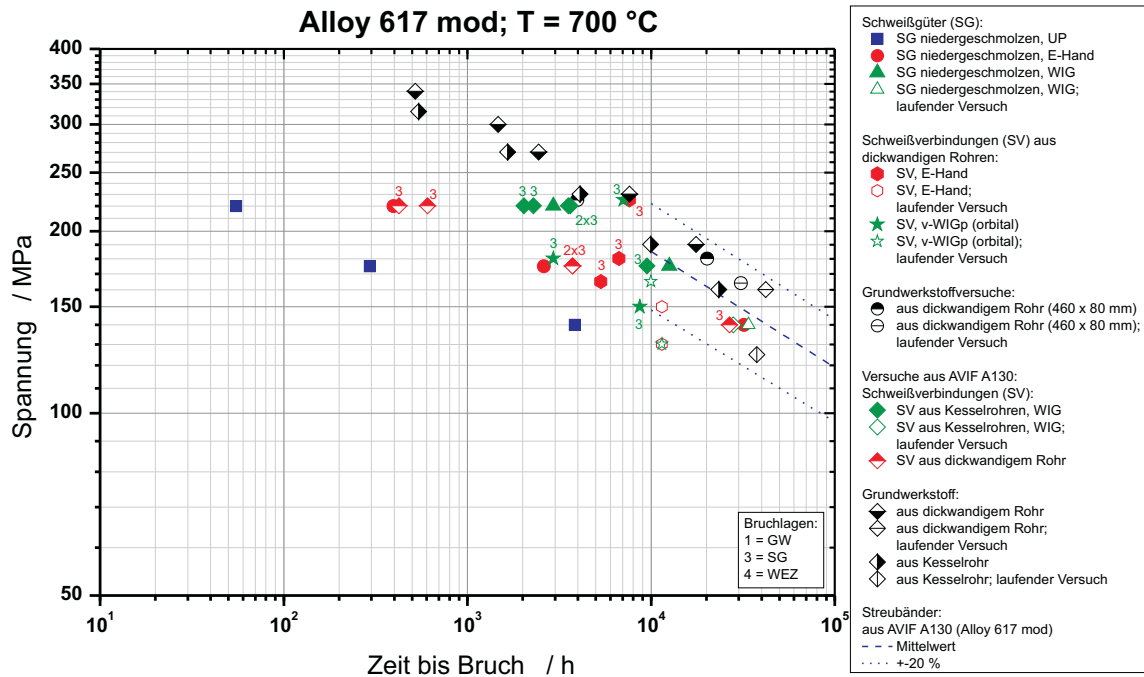


Bild 6.1: Zeitstandschaubild der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod bei $T = 700 \text{ °C}$; Streubänder aus AVIF A130 [K⁺05a]

Die Ergebnisse der Schweißverbindungsproben bestätigen im Wesentlichen die Ergebnisse aus [K⁺05b] und liegen generell innerhalb des Streubandes. Alle Bruchlagen der geprüften Schweißverbindungsproben befinden sich im Schweißgut. Die Bruchzeiten für das alternativ eingesetzte vollmechanische Schweißverfahren v-WIGp (Orbital) liegen ebenfalls innerhalb des Streubandes. Ihre Bruchzeiten streuen allerdings deutlich stärker als die der manuellen WIG-Schweißung. Zwei Proben liegen an der unteren Streubandgrenze, eine Probe liegt knapp unterhalb der oberen 20 %-Streubandgrenze. Ein dritter noch laufender Versuch (165 MPa) hat das untere Streuband bereits deutlich überschritten und nähert sich dem Mittelwert. Zusätzlich wurden Grundwerkstoffproben, entnommen aus einem dickwandigen Rohr, mit in die Darstellung aufgenommen. Die beiden innerhalb dieser Arbeit abgeschlossenen Versuche (halb gefüllte schwarze Kreise) liegen beide im oberen Bereich des Streubandes. Ein letzter, noch laufender Versuch, hat zudem das mittlere Streuband bereits überschritten und bestätigt somit die Lage des Grundwerkstoffes im oberen Streubandbereich. Diese Ergebnisse decken sich mit den zusätzlich aufgenommenen Zeitstandergebnissen aus dem Projekt MARCKO-DE2 [K⁺05a]. Die Grundwerkstoffversuche (halbgefüllte schwarze Rauten) aus diesem Projekt stammen sowohl aus Kesselrohren als auch aus einem dickwandigen Rohr. Auch ihre Bruchzeiten ordnen sich im oberen Streuband ein. An dieser Stelle sei zudem bemerkt, dass das in [Bild 6.1](#) (wie auch in den folgenden Darstellungen der Zeitstandergebnisse der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod) eingezeichnete Streuband in [K⁺05b] ermittelt wurde. Es ist also lediglich für die modifizierte Variante der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod gültig, nicht für die ursprüngliche Version (siehe Kapitel 5.2).

In [Bild 6.2](#) sind die Ergebnisse der Zeitstandversuche am Werkstoff Alloy 617 mod bei einer Temperatur von 725 °C aufgeführt. Bei dieser Temperatur wurden Schweißverbindungen der E-Hand-Schweißung (halb gefüllte rote Quadrate) sowie der alternativ ausgeführten vollmechanischen v-WIGp (Orbital)-Schweißung (halbgefüllte grüne Dreiecke) untersucht. Eine der bereits gebrochenen v-WIGp (Orbital)-Proben (125 MPa) liegt etwas unterhalb des Streuban-

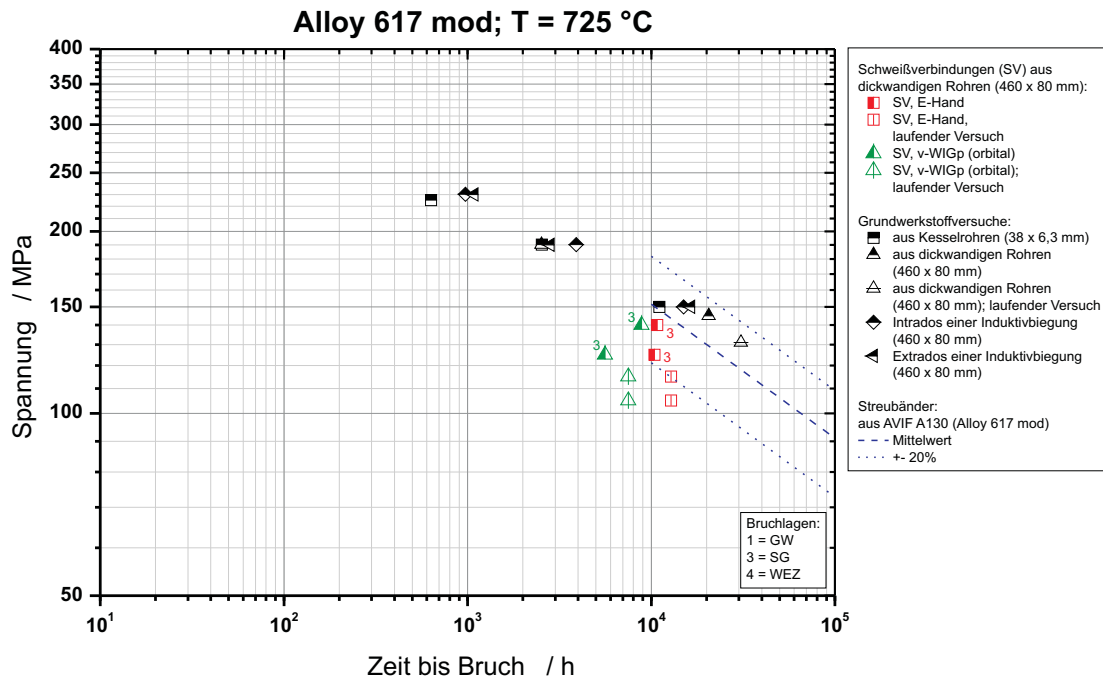


Bild 6.2: Zeitstandschaubild der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod bei $T = 725 \text{ }^{\circ}\text{C}$; Streubänder aus AVIF A130 [K+05a]

des. Eine zweite gebrochene Probe (140 MPa) liegt knapp unterhalb des Streubandmittelwertes. Beide Proben haben im Schweißgut versagt. Zwei Zeitstandproben haben bei einer Laufzeit von 7.500 h noch nicht versagt und liegen knapp unterhalb der unteren Streubandgrenze. Die Bruchzeiten der beiden E-Hand-Schweißverbindungsproben (125 MPa und 140 MPa, halbgefüllte rote Quadrate) liegen innerhalb des unteren Streubandes. Eine der beiden noch laufenden Versuche hat das untere Streuband bereits erreicht. Alle vier der untersuchten Schweißverbindungsproben haben im Schweißgut versagt. Neben den beiden Schweißverbindungen wurden auch Grundwerkstoffproben bei einer Temperatur von $725 \text{ }^{\circ}\text{C}$ untersucht. Sie stammen aus Kesselrohren (halbgefüllte, schwarze Quadrate), einem dickwandigen Rohr (halbgefüllte, schwarze Dreiecke) sowie dem Intrados (halbgefüllte, schwarze Raute) und Extradados (halbgefüllte, schwarze Dreiecke mit Spitze links) einer Induktivbiegung an einem dickwandigen Rohr. Ein Grundwerkstoffversuch, entnommen aus einem Kesselrohr, liegt bei einer Prüfspannung von 150 MPa in etwa auf der Mittelwertkurve des eingezeichneten Streubandes. Mit zunehmenden Spannungen liegen weitere Versuche im unteren Streubandbereich (190 MPa) oder an der Untergrenze des Streubandes (225 MPa). Im Falle der Grundwerkstoffversuche des dickwandigen Rohres liegt die Bruchzeit eines Versuches im unteren Streuband (190 MPa). Ein weiterer Bruchzeitpunkt befindet sich im oberen Streuband (145 MPa). Eine Zeitstandprobe, geprüft bei einer Spannung von 131 MPa, hat noch nicht versagt. Ihre Laufzeit hat den Streubandmittelwert bereits überschritten und bestätigt somit die Lage des Grundwerkstoffes im oberen Streubandbereich. Ein Unterschied in den Laufzeiten bezüglich der Entnahmestelle der Grundwerkstoffproben, entnommen an Extradados (Zugbereich) und Intrados (Druckbereich), einer Induktivbiegung ist nicht zu identifizieren. Die Bruchzeitpunkte der Versuche liegen bei gleichen Spannungen dicht beieinander. Allerdings liegen auch die Versuche bei relativ geringen Laufzeiten im oberen Streubandbereich. Bei Zunahme der Spannungen scheinen auch hier die Zeitstandfestigkeiten abzunehmen, da sich die Lage der Bruchpunkte in den unteren Streubandbereich verschiebt.

Bild 6.3 zeigt die Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen bei $750 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Zudem enthält diese

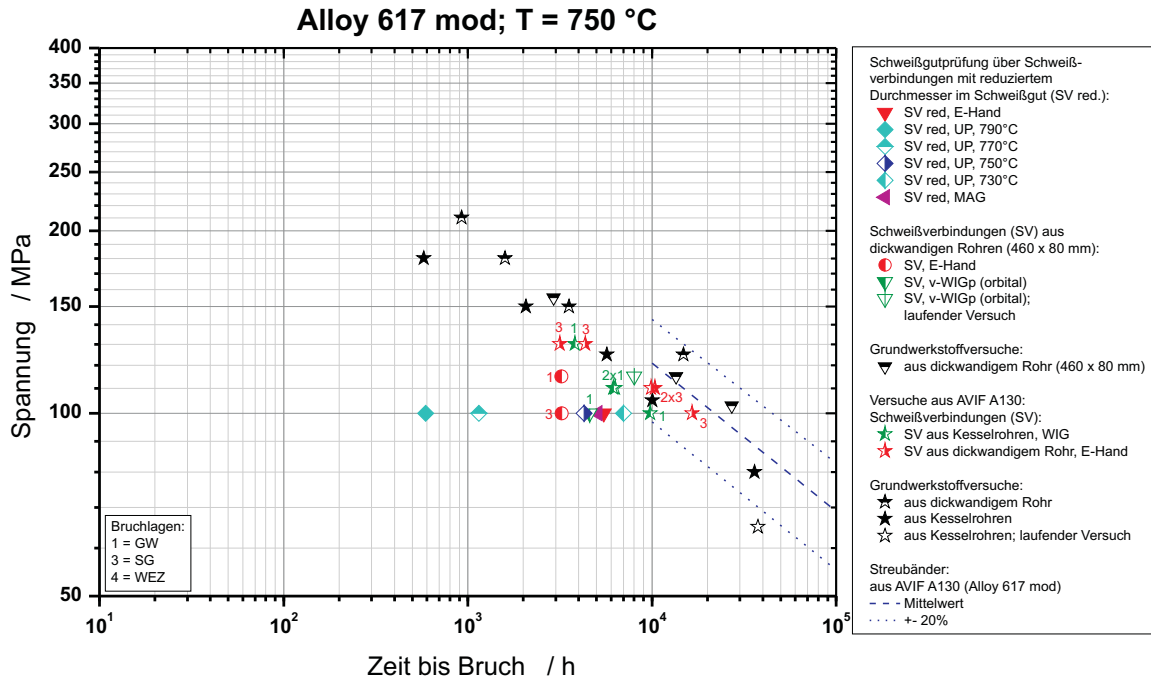


Bild 6.3: Zeitstandschaubild der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod bei T = 750 °C; Streubänder aus AVIF A130 [K⁺05a]

Darstellung Ergebnisse der Schweißverbindungsproben mit verjüngtem Querschnitt im Schweißgut. Auf diese Weise erfolgt quasi eine Zeitstandprüfung des reinen Schweißgutes. An diesen Proben wurden Isostress-Versuche (100 MPa) bei Temperaturen von 730 °C, 770 °C und 790 °C durchgeführt und mit in die Darstellung aufgenommen. Die Laufzeiten aller Isostressversuche an UP-Schweißgutproben (hellblaue und dunkelblaue Symbole) liegen unterhalb der unteren Streubandgrenze bei 750 °C. Auch bei einer Prüftemperatur von 700 °C lagen die Bruchzeiten des niedergeschmolzenen UP-Schweißgutes deutlich unterhalb des Streubandes (siehe Bild 6.1). Erneut liegt die Ursache hierfür im Al-Abbrand während des UP-Schweißvorganges, was durch die chemische Analyse von ungeschweißtem und UP-geschweißtem Grundwerkstoff verdeutlicht werden kann (siehe Tabelle 5.5). Allerdings liegen die Schweißverbindungsproben mit reduziertem Querschnitt im Schweißgut² der übrigen Schweißverfahren (E-Hand, rotes Dreieck und MAG, violettes Dreieck) ebenfalls unterhalb der unteren Streubandgrenze. Die Bruchzeiten der beiden Proben der E-Hand-Schweißverbindung ohne Querschnittreduzierung (rote, halbgefüllte Kreise) liegen bei 750 °C Prüftemperatur ebenfalls unterhalb der unteren Streubandgrenze (115 MPa und 100 MPa) und weisen unterschiedliche Bruchlagen auf. Die Prüfung bei niedrigerer Spannung (100 MPa) führte zu einem Versagen im Schweißgut, die Prüfung bei erhöhter Spannung (115 MPa) zu einem Versagen im Grundwerkstoff. Im Falle der v-WIGp (Orbital)-Schweißverbindung (grünes, halbgefülltes Dreieck) liegt der Bruchzeitpunkt eines Versuches (100 MPa) unterhalb der unteren Streubandgrenze. Die Bruchlage dieser Probe liegt im Grundwerkstoff. Eine zweite Probe bei erhöhter Spannung (115 MPa) dieser Schweißverbindung ist noch nicht gebrochen (grünes, offenes Dreieck) und hat die untere Streubandgrenze bereits überschritten. Alle geprüften Grundwerkstoffproben (schwarze Symbole) liegen innerhalb des Streubandes. Die in dieser Arbeit durchgeführten Versuche mit Ursprung in einem dickwandigen Rohr (halbgefüllte, schwarze Dreiecke) liegen im oberen Streuband, allerdings nahe dem Mittelwert. Die Bruchzeiten der Grundwerkstoffproben des dickwandigen

²Über die Reduzierung des Probenquerschnittes im Bereich des Schweißgutes erfolgt quasi eine Zeitstanduntersuchung des Schweißgutes an sich

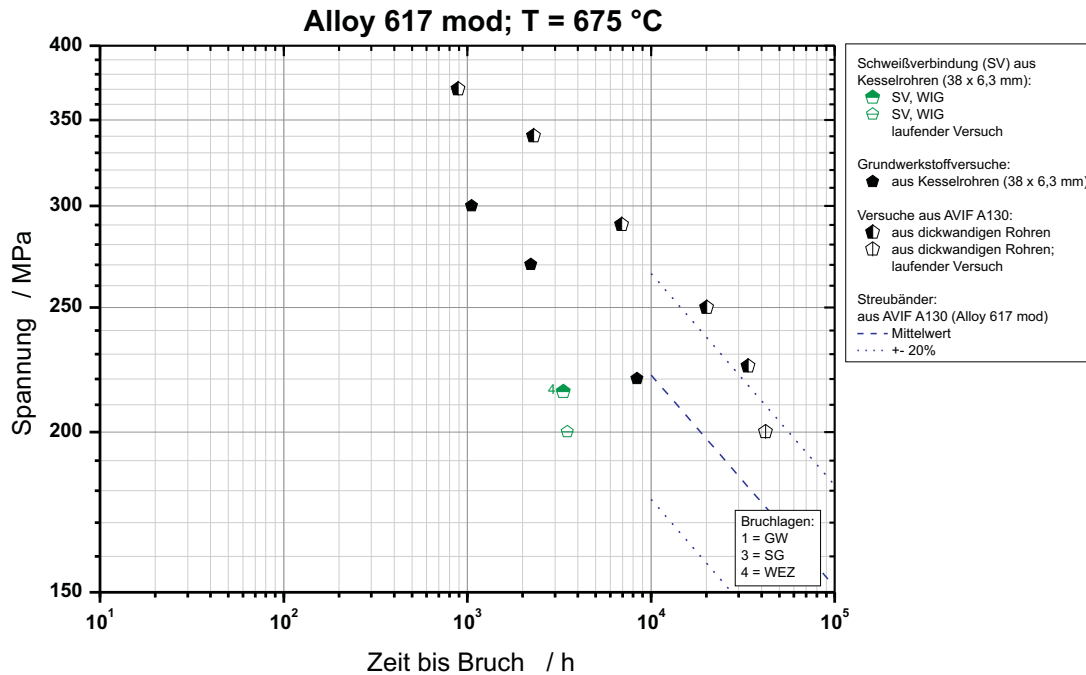


Bild 6.4: Zeitstandschaubild der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod bei $T = 675 \text{ °C}$; Streubänder aus AVIF A130 [K⁺05a]

Rohres aus MARCKO-DE2 [K⁺05a] (schwarze, halbgefüllte Sterne) reihen sich ebenfalls in diesem Niveau ein. Die Bruchzeiten der Kesselrohrproben, stammend aus MARCKO-DE2 [K⁺05a] (schwarze, vollständig gefüllte Sterne), liegen etwas unter den dickwandigen Rohren, im unteren Streuband, bei hohen Spannungen nahe dem Mittelwert.

In **Bild 6.4** ist der Stand der Zeitstanduntersuchungen der WIG-Schweißverbindung (grüne, halbgefüllte Sechsecke) an Kesselrohren aus Alloy 617 mod bei einer Prüftemperatur von 675 °C dargestellt. Eine Zeitstandprobe hat nach einer Laufzeit von 3.500 h noch nicht versagt. Eine bereits gebrochene Probe liegt etwas oberhalb des unteren 20 %-Streubandes, mit Bruchlage in der Wärmeeinflusszone³. Der noch laufende Versuch kann hier eventuell Aufschluss über einen bereits stattgefundenen Bruchlagenwechsel geben. Die an dieser Temperatur durchgeführten Versuche an Grundwerkstoffproben entnommen aus Kesselrohren (schwarze gefüllte Sechsecke) liegen alle knapp unter dem Mittelwert bzw. der Verlängerung der Mittelwertskurve. Im Vergleich hierzu weisen die Grundwerkstoff-Kesselrohrproben, stammend aus dem Projekt MARCKO-DE2 [K⁺05a], eine deutlich bessere Zeitstandfestigkeit oberhalb der oberen Streubandgrenze auf.

Die Ergebnisse der Zeitstandversuche der tiefsten Prüftemperaturen 600 °C , 625 °C und 650 °C sind in **Bild 6.5** aufgeführt. Bei diesen, für Alloy 617 mod niedrigen Temperaturen wurden lediglich Schweißverbindungen an Kesselrohren einer Zeitstanduntersuchung unterzogen. Eine Zeitstandprobe der WIG-Schweißverbindung (hellgrüner, offener Stern), geprüft bei einer Spannung von 215 MPa und einer Temperatur von 650 °C , hat bei einer Laufzeit von mehr als 4.000 h noch nicht versagt. Ihre Laufzeit nähert sich der unteren Streubandgrenze.

³ Die Nickelbasislegierung Alloy 617 entwickelt bei einer Schweißung auf Grund der fehlenden Martensit-Austenit-Umwandlung keine „typische“ Wärmeeinflusszone. Allerdings führt die Wärmeeinbringung beim Schweißvorgang auch beim Werkstoff Alloy 617 zu Gefügeveränderungen (Stichwort „metallurgische Kerbe“). Daher wird dieser durch Wärmeeintrag beim Schweißvorgang veränderte Gefügebereich im Folgenden auch für diesen Werkstoff als Wärmeeinflusszone bezeichnet.

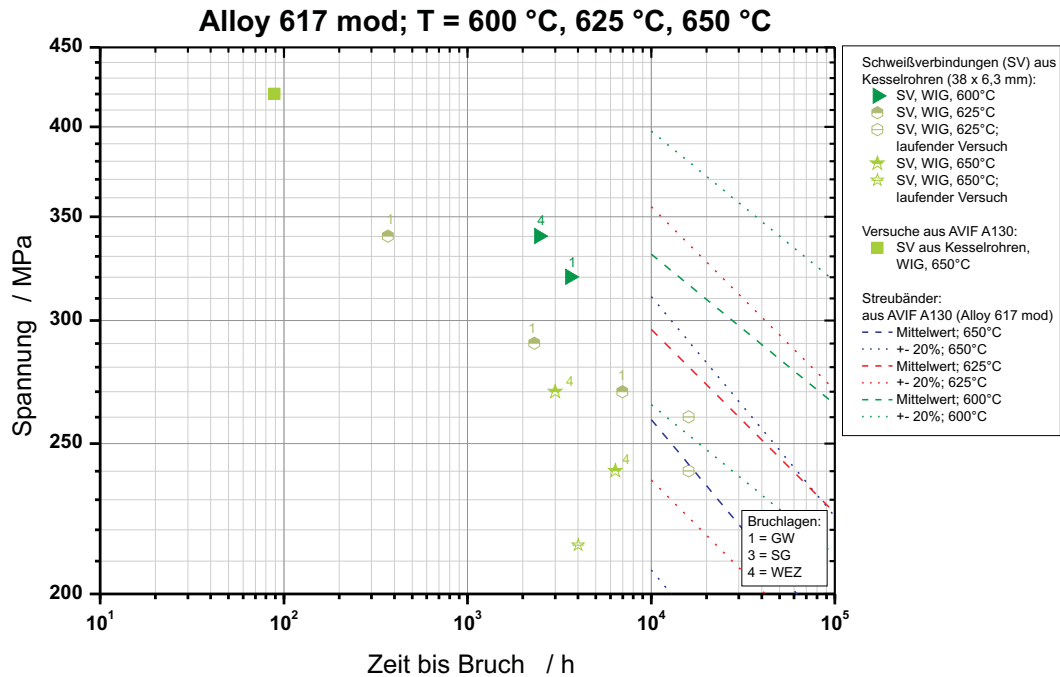


Bild 6.5: Zeitstandschaubild der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod bei $T = 600\text{ °C}$, $T = 625\text{ °C}$ und $T = 650\text{ °C}$; Streubänder aus AVIF A130 [K⁺05a]

Zwei bereits gebrochene Proben (hellgrüne, halbgefüllte Sterne) liegen im unteren Streuband. Beide Proben sind in der Wärmeinflusszone gebrochen. Bei einer Prüftemperatur von 625 °C sind drei Proben (270 MPa, 290 MPa und 340 MPa) der WIG-Schweißverbindung (gelbgrüne, halbgefüllte Sechsecke) im Grundwerkstoff gebrochen. Die Bruchzeiten dieser drei Proben liegen in der unteren Streubandhälfte. Zwei Proben sind noch nicht gebrochen (gelbgrüne, offene Sechsecke; 240 MPa und 260 MPa) und haben eine Laufzeit von 16.000 h erreicht. Sie liegen bereits zu diesem Zeitpunkt in der unteren Streubandhälfte und bestätigen somit die bisherigen Ergebnisse. Die beiden bei 600 °C gebrochenen Proben (dunkelgrüne, gefüllte Dreiecke) haben sich ebenfalls in der unteren Hälfte des 20 %-Streubandes nahe dem Mittelwert angeordnet. Die Bruchlagen dieser beiden Proben differieren allerdings. Eine Probe versagte im Grundwerkstoff (320 MPa) und eine Probe in der Wärmeinflusszone (340 MPa).

6.2. Zeitstanduntersuchungen an VM12 bzw. VM12-SHC

Am Werkstoff VM12 (dickwandige Rohre) bzw. VM12-SHC (Kesselrohre) wurde ebenfalls ein umfangreiches Zeitstandversuchsprogramm durchgeführt. Eine tabellarische Übersicht der Zeitstanduntersuchungen ist in Kapitel A.2 des Anhanges dargestellt. In [Tabelle A.5](#) sind alle Untersuchungen am Grundwerkstoff des dickwandigen Rohres (VM12) und der Kesselrohre (VM12-SHC) zusammengestellt. Die untersuchten Schweißgutproben sowie die untersuchten Schweißverbindungen sind in [Tabelle A.6](#) und [Tabelle A.7](#) aufgeführt.

In [Bild 6.6](#) sind die Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen des Werkstoffes VM12/VM12-SHC bei einer Hauptprüf­temperatur von 625 °C dargestellt. In dieser Darstellung ist neben dem VdTÜV Streuband bei 620 °C [Ver09a] auch das Streuband des 9 % Cr-Stahls E911 nach ECCC [ECC05b] bei 625 °C eingezeichnet. Die Werkstoffe E911 und VM12 weisen annähernd identische Kriecheigenschaften auf. Im angesprochenen VdTÜV-Werkstoffblatt des

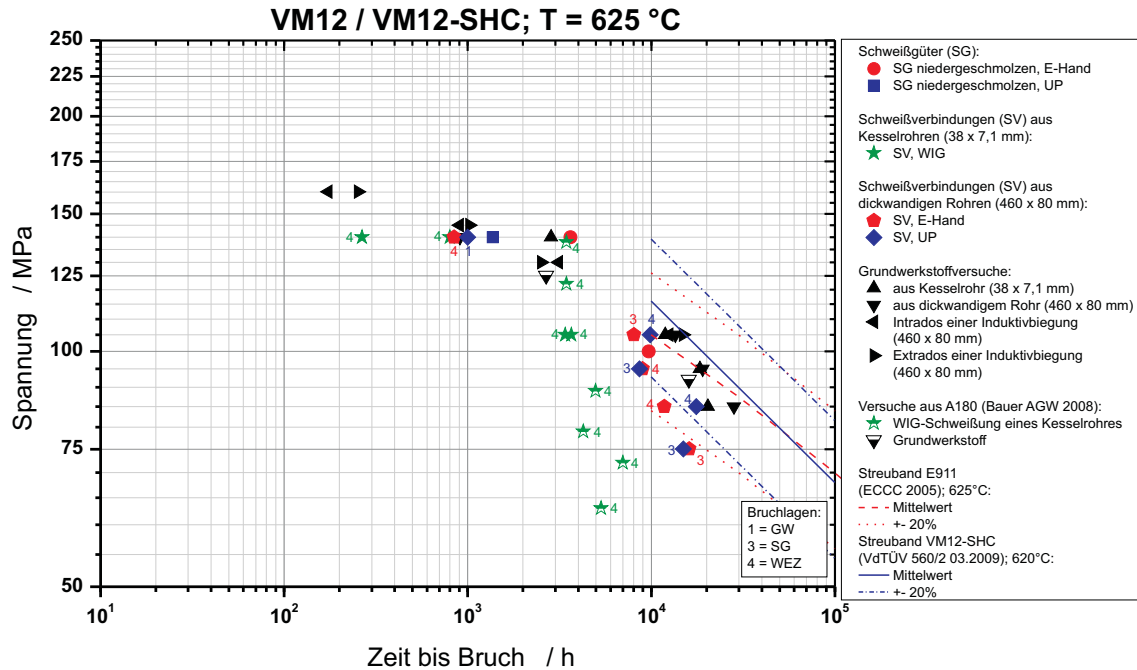


Bild 6.6: Zeitstandschaubild des 12 % Cr-Stahls VM12 bzw. VM12-SHC bei T = 625 °C; Streuband aus [Ver09a] und zusätzliche Versuche aus [K⁺07, BKRM08]

Stahls VM12-SHC [Ver09a] sind Zeitstandfestigkeiten nur bis zu einer Temperatur von 620 °C ausgewiesen. Daher sind in den folgenden Darstellungen bei Temperaturen über 620 °C die Streubänder des 9 % Cr-Stahls E911 [ECC05b] zur Orientierung beinhaltet. Weiterhin sind in den Zeitstandschaubildern des Stahls VM12 einige Versuche aus dem Projekt AVIF A180 [K⁺07], [BKRM08] mit enthalten.

Bei einer Temperatur von 625 °C streuen die Grundwerkstoffversuche (schwarze Symbole), stammend aus dickwandigem Rohr und Kesselrohr, relativ dicht um das mittlere Streuband des Werkstoffes E911. Die Bruchzeiten dieser Versuche liegen alle innerhalb der ±20 %-Streubandgrenzen. Ein Unterschied der Zeitstandfestigkeiten der Grundwerkstoffe aus dieser Arbeit sowie dem Projekt AVIF A180 [K⁺07] lässt sich kaum feststellen. Auch ein Unterschied der Laufzeiten der Grundwerkstoffproben, entnommen aus Kesselrohren und dickwandigem Rohr, sowie den aus dem Extrados und Intrados einer Induktivebiegung entnommenen Proben kann nicht identifiziert werden.

Die Bruchzeiten der E-Hand (rote, gefüllte Kreise) und UP (blaue, gefüllte Quadrate) geschweißten Versuchskörper aus niedergeschmolzenem Schweißgut liegen innerhalb des Streubandes. Wie schon in [BKRM08] aufgeführt, zeigen die Schweißverbindungsproben an dickwandigem Rohr (E-Hand: gefüllte, rote Sechsecke und UP: gefüllte, blaue Rauten) sowie der Kesselrohre (WIG: gefüllte und halbgefüllte [BKRM08], grüne Sterne) bei 625 °C nach dem nach ca. 5.000 h bis 8.000 h Laufzeit eintretenden Bruchlagenwechsel (vom Schweißgut (SG) bzw. Grundwerkstoff (GW) in die Wärmeeinflusszone (WEZ)) einen deutlichen Abfall der Zeitstandfestigkeit. Ausnahme bilden hier die bei beiden Schweißverbindungen durchgeführten Versuche bei 75 MPa. Diese beiden Proben haben bei einer Laufzeit knapp oberhalb von 8.000 h im Schweißgut versagt. Schlifffuntersuchungen an diesen Proben zeigten, dass im Falle der E-Hand-Schweißverbindung ca. ein Viertel der gesamten Risslänge (Restbruch) innerhalb der Wärmeeinflusszone erfolgte. Die Ursachen des auftretenden Bruchlagenwechsels sind auf

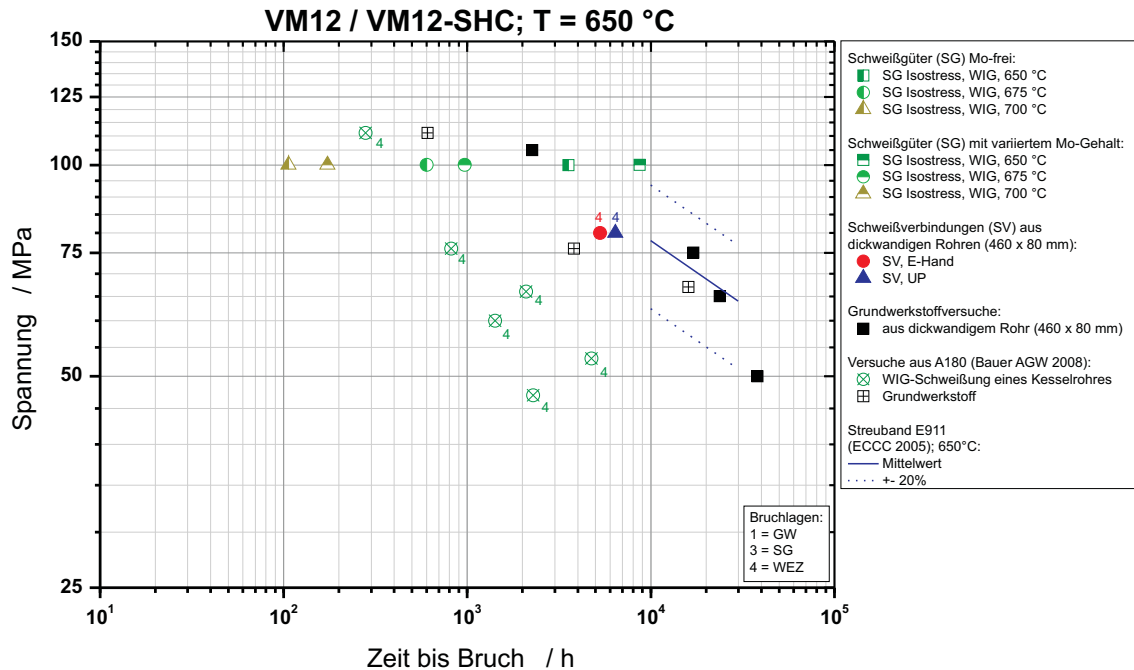


Bild 6.7: Zeitstandschaubild des 12 % Cr-Stahls VM12 bzw. VM12-SHC bei $T = 650 \text{ °C}$; Streuband aus [Ver09a]

Spannungsrelaxationsvorgänge während der Kriechbeanspruchung zurückzuführen (siehe Kapitel 3.4). Auf Grund dieser Spannungsrelaxationsvorgänge werden bei niedrigen Spannungen (hier ca. $\leq 100 \text{ MPa}$) im Grundwerkstoff oder Schweißgut der Zeitstandprobe die größten Kriechdehnungen akkumuliert. Bei einer erhöhten Prüfspannung ($\geq 100 \text{ MPa}$) verlagert sich diese Zone der maximalen Kriechdehnungen in die feinkörnige interkritische Zone (WEZ3). Diese Zone weist im Vergleich zu den übrigen Werkstoffzonen einer Schweißverbindung zwar, auf Grund ihrer geringen Härte, die besten Verformungseigenschaften aber auch die ungünstigsten Kriecheigenschaften auf. In Folge dessen wechselt die Bruchlage vom Grundwerkstoff (GW) bzw. dem Schweißgut (SG) in die feinkörnige interkritische Zone (WEZ3) der Schweißverbindung (siehe Kapitel 3.4).

Bei einer Prüftemperatur von 650 °C streuen die Bruchzeiten der Grundwerkstoffversuche aus dickwandigem Rohr (schwarze Symbole) und deren UP- (blaue, gefüllte Dreiecke) und E-Hand-Schweißverbindungen (rote, gefüllte Kreise) relativ dicht um den Streubandmittelwert (siehe Bild 6.7). Ausnahme bildet hier nur der Grundwerkstoffversuch bei einer Spannung von 50 MPa . Dieser liegt am unteren Streuband. In der Darstellung in Bild 6.7 sind zudem die Bruchzeiten einiger Isostress-Versuche (100 MPa), ermittelt an Proben gefertigt aus niedergeschmolzenem Schweißgut und den Prüftemperaturen von 650 °C , 675 °C und 700 °C , enthalten. Hier wurde bei jeder Temperatur ein Versuch mit einem Mo-freien Schweißgut und ein Versuch mit einem Mo-haltigen Schweißgut durchgeführt (siehe Tabelle 5.5). Die Mo-haltige Variante führte in allen drei Fällen zu leicht erhöhten Laufzeiten. Bei 650 °C liegt der Bruchzeitpunkt des Mo-haltigen Schweißgutes oberhalb der oberen Streubandgrenze. Auch die Versagenszeit der kürzer gelaufenen Mo-freien Variante liegt bei dieser Temperatur immernoch oberhalb der Streubandmitte.

In Bild 6.8 sind die Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen bei einer Prüftemperatur von 600 °C dargestellt. Die Grundwerkstoffversuche (schwarze Symbole: 140 MPa , 130 MPa und

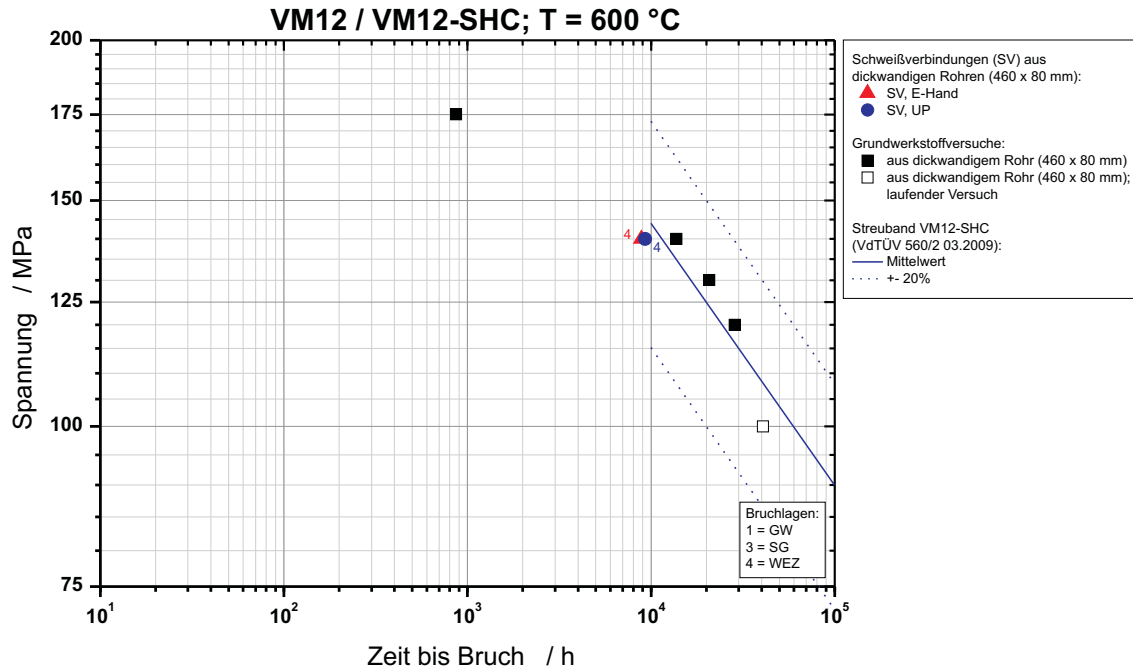


Bild 6.8: Zeitstandschaubild des 12 % Cr-Stahls VM12 bzw. VM12-SHC bei $T = 600 \text{ °C}$; Streuband aus [Ver09a]

120 MPa) liegen hier leicht oberhalb der Streubandmitte nach VdTÜV [Ver09a]. Eine Ausnahme bildet der Versuch bei einer sehr hohen Prüfspannung von 175 MPa. Die Bruchzeit dieses Versuches liegt unter 900 h und somit unterhalb der unteren 20 %-Streubandgrenze. Die beiden an Schweißverbindungen aus dickwandigem Rohr durchgeführten Zeitstandversuche, von welchem jeweils eine Probe aus einer E-Hand-Verbindung (rotes, gefülltes Dreieck) und eine Probe aus einer UP-Schweißung (blauer, gefüllter Kreis) stammen, liegen leicht unterhalb der mittleren Streubandgrenze. Beide Proben haben in der Wärmeeinflusszone versagt. Es kann daher vermutet werden, dass bei der angelegten Prüfspannung von 140 MPa der Bruchlagenwechsel von Grundwerkstoff (GW) oder Schweißgut (SG) in die interkritische Zone (WEZ3), wie er in dieser Arbeit bei einer Prüftemperatur von 625 °C nachgewiesen wurde, auch hier bereits erfolgt ist (siehe Kapitel 3.4).

Bei Prüftemperaturen von 575 °C und 525 °C (typische Einsatztemperaturen für eine Membranwand bzw. ein Kesselrohr) wurden ebenfalls Zeitstanduntersuchungen durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Bild 6.9 abgebildet. Da das VdTÜV-Datenblatt des warmfesten Stahles VM12-SHC [Ver09a] lediglich Zeitstanddaten bis mindestens 550 °C ausweist, wird an dieser Stelle vergleichsweise das Streuband des 9 % Cr-Stahls E911 nach ECCC [ECC05b] mit berücksichtigt. Die Grundwerkstoffversuche, entnommen aus einem Kesselrohr (525 °C : schwarze, gefüllte Sechsecke; 575 °C : graue, gefüllte Kreise), liegen bei beiden Temperaturen an den oberen Streubändern oder knapp darüber. Drei Grundwerkstoffversuche bei 525 °C mit Laufzeiten oberhalb von 3.000 h haben noch nicht versagt. Die Laufzeiten dieser Zeitstandproben liegen bereits im oberen Streubandbereich und bestätigen somit die Lage des Grundwerkstoffes. Die Bruchzeiten der WIG-Schweißverbindungen der Kesselrohre bei 575 °C (dunkelgrüne, geschlossene Quadrate) liegen dicht am mittleren Streuband. Die Bruchlagen aller dieser Proben liegen in der Wärmeeinflusszone. Ein Bruchlagenwechsel von Grundwerkstoff (GW) oder Schweißgut (SG) in die interkritische Zone (WEZ3) hat bei den hier untersuchten Spannungsniveaus bereits stattgefunden. Die erzielten Bruchzeiten der

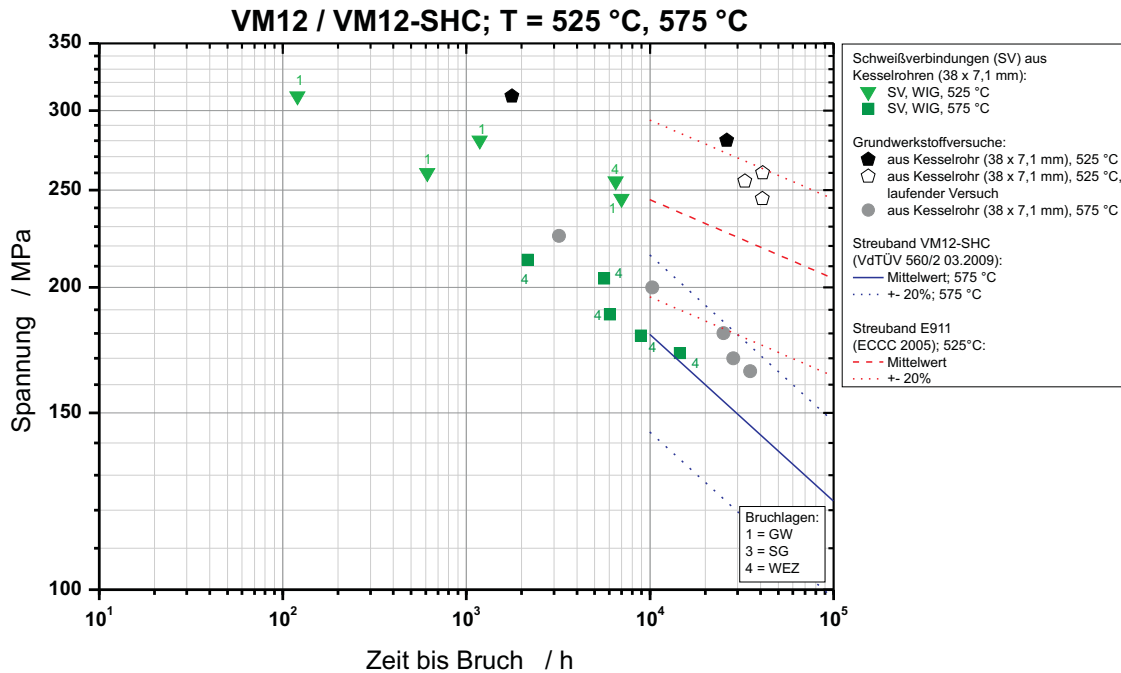


Bild 6.9: Zeitstandschaubild des 12 % Cr-Stahls VM12 bzw. VM12-SHC bei $T = 525 \text{ °C}$ und $T = 575 \text{ °C}$; Streuband aus [Ver09a, ECC05b]

beiden WIG-Schweißverbindungen bei einem Spannungsniveau von 245 MPa und 255 MPa an Kesselrohren bei 525 °C (hellgrüne, geschlossene Dreiecke) streuen eng um das mittlere Streuband (E911). Die übrigen drei Bruchzeiten der WIG-Schweißverbindungsproben (575 °C) bei höheren Spannungen (310 MPa, 280 MPa und 260 MPa) liegen alle innerhalb des unteren Streubandes. Die Bruchlagen aller Versuche der WIG-Kesselrohrverbindungen (575 °C) liegen im Grundwerkstoff. Einzige Ausnahme bildet hier der Versuch bei 255 MPa. Hier liegt der Versagensbereich in der Wärmeinflusszone. Ein Bruchlagenwechsel von Grundwerkstoff (GW) oder Schweißgut (SG) in die feinkörnige interkritische Zone (WEZ3) ist somit bei Prüfspannungen von kleiner 250 MPa zu erwarten.

6.3. Zeitstanduntersuchungen an P92

In Kapitel A.3 des Anhangs sind die Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff des 9 % Cr-Stahls P92 tabellarisch dargestellt. Tabelle A.8 enthält die Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff. Weiterhin wurden einige Proben aus niedergeschmolzenem Schweißgut hergestellt und geprüft. Das hierzu geprüfte Versuchsprogramm ist in Tabelle A.9 aufgeführt. An Schweißverbindungen (E-Hand und UP) aus dickwandigen Rohren wurden ebenfalls Zeitstanduntersuchungen durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind tabellarisch in Tabelle A.10 zu finden. Für den 9 % Cr-Stahl P92 wurden lediglich Proben und Schweißverbindungen untersucht, welche aus einem dickwandigen Rohr stammen.

Bei der vorliegenden Hauptprüftemperatur von 625 °C wurden am 9 % Cr-Stahl P92 die umfangreichsten Zeitstanduntersuchungen durchgeführt. Die erzielten Bruchzeiten sowie das Streuband nach VdTÜV [Ver09b] bei dieser Temperatur sind in Bild 6.10 aufgeführt. Die drei Zeitstandversuche an Grundwerkstoffproben, entnommen aus einem geraden dickwandigen Rohr (schwarze, halbgefüllte Dreiecke), ordnen sich um das mittlere Streuband an. Die

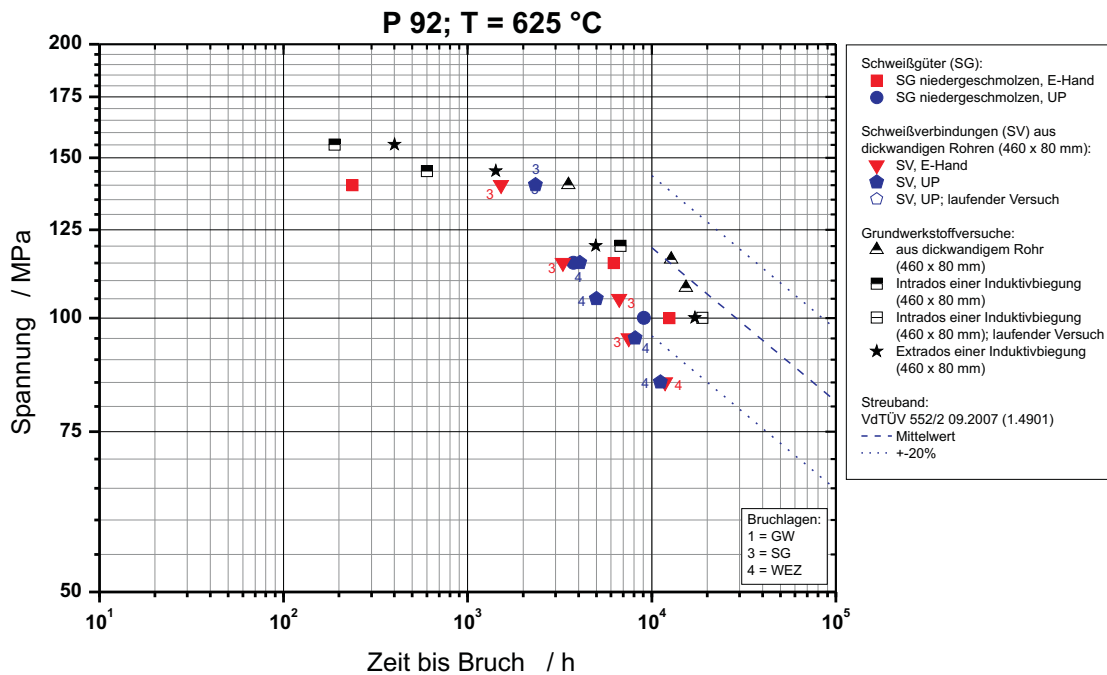


Bild 6.10: Zeitstandschaubild des 9 % Cr-Stahls P92 bei $T = 625 \text{ °C}$; Streuband aus [Ver09b]

Bruchzeiten der Grundwerkstoffversuche, stammend aus dem Extrados⁴ (schwarze, halbgefüllte Quadrate) und dem Intradros⁵ (schwarze, gefüllte Sterne) einer Induktivbiegung, liegen bei niedriger Spannung bis 120 MPa im unteren Streuband, bei höheren Spannungen leicht unter der unteren 20 %-Streubandgrenze. Bei den soeben angesprochenen niedrigen Spannungen weist die dem Intradros entnommene Probe eine leicht höhere Zeitstandfestigkeit auf. Bei einer Prüfspannung von 100 MPa hat eine Zeitstandprobe noch nicht versagt. Die Laufzeit dieser Probe liegt bereits im unteren Streuband nahe des Mittelwertes und bestätigt somit die bisherigen Versuchsergebnisse. Vergleicht man die Bruchzeiten der der Induktivbiegung entnommenen Versuche bei höheren Spannungen (145 MPa und 155 MPa), so kehrt sich dieser Trend um. Hier weisen die dem Extrados entnommenen Proben eine höhere Zeitstandfestigkeit auf. Eine allgemeine Schwächung oder Steigerung der Zeitstandfestigkeit der aus Extrados und Intradros entnommenen Zeitstandproben, im Vergleich zum Grundwerkstoff des geraden dickwandigen Rohres, kann also nicht festgestellt werden.

Die Zeitstandversuche an Proben gefertigt aus niedergeschmolzenem UP-Schweißgut (blaue, gefüllte Kreise; 115 MPa und 100 MPa) ordnen sich um die untere 20 %-Streubandgrenze an. Die Bruchzeiten der drei Proben der niedergeschmolzenen E-Hand-Schweißgüter (rote, gefüllte Quadrate), zwei davon geprüft bei identischen Spannungen wie die niedergeschmolzenen UP-Schweißgutproben, liegen innerhalb der unteren Streubandgrenzen. Lediglich der durchgeführte Versuch bei 95 MPa liegt unterhalb dieser Grenze. Die Laufzeiten der niedergeschmolzenen E-Hand-Schweißgüter liegen stets über den Bruchzeiten der niedergeschmolzenen UP-Schweißgüter.

Die Schweißverbindungsproben der UP-Schweißung (blaue, gefüllte Sechsecke) lassen bei einer Prüfspannung $\leq 125 \text{ MPa}$ einen Bruchlagenwechsel vom Schweißgut (SG) in die Wärmeinflusszone (WEZ) erkennen. Während bei einer Spannung von 140 MPa der Versagenszeitpunkt

⁴Zugbereich einer Rohrbiegung

⁵Druckbereich einer Rohrbiegung

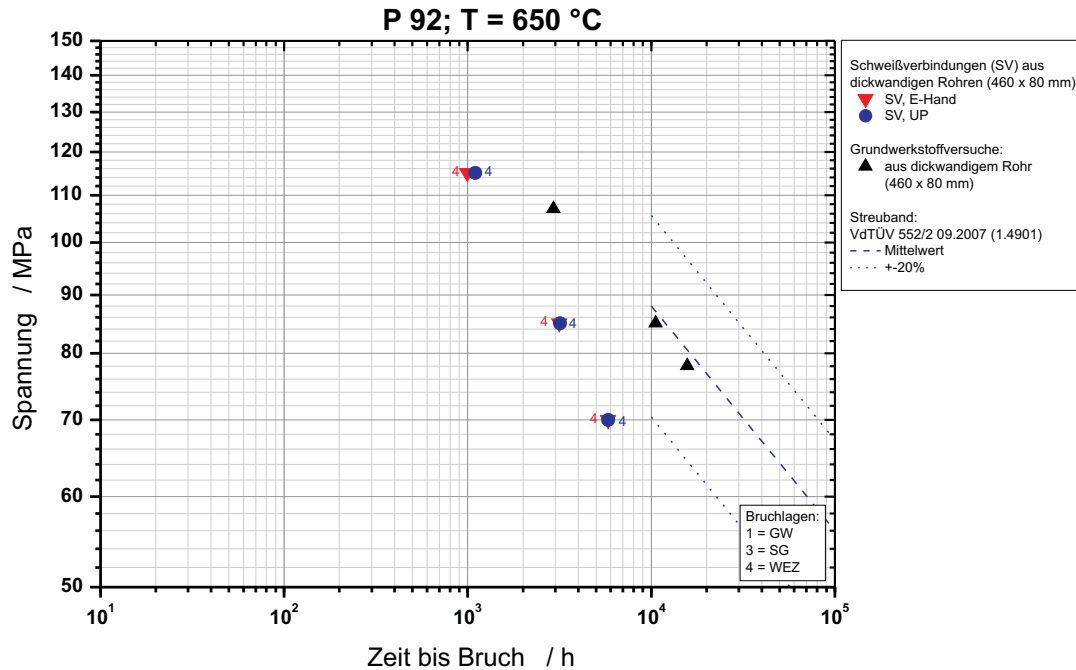


Bild 6.11: Zeitstandschaubild des 9 % Cr-Stahls P92 bei $T = 650 \text{ °C}$; Streuband aus [Ver09b]

innerhalb der unteren Streubandgrenzen und die Bruchlage im Schweißgut liegt, tritt bei niedrigeren Spannungen ein deutlicher Einbruch der Zeitstandfestigkeiten auf. Bei diesen Versuchen erfolgt der Bruch in der Wärmeeinflusszone. Der dem Bruchlagenwechsel typische „S-Schlag“ (siehe Kapitel 3.4, Bild 3.11) wird erkennbar. Wie in Kapitel 3.4 bereits erläutert wurde, ist der Bruchlagenwechsel auf eine Umlagerung der Spannungen während des Kriechvorganges zurückzuführen, welcher maßgeblich von den unterschiedlichen Kriecheigenschaften der Wärmeeinflusszonen beeinflusst wird. Im Falle der E-Hand-Schweißverbindung (rote, gefüllte Dreiecke) streuen die Bruchzeiten um die untere Streubandgrenze. Die hier geprüften Schweißverbindungen weisen, mit einer Ausnahme, Bruchlagen im Schweißgut auf. Die erwähnte Ausnahme liegt bei einem Spannungsniveau von 85 MPa und entspricht der niedrigsten Spannung im Prüfprogramm. Bei dieser Spannung versagt die Zeitstandprobe in der Wärmeeinflusszone. Ein Bruchlagenwechsel vom Schweißgut (SG) in die Wärmeeinflusszone (WEZ) hat stattgefunden, was bedeutet, dass bei Prüfspannungen unterhalb von 85 MPa mit einer Bruchlage in der interkritischen Wärmeeinflusszone gerechnet werden kann.

In Bild 6.11 sind die Zeitstanduntersuchungen der bei 650 °C untersuchten Proben aus P92 dargestellt. Die Grundwerkstoffversuche (schwarze, gefüllte Dreiecke) liegen bei dieser Temperatur sehr knapp unter dem mittleren Streuband. Die Bruchlagen aller untersuchten Schweißverbindungsproben (E-Hand: rote, gefüllte Dreiecke und UP: blaue, gefüllte Punkte) liegen in der Wärmeeinflusszone. Ihre Bruchzeiten liegen bei niedriger Prüfspannung (70 MPa und 85 MPa) leicht unter der unteren Streubandgrenze, bei höherer Spannung (115 MPa) leicht darüber. Ein Unterschied in den Bruchzeiten von E-Hand- und UP-Schweißverbindung ist nicht feststellbar.

Die Zeitstandergebnisse bei einer Prüftemperatur von 600 °C , die der niedrigsten Prüftemperatur entspricht, sind in Bild 6.12 aufgeführt. Auch bei dieser Temperatur liegen die Bruchzeiten der Grundwerkstoffproben (schwarze, gefüllte Kreise) sehr nahe am Mittelwert, mit einer leichten Tendenz ins obere Streuband. Wie schon bei 625 °C wurden bei identischen

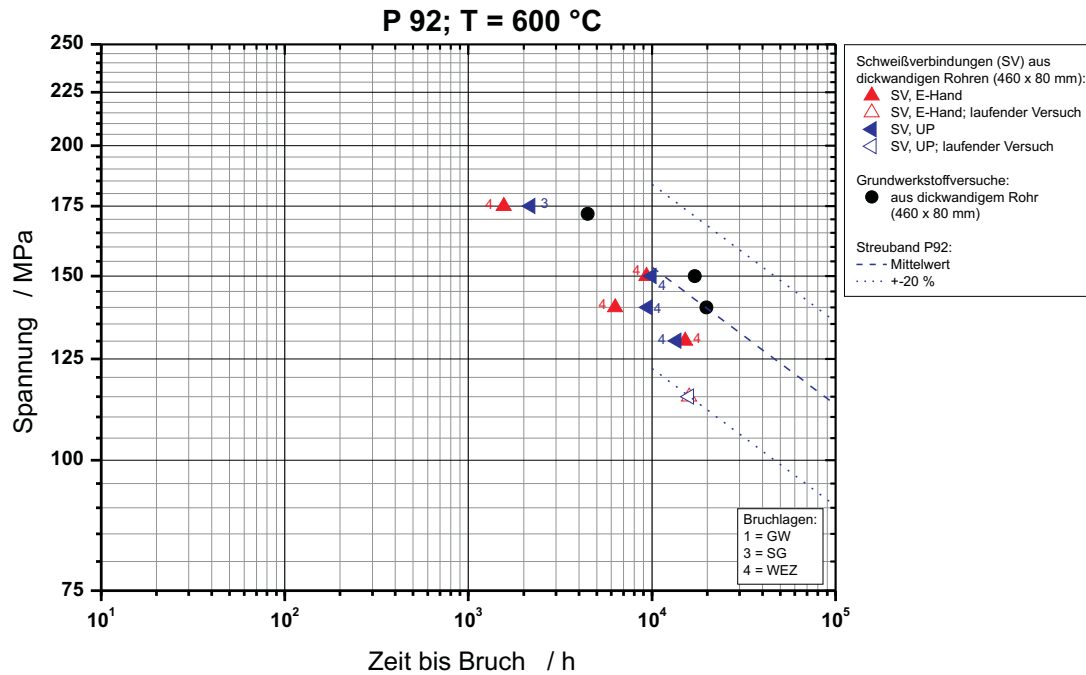


Bild 6.12: Zeitstandschaubild des 9 % Cr-Stahls P92 bei $T = 600 \text{ °C}$; Streuband aus [Ver09b]

Spannungsniveaus Zeitstandproben stammend aus einer E-Hand-Schweißverbindung (rote, geschlossene Dreiecke) und einer UP-Schweißverbindung (blaue, geschlossene Dreiecke) geprüft. Alle Bruchzeiten der geprüften Schweißverbindungen liegen innerhalb des unteren Streubandes und weisen ihre Bruchlage in der Wärmeeinflusszone auf. Einzige Ausnahme bildet eine Probe, entnommen aus der UP-Schweißverbindung, deren Bruchlage im Schweißgut zu finden ist (175 MPa). Auch hier könnte ein Bruchlagenwechsel angedeutet sein. Zur Klärung dieser Frage sind weitere Zeitstandversuche bei Spannungsniveaus über 175 MPa notwendig. Eine weitere Probe je Schweißverbindung, bei einer relativ niedrigen Spannung von 155 MPa, hat noch nicht versagt. Die Laufzeiten dieser beiden Versuche haben die untere Streubandgrenze bereits überschritten und bestätigen somit die bisherigen Versuchsergebnisse.

6.4. Zeitstanduntersuchungen an T24

Als Vertreter typischer Kesselwerkstoffe wurden im Zusammenhang mit dieser Arbeit Zeitstandergebnisse am Werkstoff T24 erarbeitet. Die an diesem niedrig legierten 2,5 % Cr-Stahl durchgeführten Versuche sind tabellarisch in [Tabelle A.11](#) (Grundwerkstoff), [Tabelle A.12](#) (Schweißgut) und [Tabelle A.13](#) (Schweißverbindung) des Kapitel A.4 im Anhang dieser Arbeit zusammengefasst. Da es sich bei T24 um einen typischen Kesselrohrwerkstoff handelt, wurden innerhalb dieser Arbeit lediglich Proben aus Kesselrohren entnommen und ihre WIG-Schweißverbindungen untersucht. Neben den Ergebnissen aus dieser Arbeit wurden zudem Ergebnisse aus den AVIF-Projekten A77 [Hus99] und A129 [KTS01] mit in die Zeitstandschaubilder dieses Kapitels aufgenommen.

In [Bild 6.13](#) ist das Zeitstandschaubild des Werkstoffs T24 bei 525 °C dargestellt. Die Bruchzeiten ermittelt an Grundwerkstoffproben (schwarze, gefüllte Dreiecke) liegen im oberen Bereich des Streubandes. Die vergleichend dazu eingezeichneten Versuchsergebnisse der AVIF-Projekte A77 [Hus99] und A129 [KTS01] (schwarze, halbgefüllte Dreiecke) hingegen weisen deutlich

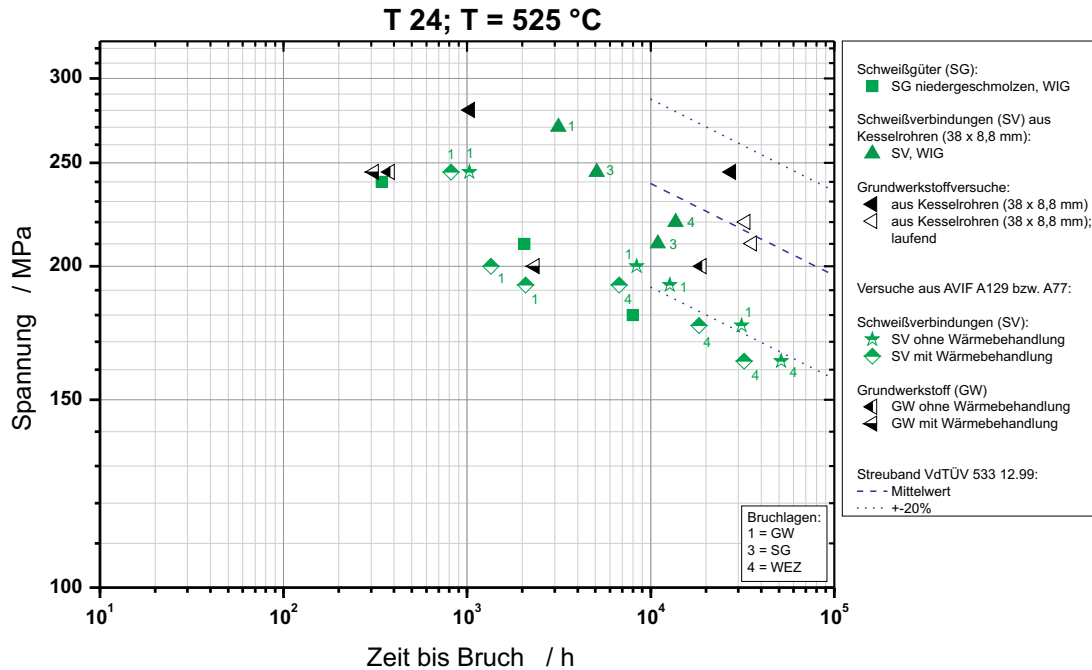


Bild 6.13: Zeitstandschaubild des 2,5 % Cr-Stahls T24 bei $T = 525 \text{ °C}$; Streuband aus [Ver99] und zusätzliche Versuche aus [Hus99, KTS01]

geringere Zeitstandfestigkeiten auf. Allerdings wurden innerhalb dieser Projekte jeweils ein wärmebehandelter (schwarze, halb vertikal gefüllte Dreiecke) und ein nicht wärmebehandelter Grundwerkstoff (schwarze, horizontal gefüllte Dreiecke) untersucht. Die Laufzeiten der nicht wärmebehandelten Proben liegen innerhalb des unteren Streubandes bzw. knapp an ihrer unteren verlängerten Grenze. Wurden die Proben einer Wärmebehandlung unterzogen, so wurde ihre Zeitstandfestigkeit stark abgemindert. Die Bruchzeitpunkte dieser Proben liegen deutlich unterhalb der unteren Streubandgrenze.

Die Bruchzeiten der Versuche aus niedergeschmolzenem WIG-Schweißgut (grüne, gefüllte Quadrate) liegen teilweise unterhalb der unteren 20 %-Streubandgrenze. Hierbei ist zu beachten, dass es sich bei dem verwendeten Schweißgut um ein Ti-haltiges Schweißgut handelt (siehe Tabelle 5.5). Auf Grund des unkontrollierten Ti-Abbrandes im Lichtbogen während des Schweißvorganges ist mittlerweile bekannt, dass im Gegensatz zum Grundwerkstoff die Nutzung eines Nb-legierten (und nicht Ti-legierten) Schweißzusatzes bei der Herstellung von Kesselrohrschweißverbindungen aus T24 vorzuziehen ist [Sch11, Heu09, Heu10]. Um zudem Zeitstandergebnisse an T24-Kesselrohrschweißverbindungen mit einem Nb-haltigen und somit „state of the Art“ Schweißgut durchführen zu können, wurden weitere Kesselrohrschweißungen durchgeführt und Zeitstandproben entnommen. Die Prüfung und Fertigung dieser Zeitstandproben befinden sich in Vorbereitung. Das geplante Versuchsprogramm ist im Anhang dieser Arbeit (Tabelle A.14) zu finden.

Die Laufzeiten der WIG-Schweißverbindungsproben dieser Arbeit, verschweißt mit Ti-legiertem Schweißgut und ohne Wärmenachbehandlung (grüne, gefüllte Dreiecke), liegen alle innerhalb des $\pm 20 \%$ -Streubandes nach VdTÜV [Ver09b]. Bei niedrigen Spannungen (210 MPa und 220 MPa) liegen die Bruchzeiten in der unteren Streubandhälfte. Der Versuch bei einer Prüfspannung von 220 MPa hat in der Wärmeeinflusszone versagt. Ein Bruchlagenwechsel von Grundwerkstoff (GW) bzw. Schweißgut (SG) in die Wärmeeinflusszone (WEZ) auf Grund der

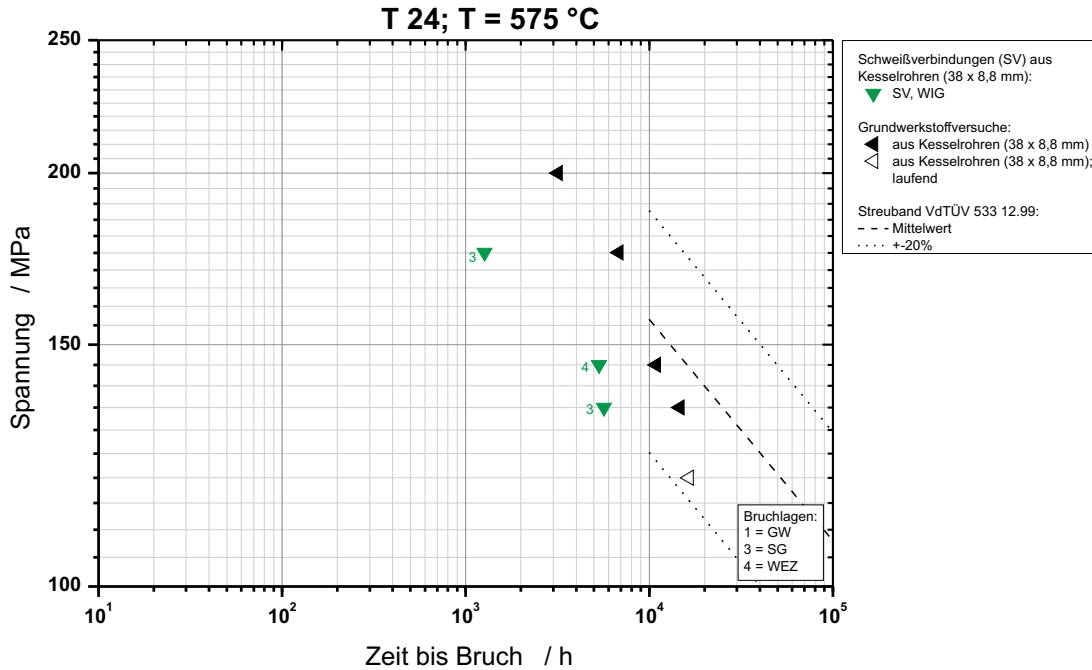


Bild 6.14: Zeitstandschaubild des 2,5 % Cr-Stahls T24 bei $T = 575 \text{ °C}$; Streuband aus [Ver99]

Spannungsumlagerungen und der unterschiedlichen Kriecheigenschaften der Wärmeeinflusszonen deutet sich an (siehe Kapitel 3.4). Es ist zu erwarten, dass bei einer weiteren Absenkung der Prüfspannungen unterhalb von 210 MPa die WIG-geschweißten Proben zunehmend in der Wärmeeinflusszone versagen und dies zu einem Abfall der Zeitstandfestigkeiten führt. Bei den beiden höheren der vier untersuchten Spannungsniveaus (245 MPa und 270 MPa) liegen die Bruchzeiten auf dem Mittelwert. Die Bruchlagen dieser beiden Proben liegen im Schweißgut und dem Grundwerkstoff. Zum Vergleich sind Ergebnisse aus dem Vorhaben AVIF A129 [KTS01, KTHH02] mit in das Zeitstandschaubild (Bild 6.13) aufgenommen. In dieser Arbeit wurden Schweißverbindungsproben mit und ohne Wärmenachbehandlung nach dem Schweißvorgang vergleichend untersucht. Die Laufzeiten der Schweißverbindungsproben mit Wärmenachbehandlung weisen eine etwas geringe Zeitstandfestigkeit auf. Während die Bruchzeiten der Schweißverbindungsproben ohne Wärmenachbehandlung (grüne, halbgefüllte Sterne) leicht oberhalb der unteren Streubangrenze liegen, liegen die Bruchzeiten der Schweißverbindungsproben mit Wärmenachbehandlung (grüne, halbgefüllte Rauten) knapp darunter. Zudem scheint der Bruchlagenwechsel von Grundwerkstoff (GW) oder Schweißgut (SG) in die Wärmeeinflusszone (WEZ) bei wärmenachbehandelten T24-Schweißverbindungen zu einem früheren Zeitpunkt einzusetzen.

Bei einer Prüftemperatur von 575 °C (siehe Bild 6.14) streuen die Bruchzeiten der Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff (schwarze, gefüllte Kreise) um das mittlere Streuband. Eine noch laufende Probe hat das untere Streuband bereits erreicht. Die Bruchzeiten der WIG-Schweißverbindung (grüne, gefüllte Dreiecke) der untersuchten Kesselrohre liegen im unteren Streubandbereich (nahe der Streubanduntergrenze). Eine der drei geprüften Schweißverbindungsproben (145 MPa) ist in der Wärmeeinflusszone gebrochen. Ein Bruchlagenwechsel vom Schweißgut (SG) in die Wärmeeinflusszone (WEZ) scheint sich anzudeuten.

Für die Darstellung der Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen bei 475 °C ist die Angabe eines Streubandes nicht möglich. In einem Temperaturbereich von 450 °C bis 490 °C sind

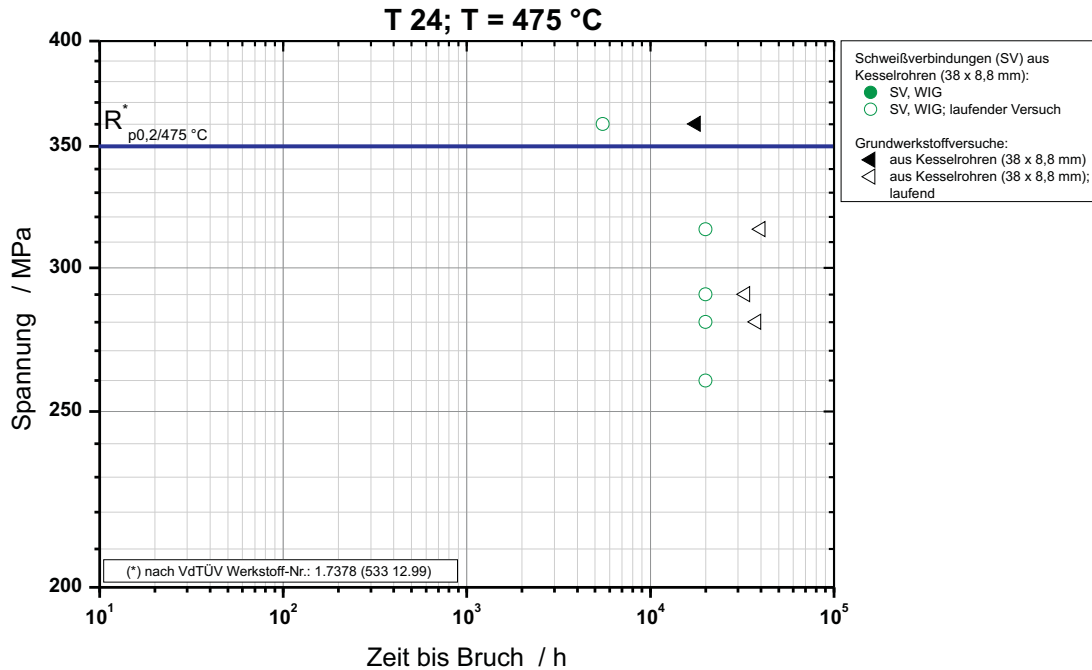


Bild 6.15: Zeitstandschaubild des 2,5 % Cr-Stahls T24 bei $T = 475\text{ °C}$; Streuband aus [Ver99]

im Werkstoffblatt nach VdTÜV [Ver99] lediglich 100.000 h-Zeitstandfestigkeiten enthalten. Für die in Bild 6.15 enthaltenen Ergebnisse bei 475 °C lässt sich eine 100.000 h Zeitstandfestigkeit $R_{m/100.000\text{ h}/475\text{ °C}}$ von 296 MPa und eine 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2/100.000\text{ h}/475\text{ °C}}$ von 350 MPa durch lineare Interpolation ermitteln. Alle dargestellten Proben wurden ausgebaut. Eine Fortsetzung der Untersuchungen ist auf Grund des Ti-legierten Schweißgutes nicht geplant. Wie oben bereits erwähnt, sind zukünftig Untersuchungen an Schweißverbindungsproben mit Ni-haltigem Schweißgut geplant (siehe Tabelle A.14).

6.5. Abschätzung von Schweißminderungsfaktoren

In der Lebensdauerabschätzung von Komponenten mit Schweißverbindungen spielen Schweißminderungsfaktoren (SMF) eine sehr wichtige Rolle. Diese werden über das Verhältnis von Zeitstandfestigkeit der Schweißverbindung $R_{m(w)/t/T}$ (zu einem bestimmten Zeitpunkt t ermittelt bei einer bestimmten Temperatur T) zur Zeitstandfestigkeit des reinen Grundwerkstoffes $R_{m/t/T}$ bei identischer Zeit t und Temperatur T bestimmt (siehe Gleichung 6.1).

$$SMF(t, T) = \frac{R_{m(w)/t/T}}{R_{m/t/T}} \quad (6.1)$$

In Bild 6.16 sind Schweißminderungsfaktoren basierend auf 100.000 h Zeitstanddaten (durchgezogene Linien) über der Prüftemperatur aufgetragen. Die auf diese Weise dargestellten Schweißminderungsfaktoren wurden in den Arbeiten von Schubert [SKM05, Sch10b], Takahashi [TT06b] und Masaaki [TT06a] ermittelt. Im Vergleich hierzu wurden, mit Hilfe der innerhalb dieser Arbeit geprüften Schweißverbindungsproben, ebenfalls Schweißminderungsfaktoren ermittelt und mit in die Darstellung übernommen (schraffierte Bereiche). In der Regel werden Schweißminderungsfaktoren unter Zuhilfenahme einer großen Menge an Versuchsdaten mit Laufzeiten bis zu 100.000 h bestimmt. Die hier hinterlegten Zeitstanddaten weisen deutlich

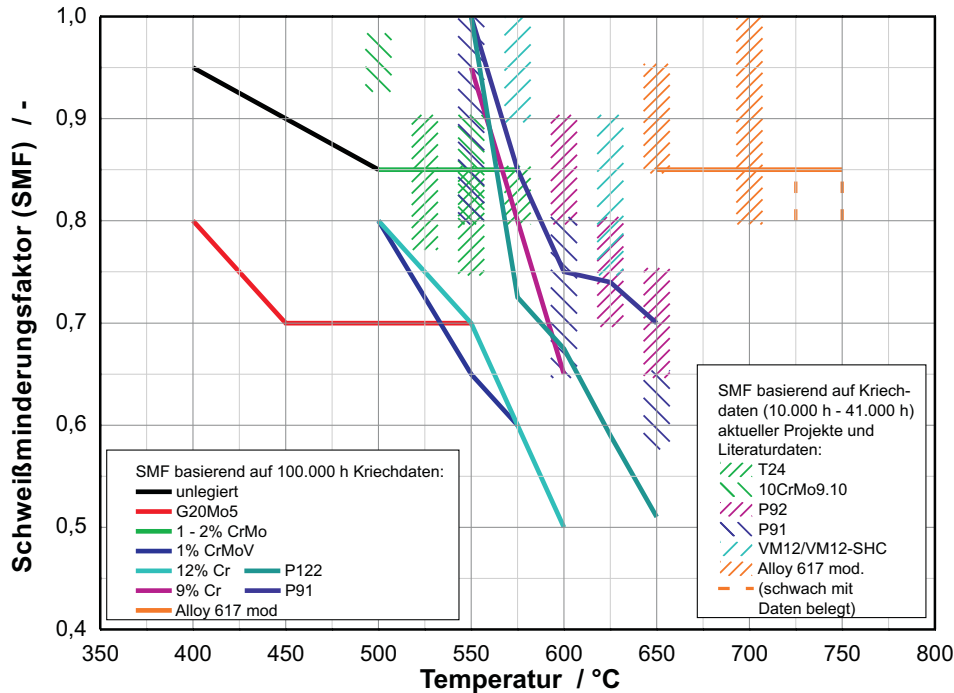


Bild 6.16: Schweißminderungsfaktoren (SMF) verschiedener Werkstoffe; Quellen der SMF basierend auf 100.000 h Kriechdaten: [Sch10b, SKM05, TT06a, TT06b]
 Quellen der SMF basierend auf 10.000 h bis 41.000 h Kriechdaten: [K⁺05a, Sch10a, Hus99, KTS01, K⁺07]

geringere Laufzeiten im Bereich von ca. 10.000 h bis 41.000 h auf. Aus diesem Grund wurden in den Darstellungen in Bild 6.16 lediglich Bereiche mit Hilfe von Schraffuren gekennzeichnet und keine genauen Werte bestimmt. Eine genaue Bestimmung der Schweißminderungsfaktoren ist mit den hier zu Grunde liegenden Laufzeiten und geringen Datenmengen nicht sinnvoll. Es wird aber deutlich, dass in der gewählten Darstellung die in den erwähnten Arbeiten angegebenen Schweißminderungsfaktoren bestätigt werden. Der ermittelte Bereich der Schweißminderungsfaktoren der martensitischen Stähle (P91, P92 und VM12) liegt in guter Übereinstimmung mit den Literaturdaten [SKM05, TT06b]. Auch die Ergebnisse des ferritisch/bainitischen Stahles T24 werden hier bestätigt. Im Falle der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod liegt der ermittelte Bereich der Schweißminderungsfaktoren im Streuband um den Wert 0,85 [Sch10b].

7. Werkstoffverhalten unter realistischen Bedingungen (Bauteilversuch)

Zur Übertragung der aus einachsigen Proben ermittelten Erkenntnisse auf ein Bauteil, welches in der Regel einer mehrachsigen Beanspruchung unterliegt, ist die Durchführung von Bauteil- oder bauteilähnlichen Versuchen unabdingbar. Wie in Kapitel 3.3 erläutert wurde, hat die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes einen entscheidenden Einfluss auf das Zeitstand-, Schädigungs- und Verformungsverhalten von Kraftwerkskomponenten. In der Regel setzt die Ausbildung von Schädigungen innerhalb des Werkstoffes (z. B. in Form von Kriechporen) deutlich früher ein als unter einachsiger Belastung. Allerdings differiert dieser Einfluss von Werkstoff zu Werkstoff. Bruchzeit und Verformungsvermögen nimmt unter einer mehrachsigen Beanspruchung (im Vergleich zur einachsigen Beanspruchung) ab. Eine Untersuchung des Werkstoffverhaltens unter mehrachsiger Beanspruchung ist daher zwingend erforderlich. Aus diesem Grund wurden zur Untersuchung des Relaxations- und Verformungsverhaltens unter mehrachsiger Beanspruchung die in dieser Arbeit betrachteten Membranwandwerkstoffe (Alloy 617 mod, VM12-SHC, T92 und T24) Bauteilversuche unter betriebsnahen Versuchsbedingungen durchgeführt. Zur Durchführung dieser Bauteilversuche wurde ein geeigneter Prüfling konstruiert, welcher im Wesentlichen aus einem Membranwandausschnitt mit sechs Kesselrohr-Steg-Verbindungen besteht. Ein realistischer Betriebszustand wurde mit Hilfe von zwei unter Dampfdruck stehenden Kesselrohren und einer Prüfung bei betriebsähnlichen Temperaturen des jeweils untersuchten Werkstoffes erzielt. Um jedoch in einem angemessenen Zeitraum eine sichtbare Schädigung erzielen zu können, wurden die Lasten während der Versuchsdurchführung so ausgelegt, dass ein Versagen bzw. ein deutlicher Dehnungsanstieg (tertiärer Kriechbereich) nach einer Betriebszeit von möglichst 2.000 h bis 5.000 h zu erwarten ist.

Im Folgenden wird zunächst der an der MPA UNIVERSITÄT STUTTGART entwickelte Membranwandprüfstand vorgestellt. Hierzu wird der Versuchsaufbau detailliert beschrieben sowie die entwickelte Prüfkörpergeometrie genauer dargestellt. Anschließend werden die Versuchsergebnisse und einige Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen, welche nach der Durchführung der Bauteilversuche angefertigt wurden, vorgestellt. Eine numerische Simulation der Bauteilversuche mit Hilfe eines Kriechgleichungsansatzes basierend auf der Formulierung nach Graham und Wallis (siehe Kapitel 3.5.1) schließt sich diesem Kapitel an.

7.1. Aufbau des Membranwandprüfstandes

Der innerhalb dieser Arbeit an der MPA UNIVERSITÄT STUTTGART konzipierte Membranwandprüfstand besteht im Wesentlichen aus zwei Hauptkomponenten. Diese sind die Wasseraufbereitungsanlage zur Bereitstellung des Wasserdampfes unter vorher definierter Temperatur und Druck sowie konstantem Sauerstoffgehalt und die eigentliche Prüfmaschine zur Aufbringung der senkrecht zur Kesselrohrachse wirkenden mechanischen Zusatzlast auf den Membranwandprüfkörper. In den folgenden beiden Kapiteln dieser Arbeit werden diese beiden Hauptkomponenten, und mit ihnen der Versuchsaufbau, näher erläutert.

7.1.1. Die Wasseraufbereitungsanlage

Das Wasserreinigungs- und aufbereitungsaggregat dient der Bereitstellung von hochreinem Hochtemperaturwasser in einem geschlossenen Kreislauf. Das Wasser befindet sich zunächst in einem 100 l Wasservorratsbehälter, aus dem es stetig über einen Messkreislauf umgepumpt wird, wobei der Sauerstoffgehalt (0,2 ppm) und die elektrische Leitfähigkeit des Mediums ($0,05 \mu\text{S}/\text{cm}$) gemessen werden [VGa]. Dieses hochreine Wasser wird in einem Reinigungskreislauf ständig über Ionentauscher und mechanische Mikrofilter umgewälzt und auf diese Weise auf das technisch mögliche Maß gereinigt. Der Sauerstoffgehalt des Wassers wird anhand der Sauerstoffmessung durch Einblasen von Sauerstoff bzw. hochreinem Stickstoff in den Vorratsbehälter drucklos auf ca. 0,25 ppm eingeregelt. Aus dem Vorratsbehälter wird das Medium mit einer Hochdruckpumpe mit einstellbarem Fördervolumen auf den spezifizierten Druck von 250 bar gebracht und anschließend über zwei Vorlaufheizungen und einen Rücklaufwärmetauscher aufgeheizt. Von dort gelangt es in den Membranwandprüfkörper. Auf seinem Weg in den Prüfkörper wird das aufbereitete Wasser mit Hilfe von Heizkörpern in der Vorheizstrecke erhitzt und somit auf Prüftemperatur gebracht. Hierbei ist zu beachten, dass eine Erfassung der Temperatur mittels an der Rohraußenwand der Zulaufleitungen angebrachten Thermoelementen erfolgt. Eine Messung der Wasser- bzw. Dampftemperatur im Inneren der Rohre kann aus technischen Gründen nicht erfolgen. Im Rücklauf wird das Wasser zunächst im Rücklaufwärmetauscher und anschließend in einem mit Kühlwasser betriebenen Kühler abgekühlt. Der Druckabbau auf Umgebungsdruck erfolgt mittels eines Überströmventils, welches auf den Prüfdruck von 250 bar eingestellt ist. Im Anschluss daran werden die Leitfähigkeit und der Sauerstoffgehalt mit den entsprechenden Messzellen im Rücklauf bestimmt und das Medium anschließend zur Reinigung über Filter und Ionentauscher geleitet, bevor es zurück in den Vorratsbehälter gelangt. Eine Skizze des Wasserkreislaufes der hier vorgestellten Wasseraufbereitungsanlage und des Membranwandprüfstandes ist in Bild A.23 im Anhang dieser Arbeit aufgeführt.

7.1.2. Der Prüfkörper und dessen Beanspruchung

Der zu entwickelnde Prüfkörper dient zur Untersuchung des Zeitstandverhaltens von Membranwänden wie sie in zukünftigen 700/720 °C-Kraftwerken zum Einsatz kommen werden. Alle Füll- und Decklagen der Rohr-Steg-Schweißungen der Prüfkörper wurden in der Wannenposition (PA) ausgeführt. Eine tabellarische Übersicht der Schweißparameter der UP-Schweißungen (Rohr-Steg-Verbindungen) sind in Tabelle 7.1 zusammengestellt.

Ein Membranwandausschnitt, bestehend aus sechs Kesselrohren und fünf Stegen, bildet die Grundlage des Prüfkörpers. Die äußersten beiden Rohre dieses Membranwandausschnittes dienen zur Kraftaufbringung und werden während der Versuchsdurchführung von zwei Spannbacken „gegriffen“, mit deren Hilfe eine Zugkraft senkrecht zur Axialrichtung der Kesselrohre aufgebracht werden kann. Eine Beaufschlagung dieser beiden Rohre mit Innendruck findet nicht statt. Die übrigen vier Kesselrohre werden mit einem Innendruck von $p_i = 250$ bar beaufschlagt. Der Innendruck p_i der beiden innen liegenden Kesselrohre wird mittels einer statischen Stickstoffeinspeisung aufgebracht. In den übrigen beiden Rohren wird die Drucklast von 250 bar mit Hilfe des Frischdampfes aus der Dampf- und Wasseraufbereitungsanlage (siehe vorheriger Abschnitt) realisiert. Diese beiden mit Dampf beaufschlagten Rohre des Membranwandprüfkörpers sollen mittels eines Rohrbogens miteinander verbunden werden. Der Einfluss des unter Innendruck stehenden Rohrbogens auf die Eigenschaften (Steifigkeit und Verformungsverhalten) des zu untersuchenden Prüfkörpers soll hierbei möglichst gering gehalten werden. Mit Hilfe von Finite-Elemente-Simulationen wurde in vorbereitenden Arbeiten eine geeignete Prüfkörpergeometrie ermittelt und insbesondere auf die Lage und Geometrie der Rohrbögen und der damit verbundenen Dampf beaufschlagten Rohre eingegangen. Hierzu

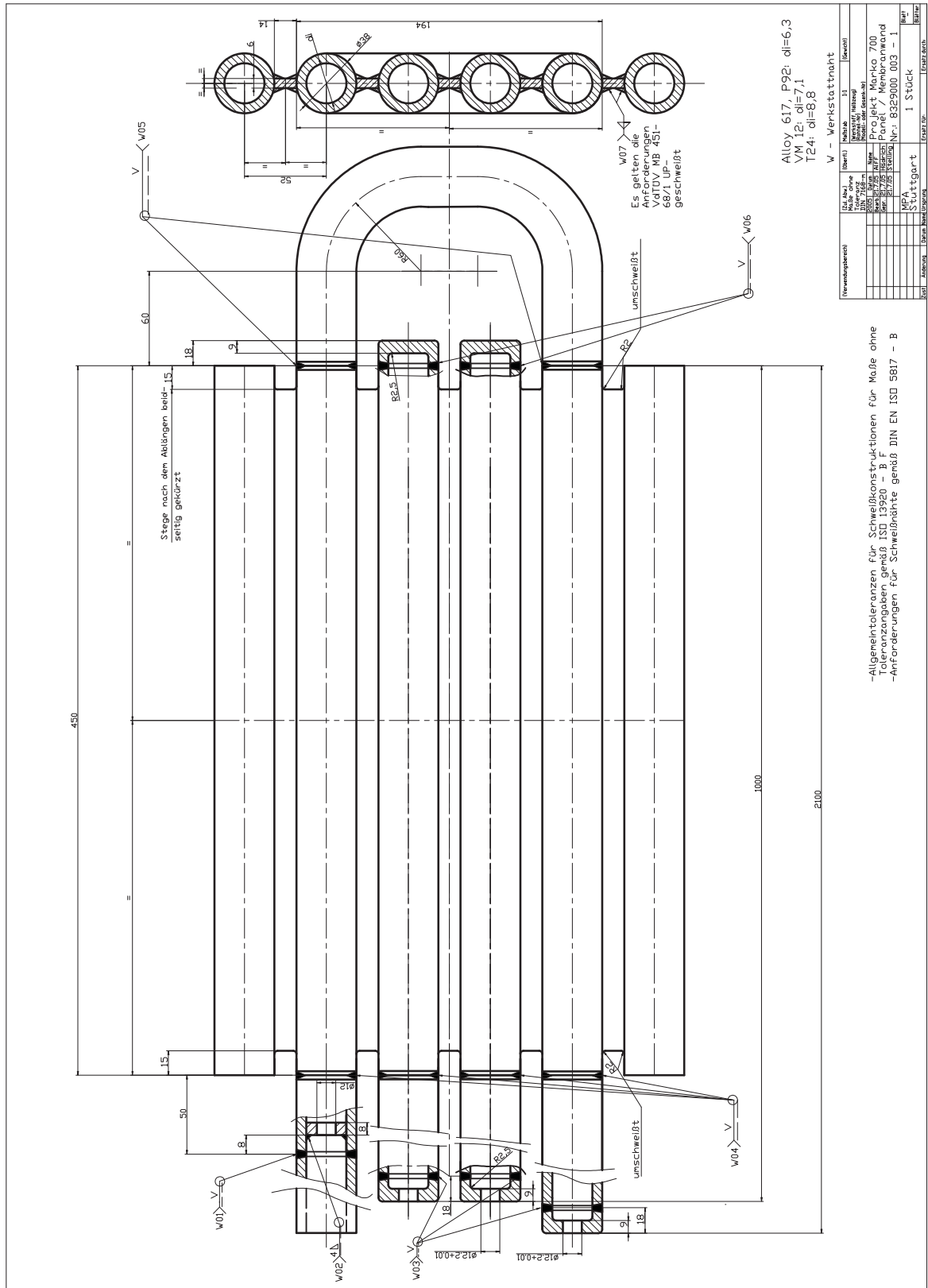
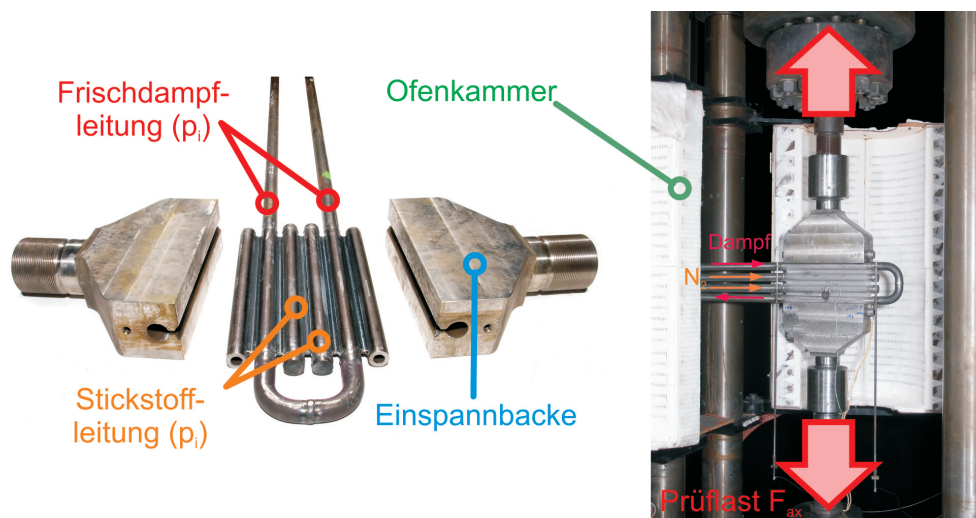


Bild 7.1: Geometrie der Membranwandprüfkörper

Tabelle 7.1: Schweißparameter der Rohr-Steg-Schweißungen der Membranwandprüfkörper

	Alloy 617 mod	VM12-SHC	T92	T24
Schweißprozess	UP	UP	UP	UP
Schweißposition	PA	PA	PA	PA
Zusatzstoff	Thermanit UTP UP 6170 Co / Pulver UP 6170 Co. Mod.	MTS CoT	Thermanit MTS 616 / Pulver Marathon 543	Union P24
Vorwärmtemperatur / °C	keine	60-80	60-80	keine
Glühtemperatur / °C	keine	765±5	760±10 30 min	keine

**Bild 7.2:** links: Einzelkomponenten des Versuchsaufbaus; rechts: Eingebauter Prüfkörper

wurden einige mögliche Modellkörpergeometrien unter Berücksichtigung der eben definierten Randbedingungen entwickelt und in einem FE-Modell umgesetzt. Mit diesen Modellen wurde anschließend unter Berücksichtigung der angreifenden Lasten eine rein elastische Simulation durchgeführt. In diesen Simulationen wurde von einem zentrischen Einbau des Bauteils in der Prüfmaschine ausgegangen. Die äußeren geometrischen Randbedingungen stellten die Abmessungen des Ofeninnenraums dar. Diese Untersuchungen zeigten, dass der maximal beanspruchte Querschnitt der Membranwandprüflinge stets der Steg darstellte. Der Einfluss der Rohrbögen auf die Gesamtsteifigkeit des Systems liegt nach analytischer Berechnung im Bereich von $< 1\%$. In den Finite-Elemente-Berechnungen lag dieser Einfluss im Gegensatz dazu über 1% , aber deutlich unter 7% . Die Unterschiede zwischen FE-Berechnung und analytischer Berechnung lassen sich auf die relativ geringe Paneelbreite von 450 mm (siehe Bild 7.1, Länge der im Prüfkörper verbauten Kesselrohrstücke) zurückführen. Mit zunehmender Paneelbreite verringert sich der Einfluss des Rohrbogens auf die Gesamtsteifigkeit des Prüfkörpers. Die in Bild 7.1 dargestellte Prüfkörpergeometrie stellt eine leicht zu fertigende Lösung mit geringem Einfluss des Rohrbogens auf die Systemsteifigkeit dar und wurde daher umgesetzt. Die geprüften Werkstoffe sowie die Versuchbedingungen der einzelnen Versuche (Ofentemperatur, Zugkraft usw.) sind in Kapitel 7.2 zusammen gestellt.

Die Aufbringung der mechanischen Last auf die Prüflinge während der Tests erfolgt mit-

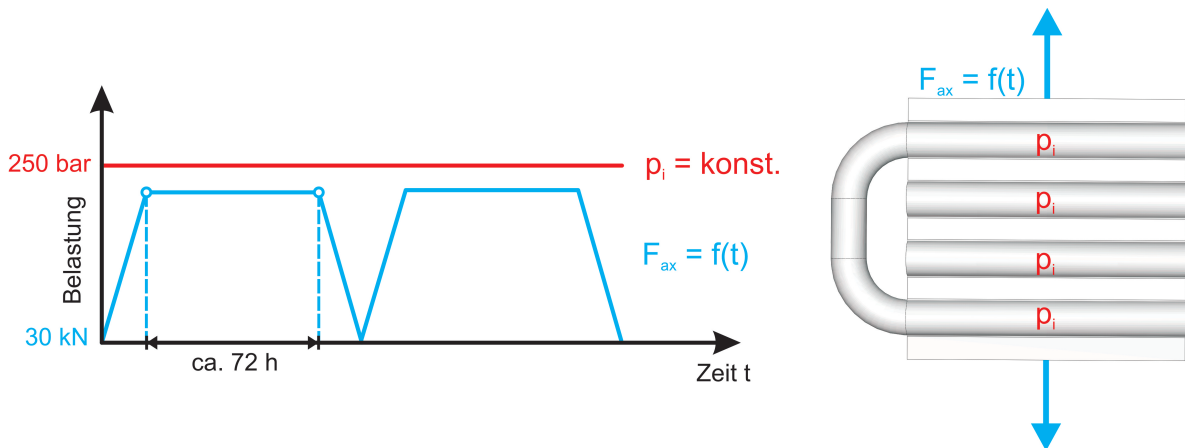


Bild 7.3: Belastung der Membranwandprüfkörper (schematisch)

tels einer 5.000 kN-Prüfmaschine. In [Bild 7.2, links](#) sind die einzelnen, zur Durchführung des Versuches benötigten Komponenten dargestellt. Zu erkennen sind hier die mittleren beiden Kesselrohre, welche mit Stickstoff (N_2) beaufschlagt werden. Diese beiden Rohre werden von den beiden Frischdampf führenden Kesselrohren eingeschlossen. Weiterhin ist der die beiden Frischdampfleitungen verbindende Rohrbogen zu sehen. Die ebenfalls aufgeführten Einspannbanken greifen die beiden äußersten Rohrleitungen, welche nicht mit Innendruck beaufschlagt sind, und ermöglichen so das Aufbringen der zusätzlichen mechanischen Prüflast. Diese senkrecht zur Axialrichtung der Kesselrohre wirkende Kraft F_{ax} wird alle 72 h auf ein Grundlastniveau von 30 kN abgefahren um An- und Abfahrvorgänge im realen Kraftwerksbetrieb zu simulieren. Der Rohrinnendruck p_i , aufgebracht an den Frischdampfleitungen sowie den Stickstoffleitungen (N_2), bleibt im Gegensatz dazu über die gesamte Versuchslaufzeit konstant (siehe [Bild 7.3](#)). Der Prüfkörper im eingebauten Zustand sowie die geöffnete Ofenkammer sind in [Bild 7.2, rechts](#) abgebildet. Ein Überblick über die Versuchsparameter der einzelnen Membranwandprüfkörper ist in Kapitel 7.2 gegeben. Im folgenden Kapitel dieser Arbeit sind die Instrumentierung zur Messung der Kriechdehnungen und Temperaturen und der mit ihnen verbundene Messaufbau näher erläutert.

7.1.3. Versuchsüberwachung/Instrumentierung

Um die Temperaturverteilung während der Versuchsdurchführung aufzeichnen zu können, werden die Membranwandprüflinge sowie die Berohrung der Vorheizstrecke mit Thermoelementen bestückt. Neben den Thermoelementen im Bereich der Vorheizstrecke sind zehn Thermoelemente am eigentlichen Membranwandprüfkörper angebracht. Die genauen Positionen dieser Thermoelemente sind in [Bild 7.4 \(links\)](#) aufgeführt. Das Thermoelement mit der Bezeichnung T3 liegt am Eintrittsbereich des Frischdampfes. Der Dampf fließt an dieser Stelle in den Prüfkörper und von dort aus weiter über die Messstellen T2 und T1 in den Rohrbogen, welcher den Frischdampf in den unteren Paneelbereich leitet. Über die Messstellen T8 und T9 setzt der Dampf seinen Weg durch das untere Kesselrohr fort, bis er nach Erreichen der Messstelle T10 den Prüfkörper verlässt. Zudem befinden sich vier weitere Thermoelemente in der Paneelmitte auf dem Steg zwischen den beiden Stickstoff führenden Kesselrohren (T4 bis T7). Hierbei ist zu beachten, dass sich die Messstellen T5 und T6 in der geometrischen Mitte des Prüflings auf unterschiedlichen Paneelseiten befinden. Das Thermoelement T5 ist auf der Vorderseite des Prüflings, das Thermoelement T6 auf der Paneelrückseite angebracht. Mit Vorderseite wird hier die dem Betrachter zugewandte Prüfkörperseite, mit dem Rohrbogen

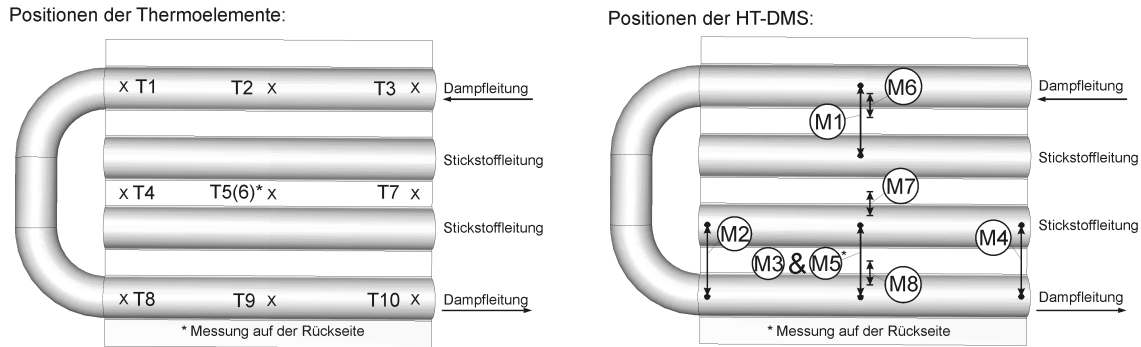


Bild 7.4: Schematische Übersicht der Instrumentierung des Membranwandprüfkörpers mit Thermoelementen (links) und HT-DMS (rechts)

auf der linken Seite liegend, bezeichnet. Die Thermoelemente sind zur Datenaufzeichnung an einen PC angeschlossen. Die Aufzeichnungen der zeitabhängigen Daten erfolgt mit einer Taktung von 10 Minuten und wird mittels des Softwarepaketes VEE (AGILENT) durchgeführt. Mit diesem Programm erfolgt zeitgleich eine Aufzeichnung des Dampfdruckes.

Zur Aufzeichnung der Verformungen sind zudem kapazitive Hochtemperatur-Dehnmessstreifen (HT-DMS) am Prüfkörper angebracht. Die Positionierung der HT-DMS ist in Bild 7.4 (rechts) abgebildet. Mit Hilfe einer „Brückenkonstruktion“ werden an fünf unterschiedlichen Stellen die integralen Dehnungen von Rohrscheitel zu Rohrscheitel einer Dampf beaufschlagten und einer Stickstoff führenden Kesselrohrleitung (Messstellen M1 bis M5) gemessen. Weiterhin werden die integralen Dehnungen über den Schweißnähten an drei Stellen der Paneelmitte aufgezeichnet (Messstellen M6 bis M8). Die Speicherung und Verarbeitung der gemessenen Kapazitäten erfolgt mittels eines weiteren PCs, auf welchem die Software KAMES (SIEMENS) installiert ist. Die auf diese Weise ermittelten Kapazitäten werden alle 10 Minuten gespeichert. In Bild 7.5 ist die Anbringung der HT-DMS über den Schweißnähten (SN) (rote Umrandung) sowie über den „Brückenkonstruktionen“ (blaue Umrandung) zur Erfassung der integralen Dehnung von Rohrscheitel zu Rohrscheitel dargestellt. Weiterhin sind in diesem Bild die Positionen der instrumentierten Thermoelemente sichtbar.

Alle Prüfkörper wurden in einem ersten Belastungsschritt mit einer kleinen senkrecht zur Kesselrohrachse wirkenden Vorlast von 15 kN und einem reduzierten Innendruck belastet. Anschließend wurde der Prüfkörper auf Prüftemperatur aufgeheizt. Nach dem Erreichen der Prüftemperatur wurde der Innendruck der Dampf- und Stickstoff führenden Kesselrohre auf Betriebsdruck p_i gebracht und die Prüflast senkrecht zur Kesselrohrachse F_{ax} aufgebracht. Die Kapazitäten, welche sich an den angebrachten HT-DMS unmittelbar nach Erreichen der Betriebslast einstellten, dienen in den in Kapitel 7.3, Kapitel 7.4 und Kapitel 7.5 dargestellten Zeit-Dehn-Verläufen als Nullpunkte. Die auf diese Weise ermittelten Dehnungen werden in den folgenden Zeit-Dehn-Verläufen der untersuchten Membranwandprüfkörper als Kriechdehnungen bezeichnet.

7.2. Versuchsmatrix/Belastungsübersicht

Insgesamt wurden vier bauteilähnliche Versuche durchgeführt, die sich in Werkstoff und Versuchsbedingungen unterschieden. Belastungsgeometrie und Versuchsbedingungen wurden in Abstimmung mit den Industriepartnern festgelegt. Hierbei lag an allen druckbeaufschlagten

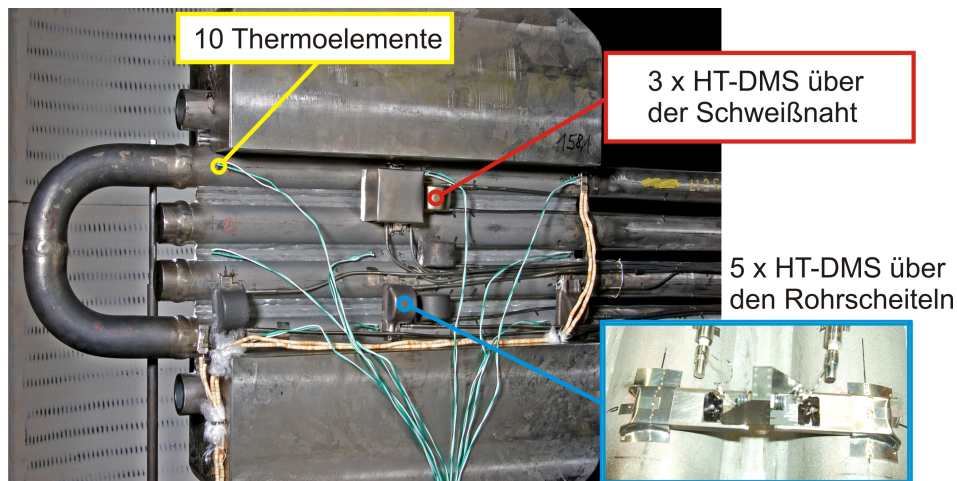


Bild 7.5: Eingebauter und instrumentierter Membranwandprüfkörper

Kesselrohren (Stickstoff und Frischdampf) ein Innendruck von $p_i = 250$ bar an. Variiert wurde, in Abhängigkeit vom Werkstoff, die Ofen- und Dampftemperatur sowie die senkrecht zur Kesselrohrachse angreifende Zugkraft (siehe Kapitel 7.1.2). Die zuletzt erwähnte Zugkraft wurde so ausgelegt, dass möglichst innerhalb von 3.000 h bis 5.000 h ein deutlicher Anstieg in den Dehnungsverläufen der HT-DMS-Überwachung zu sehen ist oder Leckage auftritt. Um einen zu raschen Dehnungsanstieg und somit zu schnelles Bauteilversagen ausschließen zu können, wurden die Bauteilversuche meist konservativ, d. h. mit einer geringen Zuglast angefahren. Anschließend wurde die Dehnungsentwicklung genau beobachtet, um dann bei einer zu langsamen oder zu schnellen Dehnungsentwicklung eine Laststeigerung bzw. -senkung vorzunehmen. Zur Aufbringung der Prüflasten auf den Membranwandprüfkörper sei folgendes noch angemerkt: Nach Einbau des Prüfkörpers wurde in einem ersten Schritt der Wasser-/Dampfkreislauf mit einem reduzierten Druck in Betrieb genommen und gleichzeitig auf die Stickstoff führenden Rohre ein reduzierter Druck aufgebracht. Anschließend wurde eine geringe, senkrecht zur Kesselrohrachse wirkende Vorlast (15 kN) aufgebracht und auf Prüftemperatur aufgeheizt. Nach Erreichen der Prüftemperatur wurde der Druck an den mit Medium (Stickstoff und Wasserdampf) beaufschlagten Rohren auf den Betriebsdruck von 250 bar angehoben und anschließend die senkrecht zur Kesselrohrachse wirkende Zugkraft aufgebracht. In [Tabelle 7.2](#) ist eine Übersicht der durchgeführten Versuche und ihrer Versuchsbedingungen aufgeführt (Nullpunkt der HT-DMS).

7.3. Versuchsergebnisse des VM12-SHC-Prüfkörpers

7.3.1. Temperatur-, Druck- und Dehnungsverlauf

In [Bild 7.6](#) ist der Temperatur- und Druckverlauf des VM12-SHC-Membranwandversuches aufgeführt. Im zeitlichen Verlauf der ersten 380 h ist eine Spreizung der aufgezeichneten Temperaturen erkennbar. Diese Spreizung der Temperaturverläufe zueinander konnte innerhalb der durch einen Ausfall eines Rohrheizkörpers der Vorheizstrecke (380 h) sowie einer Leckage in der Dampfzuleitungen hervorgerufenen Wartungsarbeiten behoben werden. Die Dampfzuleitung (ein VM12-SHC Kesselrohr) wurde durch ein Kesselrohr aus Alloy 617 mod ersetzt, welches eine höhere Temperatur in der Vorheizstrecke ermöglichte. Die über den Prüfzeitraum von etwa 2.270 h bis 5.200 h (Versuchende) gemittelten Temperaturen liegen nach den durchgeführten Optimierungsmaßnahmen bei 614 °C (T3) bis 627 °C (T4). Das

Tabelle 7.2: Übersicht der durchgeführten Bauteilversuche und deren Belastung

Nr.	Werkstoff	Kurzbez.	p_i bar	T °C	F_{ax} kN	Laufzeit h
1	X12CrCoWMoVNB12-2-2	VM12-SHC	250	625	110	2610
					155	5199
2	X10CrWMoVNB9-2	T92	250	625	150	6
					105	20
					125	141
					150	953
					120	640
					130	2257
3	7CrMoVTiB10-10	T24	250	550	150	625,5
					170	2176,5
					190	2991
					230	3971
					270	4399
					320	5131,5
4	NiCr23Co12 Mo	Alloy 617 mod	250	700	330	siehe Kapitel 7.6
					270	
					160	
					100	
					10	

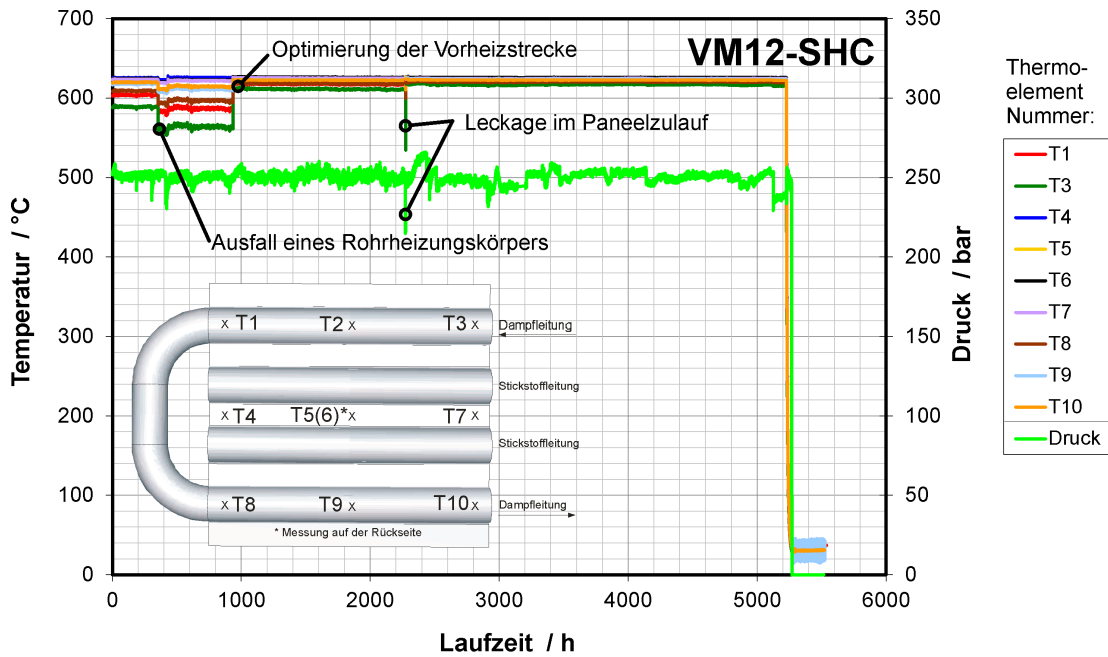


Bild 7.6: Temperatur- und Druckverlauf des VM12-SHC Membranwandversuches

Dampfdruckniveau bleibt während des gesamten Versuches im Mittel konstant bei etwa 250 bar.

Der Verlauf der im Versuch ermittelten Dehnungen über der Zeit ist in [Bild 7.7](#) aufgeführt. Die dargestellten Dehnungsverläufe weisen den typischen „Kriechkurvenverlauf“ auf (siehe Kapitel 3.2.1). Allerdings ist eine leichte Streuung der einzelnen Messstellen zueinander erkennbar. Besonders deutlich wird dies beim Vergleich des Dehnungsverlaufes von Aufnehmern gleicher Art (HT-DMS Nr.: M1 bis M5¹ und M6 bis M8²) zueinander. Diese Streuungen können aus Fertigungsabweichungen resultieren. Die dem Flankenwinkel gegenüberliegenden Winkel zwischen Schweißgut (SG) und Grundwerkstoff (GW) des Steges oder des Kesselrohrs beispielsweise variieren deutlich. Zudem weisen die unterschiedlichen Membranwandprüfkörper Versetzungen der einzelnen Kesselrohre untereinander auf, was dem Prüfling eine leichte „S-Form“ verleiht. Diese „S-Form“ kann zum Beispiel durch Verzug beim Schweißvorgang auftreten und zu einer überlagerten Biegebeanspruchung während des Prüfvorganges führen. Ein solcher Effekt kann sich wiederum in einer Streuung der Dehnungsverläufe der einzelnen HT-DMS äußern. Dies kann sogar zu negativen Dehnungen führen (siehe T24-Prüfkörper Kapitel 7.5). Weiterhin hat das sich am Prüfkörper durch den Einfluss des Dampfes einstellende Temperaturfeld eine Auswirkung auf die Dehnungsentwicklung der Messstellen.

Weiterhin sind in den Dehnungsentwicklungen über der Zeit die sequentiell durchgeführten Zwischenentlastungen der senkrecht zur Kesselrohrachse wirkenden Last F_{ax} auf 15 kN Vorlast (zur Simulation der An- und Abfahrvorgänge eines Kraftwerkes) in den Dehnungsverteilungen durch immer wiederkehrende sprunghafte Dehnungsabfälle deutlich sichtbar. Die nach Optimierung der Vorheizstrecke am Prüfkörper anliegende homogenere Temperaturverteilung (nach ca. 900 h) führt zudem zu einer Verringerung der Streuung der einzelnen Dehnungsverläufe zueinander. Die Dehnungsentwicklungen über der Zeit weisen einen Zusammenhang mit der Temperaturverteilung, gemessen am Prüfling, auf. Die Prüfkörpermitte entwickelt wegen des fehlenden Einflusses des Dampfes das höchste und homogenste Temperaturniveau. An

¹integrale Messung von Rohrscheitel zu Rohrscheitel

²Messung integraler Dehnung über der Schweißnaht

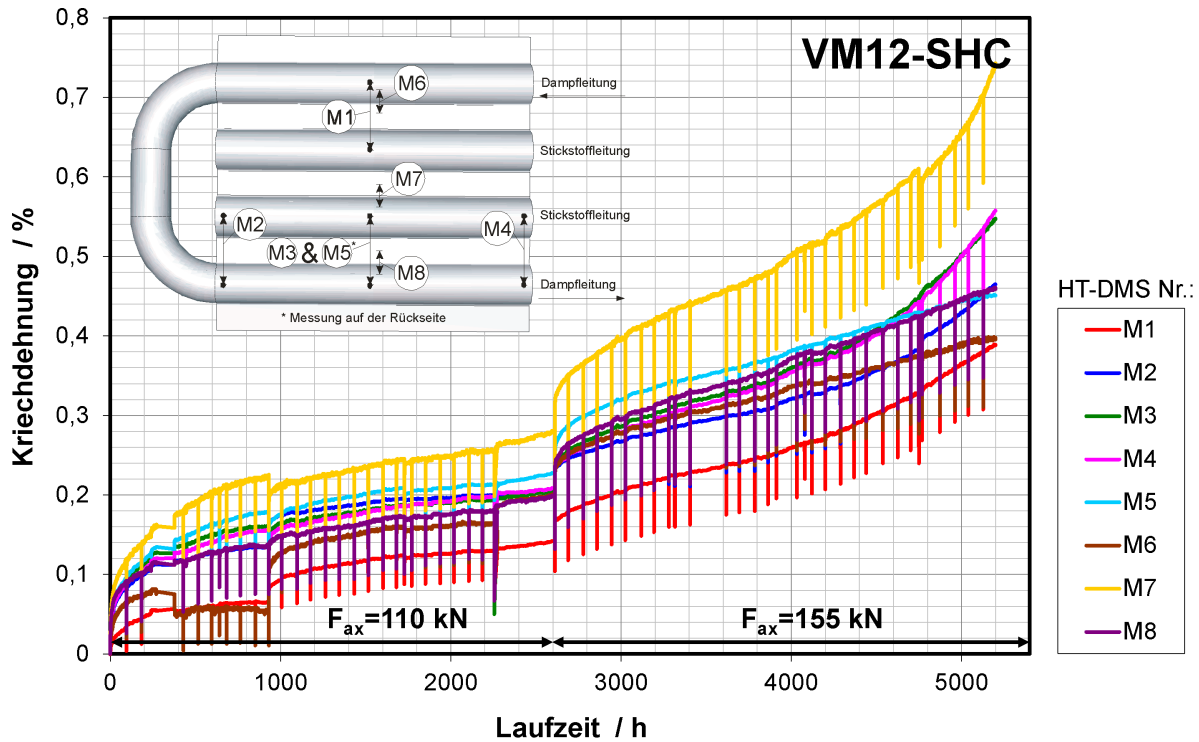


Bild 7.7: Zeit-Dehnverlauf des VM12-SHC-Membranwandversuches

dieser Stelle liegt der über der Schweißnaht angebrachte HT-DMS (M7), welcher analog zur Temperaturverteilung das größte Dehnungsniveau aufweist. Zudem nehmen die gemessenen Temperaturen mit dem Weg des Dampfes durch den Prüfkörper zu. Auch dies spiegelt sich in den Dehnungsmessungen wider. Auf Grund des nach 2.600 h weiterhin niedrigen Dehnungsniveaus kann geschlossen werden, dass nach einer Versuchszeit von 3.000 h bis 5.000 h kein Zustand deutlicher Schädigung innerhalb des Prüflings unter den anliegenden Lasten entstehen wird. Um dennoch innerhalb der Versuchszeit einen geschädigten Zustand zu erreichen, wurde eine Steigerung der senkrecht zur Kesselrohrachse aufgebrauchten Last F_{ax} von 110 kN auf 155 kN vorgenommen. Diese Laststeigerung ist im Dehnungsverlauf durch einen sprunghaften Anstieg der Dehnungen bzw. Dehnraten erkennbar. Nach etwa 4.000 h entwickelt sich an einigen Messstellen (HT-DMS M1 bis HT-DMS M4 und HT-DMS M7) ein „tertiärer“ Kriechbereich in Form eines Anstieges der Dehnraten, was auf einen geschädigten Zustand des Prüfkörpers schließen lässt. Nach einer Betriebszeit von ca. 5.200 h lag das Dehnungsniveau an HT-DMS M7 bei 0,7 % bis 0,8 %. Der Versuch wurde zu diesem Zeitpunkt abgefahren. Die maximalen integralen Dehnungen traten an Messstelle M7, also über der dort liegenden Schweißnaht auf, und lagen dort bei über 0,7 %. Das Dehnungsminimum befindet sich an Messstelle M1 (integral über Rohr-Steg-Rohr). Hier wurden integrale Dehnungen knapp unter 0,4 % erzielt.

7.3.2. Metallografische Untersuchungen

Nach Ausbau des getesteten VM12-SHC-Prüfkörpers konnten einige Risse am Prüfkörper identifiziert werden. Diese lagen an jeweils einem der beiden mit Stickstoff beaufschlagten Kesselrohre in der rohrseitigen Wärmeeinflusszone (WEZ) der Rohr-Steg-WIG-Schweißung und verliefen über die komplette Länge des Prüfkörpers. Die Ergebnisse der durchgeführten Magnetpulverprüfung sind in [Bild 7.8](#) und [Tabelle 7.3](#) zu sehen. Die hier aufgeführten Risse sind nicht maßstäblich eingezeichnet und verdeutlichen lediglich die Lage am Prüfkörper. Insgesamt kann

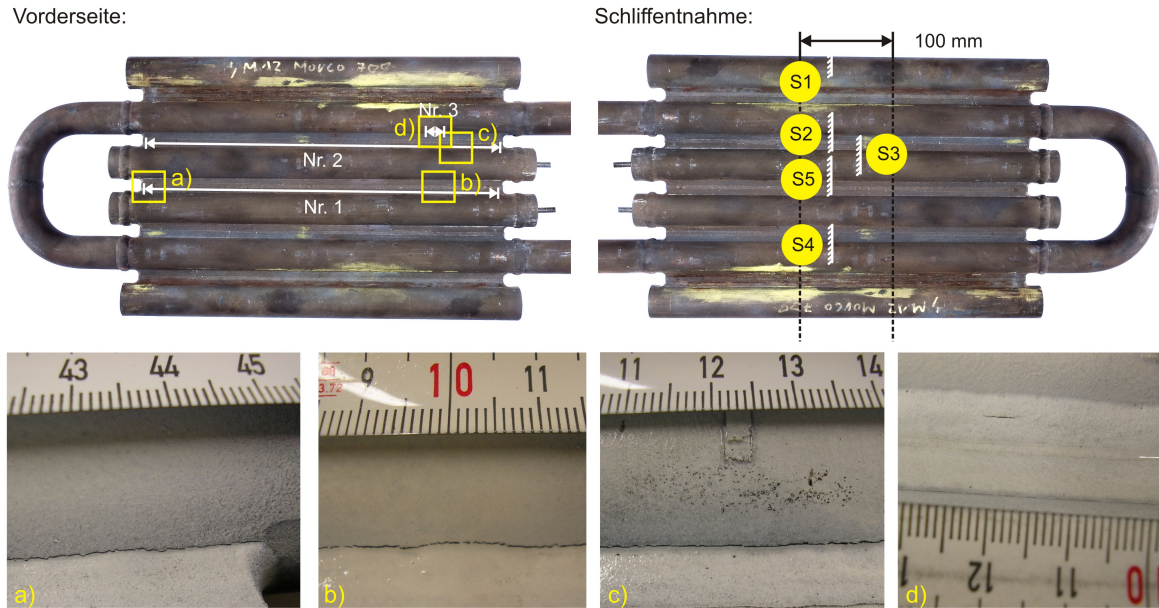


Bild 7.8: Oben links: Schematische Lage der Risse am VM12-SHC-Prüfkörper (Vorderseite); oben rechts: Schliffentnahmeplan (ebenfalls gültig für T92- und T24-Prüfkörper); unten: beispielhafte Aufnahmen der entstandenen Risse

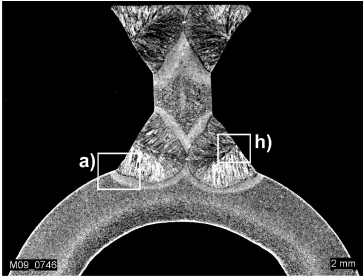
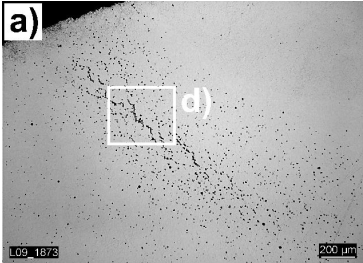
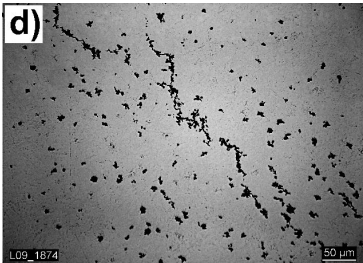
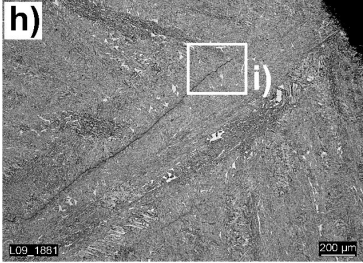
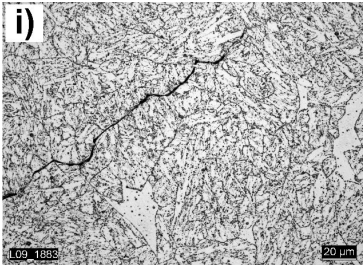
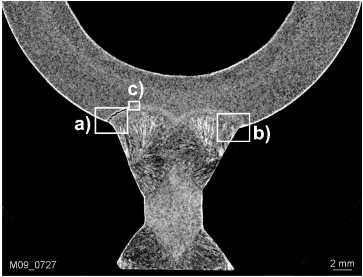
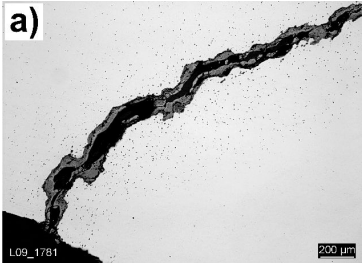

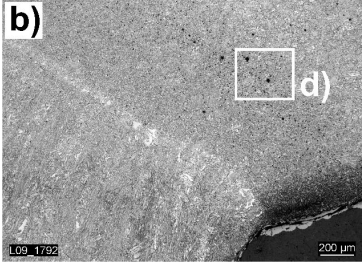
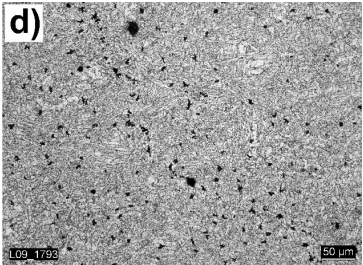
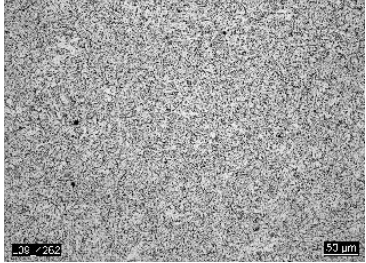
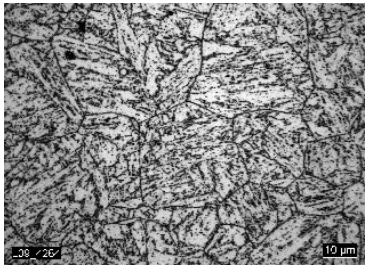
Tabelle 7.3: Risslängen und -positionen der am VM12-SHC-Prüfkörper identifizierten Risse

Riss-Nr.	Seite	Pos.	Länge mm	wanddurchdringend
1	Vorderseite	WEZ Rohr	420	nein
2		WEZ Rohr	420	nein
3		SG	7	nein
Gesamte Prüfkörperbreite (gemessen am Steg) entspricht 420 mm				

ten drei Risse identifiziert werden. Die beiden über die gesamte Prüfkörperbreite (von 420 mm) verlaufenden Risse (Nr. 1 und Nr. 2) liegen in der kesselrohrseitigen, durch Wärmeeinbringung beim Schweißvorgang entstandenen, feinkörnigen interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) der Stickstoff beaufschlagten Rohre. Zudem wurde ein weiterer Riss von ca. 7 mm Länge im Schweißgut (SG) der unteren Dampfleitung gefunden. Zur Untersuchung des vorliegenden Schädigungszustandes wurde anhand der identifizierten Risse ein Entnahmeplan erstellt und an den dort markierten Positionen Schliffe entnommen (Bild 7.8, oben rechts). Zur Schliffentnahme wurde ein 100 mm breiter Streifen aus der Prüfkörpermitte herausgetrennt. Die auf diese Weise entstandenen beiden „Reststücke“ wurden innerhalb des Projektes MARCKO 700 [Sch10a] zur Qualifizierung der Werkstoffeigenschaften nach erfolgter Prüfung verwendet. Dieses Vorgehen bei der Schliffentnahme wurde in identischer Weise an den geprüften T92- und T24-Prüfkörpern durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen werden im weiteren Verlauf dieser Arbeit beschrieben.

In Tabelle 7.4 sind einige Schliffbilder, aufgenommen an den Positionen S1, S3 und S5 (Bild 7.8, oben rechts), aufgeführt. Die dort abgebildeten Aufnahmen entstanden unter einem Lichtmikroskop. Der in diesem Zusammenhang geführte Schliff (Position S1) wurde am äußersten Rohr des VM12-SHC-Membranwandprüfkörpers entnommen. Um dieses Kesselrohr greifen

Tabelle 7.4: Metallografische Untersuchungen am Lichtmikroskop (VM12-SHC, t = 5.200 h)

S1	S3	S5
	 <p data-bbox="719 651 812 674">Makro 3:1</p>  <p data-bbox="619 981 911 1003">Kriechporen in WEZ; 50x; poliert</p>  <p data-bbox="651 1310 879 1332">Porenketten; 200x; poliert</p>  <p data-bbox="655 1646 874 1668">SG mit Riss; 50x; geätzt</p>  <p data-bbox="655 1975 874 1998">Riss im SG; 500x; geätzt</p>	 <p data-bbox="1115 651 1208 674">Makro 3:1</p>  <p data-bbox="1027 981 1287 1003">Riss mit Poren a; 50x; poliert</p>  <p data-bbox="1048 1310 1267 1332">Rissauslauf; 200x; poliert</p>  <p data-bbox="1035 1646 1286 1668">WEZ mit Poren; 50x; geätzt</p>  <p data-bbox="1031 1975 1291 1998">WEZ mit Poren; 200x; geätzt</p>
 <p data-bbox="220 1646 525 1668">ohne mech. Beanspr.; 200x; geätzt</p>		
 <p data-bbox="220 1975 525 1998">ohne mech. Beanspr.; 1000x; geätzt</p>		

lediglich die Spannbacken zur Aufbringung der Zusatzlast F_{ax} . Es werden keine weiteren mechanische Lasten (wie z. B. Innendruck) auf dieses Kesselrohr aufgebracht. Das Schliffbild aus diesem Bereich kann daher als eine Art Referenzzustand angesehen werden, da dieser Abschnitt des Prüfkörpers nur thermische Lasten und annähernd keine mechanische Last ertragen musste. Besonders in der Aufnahme mit 1.000-facher Vergrößerung ist deutlich die für die Klasse der 9 % bis 12 % Cr-Stähle typische Martensitstruktur erkennbar. Der Schliff, entnommen an Position S3, liegt am oberen, mit Stickstoff beaufschlagtem Kesselrohr des Prüfkörpers im Bereich der Fusionslinie der Rohr-Steg-Schweißverbindung (siehe [Bild 7.8, oben rechts](#)). In den beiden Schliffbildern ist eine starke Porenentwicklung im Bereich der feinkörnigen interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) der Rohr-Steg-Schweißverbindung zu erkennen. Die Poren koagulieren und bilden bereits erste Ketten. Zudem wird sichtbar, dass die dichteste Porenkonzentration nicht direkt an, sondern knapp unterhalb der Oberfläche liegt. Innerhalb des Schweißgutes (S3 Stelle h) und i), geätzte Aufnahmen) sind zudem einige Deltaferrite und vermutlich ein Heißriss erkennbar. Der zusätzlich aufgeführte Schliff S5 (siehe [Bild 7.8, oben links](#)) verläuft durch das untere der beiden Stickstoff führenden Kesselrohre und somit durch den Bereich eines über die gesamte Prüfkörperbreite verlaufenden Anrisses. Es ist deutlich zu erkennen, dass der gefundene Anriss entlang der Wärmeeinflusszone (WEZ) der Rohr-Steg-Schweißung auf Seiten des Rohres verläuft (S5 Stelle a)). In unmittelbarer Rissumgebung liegen weitere Poren. In der Makroaufnahme und am Schliffbild S5 der Stelle b) (50x, geätzt) des Schliffes S5 ist zudem die Fusionslinie der Schweißverbindung (ohne Riss) erkennbar. In einem geringen Abstand zur Fusionslinie ist in diesem Schliffbild erneut eine deutliche Porenansammlung identifizierbar. Diese ist in 200-facher Vergrößerung in einer separaten Aufnahme dargestellt (S5 Stelle b); geätzt). Es wird daher deutlich, dass die Porenkonzentration und damit die Schädigung in der feinkörnigen interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) am höchsten ist und ein Anriss in dieser Wärmeeinflusszone am wahrscheinlichsten erscheint.

7.4. Versuchsergebnisse des T92-Prüfkörpers

7.4.1. Temperatur-, Druck- und Dehnungsverlauf

In [Bild 7.9](#) ist der Temperatur- und Druckverlauf des T92-Membranwandversuches aufgeführt. Die während der Versuchszeit erzielten Temperaturen liegen an allen Messstellen sehr eng an der Prüftemperatur von 625 °C und streuen kaum. Die Mittelwerte über der Versuchslaufzeit liegen bei 623 °C (T3) bis 626 °C (T6). Der Druckverlauf liegt im Mittel bei 253 bar (erste 300 h) und im weiteren zeitlichen Verlauf im Mittel bei 246 bar und kann als annähernd konstant angesehen werden.

Die während der Versuchsdurchführung gemessenen integralen Dehnungen sind in [Bild 7.10](#) dargestellt. Wie zu erwarten ist, lassen die Messergebnisse Fertigungseinflüsse erkennen, welche zu einer leichten überlagerten Biegebeanspruchung führen und eine Streuung der einzelnen HT-DMS untereinander bewirken. Die Zwischenentlastungen der senkrecht zur Kesselrohrachse wirkenden Zusatzlast F_{ax} auf 15 kN sind in [Bild 7.10](#) durch sequentielle Dehnungsabfälle deutlich zu erkennen. Um im angestrebten Prüfzeitraum von 2.000 h bis 5.000 h einen ausgeprägten Schädigungszustand im Prüfkörper zu erzielen, wurde (besonders innerhalb der ersten 140 h) die senkrecht zur Kesselrohrachse wirkende Prüflast F_{ax} in Anlehnung an die gemessenen Dehnung variiert (siehe [Tabelle 7.2](#)). Nach ca. 1.500 h ist ein deutlicher Anstieg („tertiärer“ Kriechbereich) der integralen Dehnungen von HT-DMS M1 bzw. ein deutlicher Abfall der integralen Dehnungen an HT-DMS M7 erkennbar. Da von einem Anriss des Prüfkörpers ausgegangen werden konnte, wurde nach etwas mehr als 2.000 h der Prüfvorgang abgeschlossen. Die bis zu diesem Zeitpunkt im Maximum erreichten Dehnungen (siehe HT-DMS M7 und M5) lagen bei etwa 0,65 % bis 0,7 %. Minimale Dehnungen wurden an der Messstelle M4 erzielt.

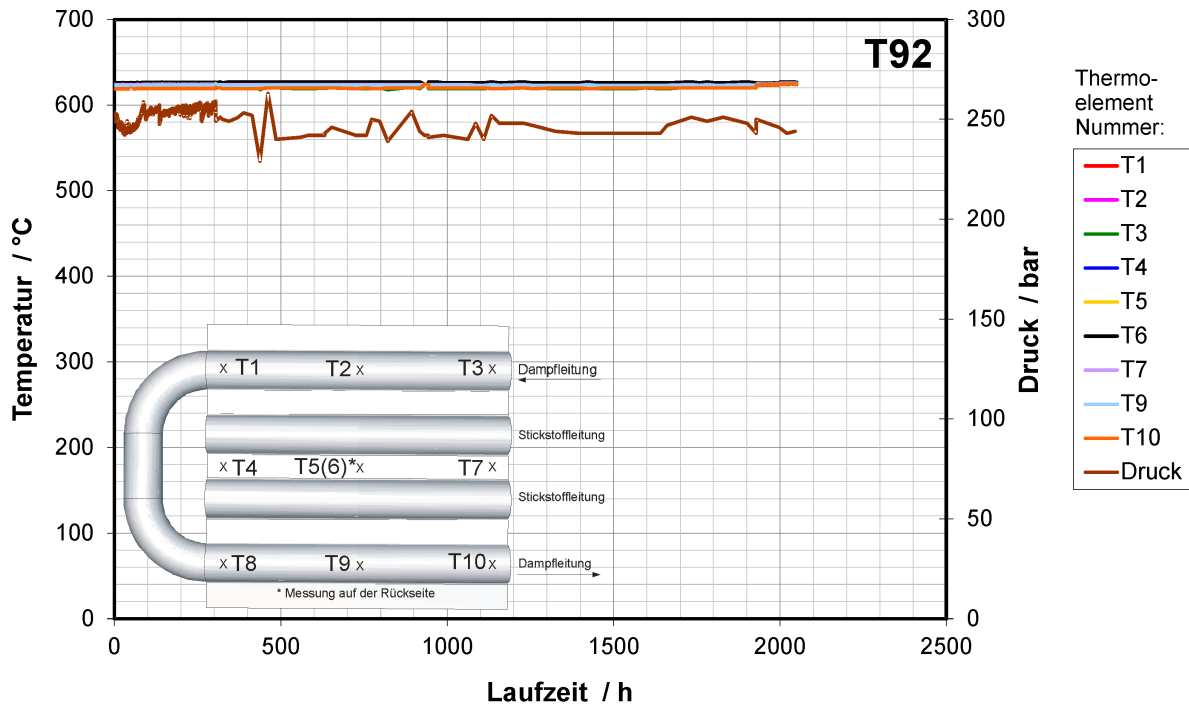


Bild 7.9: Temperatur- und Druckverlauf des T92-Membranwandversuchs

Diese lagen knapp unter 0,4 %.

7.4.2. Metallografische Untersuchungen

Nach Ausbau des T92-Prüfkörpers wurde der Schädigungszustand des Prüflings mit dem Ziel mögliche geschädigte Bereiche (Anrisse usw.) zu identifizieren in einer Magnetpulverprüfung untersucht. Die im Anschluss detektierten Risse sind in [Bild 7.11](#) schematisch abgebildet. Eine tabellarische Auflistung der Risslängen und -positionen ist in [Tabelle 7.5](#) aufgeführt.

An fünf Schliiffpositionen S1 bis S5 (siehe [Bild 7.8, oben rechts](#)) wurden zudem Lichtmikroskopaufnahmen angefertigt. Auszugsweise sind Ergebnisse der erstellten Schliiffbilder in [Tabelle 7.6](#) dargestellt. Die Aufnahmen an Schliiff S1 liefern eine Art Referenzzustand, da außer der Temperaturbelastung annähernd keine mechanischen Lasten während der Versuchsführung in diesem Bauteilbereich aufgebracht wurden. Der Schliiff S3 liegt am oberen, mit Stickstoff beaufschlagten Kesselrohr des Membranwandprüfkörpers. An Stelle a) ist ein deutlicher Riss entlang der feinkörnigen interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) der Rohr-Steg-Schweißung (auf der Rohrseite) erkennbar. Die Bereiche um den Riss sowie am Rissende (S3 Stelle b)) weisen eine Vielzahl an Poren auf, die sich im Bereich des Rissendes teilweise zu Porenketten vereinen. An Stelle c) ist kurz unterhalb der Oberfläche ein Anriss zu erkennen, welcher noch nicht ganz zur Oberfläche vorgedrungen ist. Um den Riss, und besonders am Rissende (S3 Stelle d)), ist erneut eine Vielzahl an Poren erkennbar. Im Bereich des Rissendes koagulieren die entstandenen Poren und bilden erste Porenketten. In der Mitte des Membranwandprüfkörpers liegt Schliiffposition S5. Diese Position befindet sich an der Rohr-Steg-Schweißung eines Stickstoff führenden Rohres und weist in der Dehnungsmessung die größten integralen Dehnungen, gemessen direkt über der Schweißnaht, auf. In gleicher Weise wie in Schliiff S3 ist in Schliiff S5 ein Anriss entlang der interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) deutlich erkennbar (S5 Stelle c)). Allerdings ist der Riss in Schliiff S5 deutlich länger als der in Schliiff S3 identifizierte Riss.

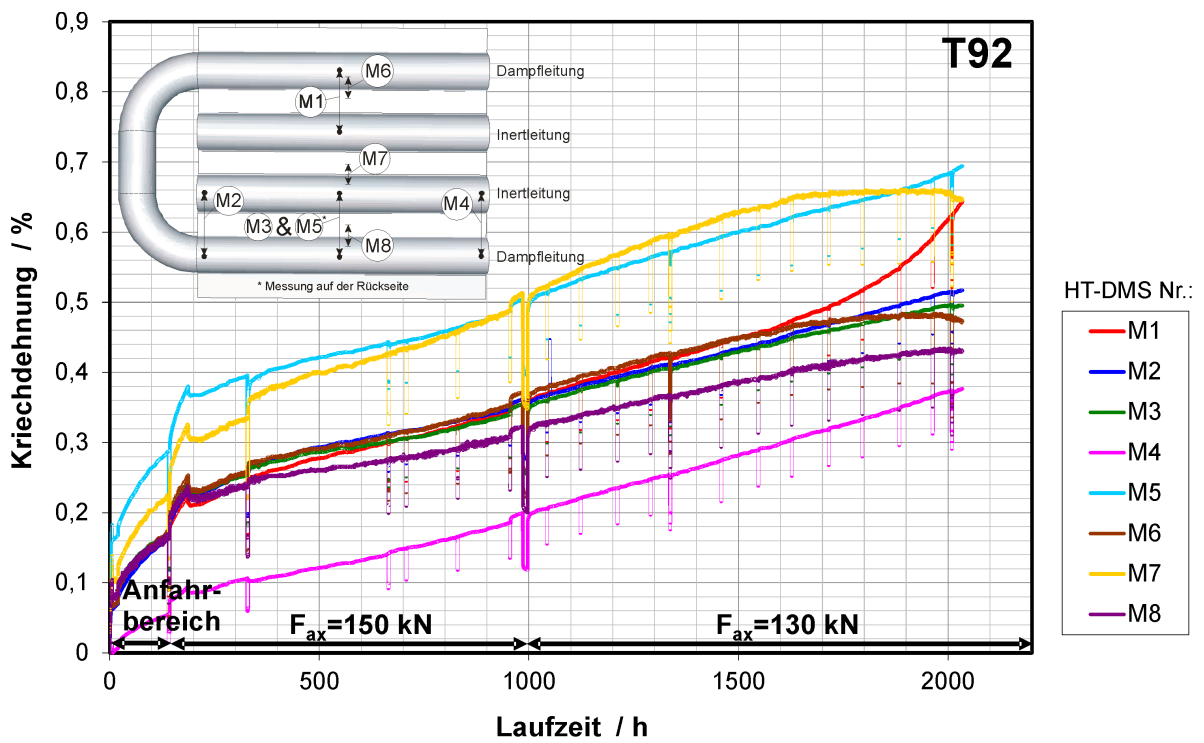


Bild 7.10: Zeit-Dehnverlauf des T92-Membranwandversuches

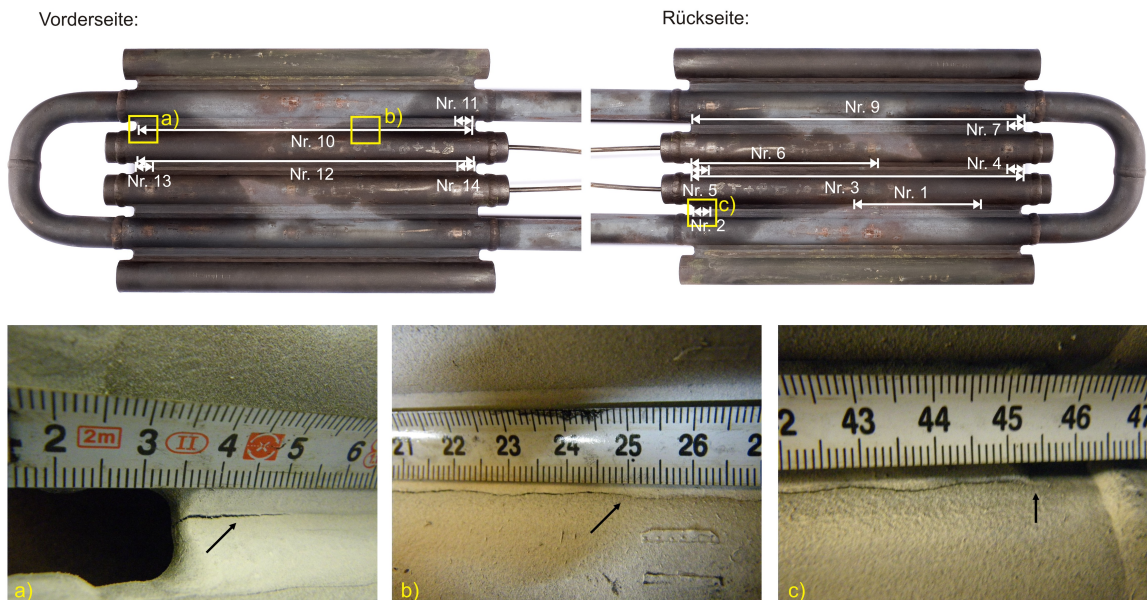


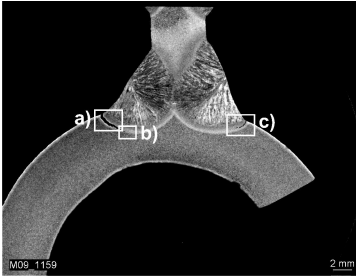
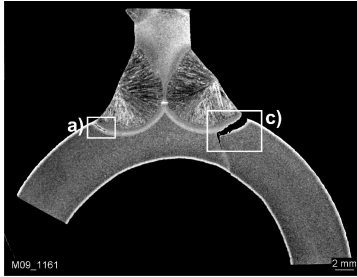
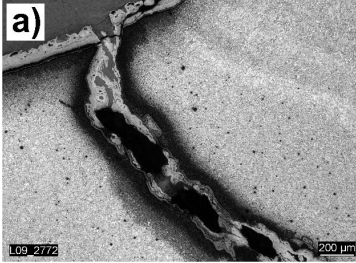
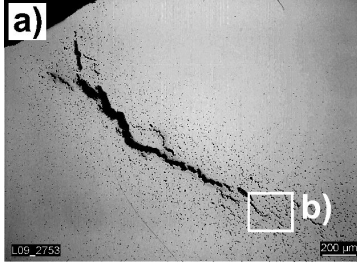
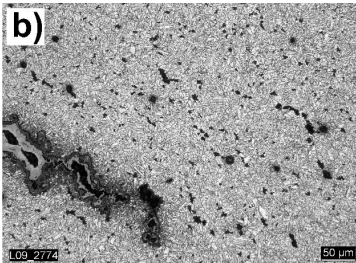
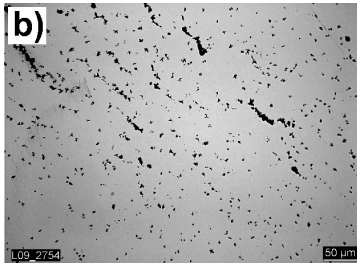
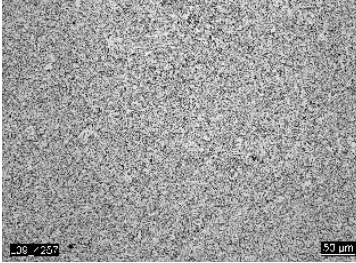
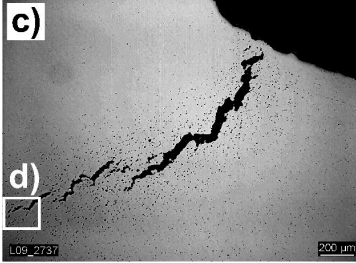
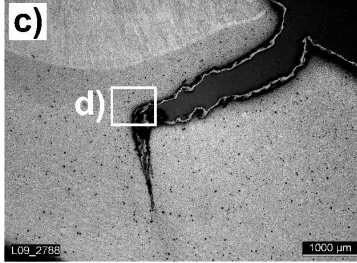
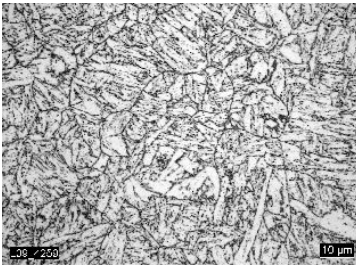
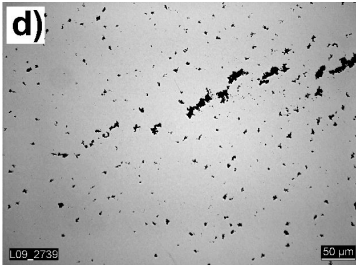
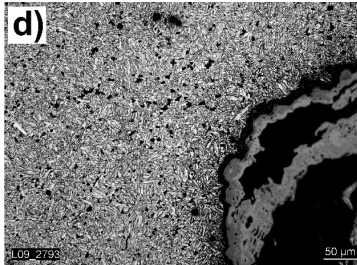
Bild 7.11: Schematische Lage der Risse am T92-Prüfkörper;
 oben links: Vorderseite;
 oben rechts: Rückseite;
 unten: beispielhafte Aufnahmen der entstandenen Risse

Tabelle 7.5: Risslängen und -positionen der am T92-Prüfkörper identifizierten Risse

Riss-Nr.	Seite	Pos.	Länge mm	wanddurchdringend
1	Rückseite	WEZ Rohr	155	nein
2		WEZ Steg	6	nein
3		WEZ Rohr	420	nein
4		WEZ Steg	15	nein
5		WEZ Steg	10	nein
6		WEZ Rohr	225	nein
7		WEZ Steg	8	nein
8		WEZ Rohr	210	nein
9		WEZ Rohr	420	nein
10	Vorderseite	WEZ Rohr	420	nein
11		WEZ Steg	3	nein
12		WEZ Rohr	420	nein
13		WEZ Steg	15/15	nein
14		WEZ Steg	12	nein
Gesamte Prüfkörperbreite (gemessen am Steg) entspricht 420 mm				

Zudem weist der Riss in Schliff S5 bei etwa der Hälfte der Wanddicke einen Knick in seinem Verlauf auf. Nach diesem Knick verläuft der Riss nicht mehr innerhalb der interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3), sondern ist in den Grundwerkstoff (GW) „abgebogen“. Auf Grund der feinkörnigen Gefügestruktur, welche durch den Wärmeeintrag beim Schweißen entstanden ist (siehe Kapitel 3.4), und den damit verbundenen schlechteren Zeitstandeigenschaften bilden sich bevorzugt innerhalb der interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) Kriechporen. Wie an Stelle a) des Schliffes S5 erkennbar ist, koagulieren diese zunächst knapp unter der Oberfläche des Bauteiles zu einem ersten Anriss entlang der interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3). Anschließend wächst dieser Riss entlang der interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) einerseits in Richtung der Bauteiloberfläche, andererseits in die hierzu entgegengesetzte Richtung. Durch das Wachsen des Risses entlang der Wärmeeinflusszone (WEZ) vermindert sich der tragende Querschnitt in diesem Bereich des Kesselrohres. Die Spannungen steigen infolge dieser Querschnittsminderung mit der Risslänge an, was schließlich dazu führt, dass der Riss die Wärmeeinflusszone (WEZ) verlässt und in den Grundwerkstoff (GW) in senkrechter Richtung zum Verlauf der ersten Hauptspannung „abbiegt“. Betrag und Verteilung sowie die vektorielle Richtung der ersten Hauptspannung konnte mit Hilfe einer numerischen Simulation verdeutlicht werden (siehe Anhang [Bild A.30](#)). Der auf diese Weise entstandene Knick ist in Stelle c) des Schliffes S5 deutlich erkennbar. Wie gewohnt, wird der Anriss von Kriechporen umgeben. Stelle d) des Schliffes S5 zeigt den Rissbereich vor dem Abknicken des Risses in den Grundwerkstoff (GW). Deutlich sind Poren im Bereich vor dem Knick innerhalb der feinkörnigen Wärmeeinflusszone (WEZ) erkennbar.

Tabelle 7.6: Metallografische Untersuchungen am Lichtmikroskop (T92, t = 2.000 h)

S1	S3	S5
	 <p data-bbox="783 651 868 674">Makro 3:1</p>	 <p data-bbox="1176 651 1260 674">Makro 3:1</p>
	 <p data-bbox="715 981 935 1003">Riss in WEZ; 50x; geätzt</p>	 <p data-bbox="1098 981 1340 1003">Anriss in WEZ; 50x; poliert</p>
	 <p data-bbox="683 1308 967 1330">Rissende mit Poren; 200x; geätzt</p>	 <p data-bbox="1070 1308 1370 1330">Rissende mit Poren; 200x; poliert</p>
 <p data-bbox="284 1644 577 1666">ohne mech. beanspr.; 200x; geätzt</p>	 <p data-bbox="703 1644 948 1666">Anriss in WEZ; 50x; poliert</p>	 <p data-bbox="1107 1644 1327 1666">Riss in WEZ; 16x; geätzt</p>
 <p data-bbox="277 1973 587 1995">ohne mech. beanspr.; 1000x; geätzt</p>	 <p data-bbox="683 1973 967 1995">Rissende mit Poren; 200x; poliert</p>	 <p data-bbox="1075 1973 1359 1995">Poren am Rissrand; 200x; geätzt</p>

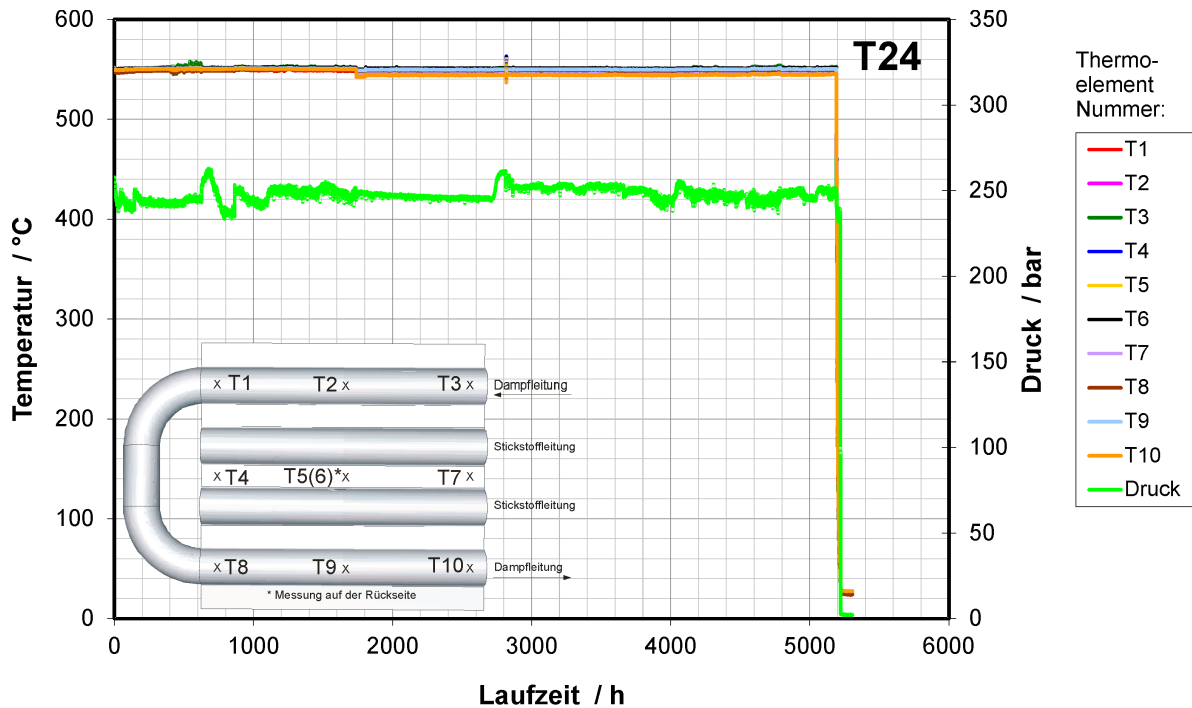


Bild 7.12: Temperatur- und Druckverlauf des T24-Membranwandversuches

7.5. Versuchsergebnisse des T24-Prüfkörpers

7.5.1. Temperatur-, Druck- und Dehnungsverlauf

Der Verlauf der gemessenen Temperaturen und des gemessenen Druckes über der Zeit während der Durchführung des T24-Membranwandversuches ist in [Bild 7.12](#) dargestellt. Die Temperaturen liegen an allen Messstellen sehr dicht an der vorgegebenen Prüftemperatur von 550 °C. Im Mittel liegt an der „kühlsten“ Position (T10) 546 °C und an den heißesten Prüfpositionen (T3, T5 und T6) 550 °C an. Der Druck schwingt auch hier um den Prüfdruck von 250 bar. Mittelt man den Druck über der Prüfzeit, so erhält man einen mittleren Druck von 248 bar.

Während der Durchführung der Prüfung des T24-Membranwandabschnitts wurden, wie bereits in den beiden vorausgegangenen Versuchen, die Dehnungen mittels kapazitiver HT-DMS aufgezeichnet. Die Ergebnisse dieser Aufzeichnungen über der Versuchszeit sind in [Bild 7.13](#) abgebildet. Die wöchentlich zweimal durchgeführten Zwischenentlastungen auf 15 kN sind auch in diesem Versuch deutlich erkennbar. Der Membranwandversuch wurde zunächst mit einer senkrecht auf die Kesselrohrachsen wirkenden Zusatzlast F_{ax} von 150 kN angefahren und nach einer Versuchszeit von etwa 600 h auf 170 kN angehoben. Da sich nach einer Versuchszeit von knapp unter 1.200 h die erzielten Kriechdehnungen auf einem recht geringen Niveau befanden, wurde eine zusätzliche Laststeigerung auf 190 kN vorgenommen und bis zu einer weiteren Laststeigerung bei etwa 3.000 h auf 230 kN gehalten. Um ein Versagen des Prüfkörpers innerhalb der ersten 5.000 h des Prüfvorganges zu erreichen, wurde nach 3.900 h (auf 270 kN) und etwa 4.300 h (auf 320 kN) weitere Laststeigerungen vorgenommen. Nach der durchgeführten Anhebung der Last auf 320 kN ist ein Erreichen des tertiären Kriechbereiches und somit ein Ansteigen der Dehnungen erkennbar. Die Prüfung des Membranwandprüfkörpers wurde daher nach etwa 5.100 h beendet. Eine tabellarische Übersicht der Laststufen ist in [Tabelle 7.2](#) aufgeführt.

Beim Betrachten der Dehnungsverläufe ([Bild 7.13](#)) fällt auf, dass die Dehnungen, gemessen

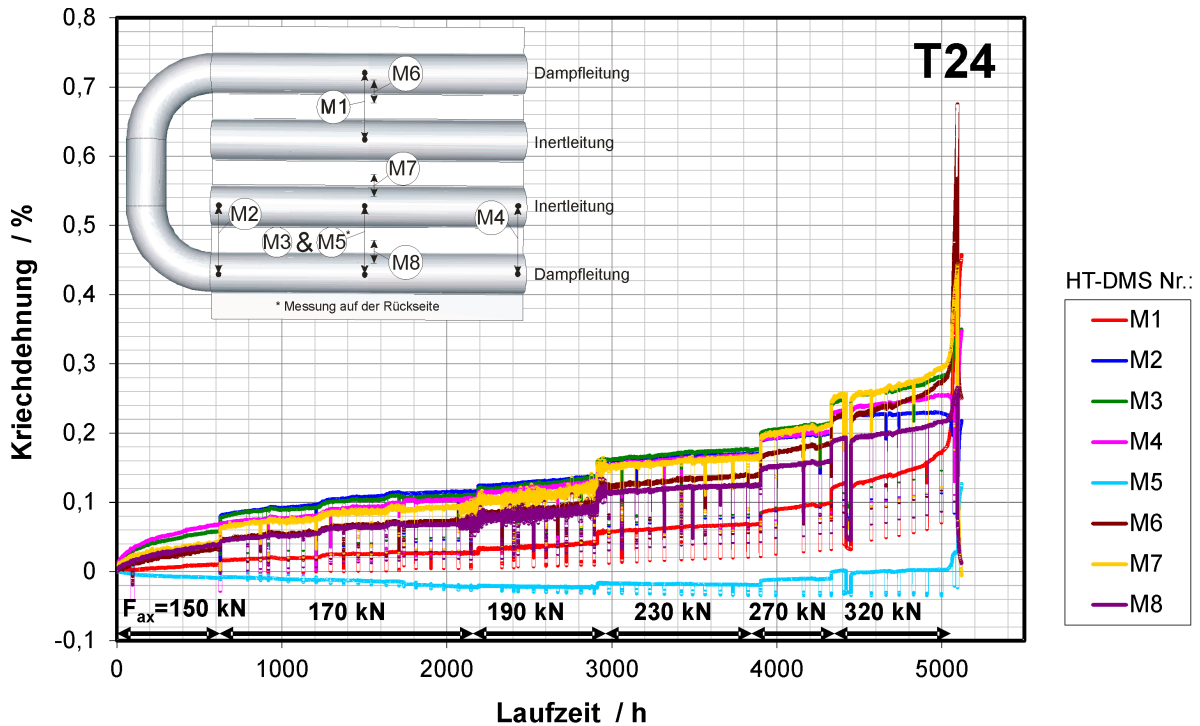


Bild 7.13: Zeit-Dehnverlauf des T24-Membranwandversuches

an den Messstellen der HT-DMS M1 und M5, auf einem deutlich niedrigeren Niveau liegen als die der übrigen Messstellen. Die an Messstelle M5 aufgezeichneten Dehnungen liegen sogar im Druckbereich und somit bei zunächst negativen Dehnungen. Dies lässt den Schluss zu, dass möglicherweise Biegung, ursächlich in einem fertigungsbedingten leichten „S-Schlag“, auf den Prüfkörper aufgebracht wird. Dieser Eindruck wird verstärkt durch die Tatsache, dass die negativen Dehnungen einen Minimalwert erreichen und nach etwa 4.400 h wieder positive Dehnungswerte erzielen. Der Prüfkörper wird mit zunehmender Betriebsdauer „gerade“ gezogen.

7.5.2. Metallografische Untersuchungen

Im Anschluss an die Versuchsführung wurde der geprüfte Membranwandabschnitt ausgebaut und einer Magnetpulverprüfung unterzogen. Die Ergebnisse dieser Prüfung sind schematisch in [Bild 7.14](#) dargestellt. Eine tabellarische Übersicht der Risspositionen und -längen ist in [Tabelle 7.7](#) zu finden. Die gefundenen Anrisse liegen alle innerhalb des Schweißgutes (SG) der obersten, äußeren Rohr-Steg-Schweißung. Da die äußeren Rohre lediglich zur Aufbringung der senkrecht zur Kesselrohrachse wirkenden Zusatzlast F_{ax} dienen, konnten hier auch keine kapazitiven Dehnungsaufnehmer angebracht werden. Die Anrissstelle liegt also außerhalb des messtechnisch erfassbaren Bereiches.

Weiterhin wurden an denen in [Bild 7.8](#), (oben rechts) aufgezeigten Positionen Schiffe entnommen. Da mit diesen Schlifffpositionen die entstandenen Risse nicht untersucht werden konnten, wurde unterhalb von Schlifffposition S1 ([Bild 7.8](#), (oben rechts)) ein zusätzlicher Schliff S6 ([Bild 7.14](#)), (oben rechts) durch den Rissbereich angefertigt und am Lichtmikroskop untersucht. Einige Auszüge dieser Untersuchungen sind in [Tabelle 7.8](#) dargestellt. Bei der Betrachtung dieser Schlifffbilder wird deutlich, dass weder im Bereich um den Riss durch das Schweißgut (SG) (Schlifffposition S6) noch im Bereich der feinkörnigen interkritischen Wärmeinflusszone (WEZ3) - welcher den Bereich größter bzw. frühester Schädigung dar-

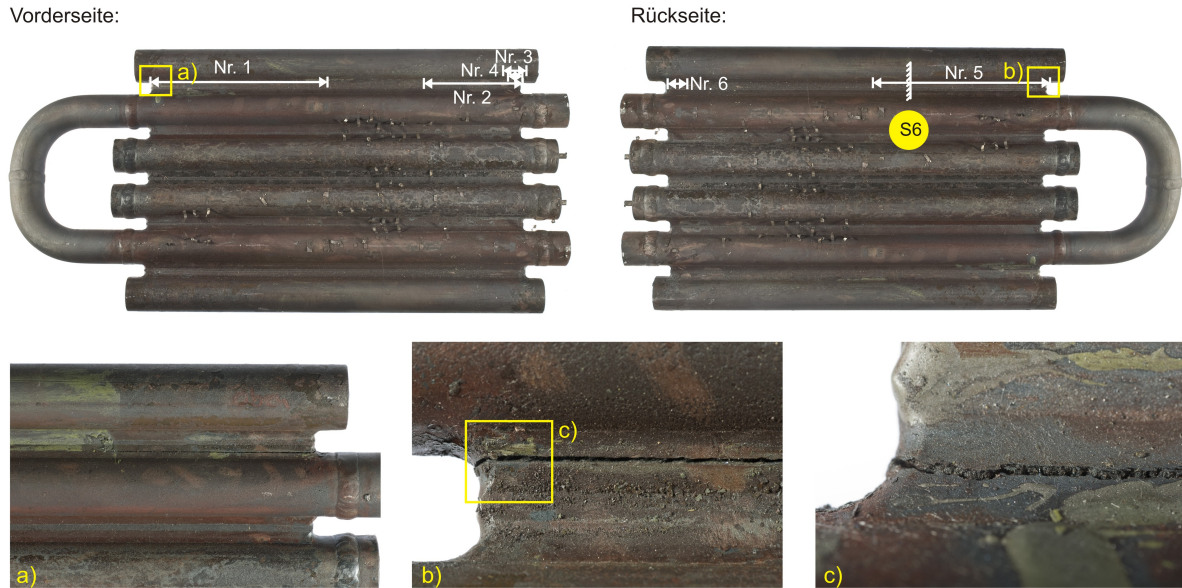


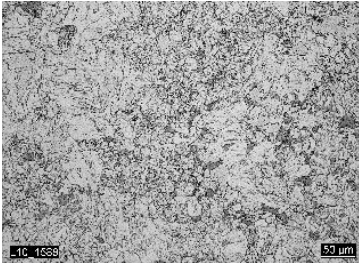
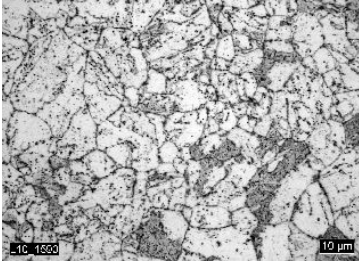
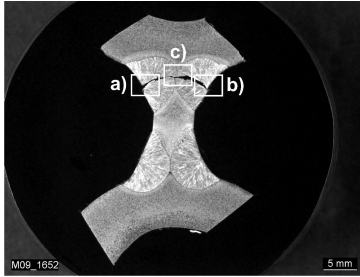
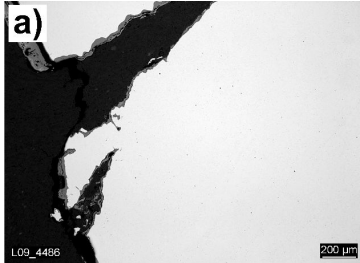
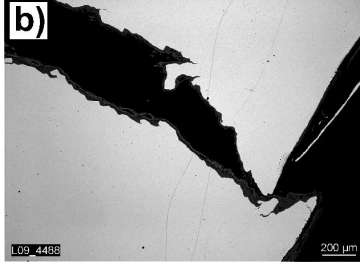
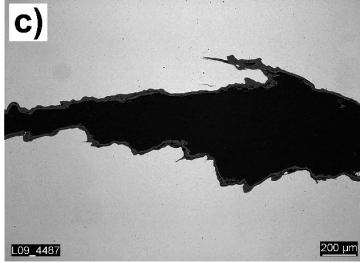
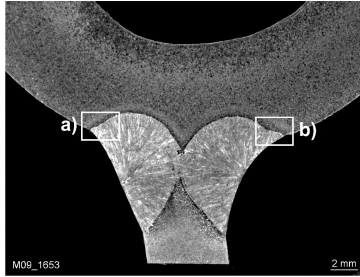
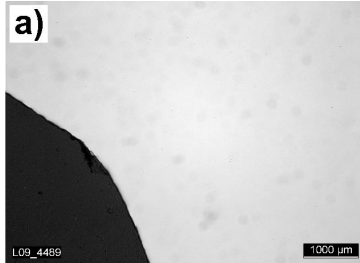
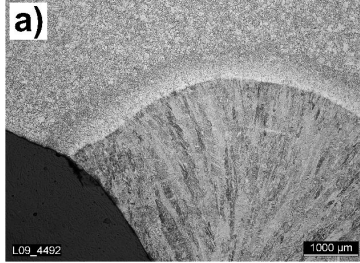
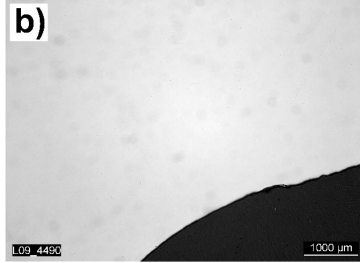
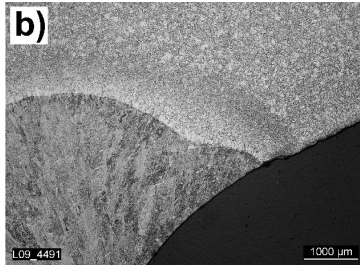
Bild 7.14: Schematische Lage der Risse am T24-Prüfkörper;
 oben links: Vorderseite;
 oben rechts: Rückseite;
 unten: beispielhafte Aufnahmen der entstandenen Risse

Tabelle 7.7: Risslängen und -positionen der am T24-Prüfkörper identifizierten Risse

Riss-Nr.	Seite	Pos.	Länge mm	wanddurchdringend
1	Rückseite	SG / WEZ	200	nein
2		SG / WEZ	130	ja (durch Steg)
3		SG / WEZ	10	nein
4		SG / WEZ	5	nein
5	Vorderseite	SG / WEZ	130	ja (durch Steg)
6		Steg / WEZ	1	nein
Gesamte Prüfkörperbreite (gemessen am Steg) entspricht 420 mm				

stellen sollte - kriechgeschädigte Bereiche zu finden sind. Auch im polierten Zustand, der Poren sehr gut erkennen lässt, ist keine Schädigung auszumachen. Im geätzten Zustand sind die Fusionslinie (FL) und die Wärmeinflusszone (WEZ) sehr gut erkennbar. Auch in dieser Darstellung sind keine Poren identifizierbar. Dass noch keinerlei sichtbare Kriechschädigung (beispielsweise in Form von Poren) vorliegen kann wird zudem durch das niedrige Dehnungsniveau von maximal 0,3 % bis 0,4 % bestätigt. Der entstandene Riss innerhalb der Schweißnaht der Rohr-Steg-Verbindung des obersten Kesselrohres verläuft mittig im Schweißgut beider angrenzenden Schweißnähte (siehe Makro Schliff S6 in Tabelle 7.8). Da auch hier keinerlei Kriechschädigung um den Rissbereich aufzufinden ist wird vermutet, dass der Anriss auf Grund eines Schweißfehlers entstanden sein muss.

Tabelle 7.8: Metallografische Untersuchungen am Lichtmikroskop (T24, $t = 5.100$ h)

S1	S6	S5
 <p data-bbox="293 981 571 1003">ohne mech. belast.; 200x; geätzt</p>  <p data-bbox="293 1314 571 1337">ohne mech. belast.; 1000x; geätzt</p>	 <p data-bbox="783 651 868 674">Makro 2:1</p>  <p data-bbox="730 981 922 1003">Riss links; 50x; poliert</p>  <p data-bbox="730 1314 922 1337">Riss rechts; 50x; poliert</p>  <p data-bbox="730 1646 922 1668">Rissmitte; 50x; poliert</p>	 <p data-bbox="1176 651 1260 674">Makro 4:1</p>  <p data-bbox="1086 981 1353 1003">Schweißnaht links; 16x; poliert</p>  <p data-bbox="1086 1314 1353 1337">Schweißnaht links; 16x; geätzt</p>  <p data-bbox="1086 1646 1353 1668">Schweißnaht rechts; 16x; poliert</p>  <p data-bbox="1086 1975 1353 1998">Schweißnaht rechts; 16x; geätzt</p>

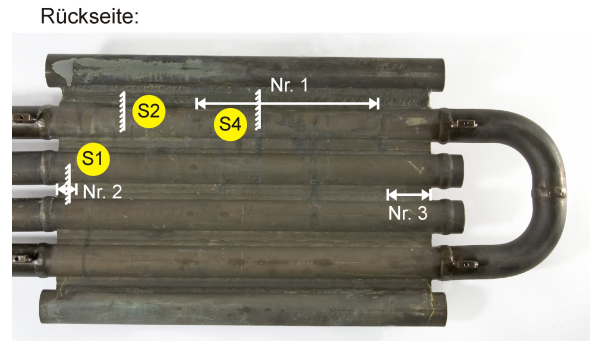


Bild 7.15: Schematische Lage der Risse am Alloy 617 mod-Prüfkörper (Vorderseite); nach Reparatur und 81 h Laufzeit

7.6. Versuchsergebnisse des Alloy 617 mod-Prüfkörpers

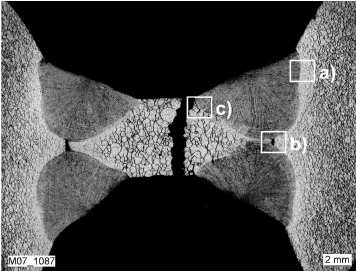
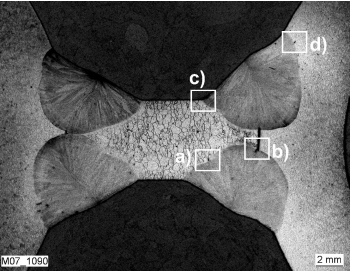
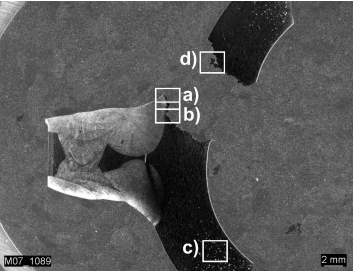
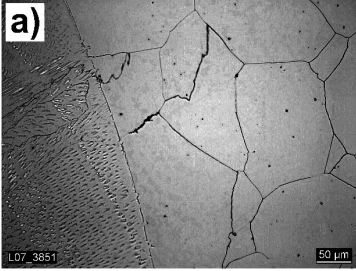
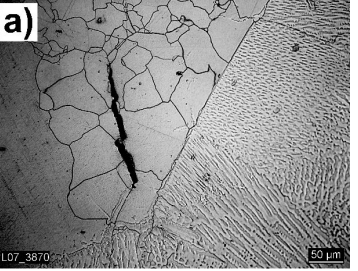
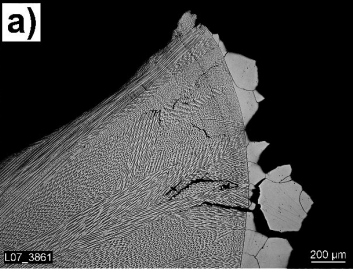
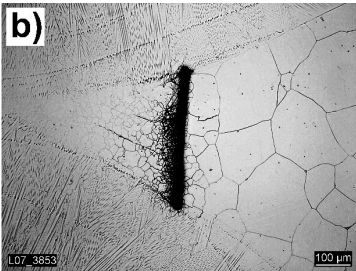
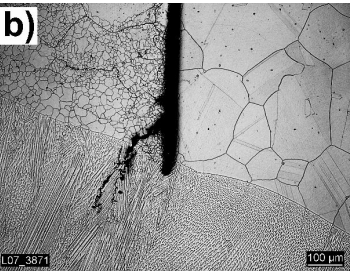
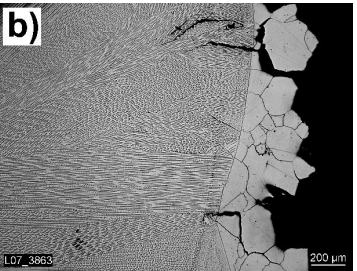
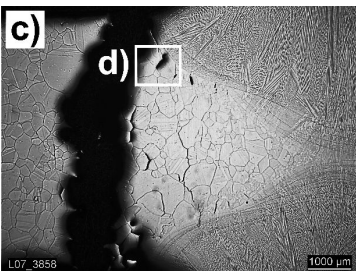
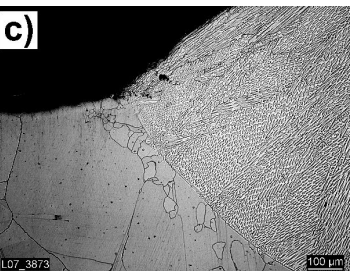
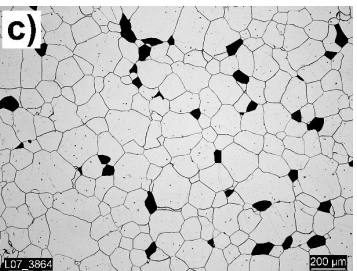
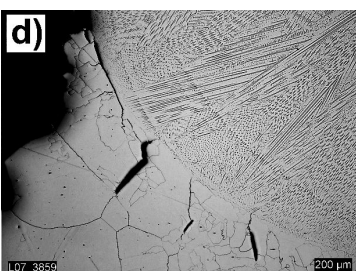
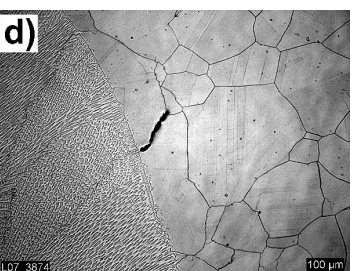
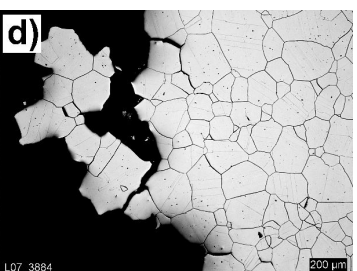
Die Prüfung des Alloy 617 mod-Membranwandprüfkörpers wurde mit einer Belastung F_{ax} senkrecht zur Axialrichtung der Kesselrohre von 330 kN angefahren (Ablauf der Lastaufbringung siehe Kapitel 7.1.2). Nach einer Versuchszeit von knapp 28 h wurde der Versuch entlastet. Der oberste Steg, gelegen zwischen Dampf führendem Kesselrohr und äußerstem, zur Kraftaufbringung dienenden Kesselrohr, wurde während der Versuchsdurchführung im Steg mittig vollständig abgetrennt. Die mit Hilfe einer analytischen Abschätzung ermittelten Spannungen sowie die durch eine rein elastische numerische Simulation bestimmten Lastspannungen (in beiden Abschätzungen blieben Eigenspannungen unberücksichtigt) liegen unterhalb von 140 MPa und somit unterhalb der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ des Werkstoffes Alloy 617 mod bei Prüftemperatur (bei 700 °C $R_{p0,2} = 185$ MPa [Ver01, Thy05]). Die Ergebnisse einiger metallografischer Untersuchungen lassen vermuten, dass der Prüfkörper auf Grund einer bereits zu Versuchsbeginn vorliegenden Schädigung (z. B. in Form eines Wiederaufschmelzrisses) versagt hat. Diese These wird durch den Fund einer dicht unterhalb der Oberfläche befindlichen interkristallinen Trennung im Anriss (siehe Tabelle 7.9: Bild unten, Mitte; weißer Pfeil) senkrecht zur Schweißnahtflanke, welche sich bis in das Schweißgut (SG) erstreckt, gestützt. Die entdeckten Anrisse gehen von der Grundwerkstoffseite aus. Ihre Aufweitung weist darauf hin, dass sie sich verformungsbedingt erweitert haben und zu einem frühen Zeitpunkt nach dem Schweißen entstanden sein können. Die Bruchfläche ist größtenteils interkristallin (Tabelle 7.9, Bild oben in der Mitte und oben rechts). Die für einen Restgewaltbruch üblichen Verformungswaben sind ebenfalls erkennbar. Der defekte Steg wurde instand gesetzt. Innerhalb dieses Reparaturvorganges wurde der komplette Stegbereich mittels reinem Schweißgut aufgefüllt bzw. ersetzt. Im Anschluss an die erfolgte Reparatur des Prüfkörpers wurde ein Neustart des Prüfvorganges vorgenommen und hierbei mit einer reduzierten Prüflast von 270 kN angefahren.

Nach einer Versuchszeit von ca. 81 h nach Neustart musste die Versuchsführung auf Grund einer Leckage unterbrochen werden. In Bild 7.15 ist die schematische Lage aller nach dieser Laufzeit am Prüfkörper entstandenen Risse eingezeichnet. Ursache für das Auftreten der Leckage stellte ein wanddurchdringender Riss entlang der Wärmeeinflusszone der Rohr-Steg-Schweißung (auf der Rohrseite) oberhalb des obersten mit Dampf beaufschlagten Kesselrohres dar (Riss Nr. 1, Bild 7.15). An dieser Stelle wurde ein Schliff (S4) direkt durch den Rissbereich sowie ein weiterer Schliff (S2) an ähnlicher Stelle in einem dem Riss entfernten Bereich angefertigt. Weiterhin waren zwei weitere jeweils an den Prüfkörperenden liegende und mittig im Steg zwischen den beiden Stickstoff führenden Rohren verlaufende Anrisse erkennbar (Riss Nr. 2 und 3, Bild 7.15). Einer dieser Rissbereiche wurde mit einem Schliff (S1) genauer untersucht.

Tabelle 7.9: Metallografische Untersuchungen am Lichtmikroskop und Rasterelektronenmikroskop: Alloy 617 mod-Prüfkörper 1, erster Versuch

Foto / Rasterelektronenmikroskop (REM)		
<p>6,5x; Foto der Bruchfläche (Pfeil markiert Anriss)</p>	<p>REM: Übersicht der Bruchfläche</p>	<p>REM: Bruchfläche</p>
Lichtmikroskop (LiMi)		
<p>Makro 5:1 Schliff durch Anrissstelle (unten)</p>	<p>16x; Bruchfläche (weiße Linien, markieren den Steg)</p>	<p>50x; Stelle des Anrisses (Pfeil markiert Anriss)</p>

Tabelle 7.10: Metallografie; Alloy 617 mod-Prüfkörper 1, zweiter Versuch

S1	S2	S4
 <p>Makro 4:1</p>	 <p>Makro 4:1</p>	 <p>Makro 3:1</p>
 <p>Bereich der Fusionslinie; 200x; geätzt</p>	 <p>Bereich der Fusionslinie; 200x; geätzt</p>	 <p>Rissbeginn; 50x; geätzt</p>
 <p>Restspalt (zw. Rohr u. Steg); 100x; geätzt</p>	 <p>Restspalt (zw. Rohr u. Steg); 100x; geätzt</p>	 <p>Fortsetzung des Risses; 50x; geätzt</p>
 <p>Riss im Steg; 10x; geätzt</p>	 <p>Bereich der Fusionslinie; 100x; geätzt</p>	 <p>50x; geätzt</p>
 <p>Detail: Bereich Fusionslinie; 50x; geätzt</p>	 <p>Bereich der Fusionslinie; 100x; geätzt</p>	 <p>Detail: Bereich Riss; 50x; geätzt</p>

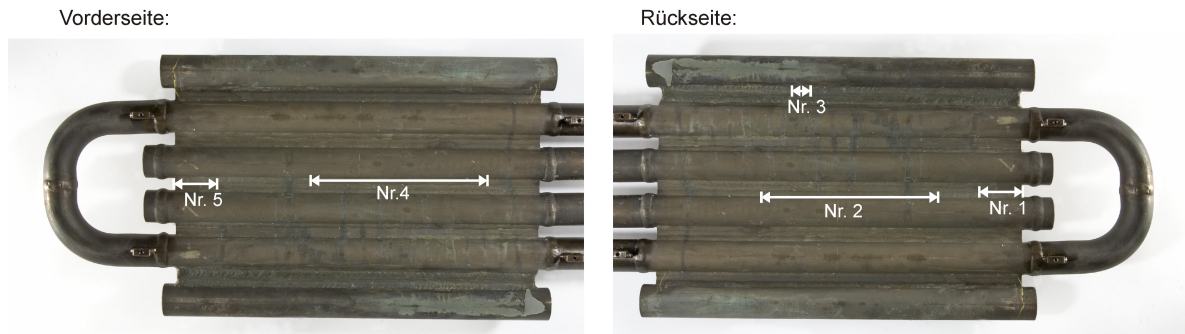


Bild 7.16: Schematische Lage der entstandenen Risse am zweiten Alloy 617 mod-Prüfkörper (links: Vorderseite; rechts: Rückseite); nach dem ersten Abfahren

Tabelle 7.11: Risslängen und -positionen der am zweiten Alloy 617 mod-Prüfkörper nach dem ersten Abfahren identifizierten Risse

Riss-Nr.	Seite	Pos.	Länge mm	wanddurchdringend
1	Rückseite	Stegmitte	40	nein
2		WEZ Steg	120	nein
3		WEZ Steg	20	nein
4	Vorderseite	WEZ Steg	120	nein
5		WEZ Steg	40	nein
Gesamte Prüfkörperbreite (gemessen am Steg) entspricht 420 mm				

Tabelle 7.10 zeigt auszugsweise einige an den Schliffen angefertigte Aufnahmen mit dem Lichtmikroskop. Die Schliffe S1 (Stelle b) und S2 (Stelle b) zeigen deutlich einen nicht durchgeschweißten Bereich (Restspalt) im Übergang von Rohr und Steg. Diese fehlende Durchschweißung wurde bei mehreren Prüfkörpern, teilweise sogar noch deutlicher, festgestellt und kann nicht die Ursache für das frühe Versagen des Prüflings darstellen. In allen Schliffen dieses Versuches wurden interkristalline Trennungen identifiziert, welche eine Orientierung parallel zum Bruchverlauf besitzen. Im Bereich der Schmelzlinie oder Fusionslinie wurden, wie vor der Reparatur des abgerissenen Steges, die bereits weiter oben erwähnten Anrisse gefunden. Die geometrische Lage der Fusionslinie - nahezu senkrecht zur maximalen Hauptspannung - begünstigt die Rissinitierung und -ausbildung im Fusionslinienbereich.

Rückblickend kann festgestellt werden, dass die senkrecht zur Kesselrohrachse wirkende Last F_{ax} von 330 kN (1. Versuch) bzw. 270 kN (2. Versuch) auf Grund der Schweißnaht - welche auch als „metallurgische Kerbe“ betrachtet werden kann - sowie der geometrischen Kerben zu relativ hohen Spannungen im Bereich der Schweißnähte geführt hat. Dies hat gezeigt, dass die Kerbempfindlichkeit der Nickelbasislegierung Alloy 617 deutlich höher einzuschätzen ist als die der ferritisch-martensitischen Werkstoffe. Weiterhin konnte festgestellt werden, dass ein Versagen bei relativ geringen Dehnungen (um die 0,2 %, siehe Anhang) eingetreten ist, was die Versuchsführung erschwerte. Aus diesem Grund wurde ein weitgehend neues Paneel gefertigt und eine Prüfung bei zunächst deutlich verringerter Beanspruchung durchgeführt.

Zur Fertigung des zweiten Membranwandprüfkörpers wurden einige Teile des ersten Prüflings wiederverwendet. Ein Beispiel hierfür ist der Rohrbogen des Prüfkörpers, welcher den Dampf

vom oberen Kesselrohr in das untere mit Dampf beaufschlagte Kesselrohr umleitet. Anschließend wurde der Versuch mit einer reduzierten Prüflast von 160 kN wieder angefahren. Hier war nach kurzer Zeit (73 h) ein extremer Anstieg der Dehnungen über der Prüfzeit zu erkennen, weshalb der Versuch abgefahren wurde. Am Prüfkörper war nach dieser Zeit ein deutlicher Anriss in der Wärmeeinflusszone des Steges des oberen Stickstoff führenden Kesselrohres von ca. 120 mm erkennbar. Der Verlauf dieses Risses lag genau in dem von HT-DMS M7 überwachten Bereich. Zudem war ein Anriss am seitlichen Ende des Steges zwischen den mittleren Kesselrohren zu sehen. Eine anschließende Eindringprüfung mit fluoreszierenden Mitteln zeigte einen weiteren Anriss innerhalb der Wärmeeinflusszone der Rohr-Steg-Schweißung des oberen Kesselrohres, welches zur Kraftaufbringung eingespannt wird. Eine Übersicht der metallografisch dokumentierten Anrisse ist in [Bild 7.16](#) dargestellt. Eine tabellarische Zusammenstellung der Risspositionen ist in [Tabelle 7.11](#) aufgeführt. Anschließend wurde der Membranwandprüfling instand gesetzt.

Der reparierte Prüfkörper wurde anschließend in den Prüfstand eingebaut und mit einer nochmals deutlich reduzierten Zusatzlast F_{ax} von 100 kN angefahren. Die nach etwa 9 h erzielten Dehnungen lagen in Anbetracht der sehr niedrig angesetzten Zusatzlast F_{ax} (100 kN) auf einem hierfür relativ hohen Niveau von 0,07 %. Im Vergleich hierzu lagen die Dehnungen im vorausgehenden Versuch mit einer deutlich größeren Zusatzlast senkrecht zur Kesselrohrachse F_{ax} (160 kN) nach 10 h lediglich bei 0,03 %. Aus diesem Grund wurde die angreifende Zusatzlast F_{ax} auf das Niveau der Vorlast von 15 kN abgefahren. Die Temperatur (700 °C) und der aufgebrachte Dampfdruck (250 bar) wurde allerdings aufrecht erhalten. Nach etwas mehr als 19 h Laufzeit stiegen die Dehnungen im Verlauf des HT-DMS M5 sprunghaft an und Leckage am unteren Stickstoff führenden Kesselrohr, nahe der Fusionslinie der Reparaturschweißung (zwischen den Stickstoff beaufschlagten Kesselrohren), trat auf. In [Bild 7.17](#) (rote Markierungen) ist ein schematischer Rissplan der Risspositionen sowie der Reparaturschweißungen (blaue Bereiche) dargestellt. Die zugehörigen Risslängen sind in [Tabelle 7.12](#) aufgeführt. An dieser Stelle sei bemerkt, dass die dort eingezeichneten Risse lediglich mittels einer Sichtprüfung und nicht wie üblich durch eine Farbeindringprüfung ermittelt wurden. Im Anschluss daran wurde der mit Rissen behafteten Prüfling unter extrem geringer Prüflast F_{ax} (10 kN) weiter geprüft. Zu diesem Zweck wurde der auf der Rückseite des Prüflings liegende HT-DMS versetzt. Auf diese Weise erfasste HT-DMS M5 nicht die integralen Dehnungen der untersten Rohr-Steg-Rohr-Verbindung, sondern die akkumulierten integralen Dehnungen über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung der Stickstoff führenden Rohre, in unmittelbarer Nähe der entdeckten Risse.

Bei erneutem Anfahren des Versuches unter der geringen Last F_{ax} von 10 kN war es lediglich möglich, eines der beiden stehend beaufschlagten Kesselrohre mit Stickstoff zu befüllen. Das zweite Rohr konnte wegen des Risses und der damit verbundenen Leckage keinen Druck mehr aufbauen. Selbst unter dieser geringen Prüflast F_{ax} (10 kN) trat nach einer Laufzeit von 80 h Leckage in den Dampf beaufschlagten Rohren und dem verbleibenden Stickstoff führenden Rohr auf. Eine genauere Untersuchung mit fluoreszierenden Mitteln ergab die in [Bild 7.17](#) grün aufgeführten Risspositionen. Eine tabellarische Übersicht der Risspositionen ist in [Tabelle 7.12](#) aufgeführt. Auf Basis dieser Untersuchungen wurde entschieden, an den in [Bild 7.17](#) eingezeichneten Positionen eine Schliffentnahme (S10 bis S13) durchzuführen und die entnommenen Schliffe am Lichtmikroskop genauer zu untersuchen. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in [Tabelle 7.13](#) (S13) und [Tabelle 7.14](#) (S10 bis S12) aufgeführt. Besonders an Stelle d) des Schliffes S11 werden einige Ausscheidungen sichtbar. Es wird vermutet, dass es sich bei den Ausscheidungen um die γ' -Phase handelt. Die in den Schliffen S10 bis S12 (Stellen a) und b)) dargestellten Risse laufen entlang der Fusionslinien oder knapp neben dieser im Grund-

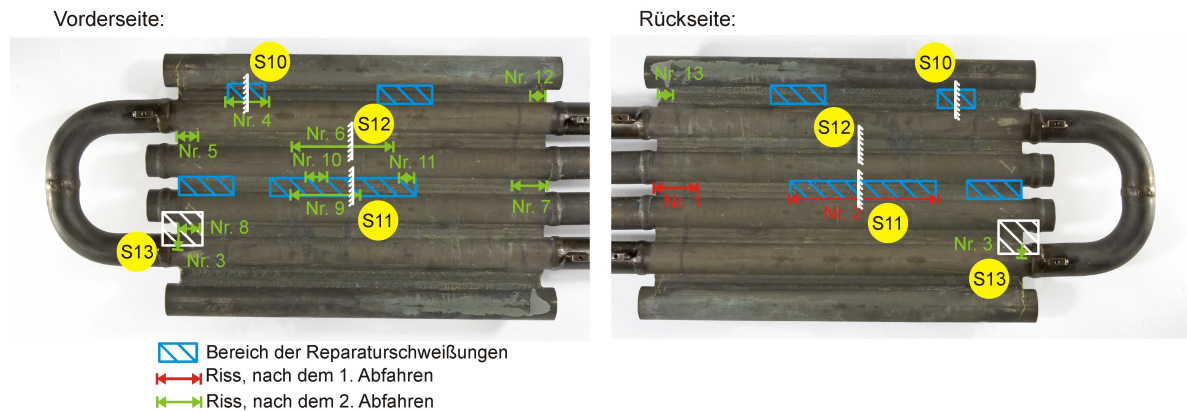


Bild 7.17: Schematische Lage der entstandenen Risse am zweiten Alloy 617 mod-Prüfkörper (links: Vorderseite; rechts: Rückseite); nach dem zweiten Abfahren

Tabelle 7.12: Risslängen und -positionen der am zweiten Alloy 617 mod-Prüfkörper nach dem zweiten Abfahren identifizierten Risse

Riss-Nr.	Seite	Pos.	Länge mm	wanddurchdringend
1	Rückseite	Stegmitte	25 / 45	nein
2		WEZ Rohr	135	ja
13		WEZ Steg	5	nein
3	Vorderseite	Umfangriss	40	nein
4		WEZ Steg	38	ja
5		Stegmitte	18	nein
6		WEZ Rohr	115	ja
7		Stegmitte	40	nein
8		WEZ Rohr	15	nein
9		WEZ Rohr	100	nein
10		WEZ Rohr	15	nein
11		WEZ Rohr	5	nein
12		WEZ Steg	5	nein

Gesamte Prüfkörperbreite (gemessen am Steg) entspricht 420 mm
 grüne Risslängen: Riss entstand nach dem 1. Abfahren
 rote Risslängen: Riss entstand nach dem 2. Abfahren

werkstoff (GW). In den lichtmikroskopischen Aufnahmen an Schliff S13 findet man mehrere Risse. Zwei dieser Risse liegen an der Fusionslinie der Schweißnaht im Grundwerkstoff (GW) des Steges (Stellen a) bis e)). Ein dritter Riss verläuft in Umfangsrichtung des Kesselrohres und schneidet hierbei senkrecht die Fusionlinie. Weiterhin lassen sich die Reparaturstellen in den Schliffen S10 und S11 gut erkennen. In Schliff S10 liegt diese an der rechts oben gelegenen Schweißnaht. In Schliff S11 befindet sie sich im Steg, der fast ausschließlich aus Schweißgut (SG) besteht. Alle identifizierten Risse verlaufen interkristallin.

In den angefertigten Schliffbildern konnten an einigen Stellen Heißrisse sowohl im Grundwerkstoff (GW) als auch im Schweißgut (SG) gefunden werden (S10, Stelle c) und d); S11, Stelle b); S13, Stelle g) und SG). In Schliff S10 trat der Fusionslinienbruch an jener Naht auf, an der eine Reparaturschweißung durchgeführt wurde. Ein Zusammenhang mit der Wärmeeinbringung während des Reparaturschweißvorganges und/oder der damit verbundenen Beeinflussung des Eigenspannungszustandes liegt nahe. Auch im Falle des Schliffs S11 erfolgte der Bruch ausgehend von der spannungsmäßig günstig zur Hauptspannung orientierten Ecke der Kehlnaht an der Oberfläche. An dieser Stelle liegt ebenfalls eine Beeinflussung durch die Reparaturschweißung in der Stegmitte vor.

Es wird deutlich, dass innerhalb dieser Arbeit die Ursachen für die dargestellten Rissbildungen, welche zu einem frühen Versagen der Alloy 617 mod-Membranwandprüfkörper führten, nicht eindeutig ermittelt werden konnten. Es ist nicht auszuschließen, dass ein Zusammenhang mit den beobachteten Wiederaufschmelzrissen nahe der Fusionslinie, die vermutlich im Zuge des Schweißprozesses entstehen, vorliegt. Abschließend ist eine tabellarische Übersicht der am Alloy 617 mod-Membranwandprüfkörper durchgeführten Versuche und Reparaturen in Tabelle 7.15 zusammengestellt.

Tabelle 7.13: Metallografie; Alloy 617 mod-Prüfkörper 2, dritter Versuch; Schliff S13 (siehe Bild 7.17)

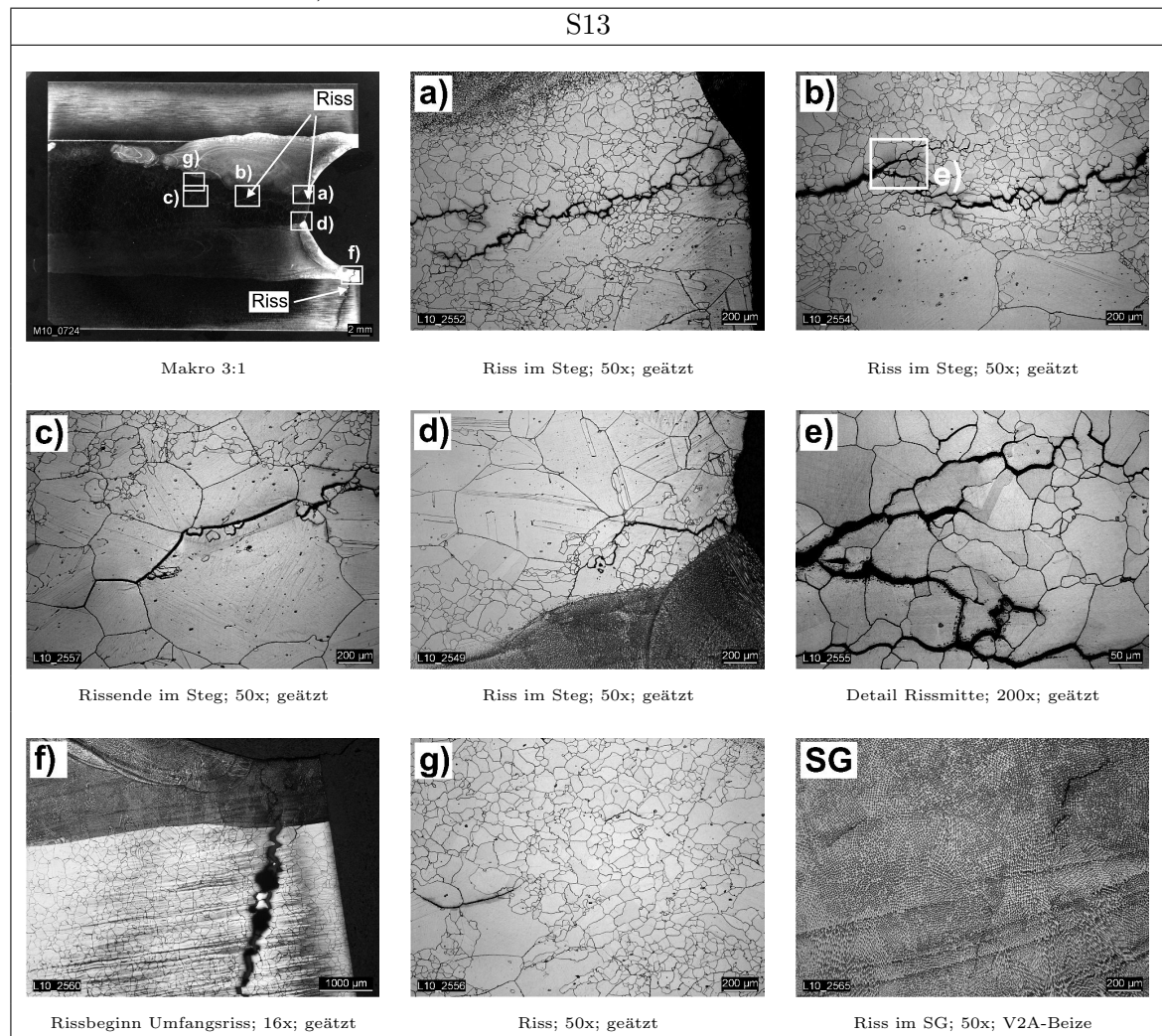


Tabelle 7.14: Metallografie; Alloy 617 mod-Prüfkörper 2, dritter Versuch; Schliff S10, S11 und S12 (siehe Bild 7.17)

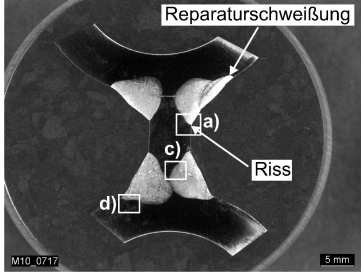
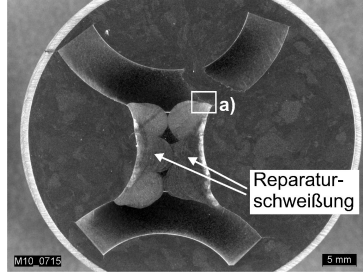
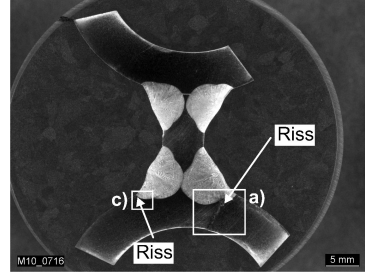
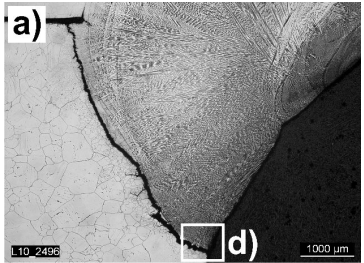
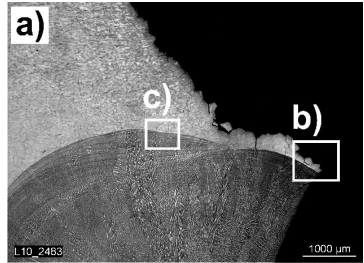
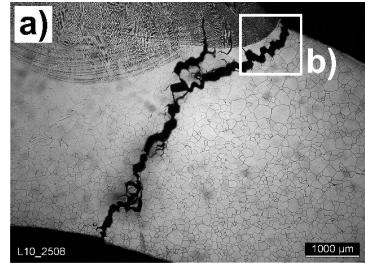
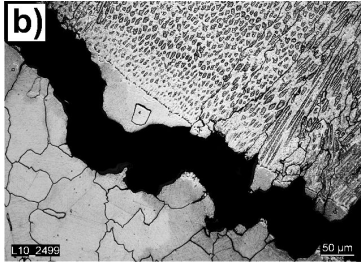
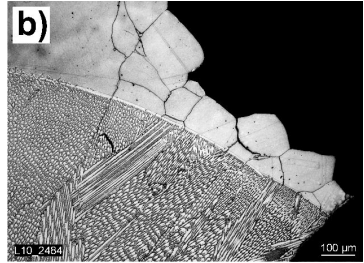
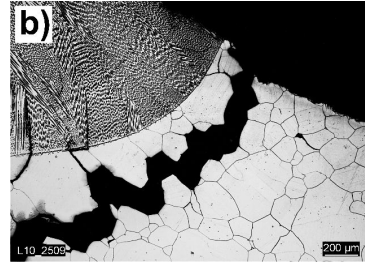
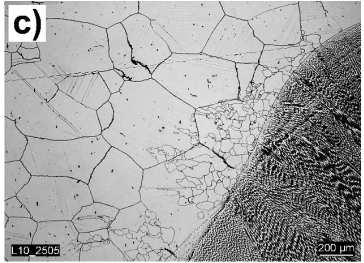
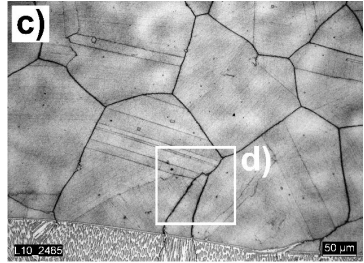
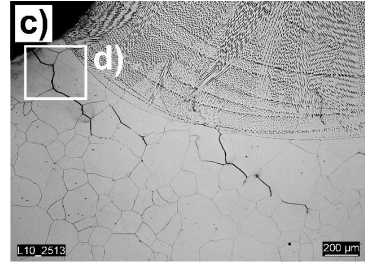
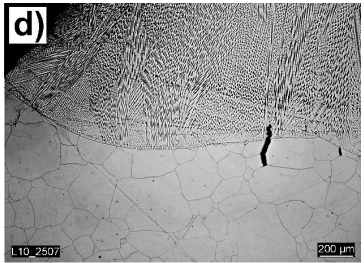
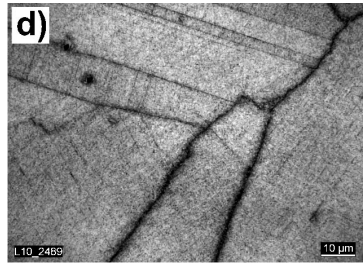
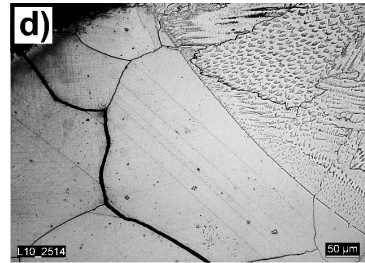
S10	S11	S12
 <p>Makro 2:1</p>	 <p>Makro 2:1</p>	 <p>Makro 2:1</p>
 <p>Riss in Fusionslinie; 16x; geätzt</p>	 <p>Riss; 16x; geätzt</p>	 <p>Riss; 16x; geätzt</p>
 <p>Rissdetail; 200x; geätzt</p>	 <p>Rissdetail; 100x; geätzt</p>	 <p>Rissdetail; 50x; geätzt</p>
 <p>Risse; 50x; geätzt</p>	 <p>Ausscheidungen; 200x; geätzt</p>	 <p>Anriss; 50x; geätzt</p>
 <p>Risse; 50x; geätzt</p>	 <p>Ausscheidungen; 1000x; geätzt</p>	 <p>Detail Anriss; 200x; geätzt</p>

Tabelle 7.15: Übersicht der durchgeführten Versuche und Reparaturen am Alloy 617 mod-Membranwandprüfkörper

Lfz. h	Axial- last kN	σ im Steg aus Axiallast MPa	Versagenstelle	Durchgeführte Reperaturen und Arbeiten am Prüfkörper
30	330	131	Stegmitte oberhalb des oberen Dampf führenden Rohres komplett durchgerissen; Gewaltbruch	Reparatur, Steg ausgetauscht
81	270	107	Stegmitte zwischen Stickstoffrohren; WEZ am oberen Dampf führenden Rohr auf	Fertigung eines „neuen“ Prüflings unter Nutzung von Reststücken (z. B. Rohrbogen)
73	160	73	Riss zwischen den Stickstoffrohren, WEZ auf Stegseite an reparierter SN; Riss Stegmitte, zwischen Stickstoffrohren (Paneelrand)	Reparatur
9 10	100 15	40 6	Riss zwischen den Stickstoffrohren, WEZ auf Rohrseite an Reparaturschweißung, Leckage im Stickstoffrohr; Riss Stegmitte zwischen Inertgasrohren (Paneelrand)	Umsetzung von HT-DMS M5 → neue Bezeichnung M9 (Position neben Riss über Inertgasrohren)
80	10	4	Neuer Riss am zweiten Stickstoffrohr, WEZ auf Rohrseite, auch hier Leckage (am Dampf führenden Rohr), Riss in Umfangsrichtung am Übergang zum Steg	keine Reparaturen Anfertigung von metallografischen Untersuchungen in Form von Schliffen
σ berechnet unter der Annahme eines einachsigen Spannungszustandes und unter Vernachlässigung der Kerbwirkung: $\sigma = \frac{F_{ax}}{A_{Steg}}$				

8. Numerische Untersuchungen der Membranwandprüfkörper

Das in dieser Arbeit zur Beschreibung des zeitabhängigen Materialverhaltens unter hohen Temperaturen verwendete Materialmodell basiert auf einem Kriechgleichungsansatz nach Graham und Walles, welcher an der MPA UNIVERSITÄT STUTTGART modifiziert und um einen Schädigungsparameter D erweitert wurde. Dieses Stoffgesetz ist in Kapitel 3.5.1 genauer erläutert. Die Methodik zur Durchführung von Parameteranpassungen an ein derartiges Kriechgesetz wird zudem in Kapitel 3.5.2 näher vorgestellt. Je nach Anwendungsfall kann es sinnvoll sein, Stoffgesetzparameter zu ermitteln, welche das Zeitstandverhalten einer speziellen Schmelze beschreiben oder aber möglichst im Einklang mit Literaturmittelwerten des Werkstoffes liegen. Im Falle von Auslegungsberechnungen (Stichwort „design by analysis“) liegen in den seltensten Fällen Kriechdaten der Schmelze vor, welche zur späteren Fertigung des zu simulierenden Bauteiles herangezogen wird. Aus diesem Grund wurden die in dieser Arbeit durchgeführten Simulationen mit Kriechgesetzen durchgeführt, welche, soweit möglich, den Schmelzenmittelwert des jeweiligen Werkstoffes widerspiegeln.

8.1. Modellerstellung und Randbedingungen

Unter Ausnutzung einiger vereinfachender Symmetriebedingungen wurden drei Viertelmodelle der Membranwandprüfkörper, basierend auf C3D20R-Elementen, mit Hilfe des FE-Programmes ABAQUS CAE bzw. MSC PATRAN erstellt. Bei den erwähnten Elementen handelt es sich um kubische 3D 20-Knoten-Elemente mit einem linearen Ansatz. Die drei erstellten Modelle unterscheiden sich lediglich in den Wanddicken der zugrundeliegenden Kesselrohre. Die Modelle der Alloy 617 mod und T92-Membranwandprüfkörper besitzen eine Wanddicke von 6,3 mm. Das Modell des VM12-SHC-Membranwandpaneels besitzt eine Wanddicke von 7,1 mm und das des T24-Prüflings eine Wanddicke von 8,8 mm. In [Bild 8.1](#) ist das FE-Modell des T24-Prüfkörpers inklusive Randbedingungen abgebildet. Es wird deutlich, dass das Modell drei Symmetrieeinsparungen besitzt, welche die Verschiebungen der Schnittflächen bzw. Symmetrieebenen in jeweils eine Koordinatenrichtung einschränken. In der grün dargestellten Schnittfläche werden die Verschiebungen in X-Richtung fixiert. Die orange dargestellte Schnittfläche ist in Y-Richtung eingespannt. Die lila markierte Fläche besitzt eine Einschränkung der Verschiebungen in Z-Richtung. Die Rohrwand des dargestellten Viertelmodells einer Kesselrohr-Steg-Schweißverbindung ist mit dem Innendruck $p_i = 250 \text{ bar}$ beaufschlagt (schwarze Pfeile). Dieser Innendruck wurde mit Hilfe von Flächenlasten im FE-Modell realisiert. Weiterhin wird auf die blau markierte Schnittfläche eine senkrecht zur Kesselrohrachse wirkende Zusatzlast, hier mit F_{ax} gekennzeichnet, aufgebracht. Diese entspricht der über die Prüfmaschine eingebrachten Last. Grundlage dieser Kraftaufbringung ist ein Verschiebungsansatz. Er ermöglicht das Aufbringen der Zusatzkraft F_{ax} an einem einzelnen Knoten, dessen Verschiebungen mit den übrigen Knotenverschiebungen der Querschnittsfläche gekoppelt sind. Auf diese Weise wird ein Ebenbleiben der Querschnittsfläche während der Simulation gewährleistet. Auf identische Weise sind die Deckelkräfte, welche aus dem Innendruck p_i auf die Innenwand des Kesselrohres resultieren und in Kesselrohrachsrichtung wirken (F_{Deckel}), aufgebracht (rot markierte Fläche). Nicht sichtbar ist die während der gesamten Simulation definierte thermische Randbedingung. Diese

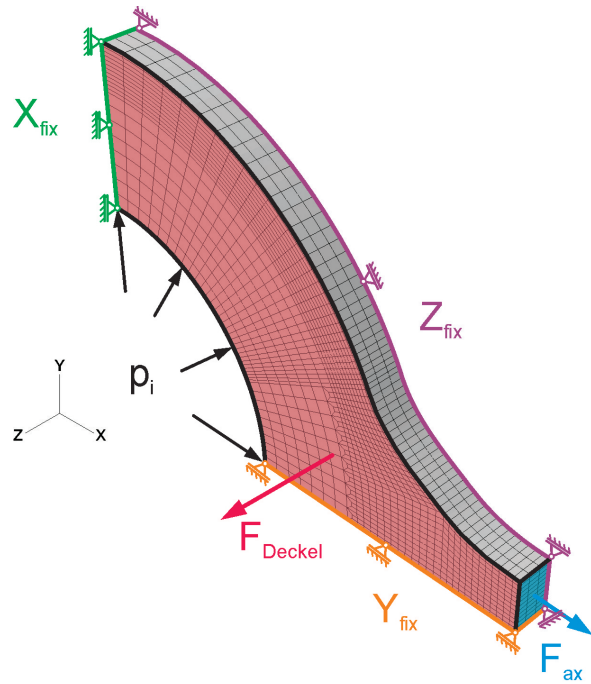


Bild 8.1: Das verwendete FE-Modelle mit aufgebrachtten Randbedingungen

legt über das gesamte Bauteil ein isothermes Temperaturfeld mit der jeweiligen Prüftemperatur.

Neben dem dargestellten Viertelmodell existieren zudem Gesamtmodelle der Membranwandprüfkörper. In diesen Gesamtmodellen wurden die inneren vier Kesselrohre der Membranwandprüflinge und die dort anschließenden Stege dreidimensional mit Hilfe von kubischen C3D20-Elementen modelliert. Um die Elementzahl dieser Modelle und somit die Simulationszeiten in einem vertretbaren Bereich zu halten¹, musste der Übergang von Rohr zu Steg mittels einer scharfen Kante modelliert werden und somit die Form der Naht vernachlässigt werden. An dieser scharfen Kante sind Spannungserhöhungen zu erwarten, wie sie in der Realität nicht auftreten werden. Untersuchungen an diesem Modell haben gezeigt, dass diese Spannungserhöhungen zwar auftreten, die Beträge dieser Spannungsspitzen aber in einem tolerierbaren Bereich liegen. Die Simulationen am Gesamtmodell und am Viertelmodell liefern vergleichsweise ähnliche Ergebnisse. Wie zu erwarten, besitzt das Viertelmodell einen deutlichen Vorteil im Bereich der Rechenzeiten und ermöglicht eine deutlich genauere Beschreibung der Schweißnahtgeometrie, weshalb in dieser Arbeit ausschließlich auf das Viertelmodell zurückgegriffen wurde. Da unter der Verwendung eines Viertelmodelles die verwendete Elementanzahl deutlich verringert werden konnte, ermöglicht dies eine genauere Modellierung der Schweißnaht unter Verwendung von drei Wärmeeinflusszonen (WEZ) mit unterschiedlichen Kriecheigenschaften (siehe Kapitel 3.4, [Bild 3.10](#)). Eine genauere Auflösung der Schweißnaht unter Zuhilfenahme von drei Wärmeeinflusszonen (WEZ) benötigt allerdings ein ausreichend diskretisiertes FE-Modell im Bereich der Wärmeeinflusszonen (WEZ), was erneut zu einem Anstieg der Elementanzahl der Modelle führt. In [Bild 8.2](#) ist das FE-Netz des T92-Membranwandprüfkörpers beispielhaft aufgeführt. Für alle drei Bauteilversuche wurde die Rohr-Steg-Schweißung identisch modelliert. Die FE-Modelle der VM12-SHC-, T92- und T24-Membranwandprüfkörper unterscheiden sich geometrisch lediglich in den modellierten Innendurchmessern und somit in der Wanddicke des Kesselrohres. Zur Abbildung des Zeitstandverhaltens der unterschiedlichen Werkstoffe lagen lediglich Grundwerkstoffdaten vor, welche als Grundlage zur Anpassung eines Kriechgesetzes

¹ca. 4 bis 5 Tage auf einem 64 bit Dual Core PC

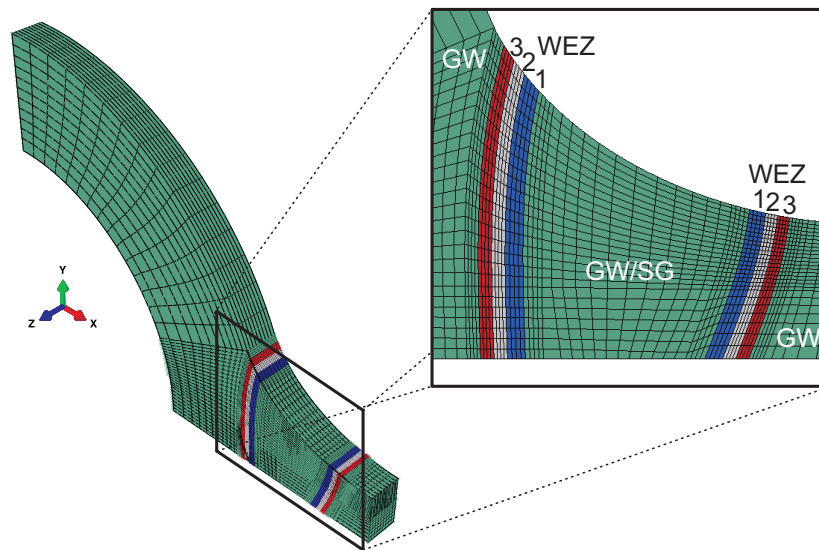


Bild 8.2: FE-Netz des Bauteilversuches (Rohr-Steg-Verbindung) mit Abbildung der Schweißnaht mittels drei Wärmeeinflusszonen (Beispiel T92)

dienten. Bei diesen Grundwerkstoffanpassungen wurde versucht, die aus ECCO und/oder VdTÜV bekannten Zeitstandfestigkeiten möglichst genau abzubilden. Für keine der untersuchten Werkstoffe lagen Zeitstandergebnisse der einzelnen Wärmeeinflusszonen (WEZ) an thermisch simulierten Gefügeständen vor. Unter Berücksichtigung von Erfahrungswerten (basierend auf Daten des 9 % Cr-Stahles P91) konnten mit Hilfe einer an der MPA UNIVERSITÄT STUTTGART entwickelten Methode die Kriechigenschaften der unterschiedlichen Wärmeeinflusszonen (WEZ) realitätsnah definiert werden. Für eine Temperatur von $T = 625 \text{ °C}$ und eine Spannung von $\sigma = 100 \text{ MPa}$ sind die auf diese Weise ermittelten Kriechkurven von Grundwerkstoff (GW) und Wärmeeinflusszonen (WEZ) in [Bild 8.3](#) bis zu einer Kriechdehnung von 10 % beispielhaft dargestellt.

8.2. Ablauf der durchgeführten FE-Simulationen

Die in diesem Projekt durchgeführten Simulationen wurden alle unter Verwendung eines ähnlichen Ablaufes durchgeführt. In einem ersten Schritt wurde das Bauteil auf die entsprechende Prüftemperatur aufgeheizt. Da keine unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten für die verschiedenen modellierten Materialbereiche (Wärmeeinflusszonen) vorlagen, konnten somit keine Spannungsspitzen, welche auf Dehnungsbehinderungen während des Aufwärmvorganges zurückzuführen sind, abgebildet werden. Im Hinblick auf die Wärmeausdehnung sind dem Modell homogene Materialdaten für alle Wärmeeinflusszonen (WEZ), für den Grundwerkstoff (GW) und das Schweißgut (SG) hinterlegt. Anschließend wurden in einem zweiten Simulationsschritt die angreifenden mechanischen Lasten (Druck p_i , Deckelkraft F_{Deckel} und Zusatzkraft F_{ax}) aufgebracht. Diese Lastaufbringung wurde mit einem rein elastischen Schritt realisiert. Die eigentliche Simulation des zeitabhängigen Materialverhaltens erfolgte in den darauf folgenden Simulationsschritten. Eine Steigerung oder Absenkung der Zusatzlast F_{ax} , wurde in einem eigenen Simulationsschritt umgesetzt. Da von einem stark dominierenden Kriechanteil in der Schädigung ausgegangen werden kann, wurden die alle 72 h stattfindenden Absenkungen der senkrecht zur Kesselrohrachse angreifenden Last F_{ax} zur Simulation von An- und Abfahrvorgängen eines Kraftwerkes (zu Gunsten der Dauer eines Simulationslaufes) nicht in den FE-Simulationen berücksichtigt.

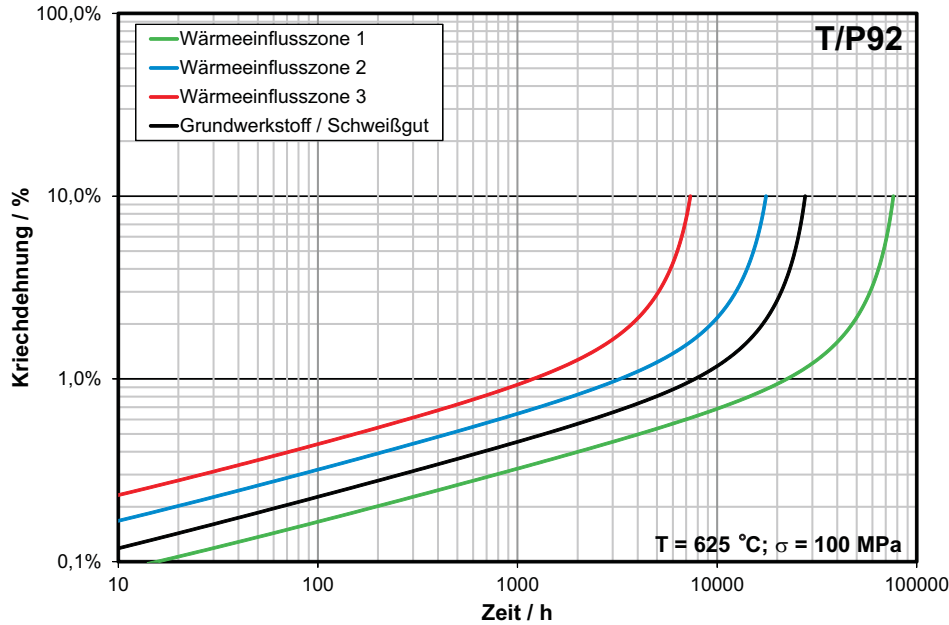


Bild 8.3: Kriechkurven von Grundwerkstoff und Wärmeinflusszonen des verwendeten T/P92-Kriechgesetzes bei $T = 625 \text{ °C}$ und $\sigma = 100 \text{ MPa}$

8.3. Simulationsergebnisse

In diesem Kapitel werden die Berechnungsergebnisse der einzelnen simulierten Membranwandversuche (VM12-SHC, T92 und T24) vorgestellt. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wurden die Simulationsergebnisse exemplarisch mit Messergebnissen eines einzelnen HT-DMS verglichen. Die Positionen aller angebrachten HT-DMS ist in Kapitel 7.1.3, [Bild 7.5](#) zu finden. Im Falle der integralen Dehnungsmessung über der Schweißnaht stimmen die Randbedingungen von Experiment und Simulation am besten am mittig auf dem Prüfkörper angebrachten HT-DMS überein. Hier ist die Temperatur nicht von der Kühlwirkung des Dampfes beeinflusst und entspricht somit weitgehend der Simulationstemperatur. Die Messergebnisse haben gezeigt, dass in diesem Bereich mit maximalem integralen Dehnungszuwachs zu rechnen ist.

Bei der Durchführung der Auswertungen der FE-Simulationen mit dem Ziel der Vergleichbarkeit von Messergebnissen mit den Ergebnissen der Simulationen musste die integrale Kriechdehnung aus den in der numerischen Berechnung ermittelten Knotenverschiebungen bestimmt werden. Dies liegt darin begründet, dass die mit dem FE-Programm ABAQUS bestimmten Kriechdehnungswerte lediglich lokale Kriechdehnungen wiedergeben und sich daher nicht zum direkten Vergleich mit den integralen Messergebnissen der Bauteilversuche eignen. Zur Berechnung der Kriechdehnungen aus den in der Simulation erzielten Verschiebungen wurden Knoten herangezogen, deren Lage möglichst den Schweißpunkten der aufgepunkteten HT-DMS entsprechen. Mit Hilfe dieser Verschiebungen konnten die integralen Dehnungen aus den Simulationen ermittelt und in eine Form gebracht werden, die direkt mit den experimentellen Ergebnissen vergleichbar ist.

In den folgenden Abschnitten sind die experimentell bestimmten Zeit-Dehn-Verläufe der Membranwandprüfkörper den Simulationsergebnissen gegenüber gestellt. In diesen Darstellungen stammen die Daten der Linien ohne Symbole stets aus den integralen Dehnungsmessungen

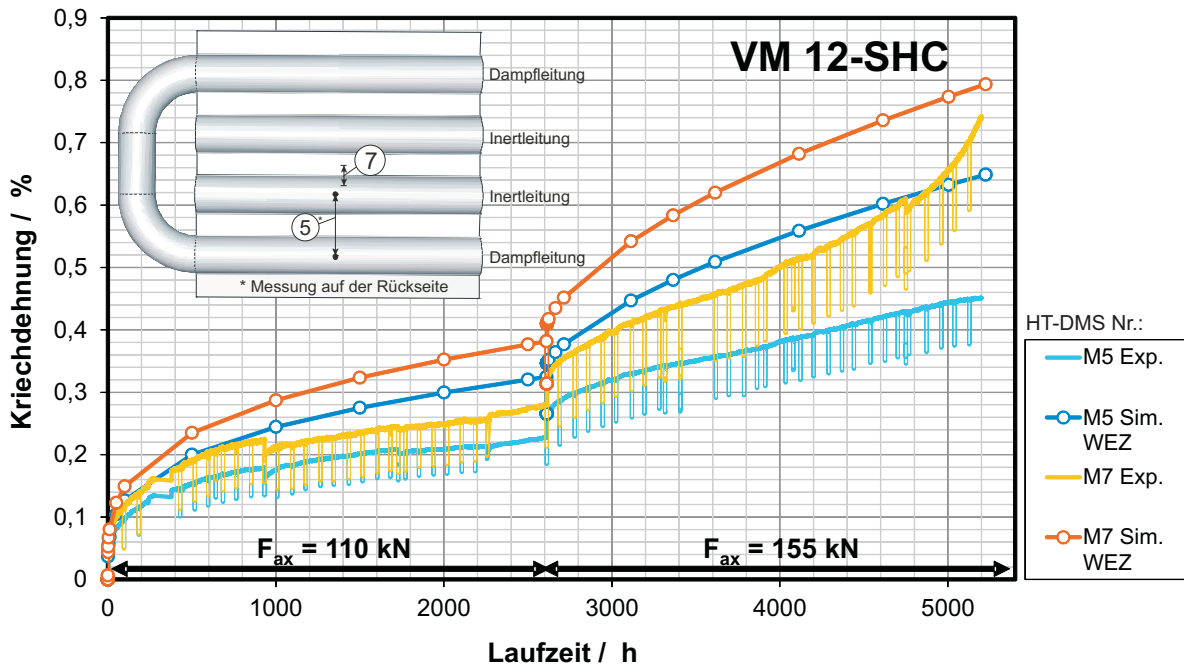


Bild 8.4: Ergebnisse der Simulation des VM12-SHC-Prüfkörpers; Zeit-Dehnverlauf

während der Versuchsdurchführung (siehe Kapitel 7.4). Die mit Kreissymbolen dargestellten Zeit-Dehnverläufe stellen die integralen Dehnungen, ermittelt aus den FE-Simulationen, dar.

8.3.1. Simulationsergebnisse am VM12-SHC-Prüfkörper

Aus Ermangelung an Kriechdaten konnte für den Werkstoff VM12-SHC kein Kriechgesetz angepasst werden. Da dieser Stahl im Kriechverhalten dem 11 % Cr-Stahl E911 sehr ähnelt, wurden die hier vorgestellten numerischen Berechnungen unter Verwendung eines E911-Kriechgesetzes durchgeführt.

Die experimentell bestimmten Zeit-Dehn-Verläufe, aufgezeichnet an zwei HT-DMS-Messstellen, sind in Bild 8.4 den Simulationsergebnissen gegenüber gestellt. Die in dieser Darstellung aufgeführten Graphen mit offenen Kreissymbolen (orange und dunkelblau) stehen für die in der FE-Simulation berechneten integralen Dehnungsentwicklungen. Zur Ermittlung dieser integralen Kriechdehnungen wurden Verschiebungen an speziell ausgewählten Knoten ausgewertet, deren Lage möglichst den Schweißpunkten der aufgepunkteten HT-DMS entsprechen. Mit Hilfe dieser Verschiebungen konnten die integralen Dehnungen der Simulationen ermittelt und in eine Form gebracht werden, welche direkt mit den experimentellen Ergebnissen vergleichbar ist. Die hier ohne Symbole dargestellten Verläufe (gelb und hellblau) beschreiben die im Bauteilversuch aufgezeichneten integralen Dehnungsentwicklungen.

Primär- und Sekundärbereich der Simulationen weisen eine relativ gute Übereinstimmung mit den Experimenten auf. Die Steigungen im Sekundärbereich (Dehnraten) der experimentell ermittelten Zeit-Dehnverläufe wurden in der Simulation gut abgebildet. Generell liegt das in den Simulationen erzielte Dehnungsniveau über den experimentell ermittelten Dehnungen. Bei Versuchsende wurden im Experiment integrale Kriechdehnungen über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung von etwa 0,46 % erzielt. In der Simulation liegen die integralen Dehnungen in diesem Bereich bei knapp unter 0,65 %. Über der Rohr-Steg-Schweißverbindung wurden experimentell

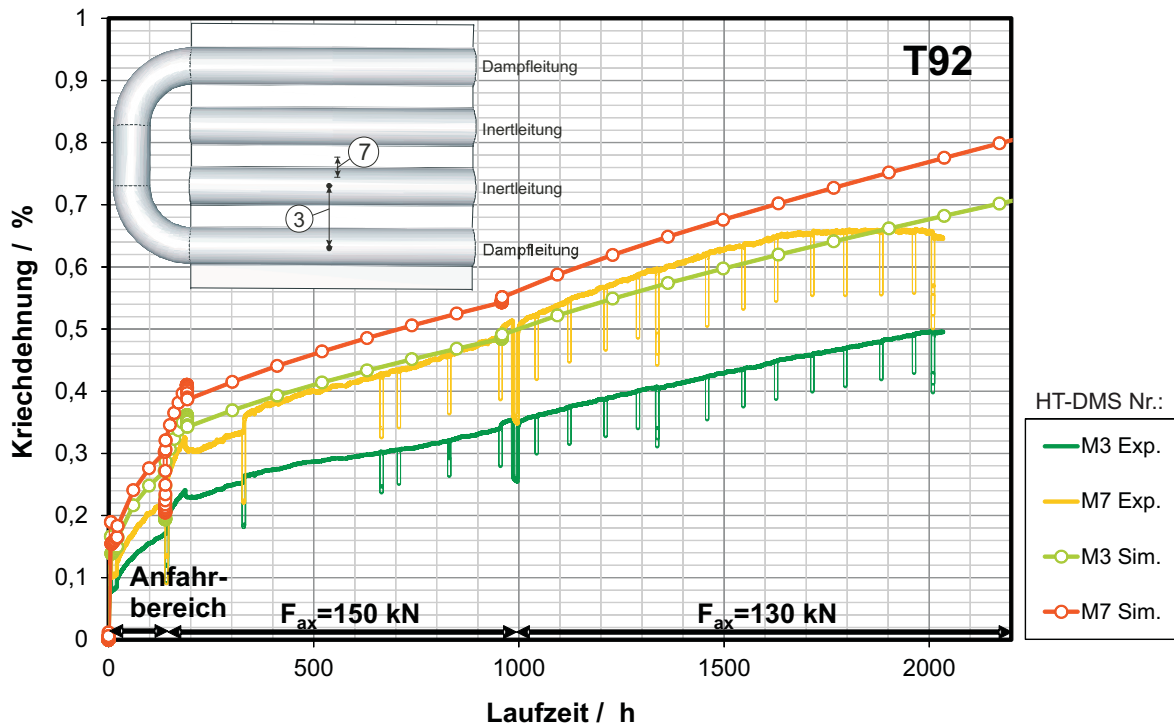


Bild 8.5: Ergebnisse der Simulation des T92-Prüfkörpers; Zeit-Dehnverlauf

Kriechdehnungen von ca. 0,73 % ermittelt. Im Vergleich hierzu wurden Kriechdehnungen von etwa 0,79 % numerisch bestimmt. In der experimentell an HT-DMS M7 bestimmten Kriechdehnungsentwicklung über der Schweißnaht ist nach etwa 4.000 h ein deutlicher Anstieg der Kriechdehnungen erkennbar. Im Experiment lag zu Versuchsende in der interkritischen Zone der Schweißnaht an der hier betrachteten Stelle ein deutlicher Anriss vor, welcher die Oberfläche des Bauteiles erreicht hat. Die anliegende Kraft F_{ax} führt im Rissbereich zu einer Öffnungsbewegung der Rissflanken. Der aus dieser Öffnungsbewegung resultierende Weg beeinflusst die integrale Dehnungsmessung, was zu einem Dehnungsanstieg an HT-DMS M7 führte. Da im verwendeten FE-Modell kein Riss modelliert wurde, kann dieser Dehnungsanstieg in der Simulation nicht abgebildet werden. Einige weiterführende lokale und globale Auswertungen der hier durchgeführten FE-Simulation sind in Kapitel A.10 im Anhang dieser Arbeit aufgeführt.

8.3.2. Simulationsergebnisse am T92-Prüfkörper

Das Kriechgesetz des Werkstoffes T/P92 basiert (im Vergleich zu den übrigen in dieser Arbeit verwendeten Kriechgesetzen) auf der weitaus größten Datenbasis und weist die geringsten Abweichungen zu den Mittelwerten aus Literaturquellen auf [ECC05a, Ver09b]. Aus diesem Grund werden neben dem zeitlichen Verlauf der Kriechdehnungsentwicklung im Vergleich mit den experimentell ermittelten Daten einige lokale Auswertungen entlang eines Pfades und einige zeitliche Entwicklungen an ausgewählten Zentroiden² vorgestellt. Diese Auswertungen wurden für die beiden übrigen Membranwandprüfkörper ebenfalls durchgeführt. Sie sind im Anhang dieser Arbeit zu finden (siehe Kapitel A.10 und Kapitel A.12) und werden an dieser Stelle nicht näher erläutert.

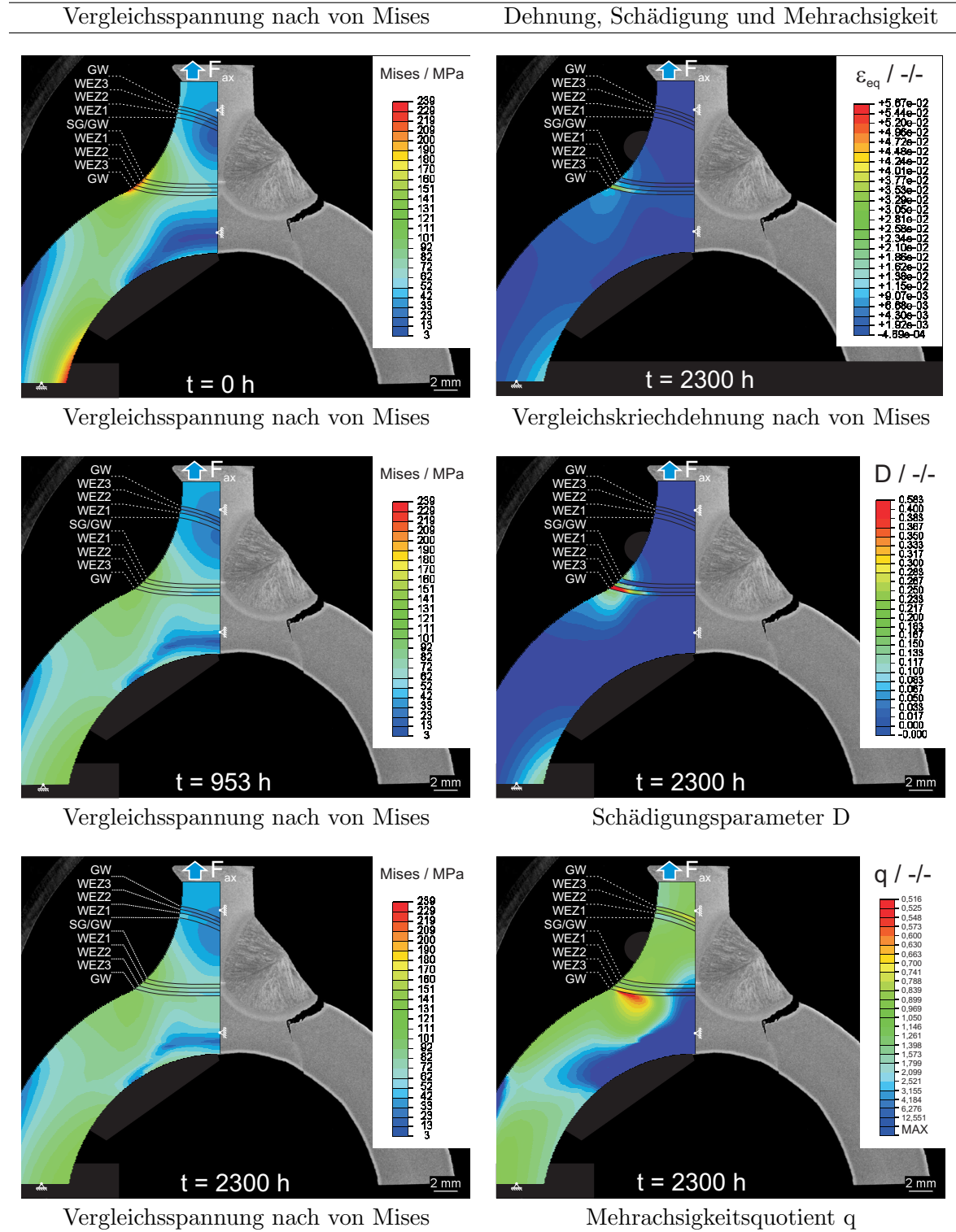
²Ein Zentroid stellt den Mittelpunkt eines Elementes des FE-Netzes dar. Bei der Auswertung an einem Zentroid werden die berechneten Werte an den Gaußpunkten des betreffenden Elementes gemittelt.

In [Bild 8.5](#) sind die experimentell bestimmten Zeit-Dehn-Verläufe des T92-Membranwandprüfkörpers den Simulationsergebnissen gegenüber gestellt. Im Primär- und Sekundärbereich stimmen die zeitlichen Verläufe von Simulation und Experiment gut überein. Die Steigungen im Sekundärbereich (Dehnraten) der experimentell ermittelten Zeit-Dehnverläufe wurden in der Simulation gut abgebildet. Die Abminderung der senkrecht zur Kesselrohrachse wirkenden Zusatzlast F_{ax} von 150 kN auf 130 kN nach ca. 953 h bewirkt weder im Experiment noch in der Simulation eine deutliche Änderung der Dehnraten. In der FE-Simulation wird im Vergleich zu den dargestellten experimentellen Messungen generell ein höheres Dehnungsniveau erzielt. Sowohl in der Simulation als auch im Experiment werden direkt über der Schweißnaht größere integrale Dehnungsbeträge akkumuliert als über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung. Allerdings ist die Differenz der Dehnungsbeträge zwischen beiden Messstellen in der Simulation kleiner. Zum Zeitpunkt des Versuchsendes wurde im Experiment ein integraler Kriechdehnungsbetrag über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung von etwa 0,50 % erreicht. In der Simulation liegen die integralen Dehnungen in diesem Bereich bei knapp unter 0,7 %. Über der Rohr-Steg-Schweißverbindung wurden experimentell Kriechdehnungen von ca. 0,65 % ermittelt. Im Vergleich hierzu wurden Kriechdehnungen von etwa 0,75 % numerisch berechnet. In der experimentell bestimmten Kriechdehnungsentwicklung über der Schweißnaht (HT-DMS M7, gelb) tritt nach einer Zeit von etwa 1.500 h ein deutlicher Abfall der Dehnungen auf. In den Kriechdehnungsverläufen der Simulation ist ein Abfall der Dehnungen nicht erkennbar. Während der Versuchsführung entstanden mehrere Risse am Prüfkörper, von denen allerdings keiner innerhalb des von HT-DMS M7 überwachten Schweißnahtbereiches liegt. Hervorgerufen durch die Öffnungsbewegung der Rissflanken kommt es zu einem Anstieg der Dehnungen im Bereich der entstanden Risse. Dieser Dehnungsanstieg muss in den rissfreien Bereichen kompensiert werden was zu einer Entlastung dieser Bereiche und somit zu einem Abfall der Dehnungen führt.

In [Tabelle 8.1](#) sind einige globale Auswertungen in Form von Contour-Plots der Simulation des T92-Bauteilversuches aufgeführt. In der linken Spalte dieser Tabelle sind die Verteilungen der Vergleichsspannung nach von Mises zu drei unterschiedlichen Zeitpunkten dargestellt. Das erste Bild dieser Spalte zeigt die Spannungsverteilung direkt nach Lastaufbringung in einem elastischen Simulationsschritt ($t = 0$ h). Hohe Vergleichsspannungen nach von Mises treten in der Simulation im Bereich des Rohrscheitels an der Rohrrinnenwand und im Bereich des Übergangs vom Schweißgut (SG) zum Kesselrohr an der Rohraußenwand auf. Nach einer Simulationszeit von $t = 953$ h ([Tabelle 8.1](#), Spalte 1, Zeile 2) ist eine deutliche Spannungsrelaxation zu beobachten. Diese wird besonders im Rohrscheitelbereich sichtbar. Das Spannungsniveau in den zum Zeitpunkt $t = 0$ h hoch belasteten Bereichen ist deutlich gesunken. Im Gegensatz dazu ist das Spannungsniveau in den zum Zeitpunkt $t = 0$ h niedrig belasteten Bereichen leicht angestiegen. Im Anschluss an den hier dargestellten Zustand erfolgte in der Simulation eine Abminderung der senkrecht zum Kesselrohr angreifenden Zusatzlast F_{ax} von 150 kN auf 130 kN. Nach weiteren 1.347 h Simulationszeit ([Tabelle 8.1](#), Spalte 1, Zeile 3) haben kaum weitere Spannungsumverteilungen stattgefunden. Das Spannungsniveau ist insgesamt allerdings nur minimal abgesunken.

Um die während des Kriechvorganges ablaufenden Spannungsumverteilungen besser in allen drei Contour-Plots in Spalte 1 der [Tabelle 8.1](#) sichtbar machen zu können, wurde eine identische Legende eingesetzt. Diese Legende bezieht sich nicht wie üblich auf die, im jeweiligen Contour-Plots auftretenden maximalen und minimalen Vergleichsspannungen, sondern sie bezieht sich auf die nach der elastischen Lastaufbringung im Bauteil vorliegenden, maximalen (239 MPa) und minimalen (3 MPa) Spannungen. Für eine bessere Beurteilung und genauere Auflösung der lokal auftretenden Spannungsbeträge wird im weiteren Verlauf dieser Arbeit ein Pfad durch die Schweißnaht, kurz unterhalb der Bauteiloberfläche, gelegt und ausgewertet.

Tabelle 8.1: Contour-Plots der FE-Simulation des T92-Prüfkörpers



In der zweiten Spalte von Tabelle 8.1 sind die Verteilungen der Vergleichskriechdehnung nach von Mises ε_{eq} , des Schädigungsparameters D und des Mehrachsigkeitsquotienten q nach einer Simulationszeit von 2.300 h abgebildet. Die Verteilung der Vergleichskriechdehnung ε_{eq} weist einen deutlichen Peak innerhalb der rohrseitigen feinkörnigen interkritischen Wärmeeinflusszone 3 (WEZ3) im Bereich der Bauteiloberfläche auf. Hier werden lokal maximale Kriechdehnungswerte von 5,67 % erreicht. Die Dehnungen im restlichen Bereich des Bauteils liegen deutlich unter diesem Maximalwert. Die Lage des Kriechdehnungsmaximums innerhalb der interkritischen Zone (WEZ3) ist auf die in diesem Bereich der Schweißnaht durch die Wärmeeinbringung beim Schweißvorgang entstandene feinkörnige Gefügestruktur und die damit verbundenen Kriecheigenschaften zurückzuführen. Das in der Simulation im Bereich der drei Wärmeeinflusszonen hinterlegte Materialverhalten bildet die unterschiedlichen Kriecheigenschaften dieser Zonen näherungsweise ab (siehe Bild 8.3) und führt somit zu einer hohen Akkumulation von Kriechdehnungen in der interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3). Weiterhin fällt auf, dass auch die Verteilungen des Schädigungsparameters D ein Maximum im Bereich der Schweißnaht aufweist. Dieser Bereich liegt ebenfalls in der interkritischen Wärmeeinflusszone 3 (WEZ3) bzw. in abgeschwächter Form auch im Bereich des Grundwerkstoffes (GW) und im Bereich des Schweißgutes (SG) nahe der angrenzenden Wärmeeinflusszone (WEZ). Im Bereich des Grundwerkstoffes (GW) und der rohrseitigen Wärmeeinflusszone 3 (WEZ3) ist knapp unterhalb der Bauteiloberfläche zudem ein Minimum in der Verteilung des Mehrachsigkeitsquotienten q über dem Prüfkörper auffindbar (Tabelle 8.1, Spalte 2, Zeile 3). An dieser Stelle sei erneut drauf hingewiesen, dass kleine Werte des Mehrachsigkeitsquotienten q (hier rot dargestellt) auf einen hohen Mehrachsigkeitsgrad des Spannungszustandes hinweisen. Liegt im Gegensatz dazu ein kleiner Mehrachsigkeitsgrad des Spannungszustandes vor, so nimmt q große Werte an (hier blau dargestellt). Auch im Bereich der stegseitigen interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) sind leicht erhöhte Mehrachsigkeitsgrade (kleine q-Werte, rot und gelb) identifizierbar. Ein hoher Mehrachsigkeitsgrad des Spannungszustandes begünstigt den Schädigungsprozess und führt im Vergleich zu einem rein einachsigen Spannungszustand in der Regel zu einer früheren Ausbildung von Kriechporen (siehe Kapitel 3.3). In den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten metallografischen Untersuchungen konnte im Bereich der rohrseitigen Wärmeeinflusszone ein hoher Schädigungsgrad in Form von Kriechporenansammlungen und Anrissen nachgewiesen werden (Kapitel 7.4.2).

Neben den in den vorausgehenden Absätzen vorgestellten globalen Auswertungen wurden zusätzlich einige lokale Auswertungen durchgeführt. Zu diesem Zweck wurde ein Knotenpfad knapp unterhalb der Bauteiloberfläche durch die Schweißnaht gelegt und zu jeweils unterschiedlichen Zeitpunkten ausgewertet. In Bild 8.6 ist der Verlauf der Vergleichsspannung nach von Mises entlang dieses Pfades zu den Zeitpunkten $t = 0$ h, 183 h, 953 h und 2.300 h dargestellt. Direkt nach Aufbringung der mechanischen Lasten (elastischer Schritt, $t = 0$ h) sind noch keine Einflüsse der Wärmeeinflusszonen (WEZ) identifizierbar. Im Bereich der rohrseitigen Wärmeeinflusszone (WEZ) liegt ein deutliches Spannungsmaximum bei ca. 170 MPa. Im weiteren Verlauf des Pfades in Richtung stegseitiger Wärmeeinflusszonen (WEZ) nimmt das Spannungsniveau bis zu einem Wert von knapp unterhalb 55 MPa ab und bleibt für den weiteren Verlauf des Pfades in etwa konstant. Dieses annähernd konstante Spannungsniveau wird kurz vor dem Erreichen der stegseitigen Wärmeeinflusszonen (WEZ) erreicht. Nach 183 h haben bereits deutlich erkennbare Spannungsumlagerungen stattgefunden. Im Bereich des nach Lastaufbringung vorliegenden Spannungsmaximums (rohrseitige WEZ) hat das Spannungsniveau insgesamt abgenommen. Im weiteren Verlauf des Pfades fällt nach 183 h Simulationszeit die Spannung deutlich ab und erreicht kurz vor der stegseitigen Wärmeeinflusszone (WEZ) ein ähnliches Niveau wie direkt nach der Lastaufbringung. Der Einfluss der

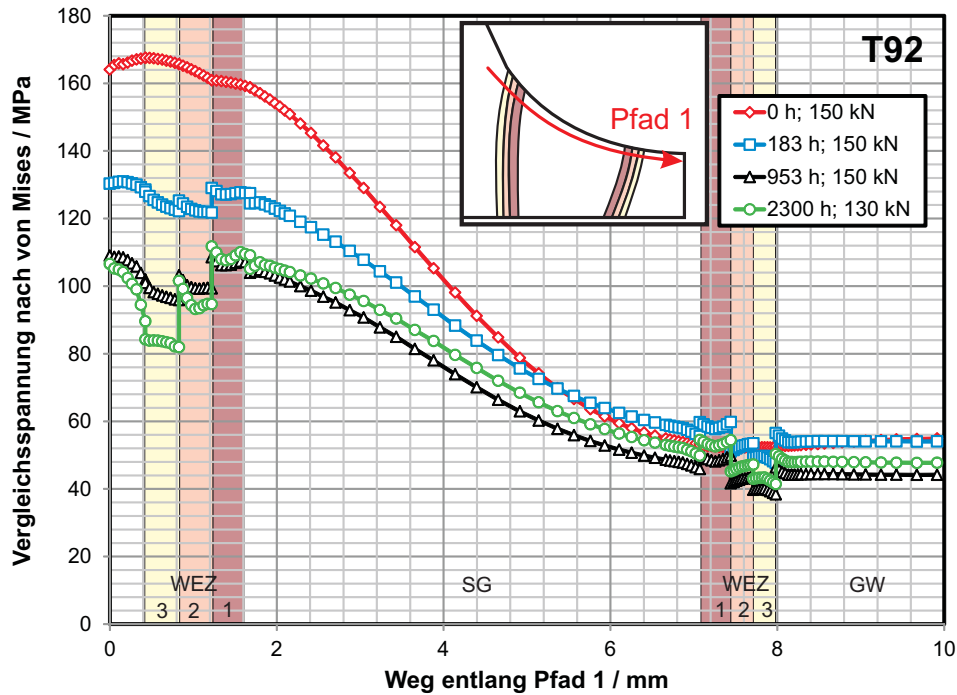


Bild 8.6: Vergleichsspannung nach von Mises entlang des Pfades 1; T92

im Bezug auf die Kriech Eigenschaften unterschiedlich modellierten Wärmeinflusszonen (WEZ) wird im Verlauf der Vergleichsspannung nach 183 h Simulationszeit erstmalig deutlich. Im Bereich der Grobkornzone (WEZ1) sind auf beiden Seiten der Schweißnaht kleinere Spannungsspitzen identifizierbar. Im Gegensatz dazu sinkt die Spannung innerhalb der interkritischen Zone (WEZ3) ab. Ursache hierfür sind die unterschiedlich modellierten Kriech Eigenschaften der drei Wärmeinflusszonen. Auf Grund der differierenden Kriech Eigenschaften akkumulieren die drei Wärmeinflusszonen (bei gleicher Spannung betrachtet) unterschiedliche Dehnungsbeträge. Die Spannungsumverteilungen innerhalb der unterschiedlichen Wärmeinflusszonen laufen daher ebenfalls mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten ab, was zu Unterschieden in der Spannungsverteilung führt. Verstärkt wird dies in der Simulation durch einen abrupten Wechsel der Materialeigenschaften der direkt angrenzenden Wärmeinflusszonen. Im realen Bauteil wird dieser Übergang der Materialeigenschaften eher fließend verlaufen. Nach 953 h Simulationszeit sind die Relaxationsvorgänge weiter vorangeschritten. Qualitativ ähnelt der Verlauf der Vergleichsspannung nach von Mises entlang des Pfades 1 zu diesem Zeitpunkt sehr der Spannungsverteilung nach 183 h. Das Spannungsniveau auf der rohrrseitigen Seite der Schweißnaht ist allerdings von ca. 130 MPa auf ca. 110 MPa abgefallen. Auch auf der Stegseite der Schweißnaht, in welchem der Spannungsverlauf annähernd konstant ist, ist der Betrag der konstanten Spannung von etwa 55 MPa auf ca. 42 MPa abgefallen. Auch an dieser Stelle sind Spannungseinbrüche innerhalb der interkritischen Zone (WEZ3) sowie die typischen Spannungsspitzen in der Grobkornzone (WEZ1), hervorgerufen durch die unterschiedlichen Kriech Eigenschaften der Wärmeinflusszonen, erkennbar. Im weiteren Verlauf der Simulation wurde die senkrecht zur Kesselrohrachse wirkende Zusatzlast F_{ax} von 150 kN auf 130 kN abgesenkt und das zeitabhängige Werkstoffverhalten bis zu einer Zeit von 2.300 h weitersimuliert. Trotz der Lastabsenkung liegt das Vergleichsspannungsniveau nach 2.300 h sehr nahe am Vergleichsspannungsniveau nach 953 h Simulationszeit.

In [Bild 8.7](#) sind die Vergleichskriechdehnungen nach von Mises entlang des Pfades 1 dargestellt. Beim Betrachten der Vergleichskriechdehnungsverteilung entlang des Pfades 1 fällt auf,

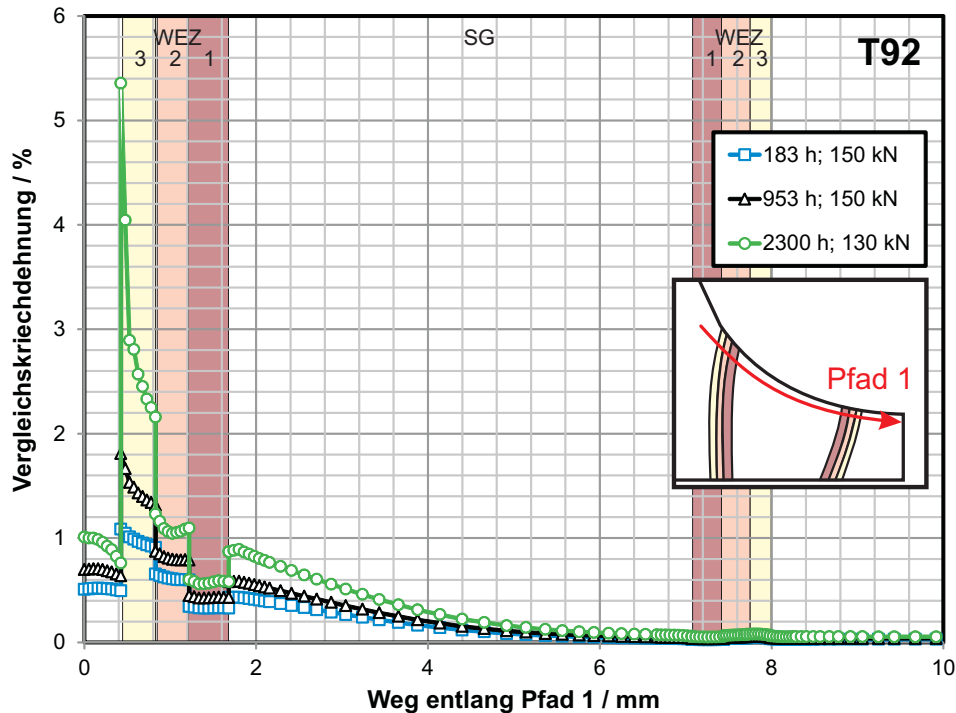


Bild 8.7: Vergleichskriechdehnung nach von Mises entlang des Pfades 1; T92

dass die maximalen Dehnungen innerhalb der Wärmeeinflusszone 3 (WEZ3), die minimalen Dehnungen innerhalb der Wärmeeinflusszone 1 (WEZ1) der rohrseitigen Schweißnaht zu finden sind. Wie in [Bild 8.6](#) gezeigt wurde, ist die Verteilung der maximalen und minimalen Vergleichsspannungen genau gegensätzlich. Hier ist ein Maximum innerhalb der grobkörnigen Wärmeeinflusszone (WEZ1) und ein Minimum innerhalb der interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) identifizierbar. Aufgrund der besseren Kriecheigenschaften der Grobkornzone (WEZ1) bzw. der schlechteren Kriecheigenschaften der feinkörnigen interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) werden innerhalb letzterer (WEZ3) deutlich mehr Dehnungen akkumuliert. Qualitativ sind die Verläufe der Vergleichskriechdehnungen zu den unterschiedlich ausgewerteten Zeitpunkten ähnlich und unterscheiden sich lediglich im Dehnungsniveau. Nach 2.300 h wird ein Dehnungsmaximum von ca. 5,4 % innerhalb der interkritischen Zone (WEZ3) erreicht.

Zusätzlich sind in [Bild 8.8](#) und [Bild 8.9](#) der Mehrachsigsigkeitsquotient q sowie der Schädigungsparameter D entlang des Pfades 1 dargestellt. Direkt nach Lastaufbringung ist der Mehrachsigsigkeitsquotient q entlang des Pfades 1 annähernd konstant und liegt zwischen 1,1 und 1,2. Wie auch in den globalen Auswertungen wird hier deutlich, dass der Mehrachsigsigkeitsquotient q innerhalb der Wärmeeinflusszone 3 (WEZ3) der Schweißnaht bereits nach 183 h Simulationszeit deutlich abfällt. Dies bedeutet, dass in diesem Bereich der Mehrachsigsigkeitsgrad des vorherrschenden Spannungszustandes zunimmt. Nach 953 h Simulationszeit hat sich der Verlauf nicht deutlich weiterentwickelt und liegt annähernd deckungsgleich mit dem Verlauf des Mehrachsigsigkeitsquotienten q entlang des Pfades 1 nach 183 h. Lediglich im Bereich der Wärmeeinflusszonen (WEZ) hat der Mehrachsigsigkeitsquotient q leicht zugenommen und somit der Grad der Mehrachsigsigkeit des Spannungszustandes abgenommen. Ähnliches ist nach einer Simulationszeit von 2.300 h feststellbar. Auch hier liegt der Verlauf des Mehrachsigsigkeitsquotienten q im Bereich des Grundwerkstoffes (GW) und des Schweißgutes (SG) annähernd deckungsgleich mit dem Verlauf nach 183 h Simulationszeit. Wie bereits nach 953 h hat sich lediglich der Grad der Mehrachsigsigkeit des Spannungszustandes innerhalb der Wärmeeinflusszonen (WEZ) verringert.

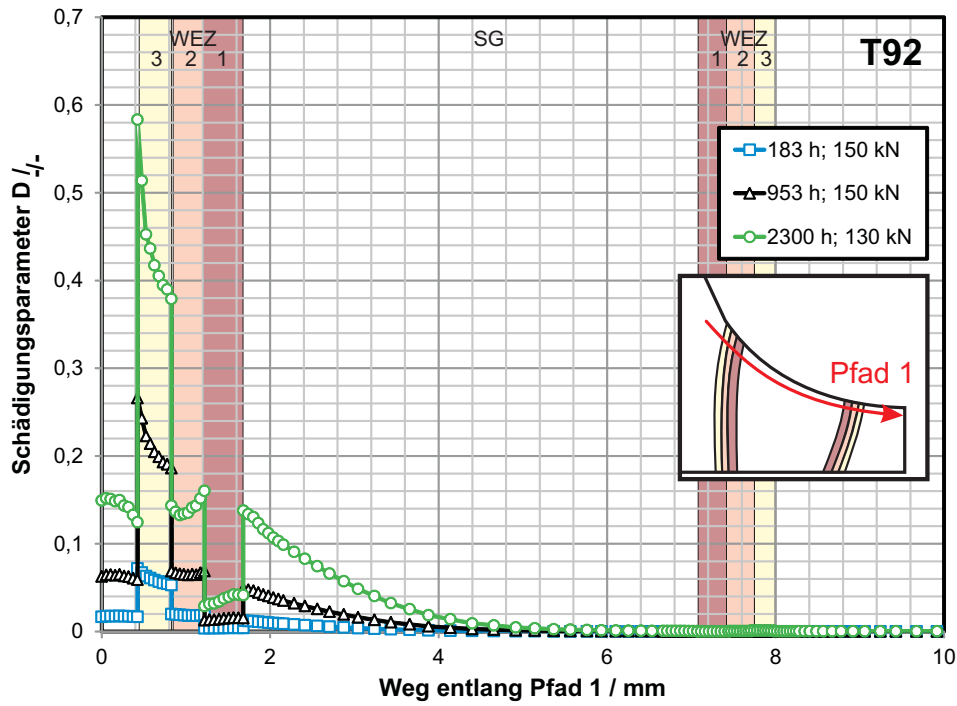


Bild 8.8: Schädigungsparameter D entlang des Pfades 1; T92

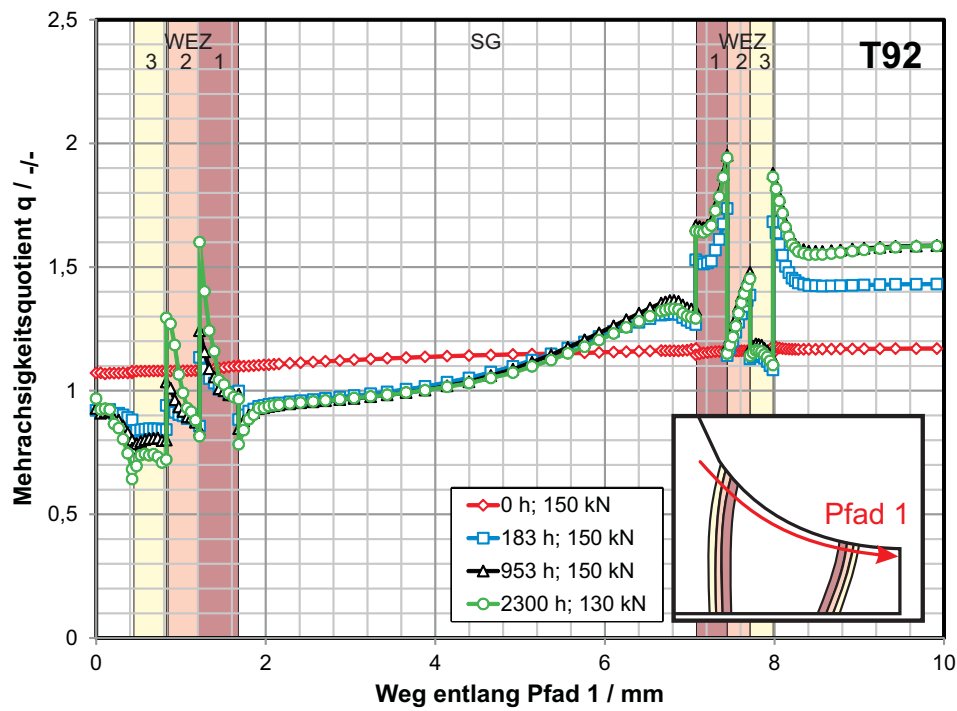


Bild 8.9: Mehrachsigkeitsquotient q entlang des Pfades 1; T92

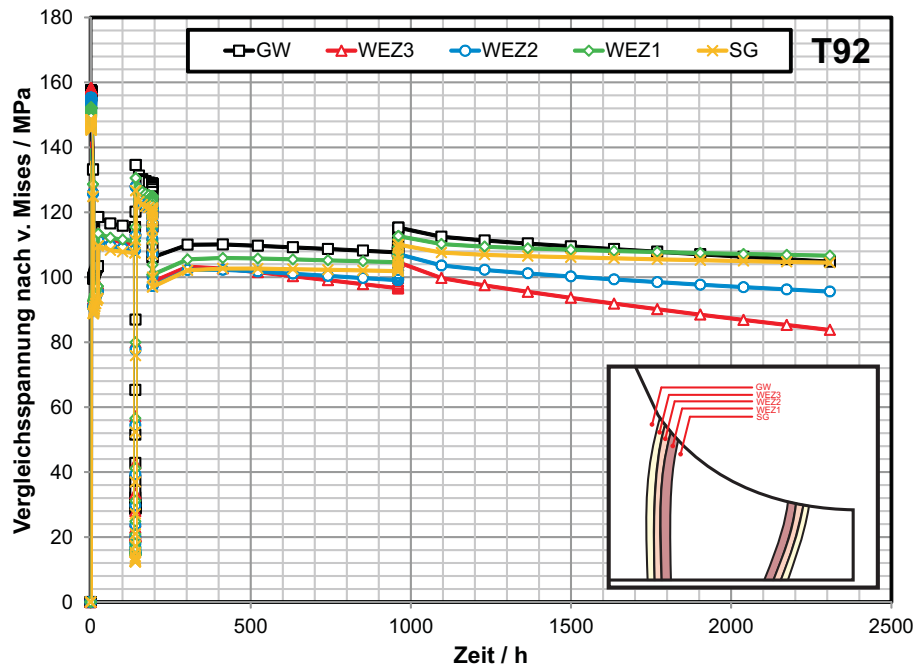


Bild 8.10: Zeitliche Entwicklung der Vergleichsspannung nach von Mises an versch. Positionen; T92

Auch der Schädigungsparameter D nimmt, analog zu den Ergebnissen der durchgeführten metallografischen Untersuchungen, innerhalb der interkritischen Zone (WEZ3) auf der Rohrseite der Schweißnaht hohe Werte an. Das Minimum der Schädigung liegt innerhalb der rohrseitigen Wärmeeinflusszone (WEZ) zu jedem Auswertungszeitpunkt innerhalb der Grobkornzone (WEZ1). Mit der Simulationszeit nehmen auch die Beträge der erzielten Schädigung auf dieser Seite der Schweißnaht zu. Am qualitativen Verlauf sind mit zunehmender Simulationszeit keine gravierenden Änderungen sichtbar. Die Stegseite der Schweißnaht weist über den gesamten Simulationszeitraum eine Schädigung von annähernd Null auf.

Um die zeitlichen Entwicklungen der Vergleichsspannungen und -kriechdehnungen genauer untersuchen zu können, wurden innerhalb der Wärmeeinflusszone (WEZ) und direkt neben dieser innerhalb des Grundwerkstoffes (GW) und des Schweißgutes (SG) einige zeitliche Auswertungen an ausgewählten Zentroiden³ knapp unterhalb der Bauteiloberfläche durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Auswertungen sind in [Bild 8.10](#) und [Bild 8.11](#) zusammengestellt. Auch in diesen Darstellungen wird deutlich, dass die Vergleichsspannungsniveaus innerhalb der Grobkornzone (WEZ1), dem Grundwerkstoff (GW) und dem Schweißgut (SG) annähernd gleich sind und sich nur geringfügig unterscheiden. Die niedrigsten Spannungen werden innerhalb der interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) erzielt, gefolgt von der Feinkornzone (WEZ2). Die Spannungsverteilungen scheinen innerhalb der interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) und der Feinkornzone (WEZ2) noch nicht vollständig abgelaufen zu sein. Eine Spannungsabnahme mit fortschreitender Zeit ist hier gegen Ende der Simulation weiterhin erkennbar. Die zeitlichen Entwicklungen der Vergleichskriechdehnungen (siehe [Bild 8.11](#)) zeigen sehr deutlich eine Dehnungskonzentration innerhalb der interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3), trotz des niedrigen Spannungsniveaus innerhalb dieser Zone. Im Gegensatz dazu werden innerhalb

³Ein Zentroid stellt den Mittelpunkt eines Elementes des FE-Netzes dar. Bei der Auswertung an einem Zentroid werden die berechneten Werte an den Gaußpunkten des betreffenden Elementes gemittelt.

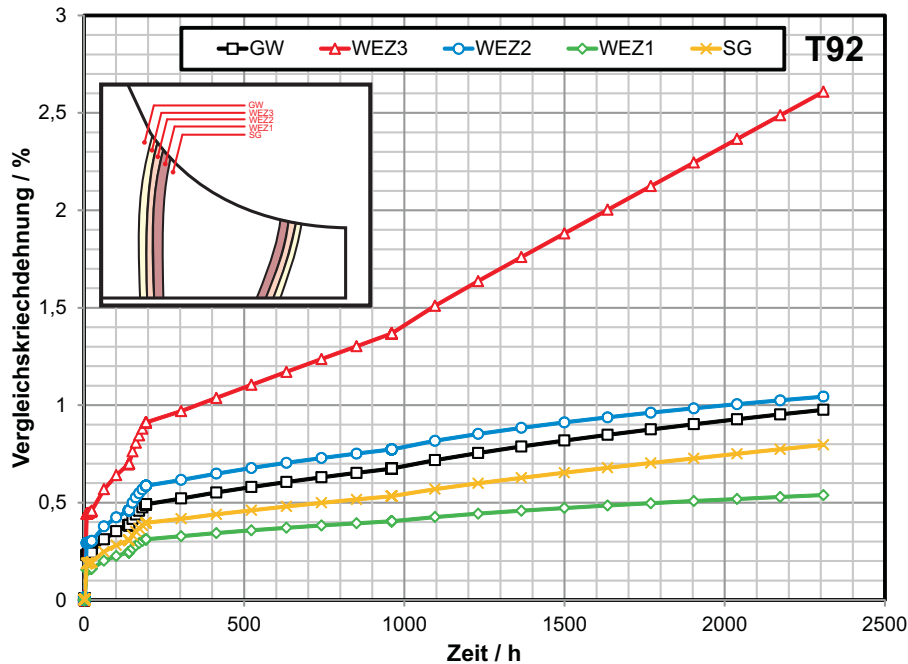


Bild 8.11: Zeitliche Entwicklung der Vergleichskriechdehnung nach von Mises an verschiedenen Positionen; T92

der Wärmeeinflusszone 1 (WEZ1) die weitaus niedrigsten Kriechdehnungen akkumuliert, obwohl hier sehr hohe Vergleichsspannungen auftreten.

In den durchgeführten metallografischen Untersuchungen am T92-Prüfkörper, wie sie in Kapitel 7.4.2, Tabelle 7.6 vorgestellt wurden, konnte im Bereich der Wärmeeinflusszone (WEZ) in rohrseitiger Lage eine Vielzahl von Kriechporen gefunden werden. Auch Anrisse (siehe auch Tabelle 8.1) entlang der rohrseitigen Wärmeeinflusszone (WEZ) traten auf und konnten nachgewiesen werden. In den durchgeführten Simulationen werden im Bereich der interkritischen Zone (WEZ3) hohe Kriechdehnungen (Bild 8.7, Bild 8.11 und Tabelle 8.1) akkumuliert. Weiterhin liegt in diesem Bereich eine Kombination aus einem hohen Betrag des Schädigungsparameters D (siehe Tabelle 8.1) sowie aus einem hohen Mehrachsigen Spannungsgrad des Spannungszustandes (niedriges q , Bild 8.9 und Tabelle 8.1) vor. Dies lässt den Schluss zu, dass der Bereich maximaler Schädigung bzw. der Ort der Rissbildung im Bereich der rohrseitigen interkritischen Zone (WEZ3) der Membranwandprüfkörper liegt, was mit den durchgeführten metallografischen Untersuchungen bestätigt werden konnte.

8.3.3. Simulationsergebnisse am T24-Prüfkörper

Auch das Verformungs- und Dehnungsverhalten des T24-Membranwandprüfkörpers wurde numerisch simuliert. Die experimentellen Untersuchungen am Prüfkörper aus T24 haben gezeigt, dass Biegeeffekte einen Einfluss auf die integrale Dehnungsmessung mit Hilfe von HT-DMS haben können (siehe Kapitel 7.5). Da im Fall des T24-Prüfkörpers diese Effekte an den Messstellen HT-DMS M6 und M1 am wenigsten ins Gewicht fallen, werden an dieser Stelle die Messergebnisse dieser beiden HT-DMS mit den numerisch ermittelten Kriechdehnungsverläufen verglichen.

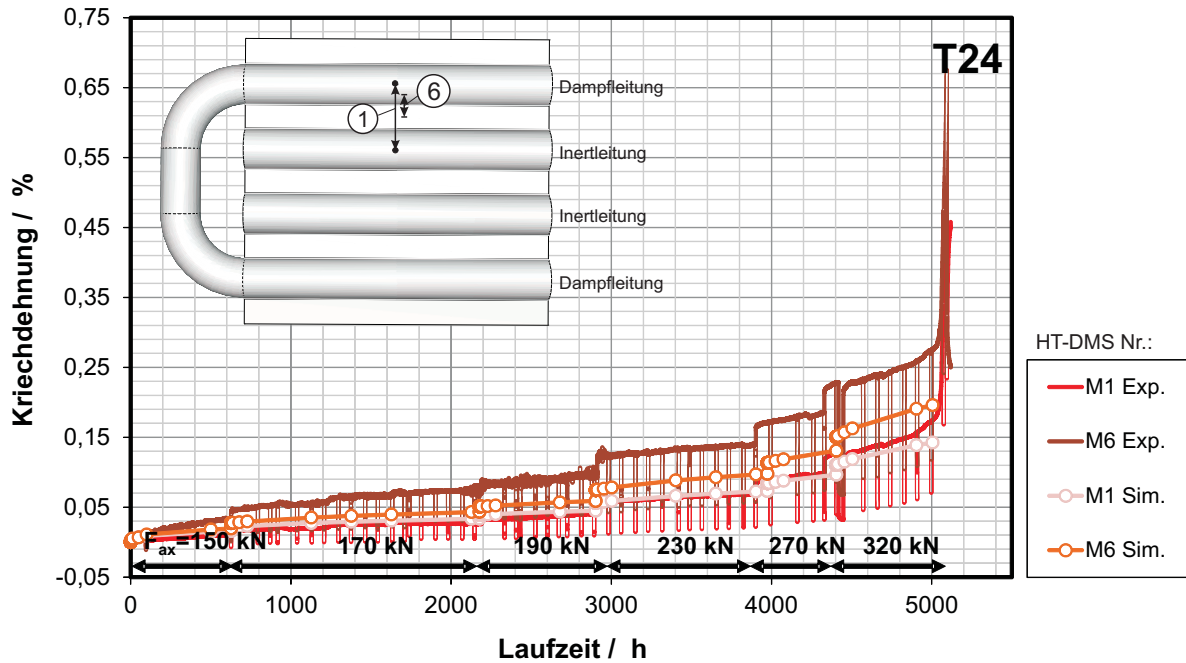


Bild 8.12: Ergebnisse der Simulation des T24-Prüfkörpers; Zeit-Dehnverlauf

In Bild 8.12 sind die zeitlichen Entwicklungen, ermittelt in Simulation und Experiment, vergleichend einander gegenübergestellt. Der Primär- und Sekundärbereich wird von den durchgeführten FE-Simulationen gut abgebildet. Die Dehnraten von Experiment und Simulation weisen eine gute Übereinstimmung auf. Besonders im Fall der integralen Dehnungsmessung über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung liegen die zeitlichen Verläufe von Experiment und Simulation annähernd deckungsgleich übereinander. Die integralen Kriechdehnungen über der Schweißnaht werden von der FE-Simulation leicht unterschätzt. Nach einer bestimmten Laufzeit (hier ca. 4.800 h) ist ein starker Anstieg der akkumulierten Dehnungen identifizierbar („tertiärer“ Kriechbereich). In der FE-Simulation ist in diesem Bereich kein Anstieg der Dehnungen feststellbar. Im Falle des hier dargestellten T24-Membranwandversuches musste der Versuch nach einer Laufzeit von ca. 5.100 h beendet werden, da ein wanddurchdringender Riss in einer Rohr-Steg-Verbindung außerhalb des durch kapazitive HT-DMS erfassten Messfeldes detektiert wurde. Dieser Riss außerhalb des Messfeldes führte zum Anstieg der Dehnungen an den hier betrachteten Messstellen. Da im verwendeten FE-Modell kein Riss modelliert wurde kann dieser Dehnungszuwachs auch in den Simulationen nicht abgebildet werden. Vor diesem Dehnungszuwachs (bei etwa 4.800 h) werden im Experiment integrale Kriechdehnungen von ca. 0,25 % über der Schweißnaht und 0,14 % über der Rohr-Steg-Verbindung erzielt. Dem gegenüber stehen die mittels der FE-Simulation berechneten Dehnungsniveaus von etwa 0,18 % über der Schweißnaht und ca. 0,13 % über der Rohr-Steg-Verbindung. Weiterführende Auswertungen entlang eines Pfades, Contour-Plots sowie zeitliche Entwicklungen einiger Zentroide⁴ sind im Anhang dieser Arbeit (Kapitel A.12) zusammengefasst. Auch hier stehen die Ergebnisse der numerischen Berechnungen im Einklang mit den Ergebnissen der metallografischen Untersuchungen. Nach Beendigung der experimentellen Arbeiten am T24-Prüfkörper konnten unter Zuhilfenahme von Schlibbildern keine Kriechporen innerhalb der Wärmeinflusszonen (WEZ) der Rohr-Steg-Schweißverbindungen oder anderen Stellen nachgewiesen werden. Die Beträge des numerisch bestimmten Schädigungsparameters D sind in den kritischen Bereichen ebenfalls sehr gering. Auch die experimentell ermittelten Kriechdehnungsniveaus sind gering und

⁴Ein Zentroid stellt den Mittelpunkt eines Elementes des FE-Netzes dar. Bei der Auswertung an einem Zentroid werden die berechneten Werte an den Gaußpunkten des betreffenden Elementes gemittelt.

verstärken somit die Annahme, dass keine Schädigung innerhalb des Werkstoffes vorliegen kann.

8.3.4. Schlussfolgerung aus den Membranwandprüfkörperversuchen und deren Simulation

Mit Hilfe der durchgeführten Membranwandversuche konnten im Falle der T92- und VM12-SHC-Prüfkörper deutliche Schädigungen durch eine sichtbare Porenbildung nach Versuche nachgewiesen werden. Eine große Anzahl an Poren sowie erste Anrisse wurden im Bereich der interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) auf der Seite des Kesselrohres der Rohr-Steg-Schweißung, knapp unter der Bauteiloberfläche, detektiert. Die durchgeführten numerischen Simulationen haben gezeigt, dass in diesem Bereich eine hohe Mehrachsigkeit des Spannungszustandes, eine erhöhte Schädigung und eine Dehnungskonzentration vorliegen. Unter modellhafter Berücksichtigung der Schweißnaht mit Hilfe von drei Wärmeeinflusszonen (WEZ) und der Verwendung geeigneter Kriechgesetze konnte somit in den durchgeführten numerischen Simulationen der Ort der Rissbildung nachgebildet werden. Zudem können die während der Versuchsdurchführung ermittelten Zeit-Dehn-Verläufe rechnerisch abgebildet werden. Simulation und Experiment weisen sehr gute Übereinstimmung in den Dehnraten auf. Bedingt durch Fertigungseinflüsse (z. B. Verzug beim Schweißen oder unterschiedliche Flankenwinkel) kann es allerdings zu einer überlagerten Biegebeanspruchung auf den Prüfkörper kommen welche einen sichtbaren Einfluss auf das Zeit-Dehn-Verhalten der einzelnen integralen Dehnungsmessstellen besitzen und sich in einer Streuung der messtechnisch bestimmten integralen Dehnungsbeträge zueinander äußern kann. Obwohl diese Fertigungseinflüsse nicht in den durchgeführten Simulationen berücksichtigt wurden, stimmen die experimentell ermittelten Zeit-Dehn-Verläufe mit den numerisch berechneten Zeit-Dehn-Verläufen im Mittel gut überein.

Die Schiffe, entnommen aus dem geprüften T24-Membranwandprüfkörper, wiesen nach einer Prüfzeit von knapp 5.200 h (abgesehen des Risses außerhalb des Messbereiches welcher nicht durch einen Kriechschädigungseinfluss entstanden ist) keine unter dem Lichtmikroskop erkennbare Kriechschädigung in Form von Poren auf. Es konnten keine Poren, auch nicht im Bereich der Wärmeeinflusszonen (WEZ), gefunden werden. Eine Weiterführung des Versuches war auf Grund von Anrissen außerhalb des durch HT-DMS überwachten Bereiches im Schweißgut (SG) einer Rohr-Steg-Schweißung nicht möglich. Der Einfluss der Biegung, resultierend aus Fertigungsabweichungen, erwies sich an diesem Prüfkörper am weitaus größten und erschwerte die Interpretation der Versuchsergebnisse.

Im Fall des Alloy 617 mod-Prüfkörpers konnte keine Versuchsdurchführung bis zum Einsatz deutlicher Kriechschädigung aufrecht erhalten werden. Die erzielten Versuchszeiten sind hierzu deutlich zu gering. Auch nach mehrmaliger Reparatur des Prüfkörpers und nach mehrmaliger Absenkung der senkrecht zur Kesselrohrachse wirkenden Zugkraft konnten keine längeren Laufzeiten erzielt werden. Metallografische Untersuchungen wurden durchgeführt. Diese zeigen jedoch, dass weiterführende metallografische Untersuchung des reparierten Prüfkörpers bzw. der in den einzelnen Phasen geschädigten Prüfkörper notwendig sind, um die Schädigungsmechanismen näher beschreiben zu können. Auf Grund der geringen Laufzeiten des/der Alloy 617 mod-Prüfkörper wurde auf eine Simulation dieser Bauteilversuche verzichtet.

Bei der Auslegung von Bauteilen unter Verwendung von zeitabhängigen fortgeschrittenen Stoffgesetzen nimmt die Anpassung der Stoffgesetzparameter an die Ergebnisse, stammend aus einachsigen Zeitstandversuchen, eine zentrale Rolle ein. Ziel ist es hier, ein Kriechgesetz zu erstellen, welches die in der Literatur (wie z. B. den ECCO-Data-sheets) enthaltenen Zeitstandfestigkeiten möglichst genau trifft. Die Werkstoff-Charge, aus der das Bauteil anschließend

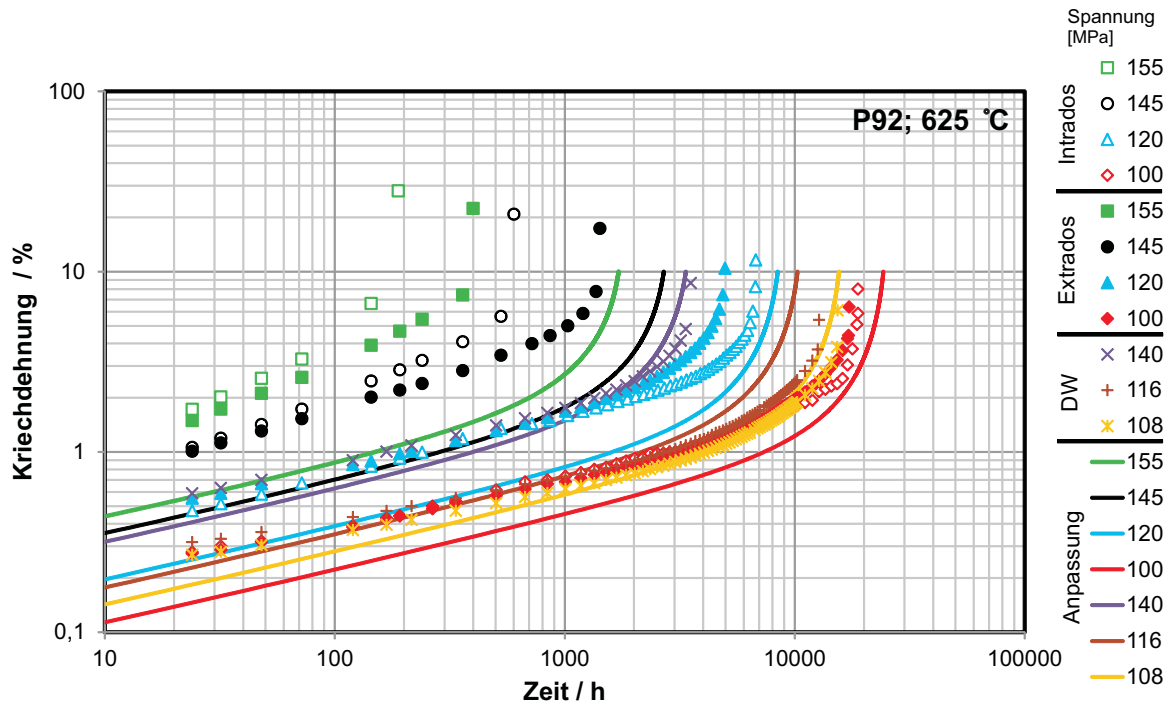


Bild 8.13: Vergleich von Anpassung und einachsigen Zeitstandversuchen des Werkstoffes T92 bei 625 °C (DW = dickwandiges Rohr)

gefertigt wird, kann eine Abweichung im Zeitstandverhalten zu den in der Literatur enthaltenen Zeitstandfestigkeiten, und somit auch zum zur Auslegung herangezogenen Kriechgesetz, aufweisen. Aus diesem Grund ist es ratsam, das Zeitstandverhalten unter Einsatz von einachsigen Proben der verwendeten Chargen zu bestimmen und im Vergleich zum verwendeten Kriechgesetz und den Literaturdaten einzuordnen. In Bild 8.13 sind daher die Zeit-Dehn-Linien (Anpassung) des in dieser Arbeit angepassten T/P92-Kriechgesetzes bei 625 °C (durchgezogene Linien) den in dieser Arbeit ermittelten einachsigen Zeitstandergebnissen an T/P92-Grundwerkstoff (GW) (Symbole) gegenübergestellt. Die in dieser Darstellung enthaltenen einachsigen Versuche stammen aus dem Extrados und Intrados der hergestellten Induktivbiegung eines dickwandigen P92-Rohres und einem ungebogenen dickwandigen P92-Rohr (DW). Bereits auf den ersten Blick wird deutlich, dass die verwendete Anpassung bei hohen Spannungen oberhalb von 140 MPa deutlich zu wenig Kriechdehnungen akkumuliert. Spannungen in dieser Höhe treten innerhalb der durchgeführten Simulation allerdings nur in sehr kleinen, lokal begrenzten Bereichen unmittelbar nach Lastaufbringung in einem elastischen Schritt auf und relaxieren sehr schnell. Die Durchführung der Lastaufbringung in einem linear-elastischen Simulationsschritt führt zudem zu sehr hohen Spannungen innerhalb des Bauteils. Während des realen Betriebes werden die Bauteile aufgeheizt und die Lasten in einem deutlich längeren Vorgang aufgebracht. Während dieses Vorganges kommt es bereits zu ersten Spannungsumlagerungen, weshalb die in der Simulation auftretenden Spannungen als konservative Näherung anzusehen sind. Im Spannungsbereich von 108 MPa bis 140 MPa weist die Anpassung eine gute Übereinstimmung mit den in dieser Arbeit durchgeführten Zeitstand-Versuchen auf. Der große Abstand der experimentellen Ergebnisse der bei 116 MPa und 120 MPa durchgeführten Zeitstandversuche kann in der Anpassung nicht nachgewiesen werden und kann vermutlich auf Messunsicherheiten oder die unterschiedliche Probenherkunft (Rohrbiegung und dickwandiges Rohr) zurückgeführt werden.

9. Zusammenfassung

Mit den politischen Vorgaben zur Reduzierung des CO₂-Ausstoßes unter Einsatz neuester Technologien ergeben sich für fossil befeuerte Kraftwerke neue Anforderungen. Der Einsatz von bereits in der Entwicklung befindlichen Technologien, wie beispielsweise der Speicherung des ausgestoßenen CO₂ (CCS), benötigt Wirkungsgrade von über 50 %. Wirkungsgrade in dieser Höhe sind notwendig, um den Eigenenergiebedarf der zur Speicherung der umweltbelastenden Gase benötigten Anlagen zu decken. Eine Steigerung der Wirkungsgrade kann nur durch eine Erhöhung von Dampfdruck und -temperatur erreicht werden. Auf diese Weise werden allerdings auch die Anforderungen an die eingesetzten Werkstoffe deutlich erhöht. Ziel dieser Arbeit ist es, einen Beitrag zur Auswahl, Charakterisierung und Qualifizierung geeigneter Kessel- und Rohrleitungswerkstoffe für ein solches hocheffizientes fossil befeuertes Kraftwerk zu leisten. Weiterhin soll gezeigt werden, dass mit Hilfe numerischer Simulationen unter der Einbindung geeigneter Kriechgleichungen das Verformungs- und Relaxationsverhalten von hochtemperaturbeanspruchten Komponenten abgebildet werden kann. Mit diesem Vorgehen kann der Design- und Auslegungsprozess, aber auch die Lebensdauerüberwachung von Kraftwerkskomponenten sinnvoll unterstützt und effektiver gestaltet werden.

Die genaue Kenntnis der Werkstoffeigenschaften, im Besonderen unter Temperaturbeeinflussung, sind zur Erfüllung der vorgestellten Ziele unabdingbar. Aus diesem Grund wurden die für den Einsatz in einem solchen hocheffizienten fossil befeuerten Kraftwerk vorgesehenen Werkstoffe innerhalb dieser Arbeit zunächst charakterisiert und ihre bekannten Werkstoffeigenschaften genau beschrieben. Wegen seiner hervorragenden Zeitstandfestigkeiten empfiehlt sich die Nickelbasislegierung Alloy 617 mod für die Fertigung von Kesselkomponenten für Temperaturen bis zu 700 °C. Auf Grund der hohen Kosten von Nickelbasislegierungen und der erschwerten Fertigungsbedingungen muss der Einsatz dieses Werkstoffes allerdings auf den Spitztemperaturbereich beschränkt werden. Im Temperaturbereich bis 625 °C bietet die Klasse der 9 % bis 12 % Cr-Stähle einige interessante Stähle. Besonders die hier vorgestellten Vertreter T/P92 und VM12/VM12-SHC gelten als aussichtsreiche Kandidaten für eine Verwendung in einem 700 °C-Kraftwerk. Der momentan in der Diskussion befindliche 2,5 % Cr-Stahl T24 wurde bisher für den Einsatz in Membranwänden mit Spitztemperaturen bis 525 °C geplant. Speziell seine Schweißigenschaften, welche den Verzicht auf eine Wärmenachbehandlung zulassen, machen ihn für einen Einsatz im Kesselbereich und vor allem im Membranwandbereich, sehr interessant.

Mit dem Ziel der Qualifizierung der vier vorgenannten Werkstoffe für den Einsatz in einem fossil befeuerten Kraftwerk mit Temperaturen bis 700 °C wurde innerhalb dieser Arbeit ein Versuchsprogramm mit besonderem Fokus auf die Zeitstandfestigkeit bei den Einsatztemperaturen des jeweiligen Werkstoffes durchgeführt. Für die Klasse der Membranwandwerkstoffe wurden zu diesem Zweck aus den Werkstoffen Alloy 617 mod, VM12-SHC und T24 Kesselrohre hergestellt. Anschließend wurden einige dieser Kesselrohre im WIG-Verfahren zu Rundnähten verschweißt. Im Falle der Klasse der Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe wurden dickwandige Rohre aus den Werkstoffen Alloy 617 mod, VM12 und P92 hergestellt. Unter Verwendung von jeweils zwei unterschiedlichen Schweißverfahren erfolgte in einem nächsten Schritt die Herstellung von Rundnähten. Ergänzend wurden Induktivbiegungen aus dickwandigen Rohren hergestellt. An diesen Erzeugnissen wurde ein Qualifikationsprogramm durchgeführt (dieses beinhaltete Zug-, Warmzug- und Kerbschlagbiegeversuche, sowie die Ermittlung von Härteverläufen),

welches einen besonderen Schwerpunkt auf die Untersuchung der Zeitstandeigenschaften der Werkstoffe legte. Alle der untersuchten Erzeugnisse aus dünnwandigen (Kesselrohre) und dickwandigen Komponenten (dickwandige Rohre und deren Induktivbiegungen) sowie deren Schweißverbindungen erfüllten die an sie gestellten qualitativen Anforderungen. Innerhalb der umfangreichen Zeitstanduntersuchungen an Grundwerkstoffen, Schweißgütern, Schweißverbindungen und Induktivbiegungen (Extrados und Intrados) wurde der Fokus auf den jeweilig möglichen Einsatztemperaturbereich der später aus den betreffenden Werkstoffen zu fertigen Komponenten gelegt. Die Zeitstanduntersuchungen erfolgten daher für den 9 % Cr-Stahl P92 im Temperaturbereich von 600 °C bis 650 °C, für den 12 %-Cr Stahl VM12/VM12-SHC im Temperaturbereich von 525 °C bis 700 °C, für den 2,5 %-Cr Stahl T24 im Temperaturbereich von 475 °C bis 575 °C und für die Nickelbasislegierung Alloy 617 mod im Temperaturbereich von 600 °C bis 790 °C. Die Zeitstandfestigkeiten aller innerhalb dieser Arbeit untersuchten Grundwerkstoffe (Alloy 617 mod, VM12/VM12-SHC, P92, T24) lagen bei allen Prüftemperaturen innerhalb der nach VdTÜV bzw. ECCC vorgegebenen Streubänder, in der Regel nahe dem Streubandmittelwert. Die geprüften niedergeschmolzenen UP-Schweißgüter der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod zeigten im Vergleich zum Grundwerkstoff und den übrigen untersuchten Schweißgütern einen deutlichen Abfall der Zeitstandfestigkeit auf Grund eines verstärkten Al-Abbrandes. Die Zeitstandfestigkeiten aller untersuchten WIG-, v-WIGp (Orbital)- und E-Hand-Schweißverbindungen des Werkstoffes Alloy 617 mod ordnen sich in der unteren Hälfte des Streubandes ein. Bei den Schweißverbindungsproben aus VM12/VM12-SHC war ein Bruchlagenwechsel von Schweißgut bzw. Grundwerkstoff in die interkritische Wärmeeinflusszone mit dem dafür typischen Abfall in der Zeitstandfestigkeit zu beobachten. Bei einer Temperatur von 625 °C setzte dieser bei Laufzeiten von ca. 5.000 h bis 8.000 h ein. Die untersuchten VM12/VM12-SHC-Schweißgüter zeigten im Vergleich zum Grundwerkstoff ähnliche Zeitstandfestigkeiten. Mit Hilfe einiger Isostress-Versuche konnte zudem gezeigt werden, dass eine Mo-haltige Variante des VM12/VM12-SHC-Schweißzusatzes bessere Zeitstandfestigkeiten als eine Mo-freie Variante liefert. Ein Bruchlagenwechsel von Schweißgut bzw. Grundwerkstoff in die interkritische Wärmeeinflusszone ist ebenfalls bei den untersuchten P92-Schweißverbindungen identifizierbar. Besonders deutlich wurde dies bei einer Prüftemperatur von 625 °C. Hier setzte der Bruchlagenwechsel bei Spannungen unterhalb von 125 MPa ein. Die Zeitstandfestigkeiten der untersuchten P92 WIG- und UP-Schweißgüter ordneten sich im unteren Streubandbereich ein. Die WIG-Schweißverbindungen, entnommen aus T24-Kesselrohren, weisen Zeitstandfestigkeiten im Bereich der Streubandgrenzen auf. Die hier untersuchten WIG-Schweißverbindungen wurden unter Verwendung eines Ti-haltigen Schweißgutes durchgeführt. Die Zeitstandfestigkeiten des reinen niedergeschmolzenen Ti-haltigen Schweißgutes liegen unterhalb der unteren Streubandgrenze, was auf den Ti-Abbrand während des Schweißvorganges zurückgeführt werden konnte. Ein Versuchsprogramm mit WIG-Schweißverbindungen, geschweißt unter Verwendung eines Nb-haltigen Schweißgutes wurde in die Wege geleitet.

Zur Untersuchung des Verformungs- und Versagensverhaltens von Membranwänden als typischer Vertreter eines Kesselbauteils wurde innerhalb dieser Arbeit ein Prüfstand entwickelt, welcher die realitätsnahe Untersuchung von membranwandähnlichen Prüfkörpern unter annähernd realen Betriebsbedingungen ermöglicht. Neben dem aus dem Medium im Inneren der Kesselrohre (Dampf oder Stickstoff) resultierenden Innendruck wurde eine senkrecht auf die Kesselrohrachse wirkende Zugkraft aufgegeben. Mit Hilfe dieser Zugkraft wurden die Versuche so ausgelegt, dass sich nach einer Betriebszeit von 2.000 h bis 5.000 h eine nennenswerte Schädigung im Prüfkörper einstellt. Während der Versuchsdurchführung wurden die an den Prüfkörpern auftretenden integralen Dehnungen mittels applizierter Hochtemperatur-Dehnungsmessstreifen (HT-DMS) erfasst. Zusätzlich wurde das während des Prüfvorganges anliegende Temperaturfeld unter Verwendung von Thermoelementen aufgezeichnet. Nach

Beendigung des Prüfvorganges wurden die Membranwandprüfkörper einer umfangreichen metallografischen Untersuchung unterzogen. Im Falle der T92- und VM12-SHC-Prüfkörper konnten die Stellen maximaler Schädigung bzw. höchster Porendichte am Übergang vom Schweißgut zum Kesselrohr in der Wärmeeinflusszone (WEZ) auf der Kesselrohrseite der Rohr-Steg-Schweißung, knapp unterhalb der Bauteiloberfläche, identifiziert werden. In diesem Bereich konnten bei den untersuchten T92- und VM12-SHC-Prüfkörpern Porenketten oder feine Anrisse identifiziert werden, welche dicht unter der Kesselrohroberfläche lagen, diese aber noch nicht erreicht haben. Im Falle des T24-Prüfkörpers trat innerhalb der Wärmeeinflusszonen der WIG-Schweißungen nach einer Laufzeit von knapp 5.200 h keine nennenswerte Schädigung unter der gewählten Belastung auf.

Der Prüfkörper aus Alloy 617 mod wies nach einer extrem kurzen Laufzeit bereits erste deutlich erkennbare Risse auf. Ein Wiederanfahren des Prüfkörpers nach fachgerechter Reparatur und abgesenkter Prüflast führte erneut zu einer sehr kurzen Laufzeit. Die durchgeführten metallografischen Untersuchungen an den geprüften Alloy 617 mod-Prüfkörpern konnten die Ursachen für die in dieser Arbeit erzielten kurzen Laufzeiten nicht vollständig klären. Die durchgeführten metallografischen Untersuchungen lassen vermuten, dass eine Überbelastung des ersten Alloy 617 mod-Prüfkörpers die Versagensursache darstellte. Diese resultierte aus einer Unterschätzung der durch die Schweißverbindungen („metallurgische Kerben“) und die geometrischen Kerben beeinflussten Spannungen.

Für die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe VM12/VM12-SHC, T/P92 und T24 wurden Kriechgesetze auf Basis eines an der MPA UNIVERSITÄT STUTTGART entwickelten und modifizierten Ansatzes nach Graham-Walles angepasst. Unter Verwendung dieser angepassten Kriechgesetze und eines FE-Modelles (Viertelmodell einer Rohr-Steg-Schweißung mit drei Wärmeeinflusszonen) konnte das Verformungsverhalten der Membranwandprüfkörper numerisch abgebildet werden. Simulation und Experiment zeigen eine gute Übereinstimmung der Dehnraten. Die Streuungen der experimentellen Zeit-Dehn-Verläufe werden im Mittel durch die Simulation ebenfalls gut abgebildet. Die durchgeführten numerischen Untersuchungen zeigen weiterhin, dass an der im Experiment ermittelten Stelle maximaler Schädigung, welche durch den Nachweis von Kriechporen und Rissen metallografisch bestätigt werden konnte, auch in der Simulation maximale Kriechdehnungen, eine maximale Mehrachsigkeit des Spannungszustandes und eine maximale Konzentration des Schädigungsparameters D ermittelt wurde. Diese metallografisch und numerisch ermittelte Stelle maximaler Schädigung befindet sich innerhalb der kesselrohrseitigen interkritischen Wärmeeinflusszone (WEZ3) der Rohr-Steg-Schweißung. Die numerische Simulation unter Verwendung eines modifizierten Kriechgleichungsansatzes nach Graham-Walles stellt somit eine sinnvolle Ergänzung und Unterstützung des Auslegungsprozesses von Kesselkomponenten aus den untersuchten Werkstoffen dar. Eine zukünftig verstärkte Einbindung der Simulation in den Auslegungsprozess (Stichwort „design by analysis“) ist besonders durch die mehr und mehr geänderten Anforderungen an Kraftwerkskomponenten unabdingbar. Neben dem Verformungsverhalten unter Hochtemperaturbeanspruchung kann zudem der kritische Bereich einer Komponente identifiziert werden. Eine effektivere Ausnutzung der Werkstofffestigkeiten unter den gegebenen Randbedingungen kann unter Verwendung numerischer Analysen besser gewährleistet werden. Zudem können die Stellen für gegebenenfalls notwendige Lebensdauerüberwachungsmaßnahmen oder (mikrostrukturelle) Befundungen schneller und einfacher identifiziert werden.

Die im Rahmen dieser Arbeit erzielten Ergebnisse zeigen, dass mit Hilfe des an der MPA UNIVERSITÄT STUTTGART modifizierten Kriechgleichungsansatzes nach Graham und Walles eine numerische Simulation von hochtemperaturbeanspruchten Kesselkomponenten realitätsnah

möglich ist. Die durchgeführten einachsigen Zeitstandversuche stellen zudem eine sinnvolle Ergänzung der Datenbasis für die Auslegung und die betriebliche Zuverlässigkeit im Langzeitbereich dar. Auch zur Qualifizierung der Werkstoffe Alloy 617 mod, VM12/VM12-SHC, T/P92 und T24 für den Einsatz in einem fossil befeuerten Kraftwerk mit Dampftemperaturen bis 700 °C wurde mit den Ergebnissen dieser Arbeit ein wesentlicher Beitrag geleistet.

Literaturverzeichnis

- [ABB90] ABB/HRB: Prototypanlage Nukleare Prozesswärme / Arbeitsbereich 5, Materialerprobung und -entwicklung. 1990. – Abschlussbericht
- [AHS03] ABE, F. ; HORIUCHI, T. ; SAWADA, K.: High-temperature annealing for maximization of dissolved boron in creep-resistant martensitic 9Cr steel. In: *Materials Science Forum* 426-432 (2003), S. 1393–1398
- [AHT⁺02] ABE, F. ; HORIUCHI, T. ; TANEIKE, M. ; KIMURA, K. ; MUNEKI, S. ; OKADA, H.: Microstructure Design Near Grain Boundaries for Creep Resistant Tempered - Martensitic 9Cr Steels for 650 °C USC Boilers. In: *R. Mishra, J.C. Earthman and S. V. Raj (ed.), Creep Deformation: Fundamentals and Application*. Warrendale, Pa. : TMS, 2002, S. 341–350
- [Arb03] ARBEITSGEMEINSCHAFT FÜR WARMFESTE STÄHLE: *Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe: Richtlinien für die Untersuchung in den Arbeitsgemeinschaften*. 6. Ausgabe. November 2003
- [Ash72] ASHBY, M. F.: In: *Acta Metallurgica* 20 (1972), 887–897 S.
- [ASP⁺09] AGHAJANI, A. ; SOMSEN, C. ; PESICKA, J. ; BENDICK, W. ; HAHN, B. ; EGGELER, G.: Microstructural evolution in T24, a modified 2(1/4)Cr-Mo steel during creep after different heat treatments. In: *Material Science and Engineering A* 501-511 (2009), S. 130–135
- [Bau05] BAUER, M.: Optimisation of the Failure Behaviour of Welds under High Temperature Loading, 2005 (COST 536 Meeting at Longborough University)
- [Bau08] BAUER, M.: Optimierung der Schweißverbindung zur Verhinderung des vorzeitigen Kriechversagens in der Wärmeeinflusszone über gezielte Festigkeitsauswahl des Schweißgutes; MISMATCH / MPA Universität Stuttgart. 2008. – Abschlußbericht des Forschungsvorhabens AVIF A221
- [Bau09] BAUER, M.: *Lebensdaueroptimierung von Schweißverbindungen martensitischer Stähle für Hochtemperaturanwendungen*, MPA Universität Stuttgart, Dissertation, 2009
- [BG10] BERGER, C. ; GRÜNLING, H. W.: In: LECHNER, C. (Hrsg.) ; SEUME, J. (Hrsg.): *Stationäre Gasturbinen*. Springer VDI, 2., neu bearbeitete Auflage, 2010, S. 785–829
- [BGHV07] BENDICK, W. ; GABREL, J. ; HAHN, B. ; VANDENBERGHE, B.: New low alloy heat resistant ferritic steels T/P23 and T/P24 for power plant application. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 84 (2007), S. 130–135
- [BHV03] BENDICK, W. ; HAHN, B. ; VANDENBERGHE, B.: Entwicklung eines neuen 12 %-Cr-Stahls für Rohre in Kraftwerksanlagen mit Dampfparametern bis 650 °C, 2003 (26. Vortragsveranstaltung AGW/AGHT, Düsseldorf)

- [BKRM08] BAUER, M. ; KLENK, A. ; ROOS, E. ; MAILE, K.: Schweißverbindungen an 11 % Cr-Stahl. Düsseldorf : Verein deutscher Eisenhüttenleute, Nov 2008 (31. Vortragsveranstaltung "Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe")
- [BLF82] BROWNE, R. J. ; LONSDALE, D. ; FLEWITT, P. E. J.: Multiaxial Stress Rupture Testing and Compendium of Data for Creep Resisting Steels. In: *J. Eng. Mater. Technol.* 104 (1982), October, Nr. Issue 4, S. 291 – 297
- [Bür01] BÜRCEL, R.: *Handbuch der Hochtemperatur-Werkstoffe*. Vieweg Verlag, 2001
- [Cip10] CIPOLLA, L.: *Conversion of MX Nitrides to Modified Z-Phase in 9-12%CR Ferritic Steels*, Technical University of Denmark, Dissertation, 2010
- [CKR91] CLAUSMEYER, H. ; KUSSMAUL, K. ; ROOS, E.: Influence of Stress State on the failure behavior of cracked components made of steel / ASME. 1991 (2). – Forschungsbericht
- [Cla68] CLAUSMEYER, H.: Über die Beanspruchung von Stahl bei mehrachsigen Spannungszuständen. In: *Konstruktion* (1968), S. 395 – 401
- [Con61] CONRAD, H.: Mechanical Behaviour of Materials at Elevated Temperatures. In: *Experimental Evaluation of Creep and Stress Rupture (J.E. Dorn)* (1961), S. 149–217
- [Dan07] DANIELSEN, H. K.: *Z-phase in 9-12%Cr Steels*, Technical University of Denmark, Diss., 2007
- [DH04] DANIELSEN, H. K. ; HALD, J.: Z-Phase in 9-12% Cr steels. Hilton Head Island, 2004 (4th EPRI International Conference on Advanced Materials Technology for Fossil Power Plants)
- [DH06] DANIELSEN, H. K. ; HALD, J.: Behaviour of Z phase in 9-12% Cr steels. In: *Energy Materials* 1 (2006), S. 49–57
- [DH08] DANIELSEN, H. K. ; HALD, J.: Influence of Z-Phase on long-term creep stability of martensitic 9-12% Cr steels. Stuttgart, 2008 (34. MPA Seminar)
- [DH09] DANIELSON, H. K. ; HALD, J.: Influence of Z-Phase on Long-term Creep Stability of Martensitic 9-12 % Cr Steels, 2009 (Proc 9th Liege Conf.)
- [ECC01] ECCC RECOMMENDATIONS VOLUME 2 PART I, 2001: *General terms and terminology and items specific to parent material*. Bd. 2, Part I. Morris, P.F. and Orr, J., 2001. – ECCC Document 5524/MC/23
- [ECC03] ECCC RECOMMENDATIONS VOLUME 5 PART IA, 2003: *Generic Recommendations and Guidance for the Assessment of full Size Creep Rupture Datasets*. Bd. 5, Part Ia. 2003. – ECCC Document AC/MC/35, Issue 5
- [ECC05a] ECCC DATA SHEET: *Steel ASTM Grade 92*. 2005
- [ECC05b] ECCC DATA SHEET: *Steel E911 (X11CrMoWVNb9-1-1)*. 2005
- [EM91] ECKERT, W. ; MAILE, K.: Langzeitstandversuche und numerisch analytische Untersuchungen zur Ermittlung der Zeitstandfestigkeit und des Kriechverhaltens von Schweißverbindungen aus warmfesten CrMoV-Stählen / MPA Universität Stuttgart. 1991. – Abschlußbericht zum Forschungsvorhaben AiF-Nr. 7030

- [Eur97] EUROPÄISCHES PARLAMENT: *Richtlinie 97/23/EG des Europäischen Parlaments und des Rates vom 29. Mai 1997 zur Angleichung der Rechtsvorschriften der Mitgliedstaaten über Druckgeräte*. May 1997
- [Fuj68] FUJITA, T.: Effect of Mo, V, Nb, and N on creep rupture strength of TAF steel. In: *Trans JIM* 9 (1968)
- [Fut07] *The Future of Coal - An Interdisciplinary Study*. Massachusetts Institute of Technology (MIT), 2007
- [G⁺04] GABREL, J. u. a.: VM12 - a new 12 % Cr-steel for boiler tubes, headers and steam pipes in ultra supercritical power plants, 2004 (4th EPRI International Conference on Advanced Materials Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island, South Carolina, USA)
- [GHJ05] GROSS, V. ; HEUSER, H. ; JOCHUM, C.: *Neuartige Schweißzusätze für bainitische und martensitische Stähle*. Unionstr. 1, D-59067 Hamm : Böhler Thyssen Schweißtechnik Deutschland GmbH, Aug 2005
- [GP93] GRANACHER, J. ; PFENNING, A.: Kriechgleichungen II: Rechnergestützte Beschreibung des Kriechverhaltens ausgewählter hochwarmfester Legierungen / Forschungsberichte FVV. 1993 (534). – Abschlussbericht Vorhaben Nr. 432
- [Grä93] GRÄFEN, H.: *Lexikon Werkstofftechnik*. Springer Verlag, 1993
- [GVZ07] GABREL, J. ; VANDENBERGHE, B. ; ZAKINE, C.: VM12 - a new 12 % Cr steel for application at high temperature in advanced power plants - status of development, 2007 (5th Int. Conf. on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Marco Island, USA)
- [GW55] GRAHAM, A. ; WALLES, K. F. A.: Relationships between Long- and Short-Time Creep and Tensile Properties of a Commercial Alloy. In: *Journal of the Iron and Steel Institute* 179 (1955), Februar, S. 104–121
- [Häh96a] HÄHNER, P.: On the physics of the Portevin - Le Chatelier effect part 1: The statistics of dynamic strain ageing. In: *Materials Science and Engineering A* 207 (1996), S. 208–215
- [Häh96b] HÄHNER, P.: On the physics of the Portevin - Le Chatelier effect part 2: The statistics of dynamic strain ageing. In: *Materials Science and Engineering A* 207 (1996), S. 216–223
- [Hal05a] HALD, J.: Creep Resistant 9 % - 12 % Cr Steels - Long-Term Testing, Microstructure Stability and Development Potentials. London, Sep 2005 (ECCC Creep Conference)
- [Hal05b] HALD, J.: Metallography and alloy design in the COST 536 action, 2005 (Proc 8th Liege Conf.)
- [HB08] HAHN, B. ; BENDICK, W.: Teil 1: Metallurgischen Grundlagen - Langezeiteigenschaften - Einsatzempfehlungen. In: *Rohrstähle für moderne Hochleistungskraftwerke 3R international* (47) (2008), Nr. 7, S. 3–12
- [HBK10] HUSEMANN, R.-U. ; BADER, M. ; KLÖWER, J.: Metallurgical Aspects during Manufacturing of Nickel Alloy 617B. Tsukuba, Japan, Mar 2010 (8th International NIMS-MPA-IfW-Workshop on Advanced in High Temperature Materials for High Efficiency Power Plants)

- [HCW99] HOFER, P. ; CERJAK, H. ; WARBICHLER, P.: Mikrostrukturelle Analyse als Basis für die Entwicklung neuer Kraftwerks-Werkstoffe am Beispiel G X12CrMoWVNbN 10-1-1. Graz, Apr 1999 (6. Werkstofftagung der TU Graz: Werkstoffe für die Kraftwerkstechnik an der Schwelle zum 21. Jahrhundert)
- [Heu09] HEUSER, H.: *Schweißtechnische Verarbeitung neuer Kraftwerkstähle*. SLV München : Schweißtechnik im Kraftwerksbau, 2009
- [Heu10] HEUSER, H.: *Die schweißtechnische Verarbeitung warmfester ferritischer und bainitischer Rohrwerkstoffe für Kraftwerkskomponenten*. SLV Duisburg : Schweißtechnik im Kraftwerksbau, Dez 2010
- [HK03] HALD, J. ; KORCAKOVA, L.: Precipitate Stability in Creep Resistant Ferritic Steels - Experimental Investigations and Modelling. In: *ISIJ International* 43 (2003), Nr. 3, S. 420–427
- [Hus99] HUSEMANN, R.-U.: Qualifizierung von Werkstoffen zum Einsatz in Dampferzeugeranlagen mit erhöhten Temperaturen / Wirtschaftsverband Stahlbau und Energietechnik e. V., Düsseldorf. 1999. – Abschlussbericht AVIF A77
- [ITYM98] ISHII, R. ; TSUDA, Y. ; YAMADA, M. ; MIYAZAKI, M.: Advanced Heat Resistant Steel for Power Generation, 1998, S. 277–287
- [JJ72] JACK, D. J. ; JACK, K. H.: Structure of Z-Phase, NbCrN. In: *J. Iron Steel Inst.* (1972), S. 790–792
- [JVS94] JANOVEC, J. ; VYROSTKOVA, A. ; SVOBODA, M.: Influence of Tempering Temperature on Stability of Carbide Phases in 2.6Cr-0.7Mo-0.3V Steel with Various Carbon Content. In: *Metallurgical and Materials Transactions* 25A (1994), S. 267–275
- [K⁺05a] KLENK, A. u. a.: Neue Rohrwerkstoffe für Dampferzeuger mit Wirkungsgraden über 50 % / MPA Universität Stuttgart. 2005. – Abschlussbericht AVIF A130
- [K⁺05b] KLENK, A. u. a.: Qualifizierung einer Nickelbasis-Legierung für Sammler und Rohrleitungen in Hocheffizienz-Kraftwerken. Düsseldorf : Verein deutscher Eisenhüttenleute, Nov 2005 (28. Vortragsveranstaltung “Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe“)
- [K⁺07] KLENK, A. u. a.: Qualifizierung eines kobalt- und molybdänlegierten 12 %-Chrom Werkstoffs als neuen Werkstoff für den Dampfkesselbau / MPA Universität Stuttgart. 2007. – Abschlussbericht AVIF A180
- [Kac61] KACHANOV, L. M.: Rupture Time under Creep Conditions - Problems in Continuum Mechanics. In: *Philadelphia contributions in honour of seventieth birthday of N. J. Muskhelishvili*, Edited by J. R. M. Radok (1961), S. 202 – 208
- [Kac67] KACHANOV, L. M.: *The Theory of Creep*. National Lending Library for Science and Technology, 1967
- [Kir83] KIRCHHÖFER, H.: *Untersuchungen zum isothermen Ausscheidungsverhalten von Nickelbasislegierungen mit Hilfe der Elektrochemischen Phasenisolierung*, RWTH Aachen, Diss., 1983
- [Kle09] KLENK, A.: Anforderungen an Schweißverbindungen in Hocheffizienzkraftwerken. München : SLV, Oct 2009 (Cluster-Forum Schweißtechnik im Kraftwerksbau)

- [KMGP96] KUSSMAUL, K. ; MAILE, K. ; GAUDIG, W. ; PURPER, H.: Evaluation and Quantification of Creep Damage in a Multiaxial Loaded Pipe Bend, 1996 (8th International Conference on Pressure Vessel Technology, Montreal)
- [KMS08] KLENK, A. ; MAILE, K. ; SPEICHER, M.: Risserscheinungen des Alloy 617 und dessen Schweißverbindungen, Verein deutscher Ingenieure (VDI), Okt 2008 (34. VDI Jahrestagung)
- [KRM00] KARLSSON, A. ; RASMUSSEN, F. ; MONTGOMERY, M.: On-Plant Test of TÜV HCM12 and ASME T23 Alloys for Use as Water Wall Materials. In: *Key Engineering Materials* 171-174 (2000), S. 169–178
- [KSKA01] KIMURA, K. ; SUZUKI, K. ; KUSHIMA, H. ; ABE, F.: Precipitation of Z-Phase and its Effect on Creep Strength. In: *Proc. of the 10th joint Int. Conf. on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, Creep Resistant Metallic Materials* (2001), S. 186–195
- [KTHH02] KLENK, A. ; THEOFEL, H. ; HELMRICH, A. ; HUSEMANN, R.-U.: Langzeitiges Verhalten von artgleichen Schweißverbindungen T24 (7CrMoVTiB10-10). Düsseldorf : Verein deutscher Eisenhüttenleute, Nov 2002 (25. Vortragsveranstaltung “Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe“)
- [KTS01] KLENK, A. ; THEOFEL, H. ; SCHEMMELE, J.: Nachweis der Langzeiteigenschaften von Schweißverbindungen moderner Stähle für den Einsatz in Dampferzeugern im Bereich bei 620 °C / MPA Universität Stuttgart. 2001. – Abschlussbericht AVIF A129
- [Lam08] LAMBERTZ, J.: Kohlenutzung und Klimaschutz, kein Gegensatz? Friedrich-Ebert-Stiftung, Berlin, Okt 2008 (Ohne Kohle? Zur Zukunft der Kohle bei der Stromerzeugung)
- [M⁺04] MAILE, K. u. a.: Charakterisierung der Schädigungsentwicklung zur Lebensdauerbewertung von Rohrleitungskomponenten / MPA Universität Stuttgart, Siempelkamp Prüf- und Gutachter Gesellschaft. 2004. – Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AVIF A152
- [M⁺06] MAILE, K. u. a.: Mikrostrukturelle Merkmale von martensitischen Chromstählen und deren Einfluss auf die Kriechfestigkeit. In: *Praktische Metallographie* (2006), 7, Nr. 43, S. 349–363
- [M⁺07] MAILE, K. u. a.: Consideration of Weld Behavior in Design of High Temperature Components, 2007 (5th Int. Conf. on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Marco Island, USA)
- [Mai99] MAILE, K.: *Fortgeschrittene Verfahren zur Beschreibung des Verformungs- und Schädigungsverhaltens von Hochtemperaturbauteilen im Kraftwerksbau*. Habilitationsschrift. Universität Stuttgart, 1999
- [May07] MAYR, P.: *Evolution of microstructure and mechanical properties of the heat affected zone in B-containing 9 % chromium steels*, Technische Universität Graz, Diss., 2007
- [MF09] MOHYLA, P. ; FOLDYNA, V.: Improvement of reliability and creep resistance in advanced low-alloy steels. In: *Material Science and Engineering A* 501-511 (2009), S. 234–237

- [MHB74] MANKINS, W. L. ; HOSIER, J. C. ; BASSFORD, T. H.: Microstructure and Phase of Ionconel Alloy 617 Stability. In: *Metallurgical Transactions* 5 (1974), S. 2579
- [MM00] MAILE, K. ; MEYER, L. W.: Einfluss der Mehrachsigkeit der Belastung auf die Kriechporenbildung und die zeitliche Schädigungsentwicklung bei typischen Kraftwerksstählen / MPA Universität Stuttgart, TU Chemnitz. 2000. – Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AVIF A105
- [MPT95] MAILE, K. ; PURPER, H. ; THEOFEL, H.: Innendruckversuche an Rohrbogen aus warmfesten Stählen mit zusätzlich aufgebrachttem Biegemoment bei Temperaturen im Kriechbereich / MPA Universität Stuttgart. 1995. – Abschlussbericht zum Forschungsvorhaben Nr. 1500 727 7
- [MSOET91] MAILE, K. ; SCHROEDER-OBST, D. ; ECKERT, W. ; THEOFEL, H.: *Metallkundliche Untersuchung der Versagensmechanismen zeitstandbeanspruchter Schweißverbindungen: Forschung für die Praxis Projekt 172*. Studiengesellschaft Stahlanwendung e.V., 1991
- [MSSR08] MAILE, K. ; SCHECK, R. ; SELINGER, P. ; REUTER, A.: Kriechschädigungsentwicklung in 9-11% Cr-Stählen. Düsseldorf : Verein deutscher Eisenhüttenleute, Nov 2008 (31. Vortragsveranstaltung "Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe")
- [MT97] MAILE, K. ; THEOFEL, H.: Untersuchung einer artgleichen Schweißverbindung für 9%Cr1%Mo-Stähle unter besonderer Berücksichtigung des Langzeitkriechverhaltens / MPA Universität Stuttgart. 1997. – Abschlußbericht zum Forschungsvorhaben AiF-Nr. 9300
- [MZS⁺06] MAILE, K. ; ZIES, G. ; SCHECK, R. ; KUPPLER, D. ; RUOFF, H. ; RAUCH, M. ; KLENK, A. ; SCHEU, C.: Mikrostrukturelle Merkmale von martensitischen Chromstählen und deren Einfluss auf die Kriechfestigkeit. In: *Praktische Metallographie* 43 (2006), S. 349–363
- [NM65] NELDER, J. A. ; MEAD, R.: A Simplex Method for Function Minimization. In: *The Computer Journal* 7 (1965), S. 308–313
- [Nor29] NORTON, F. H.: *The creep of steel at high temperatures*. McGraw-Hill, 1929
- [PM71] PENNY, R. K. ; MARRIOTT, D. L.: *Design for Creep*. McGraw-Hill, 1971
- [Qua00] QUALIFIZIERUNG VON WERKSTOFFEN ZUM EINSATZ IN DAMPFERZEUGERANLAGEN MIT ERHÖHTEN TEMPERATUREN: Qualifizierung von Werkstoffen zum Einsatz in Dampferzeugeranlagen mit erhöhten Temperaturen. In: *Zeitschrift VGB Kraftwerkstechnik* (2000), Nr. 7 und 8, S. 86 – 88 und 97 – 101
- [R⁺05] RINGEL, M. u. a.: Constitutive Equations of Adapted Complexity for High Temperature Loading, 2005 (ECCC Conference; London)
- [Rab69] RABOTNOV, Y. N.: *Creep Problems in Structural Members*. North-Holland Publishing Company, 1969
- [RHB06] RÖSLER, J. ; HARDERS, H. ; BÄKER, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. 2. Auflage. Teubner Verlag, 2006

- [RKM05] RINGEL, M. ; KLENK, A. ; MAILE, K.: Angepasste Werkstoffmodelle für die Bauteilberechnung bei Kriech- und Kriechermüdungsbeanspruchung, 2005 (28. Vortragsveranstaltung des VDEh, Düsseldorf)
- [RM04] ROOS, E. ; MAILE, K.: *Werkstoffkunde für Ingenieure*. 2. Auflage. Stuttgart : Springer Verlag, 2004
- [RMR04] RAUCH, M. ; MAILE, K. ; RINGEL, M.: Numerical Calculation and Experimental Validation of Damage Development in 9 Cr Steels. Stuttgart, Oct 2004 (30th MPA Seminar)
- [Rob96] ROBSON, J. D.: *Modelling of Precipitation in Power Plant Steels*, University of Cambridge, Diss., 1996
- [RS09] RIEHLE, M. ; SIMMCHEN, E.: *Grundlagen der Werkstofftechnik*. 2., aktualisierte Aufl., unveränd. Nachdr. Weinheim : Wiley-VCH, 2009
- [RSSN88] RAO, K. B. S. ; SCHIFFERS, H. ; SCHUSTER, H. ; NICKEL, H.: Influence of Time and Temperature Dependent Processes on Strain Controlled Low Cycle Fatigue Behavior of Alloy 617. In: *Metallurgical Transaction A* 19 (1988), S. 359 – 371
- [Sch04] SCHILLING, H.-D.: *Wie haben sich die Wirkungsgrade der Kohlekraftwerke entwickelt und was ist künftig zu erwarten?* www.energie-fakten.de, Feb 2004
- [Sch10a] SCHMIDT, K.: Werkstoffqualifizierung für das 700/720 °C-Kraftwerk; MARCKO 700 / MPA Universität Stuttgart. 2010. – Abschlussbericht AVIF A215
- [Sch10b] SCHUBERT, J.: Neuauswertung des Zeitstandverhaltens von lösungsgeglühtem Alloy 617 samt seiner Schweißverbindung im Temperaturbereich 550 bis 1000 °C, 2010 (33. Vortragsveranstaltung des VDEh, Düsseldorf)
- [Sch11] *Schweißzusätze für den Kraftwerksbau*. Unionstr. 1, D-59067 Hamm : Böhler Thyssen Schweisstechnik Deutschland GmbH, Jan 2011
- [Sen89] SENIOR, B. A.: The precipitation of Laves' phase in 9Cr1Mo steels. In: *Materials Science and Engineering: A* 119 (1989), S. L5–L8
- [SKM05] SCHUBERT, J. ; KLENK, A. ; MAILE, K.: Determination of weld strength factors for the creep rupture strength of welded joints. IOM London : European Creep Collaborative Committee (ECCC), Sep 2005 (International Conference on Creep and Fracture in High Temperature Components - Design and Life Assessment Issues)
- [SM86] SCHAMMAS, M. S. ; MARCHANT, K. D.: *Torsion Testing in an Inert Atmosphere Techniques for Multiaxial Creep Testing*. D. J. Gooch and I. M. How. Elsevier Applied Science, 1986
- [SSK⁺06] STELLING, O. ; SCHMIDT, K. ; KLENK, A. ; GÖTZFRIED, E. ; RADDATZ, M.: Werkstoffmodelldatenbank - Bereitstellung und Vergleich komplexer Stoffgesetze zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei wechselnder und stationärer Beanspruchung und Temperaturen bis zum Kriechbereich / MPA Universität Stuttgart. 2006. – Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AVIF A201
- [SSW87] SCHNABEL, E. ; SCHWAAB, P. ; WEBER, H.: In: *Stahl Eisen* 107 (1987), S. 691–696

- [Sta03] STAMATELOPOULOS, G.-N.: Wirkungsgradsteigerung von Dampfkraftwerken - das Beispiel BoA, 2003 (Life needs Power)
- [SV96] STRANG, A. ; VODAREK, V.: Z phase formation in martensitic 12CrMoVNb steel. In: *Material Science Technology* 12 (1996), S. 552–556
- [T⁺10] THEIS, K. A. u. a.: *Zahlen und Fakten zur Stromerzeugung 2010/11*. VGB PowerTech e. V. : Klinkestraße 27 bis 31, 45136 Essen, Sep 2010
- [The02a] THEIS, K. A.: *BMW Arbeitsgruppe I - "Wirtschaftliche Rahmenbedingungen"*. http://www.cooretec.de/lw_resource/datapool/Neuigkeiten/Rahmen_Deutschland.pdf : VGB PowerTech e.V., Juni 2002
- [The02b] THEIS, K. A.: *Cleaner Coal Technology: a new initiative for Europe*. Dinner-Debate at the invitation of, and with the support of EURELECTRIC, Verband der Elektrizitätswirtschaft e.V. (German Electricity Association) [VDEW], VGB PowerTech e.V., Mar 2002
- [Thy05] THYSSENKRUPP VDM: *Nicrofer 5520 Co - Alloy 617*. Jan 2005. – Werkstoffdatenblatt, Nr. 4119
- [TT06a] TABUCHI, M. ; TAKAHASHI, Y.: Evaluation of creep strength reduction factors for welded joints of modified 9Cr-1Mo steel (P91), 2006 (ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Vancouver)
- [TT06b] TAKAHASHI, Y. ; TABUCHI, M.: Evaluation of creep strength reduction factors for welded joints of HCM12A (P122), 2006 (ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Vancouver)
- [Ver99] VERBAND DER TECHNISCHEN ÜBERWACHUNGSVEREINE E. V.: *Warmfester Stahl 7CrMoVTiB10-10; Werkstoff-Nr. 1.7378*. Verband der TÜV e. V., Dez 1999. – VdTÜV Werkstoffblatt 533
- [Ver01] VERBAND DER TECHNISCHEN ÜBERWACHUNGSVEREINE E. V.: *Hochwarmfeste Nickelbasislegierung NiCr23Co12Mo, Werkstoff-Nr. 2.4663*. Verband der TÜV e. V., Sep 2001. – VdTÜV Werkstoffblatt 485
- [Ver09a] VERBAND DER TECHNISCHEN ÜBERWACHUNGSVEREINE E. V.: *Warmfester Stahl VM12-SHC*. Verband der TÜV e. V., Mär 2009. – VdTÜV Werkstoffblatt 560/2
- [Ver09b] VERBAND DER TECHNISCHEN ÜBERWACHUNGSVEREINE E. V.: *Warmfester Stahl X10CrWMoVNb9-2; Werkstoff-Nr. 1.4901*. Verband der TÜV e. V., Sep 2009. – VdTÜV Werkstoffblatt 552/3
- [VGBa] VGB POWERTECH SERVICE GMBH: *Guidelines for Feedwater, Boiler Water and Steam Quality for Power Plants / Industrial Plants, second edition, 2004*. – VGB R 450 L
- [VGBb] VGB POWERTECH SERVICE GMBH: *Wiederkehrende Prüfungen an Rohrleitungsanlagen in fossil befeuerten Kraftwerken*. – VGB R 509 L
- [VVH⁺08] VAILLANT, J. C. ; VANDENBERGHE, B. ; HAHN, B. ; HEUSER, H. ; JOCHUM, C.: T/P23, 24, 911 and 92: New grades for advanced coal-fired power plants - Properties and experience. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 85 (2008), S. 38–46

- [Wac95] WACHTER, O. K.: *Untersuchung der Eigenschaften des 9 %-Chromstahles vom Typ 9CR-0,5Mo-1,8W-V-Nb im Hinblick auf seine Verwendung als Rohrleitungs- und Kesselbaustahl unter erhöhten Temperaturen*, RWTH Aachen, Dissertation, 1995
- [WE96] WACHTER, O. K. ; ENNIS, P. J.: Die Eigenschaften eines 9 %-Chromstahls vom Typ Cr-0,5-Mo-1,8 W-V-Nb im Hinblick auf seine Verwendung als Rohrleitungs- und Kesselbaustahls; Teil 1: Gefüge und mechanische Eigenschaften des Grundwerkstoffes. In: *VGB Kraftwerkstechnik* 9/96 (1996), S. 770–785
- [WE98] WACHTER, O. K. ; ENNIS, P. J.: Die Eigenschaften eines 9 %-Chromstahls vom Typ Cr-0,5-Mo-1,8 W-V-Nb im Hinblick auf seine Verwendung als Rohrleitungs- und Kesselbaustahls; Teil 2: Gefüge und mechanische Eigenschaften von Schweißverbindungen. In: *VGB Kraftwerkstechnik* 1/98 (1998), S. 95–106
- [WH08] WAGNER, H. ; HOFSTÄTTER, H.: Zur Frage der Versorgungssicherheit mit fossilen Energieträgern Teil 1: Allgemeines und Kohle. In: *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 153 (2008), Nr. 8, S. 309–314
- [WSS05] WU, Q. ; SHINGLEDECKER, J. P. ; SWINDEMAN, R. W.: Microstructural Characterization of Advanced Boiler Materials for Ultra Supercritical Coal Power Plants. In: *Proceedings from the Fourth International Conference (ASM International)* (2005), S. 748 – 761
- [Xu98] XU, H.: *Anwendung eines viskoplastischen Schädigungsmodells zur Beschreibung des Verformungs- und Versagensverhaltens einer hochtemperatur Schraubenverbindung*, Universität Stuttgart, Diss., 1998

A. Anhang

A.1. Alloy 617 mod: Tabellarische Übersicht der Zeitstand- und LCF-Versuche

Tabelle A.1: Übersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff (GW) der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod

Proben- bez.	Zustand	Art mm	Temperatur °C	Spannung MPa	Laufzeit h	Status	A %	Z %	
602	GW	1	675	300	1056	B	3,4	8	
		6		270	2215	B	3,1	10	
		11		220	8419	B	3,4	7	
602	GW	9	725	225	632	B	8,5	14	
		7		190	2542	B	11,5	17	
		8		150	11082	B	24,9	30	
574	GW	1	700	225	3976	B	8,6	10	
		4		180	20250	B	15,5	28	
		7		164	30960	E	-	-	
574	GW	2	725	190	2528	B	19,4	22	
		5		145	20587	B	21,5	37	
		8		131	30960	E	-	-	
574	GW	3	750	155	2927	B	35,3	39	
		6		115	13537	B	36,9	52	
		9		103	27246	B	43,3	49	
611	4	dickw.	725	230	974	B	12,5	19	
	5	aus		Rohr	190	3906	B	22,3	25
	6	Intrados		460 x 80	150	15053	B	30,4	39
611	10	GW	725	230	1088	B	10,7	14	
	11	aus		Rohr	190	2826	B	16,8	24
	12	Extrados		460 x 80	150	16460	B	31,3	33

GW=Grundwerkstoff; B=Bruch; E=Eingebaut

Tabelle A.2: Übersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen an den Schweißgütern (SG) der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod

Proben- bez.	Zustand	Art mm	Temperatur °C	Spannung MPa	Laufzeit h	Status	A %	Z %	
5743	1	SG		220	55	B	6,2	13	
	2	nieder-	700	175	294	B	5,6	11	
	3	geschm.		UP	140	3842	B	4,3	8,8
1	SG			220	396	B	0,97	3,1	
5744	2	nieder-	700	175	2605	B	1,14	1,9	
	3	geschm.		E-Hand	140	32021	B	3,5	5,3
	1	SG			220	2943	B	1,71	3,8
5774	2	nieder-	700	175	12585	B	2,1	9,8	
	3	geschm.		WIG	140	34000	E	(0,5)	
	6360	1		SV/SG	E-Hand	750	100	5493	B
6360	4			790	100	590	B	40,2	48
	5	SG/SV	UP	770	100	1145	B	9,2	21
	6			750	100	4280	B	25,1	35
6361	1	SV/SG		UP	730	100	7001	B	14,6
6361	3	SV/SG	MAG	750	100	5076	B	1,5	4

SG=Schweißgut; SV=Schweißverbindung; SG/SV=SV mit reduziertem \varnothing im SG; B=Bruch; E=Eingebaut

E-Hand=Lichtbogenhand; MAG=Metallaktivgas; UP=Unterpulver; WIG=Wolframinertgas

Tabelle A.3: Übersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen an Schweißverbindungen (SV) der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod

Proben- bez.	Zust.	Art mm	Temp. °C	Spannung MPa	Lfz. h	Status	A %	Z %	Bruch- lage	
171	SV	Kesselnr.	600	340	2450	B	8,4	-	WEZ	
172		38 x 6,3		320	3612	B	3	2,4	GW	
173	SV	Kessel- rohr	625	340	369	B	5,6	24	GW	
174				290	2310	B	2,5	23	GW	
201		WIG		270	6983	B	2,2	5,1	GW	
202		38 x 6,3		260	16000	E	(0,43)	-	-	
203				240	16000	E	(0,27)	-	-	
204	SV	Kesselnr.	650	270	2998	B	1,6	-	WEZ	
211		WIG		240	6388	B	0,6	-	WEZ	
212		38 x 6,3		215	4000	E	(0,11)	-	-	
213	SV	Kesselnr.	675	270	20	AGF	(0,01)	-	-	
214		WIG		215	3326	B	0,68	8,7	WEZ	
241		38 x 6,3		200	3500	E	(0,14)	-	-	
EH	SV	dick- wandiges Rohr	700	225	7634	B	1,8	0,7	SG	
				180	6703	B	0,82	2,1	SG	
		12		E-Hand	165	5344	B	0,84	2	SG
		13		460 x 80	150	11500	E	(0,30)	-	-
		14		130	11500	E	(0,13)	-	-	
EH	SV	dickw. Rohr	725	140	10757	B	3,6	3	SG	
				125	10393	B	4,1	3,7	SG	
				115	12800	E	(0,30)	-	-	
				105	12800	E	(0,13)	-	-	
EH	SV	dickw.R. E-Hand	750	115	3220	B	11,5	-	GW	
				100	3228	B	13,8	60	SG	
AU	SV	dick- wandiges Rohr	700	225	7089	B	0,9	1,9	SG	
				180	2938	B	1,92	-	SG	
		11		vWIGp	165	10000	E	(0,68)	-	-
		12		460 x 80	150	8711	B	2,2	-	SG
		13		130	11500	E	(0,15)	-	-	
AU	SV	dickw. Rohr	725	140	8853	B	2,9	-	SG	
				125	5606	B	4,4	-	SG	
		14		vWIGp	115	7500	E	(0,30)	-	-
		15		460 x 80	105	7500	E	(0,13)	-	-
AU	SV	dickw.R. vWIGp	750	115	8000	E	(1,9)	-	-	
				100	4580	B	14,2	42	GW	

SG=Schweißgut; SV=Schweißverbindung; WEZ=Wärmeinflusszone; B=Bruch; E=Eingebaut; AGF=Ausgebaut/Maschinenfehler
E-Hand=Lichtbogenhand; WIG=Wolframinertgas; vWIGp=v-WIGp (Orbital)

Tabelle A.4: Übersicht der LCF-Versuche an Alloy 617 mod, Grundwerkstoff bei 650 °C und 700 °C

Proben- bezeichnung	ε_m %	ε_a %	T °C	N_f h	f Hz	Dehn- rate
AGU04	0	$\pm 0,7$	700	266	0,02	$5,6 \cdot 10^{-4}$
AGU24	0	$\pm 0,7$	650	730	0,01	$2,8 \cdot 10^{-4}$
AGU33	0	$\pm 0,5$	700	770	0,05	$1,0 \cdot 10^{-3}$
AGU02	0	$\pm 0,5$	650	13237	0,1	$2,0 \cdot 10^{-3}$
AGU51	0	$\pm 0,5$	650	1041	0,05	$1,0 \cdot 10^{-3}$
AGU53	0	$\pm 0,3$	700	3070	0,05	$6,0 \cdot 10^{-3}$
AGU43	0	$\pm 0,3$	650	4414	0,05	$6,0 \cdot 10^{-3}$

A.2. VM12: Tabellarische Übersicht der Zeitstandversuche

Tabelle A.5: Übersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff (GW) des 12 % Cr-Stahls VM12 bzw. VM12-SHC

Proben- bez.	Zustand	Art mm	Temperatur °C	Spannung MPa	Laufzeit h	Status	A %	Z %
529	GW	Kessel- rohr 38 x 7,1	525		5	B	24,1	83
					1	B	18,7	81
					2	E	-	-
					3	E	-	-
					4	E	-	-
529	GW	Kessel- rohr 38 x 7,1	575		10	B	21,4	85
					6	B	18,7	82
					7	B	18,6	78
					8	B	13,9	71
					9	B	18,1	77
529	GW	Kessel- rohr 38 x 7,1	625		10	B	22,2	81
					6	B	16,5	63
					7	B	15,2	61
					9	B	12,1	55
524	GW	dick- wandiges Rohr 460 x 80	600		1	B	32	89
					2	B	21,8	79
					3	B	23,9	79
					4	B	24,1	75
					5	E	-	-
524	GW	dick- wandiges Rohr 460 x 80	625		6	B	23,5	84
					7	B	24,7	71
					8	B	19,9	61
					9	B	21	56
524	GW	dick- wandiges Rohr 460 x 80	650		11	B	20,2	76
					12	B	16,9	52
					13	B	16,7	48
					14	B	35	63
609	GW Intrados	dick- wandiges Rohr 460 x 80	625		1	B	29,6	85
					2	B	26,9	86
					3	B	17,8	76
					4	B	20	70
609	GW Extrados	dick- wandiges Rohr 460 x 80	625		7	B	24,7	72
					8	B	21,9	81
					9	B	21	77
					10	B	21,1	56

GW=Grundwerkstoff; B=Bruch; E=Eingebaut

Tabelle A.6: Übersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen am Schweißgut (SG) des 12 % Cr-Stahls VM12 bzw. VM12-SHC

Proben- bez.	Zustand	Art mm	Temperatur °C	Spannung MPa	Laufzeit h	Status	A %	Z %	
24UF	1	SG	WIG	650		3561	B	8,5	28
	2	Isostress	Mo-	675	100	600	B	10,5	22
	3		frei	700		106	B	14,2	54
24UH	1	SG	WIG	650		8714	B	3,4	8
	2	Isostress	Mo-	675	100	967	B	5,2	17
	3		haltig	700		173	B	9	37
23VB	1	SG			140	3625	B	7,1	12
	2	nieder-	E-Hand	625	115	4000	AG	(1,46)	
	3	geschm.			100	9698	B	3,8	14
236P	1	SG			140	1371	B	12,8	31
	2	nieder-	UP	625	115	2624	AG	(1,49)	
	3	geschm.			100	4000	AG	(0,93)	

SG=Schweißgut; B=Bruch; AG=Ausgebaut; E-Hand=Lichtbogenhand; WIG=Wolframinertgas; UP=Unterpulver

Tabelle A.7: Übersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen an Schweißverbindungen (SV) des 12 % Cr-Stahls VM12 bzw. VM12-SHC

Proben- bez.	Zust.	Art mm	Temp. °C	Spannung MPa	Lfz. h	Status	A %	Z %	Bruch- lage
AV11	Alst.	Kessel- rohr	525	310	120	B	11,9	80	GW
V31	Hit.			280	1182	B	9,2	75	GW
AV12	Alst.	WIG	575	260	612	B	5,6	79	GW
V32	Hit.			255	6515	B	9,1	47	WEZ
AV13	Alst.	38 x 7,1		245	7002	B	12,3	80	GW
V33	Hit.	Kessel- rohr	575	213	2159	B	7,7	18,8	WEZ
AV14	Alst.			204	5638	B	3	-	WEZ
V34	Hit.	WIG	625	188	6049	B	5	56,3	WEZ
AV44	Alst.			179	8944	B	4,1	23	WEZ
V41	Hit.	38 x 7,1		172	14557	B	5	-	WEZ
AV42	Alst.	Kessel- rohr	625	140	800	B	4,9	-	WEZ
V42	Hit.			140	265	B	7,4	52	WEZ
AV43	Alst.	WIG	650	105	3668	B	2,5	24	WEZ
V43	Hit.			38 x 7,1	105	3394	B	2,3	32
	7		600	140	8862	B	5	31	WEZ
	1	dick- wandiges	625	140	844	B	8,2	51	WEZ
	2			105	8072	B	3,2	7	SG
VE	3	Rohr / E-Hand	625	95	8988	B	2,1	12,5	WEZ
	4			85	11791	B	2,9	3,7	WEZ
	5	460 x 80		75	16115	B	3,6	10,4	SG
	6		650	80	5287	B	2,8	9,2	WEZ
	7		600	140	9290	B	4	26,5	WEZ
	1	dick- wandiges	625	140	999	B	11	79	WEZ
	2			105	9901	B	3,2	14,5	SG
VU	3	Rohr / UP	625	95	8635	B	2,5	0,5	WEZ
	4			85	17600	B	2,6	10,4	WEZ
	5	460 x 80		75	14992	B	2,1	2,7	SG
	6		650	80	6420	B	8,1	19	WEZ

GW=Grundwerkstoff; SG=Schweißgut; SV=Schweißverbindung; WEZ=Wärmeeinflusszone; B=Bruch

E-Hand=Lichtbogenhand; WIG=Wolframinertgas; UP=Unterpulver

A.3. T/P92: Tabellarische Übersicht der Zeitstandversuche

Tabelle A.8: Übersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff (GW) des 9 % Cr-Stahls P92

Proben- bez.	Zustand	Art mm	Temperatur °C	Spannung MPa	Laufzeit h	Status	A %	Z %	
547	GW	1	600	dickw.	172	4470	B	13,2	35
		2		Rohr	150	17116	B	6,2	10
		3		460 x 80	140	19865	B	5,1	8
547	GW	5	625	dickw.	140	3529	B	8,6	23
		6		Rohr	116	12760	B	5,4	7
		7		460 x 80	108	15365	B	6,1	4
547	GW	9	625	dickw.	107	2937	B	6,9	11
		10		Rohr	85	10578	B	4,9	12
		11		460 x 80	78	15761	B	5,3	3
610	GW Intrados	1	625	dick-	155	189	B	28	83
		2		wandiges	145	601	B	20,8	82
		3		Rohr	120	6772	B	11,6	40
		4		460 x 80	100	18864	E	-	-
610	GW Extrados	7	625	dick-	155	400	B	22,4	79
		8		wandiges	145	1422	B	17,4	64
		9		Rohr	120	4971	B	10,4	20
		10		460 x 80	100	17226	B	6,4	9,2

GW=Grundwerkstoff; B=Bruch; E=Eingebaut

Tabelle A.9: Übersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen am Schweißgut (SG) des 9 % Cr-Stahls P92

Proben- bez.	Zustand	Art mm	Temperatur °C	Spannung MPa	Laufzeit h	Status	A %	Z %	
23VA	1	SG	625	140	237	B	20	65	
	2	nieder-		E-Hand	115	6222	B	11,1	21
	3	geschm.			100	12481	B	5,4	14
23V7	1	SG	625	140	2,7	B	31,7	86,5	
	2	nieder-		UP	115	3750	B	7,1	8
	3	geschm.			100	9079	B	5	15

SG=Schweißgut; B=Bruch; E-Hand=Lichtbogenhand; UP=Unterpulver

Tabelle A.10: Übersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen an Schweißverbindungen (SV) des 9 % Cr-Stahls P92

Proben- bez.	Zust.	Art mm	Temp. °C	Spannung MPa	Lfz. h	Status	A %	Z %	Bruch- lage	
PE	SV	1	600	dick-	175	1558	B	5,4	23	WEZ
		2		wandiges	150	9361	B	3,2	6,5	WEZ
		3		Rohr /	140	6306	B	2,9	6,5	WEZ
		4		E-Hand	130	15222	B	2,5	5,9	WEZ
		5		460 x 80	115	16400	E	(1,23)	-	-
PE	SV	6	625	dick-	140	1519	B	10	58	SG
		7		wandiges	115	3297	B	2,3	6,4	SG
		8		Rohr /	105	6661	B	2,1	2,3	WEZ
		9		E-Hand	95	7519	B	1,8	0,72	WEZ
		10		460 x 80	85	11848	B	1,5	0,5	WEZ
PE	SV	11	650	dickw. R.	115	994	B	4,2	3,6	WEZ
		12		E-Hand	85	3162	B	1,9	3,2	WEZ
		13		460 x 80	70	5832	B	2,2	2,3	WEZ
PU	SV	1	600	dick-	175	2180	B	7,8	40	SG
		2		wandiges	150	9975	B	3,6	1,9	WEZ
		3		Rohr /	140	9515	B	3,1	7,8	WEZ
		4		UP	130	13624	B	2,6	4,9	WEZ
		5		460 x 80	115	16400	E	(0,94)	-	-
PU	SV	6	625	dick-	140	2342	B	4,7	13	SG
		7		wandiges	115	4075	B	2,6	5,2	WEZ
		8		Rohr /	105	5005	B	2	3,2	WEZ
		9		UP	95	8152	B	1,8	3,4	WEZ
		10		460 x 80	85	11193	B	1,6	2,3	WEZ
PU	SV	11	650	dickw. R.	115	1097	B	3,7	11	WEZ
		12		UP	85	3177	B	2	3	WEZ
		13		460 x 80	70	5830	B	1,8	1,4	WEZ

SG=Schweißgut; SV=Schweißverbindung; WEZ=Wärmeeinflusszone; B=Bruch; E=Eingebaut

E-Hand=Lichtbogenhand; UP=Unterpulver

A.4. T24: Tabellarische Übersicht der Zeitstandversuche

Tabelle A.11: Übersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff (GW) des 2,5 % Cr-Stahls T24

Proben- bez.	Zustand	Art mm	Temperatur °C	Spannung MPa	Laufzeit h	Status	A %	Z %
538	GW	Kessel- rohr	475	360	17730	B	15,9	75
				315	40032	E	-	-
		290		32976	E	-	-	
		280		37872	E	-	-	
538	GW	Kessel- rohr	525	280	1036	B	20,2	80
				245	27497	B	14,3	72
		220		32976	E	-	-	
		220		35832	E	-	-	
538	GW	Kessel- rohr 38 x 8,8	575	200	3185	B	22,9	81
				175	6818	B	17,8	79
				145	10938	B	18,3	69
				135	14703	B	20,4	69
				120	16512	E	-	-

GW=Grundwerkstoff; B=Bruch; E=Eingebaut

Tabelle A.12: Übersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen am Schweißgut (SG) des 2,5 % Cr-Stahls T24

Proben- bez.	Zustand	Art mm	Temperatur °C	Spannung MPa	Laufzeit h	Status	A %	Z %	
23VF	1	SG	525	240	342	B	28,5	84	
	2	nieder- geschm.		WIG	210	2051	B	24,2	81
	3				180	7996	B	19	57

SG=Schweißgut; B=Bruch; WIG=Wolfram inertgas

Tabelle A.13: Übersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen an Schweißverbindungen (SV) des 2,5 % Cr-Stahls T24

Proben- bez.	Zust.	Art mm	Temp. °C	Spannung MPa	Lfz. h	Status	A %	Z %	Bruch- lage
T	SV	Kessel- rohr	475	360	5650	AG	(0,47)	-	-
				325	19515	AG	(0,50)	-	-
		WIG		315	19515	AG	(0,46)	-	-
		38 x 8,8		280	19515	AG	(0,27)	-	-
				260	19515	AG	(0,21)	-	-
T	SV	Kessel- rohr	525	270	3153	B	15,3	83	GW
				245	5104	B	1,6	4	SG
		WIG		220	13691	B	3,4	23	WEZ
		38 x 8,8		210	10947	B	1	-	SG
T	SV	Kesselr . WIG	575	175	1269	B	1,8	8	SG
				145	5327	B	1,6	4	WEZ
		38 x 8,8		135	5666	B	2,1	10	SG

GW=Grundwerkstoff; SG=Schweißgut; SV=Schweißverbindung; WEZ=Wärmeeinflusszone; B=Bruch; E=Eingebaut
WIG=Wolframinertgas

Tabelle A.14: Übersicht der geplanten Zeitstandversuche an T24 WIG-Schweißverbindungen mit Nb-legiertem Schweißgut

Proben- bez.	Temp. °C	Spannung MPa	gepl. Lfz. h	
TX	1	500	200	30.000
			185	10.000
TX	3	525	165	30.000
			155	50.000
TX	5	550	175	3.000
			150	10.000
			130	30.000
			120	50.000
TX	9	575	115	10.000
			95	30.000

A.5. Übersicht der Erzeugnisse, verwendeten Schmelzen und Schweißzusatzstoffe

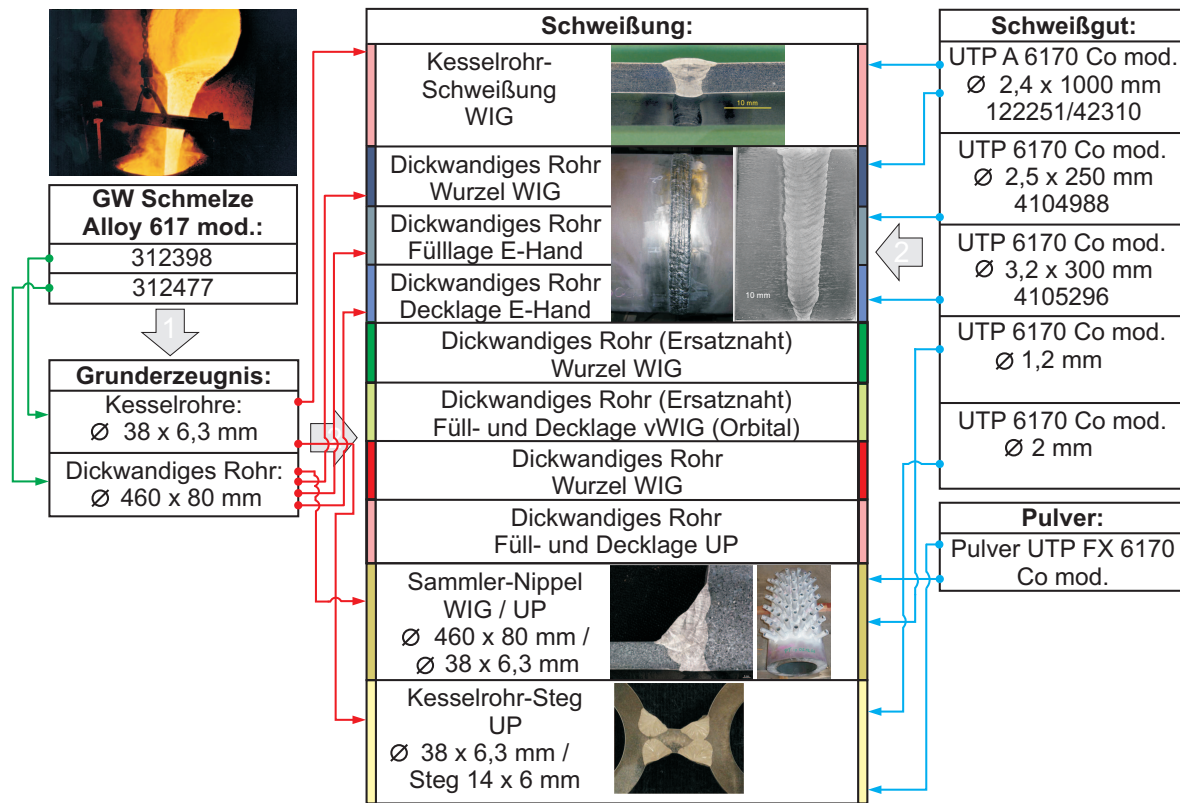


Bild A.1: Übersicht der Erzeugnisse, Schmelzen und verwendeten Schweißgüter des Werkstoffes Alloy 617 mod

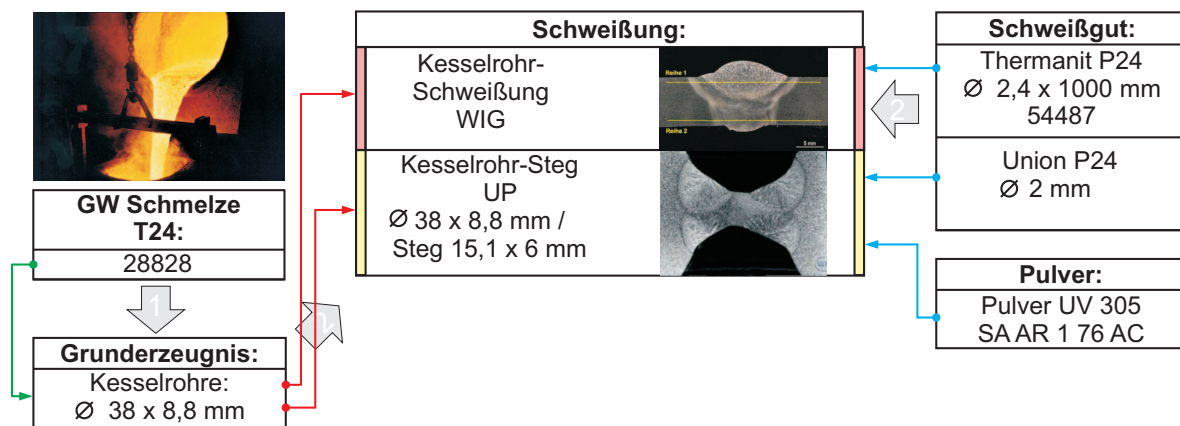


Bild A.2: Übersicht der Erzeugnisse, Schmelzen und verwendeten Schweißgüter des Werkstoffes T24

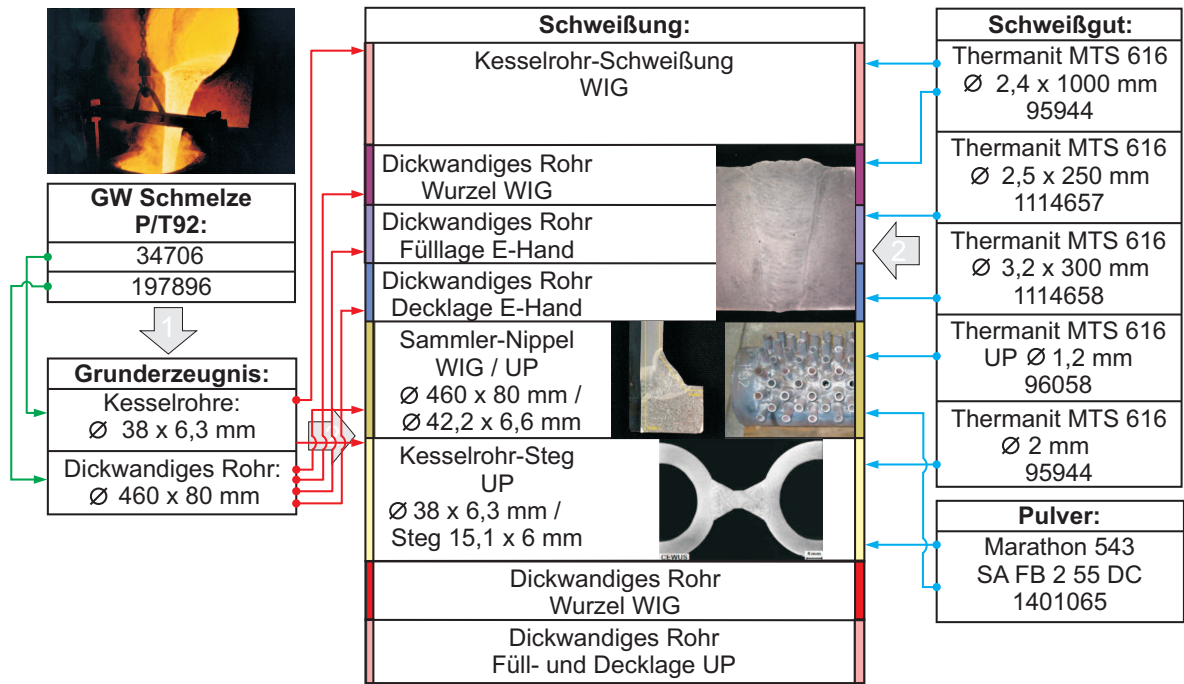


Bild A.3: Übersicht der Erzeugnisse, Schmelzen und verwendeten Schweißgüter des Werkstoffes T/P92

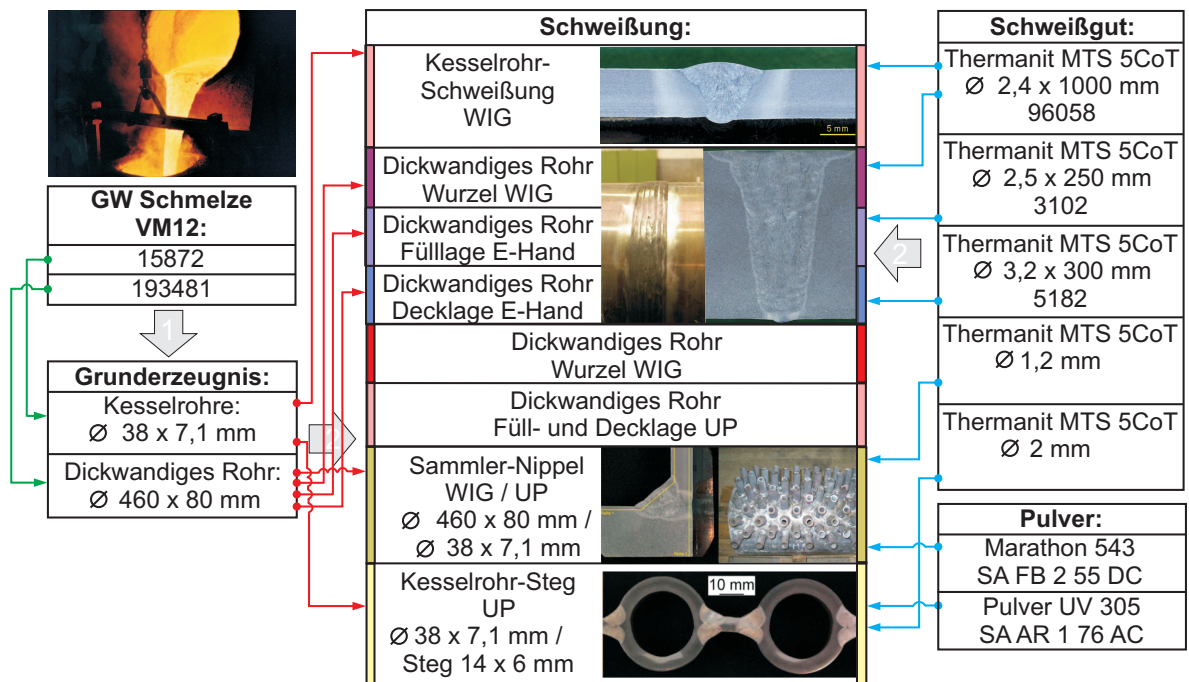


Bild A.4: Übersicht der Erzeugnisse, Schmelzen und verwendeten Schweißgüter des Werkstoffes VM12

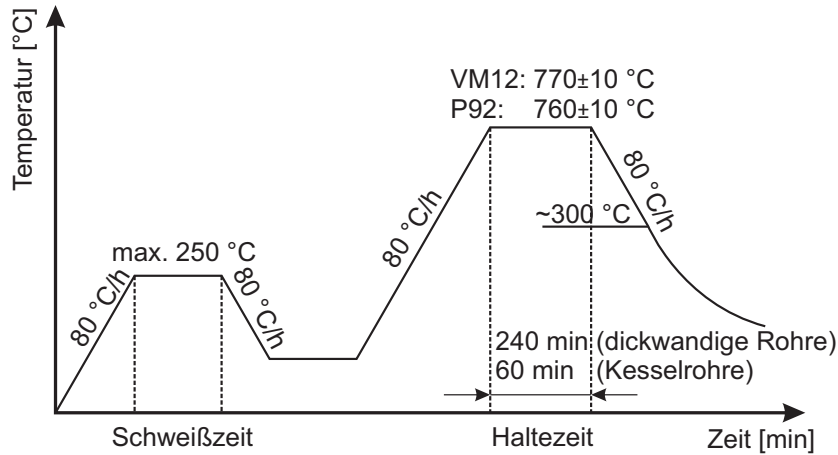


Bild A.5: Wärmebehandlung nach dem Schweißen der dickwandigen Rohre und Kesselrohre aus VM12 und P92

A.6. Chemische Zusammensetzungen

Alloy 617, Chemische Zusammensetzung (Gew.-%) der Versuchswerkstoffe und Schweißgüter aus dem Vorhaben MARCKO 700

Nr	Gegenstand	Art	Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	Fe	Mn	Si	C	P	S	As	Bi	Pb	Cu	B	N	Nb/Ta	V	W	
1	VdTUV Wbl. 485 09.2001 Nr. 2.4663 [Ver01]	min. Rest	20,0	10,0	8,0	0,2	0,6	-	-	-	-	0,050	-	-	-	-	-	n.a.	n.a.					
		max.	23,0	13,0	10,0	0,5	1,5	2,00	0,70	0,700	0,100	0,012	0,008	0,010	0,001	0,007	n.a.	n.a.						
	Eingeschränkte Analyse [K+05a]	min. Rest	21,0	11,0	8,0	0,3	0,8					0,050	-	-	-	-	-	-	0,002					
		max.	23,0	13,0	10,0	0,5	1,3	1,50	0,30	0,300	0,080	0,012	0,008	0,010	0,001	0,007	0,05	0,005						

Dickwandiges Rohr Ø460x80

2	GW Schmelze 312477	Sm		22,0	11,6	8,8	0,4	1,2	0,9	0,05	0,170	0,060	0,002	0,002	0,001	<0,0001	<0,001	0,03	0,002	0,02				
---	--------------------	----	--	------	------	-----	-----	-----	-----	------	-------	-------	-------	-------	-------	---------	--------	------	-------	------	--	--	--	--

WIG/E-Hand:

3	SG 122251 Ø2,4 WZ, SL	St	56,70	21,40	11,10	8,80	0,30	1,3	0,30	0,010	0,040	0,050	0,002	0,002				0,010						
4	SG 122251/42310 Ø2,4	Dr	56,95	21,48	11,07	8,75	0,30	1,18	0,34	0,005	0,066	0,055	0,001	0,001				0,007	0,0017	0,01	0,004			
5	SG 4104988 Ø2,5, FL	St	56,40	21,36	10,49	8,37	0,28	1,47	0,38	0,007	0,800	0,060	0,001	0,001				0,030	0,002	0,017	0,003			
4	SG 4104988 Ø2,5	Dr	56,40	21,36	10,5	8,37	0,28	1,47	0,38	0,007	0,800	0,060	0,001	0,001				0,030	0,0019	0,017				
6	SG 4105296 Ø3,2	St	56,40	21,66	10,55	8,63	0,30	1,2	0,21	0,067	0,800	0,060	0,003	0,001				0,030	0,002	0,024	0,003			
4	SG 4105296 Ø3,2, FL, DL	Dr	56,40	21,66	10,31	8,63	0,30	1,2	0,21	0,067	0,800	0,060	0,003	0,001				0,030	0,0017	0,024				

E-Hand: Geschweißte Verbindung

7	GW	St. Rest	22,00	11,5	8,80	0,28	1,1	0,94	0,07	0,160	0,050	<0,005	<0,005	n.b.	n.b.	<0,01	0,04	0,0012	n.b.	0,04	0,01	0,1
	SG Decklage	St. Rest	21,50	10,3	8,60	0,22	1,4	0,15	0,08	0,820	0,060	<0,005	<0,005	n.b.	n.b.	<0,01	<0,01	0,0008	n.b.	0,02	0,01	0,02
	SG Mitte	St. Rest	21,70	10,3	8,60	0,21	1,4	0,16	0,08	0,800	0,060	<0,005	<0,005	n.b.	n.b.	<0,01	<0,01	0,0008	n.b.	0,02	0,01	0,02
	SG Wurzel	St. Rest	21,50	10,3	8,50	0,20	1,4	0,22	0,06	0,840	0,060	<0,005	<0,005	n.b.	n.b.	<0,01	<0,01	0,0008	n.b.	0,02	0,01	0,02

WIG Orbital: (Ersatznaht)

8	GW	St.	54,7	21,80	11,8	8,60	0,41	1,3	1,13	0,06	0,010	0,060	0,006	0,001				0,03	0,002	0,020	0,05	0,01
	SG	St.	57,4	21,20	11,8	8,60	0,33	1,3	0,4	0,03	0,030	0,050	0,004	0,001				0,01	0,002	0,013	0,02	0,01

WIG/UP:

4	SG 122164 Ø1,6	Dr	56,6	21,80	11,0	8,60	0,30	1,26	0,2	0,01	0,050	0,060	0,002	0,002				0,01					
	SG 122164 Ø1,6	St.	56,4	21,49	10,85	8,47	0,19	0,7	1,38	0,022	0,390	0,042	0,004	0,001				0,02	0,0016	0,021	0,009		

1 Vorgabewerte aus [Ver01] und [K+05a]

2 V&M Tubes: Inspection Certificates 3.1.B ACC TO EN 10204: 1991 + a1:1995; Nr. 36317

3 UTP Werkzeignis 3.1: UTP A 6170 Co mod.; Nr.: 500735/Ra

4 Mail J. Heinemann, 13.06.2007, B-Gehalt Mail C. Henrich 28.10.08

5 UTP Werkzeignis 3.1: UTP 6170 Co mod.; Nr.: 500899/Ra

6 UTP Werkzeignis 3.1: UTP 6170 Co mod.; Nr.: 600035/Ra

7 Hitachi Power Europe GmbH: Verfahrensprüfung; Optische Emissionsspektalanalyse; Untersuchungsbericht C 2007/043 (Werte bezüglich B und Ti außerhalb der Vorgaben)

8 SZMF: Qualifizierung WIG Orbital Naht (8, LA)

SG = Schweißgut; GW = Grundwerkstoff; Sm = Schmelze; Dr = Draht; St = Stück; WZ = Wurzel; SL = Stützlage; FL = Füllage; DL = Decklage

Schweißgut der Modifikationsstufe 1 (mod. 1)

Bild A.6: Alloy 617 mod, dickwandiges Rohr: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Schmelzen und Schweißgüter

Alloy 617, Chemische Zusammensetzung (Gew.-%) der Versuchswerkstoffe und Schweißgüter aus dem Vorhaben MARCKO 700

Nr	Gegenstand	Art	Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	Fe	Mn	Si	C	P	S	As	Bi	Pb	Cu	B	N	Nb/Ta	V	W	Mg	Zr		
1	VdTUV Wbl. 485 09.2001	min. Rest	20,0	10,0	8,0	0,2	0,6	-	-	-	0,050	-	-	-	-	-	-	n.a.	n.a.								
	Nr. 2.4663 [Ver01]	max.	23,0	13,0	10,0	0,5	1,5	2,00	0,70	0,700	0,100	0,012	0,008	0,010	0,001	0,007	n.a.	n.a.									
	Eingeschränkte Analyse [K+05a]	min. Rest	21,0	11,0	8,0	0,3	0,8				0,050	-	-	-	-	-	-	-	0,002								
		max.	23,0	13,0	10,0	0,5	1,3	1,50	0,30	0,300	0,080	0,012	0,008	0,010	0,001	0,007	0,005	0,005									
Kesselrohre Ø38x6,3																											
9	GW 312398	Sm	54,70	22,00	11,60	8,7	0,40	1,10	1,10	0,08	0,090	0,060	0,003	0,002	0	0	0,0002										
	GW 312398	St	54,17	21,92	11,63	8,58	0,43	1,15	1,06	0,08	0,120	0,070	0,007	0,002	0	0	0,0002										
WIG Rundnähte																											
3	SG 122251/42310 Ø2,4	Sm	56,95	21,48	11,07	8,75	0,30	1,2	0,34	0,005	0,066	0,055	0,001	0,001				0,007	0,002	0,01	0,004						
Geschweißte Verbindung																											
10	GW (Probe A1)	St	Rest	22,2	11,4	8,7	0,30	1,1	1,2	0,09	0,090	0,060	<0,005	<0,005	n.b.	n.b.	<0,01	0,04	0,0026		0,06	0,02	0,06				
	GW (Probe A3)	St	Rest	22,2	11,5	8,7	0,30	1,1	1,2	0,09	0,090	0,070	<0,005	<0,005	n.b.	n.b.	<0,01	0,04	0,0025		0,05	0,02	0,06				
	SG (Probe A2)	St	Rest	21,5	11,0	8,7	0,23	1,2	0,41	0,04	0,060	0,060	<0,005	<0,005			<0,01	0,01	0,002	n.b.	0,02	0,01	0,02				
Rohr-Steg Schweißungen																											
11	Bandstahl 6,00x15,10 mm	St	54,75	22,38	11,515	8,77	0,54	1,075	0,53	0,09	0,170	0,068	0,003	0,001		0,001	0,01	0,02	0,002	0,007	0,01	0,02	0,001	0,011			
1 Vorgabewerte aus [Ver01] und [K+05a] 10 Hitachi Power Europe GmbH: Verfahrensprüfung; Optische Emissionsspektalanalyse; 3 UTP Werkzeignis 3.1: UTP A 6170 Co mod.; Nr.: 500735/Ra Untersuchungsbericht C 2006/099 9 DMV Stainless Italia: Abnahmeprüfzeugnis; Nr.: 06.00927/ rev. 2 11 Guide Kaltwalzwerk: Abnahmeprüfzeugnis																											
SG = Schweißgut; GW = Grundwerkstoff; Sm = Schmelze; Dr = Draht; St = Stück; WZ = Wurzel; SL = Stützlage; FL = Füllage; DL = Decklage Schweißgut der Modifikationsstufe 1 (mod. 1)																											

Bild A.7: Alloy 617 mod Kesselrohre: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Schmelzen und Schweißgüter

VM12, Chemische Zusammensetzung (Gew.-%) der Versuchswerkstoffe und Schweißgüter aus dem Vorhaben MARCKO 700

Nr	Gegenstand	Art	C	Cr	Co	Mo	Ti	Al	V	Mn	Si	Ni	P	S	W	Nb	Cu	B	Sn	N	Zr
1	Richtwerte [Ver09a] min	Sm	0,10	11,0	1,40	0,20			-	0,20	0,15	0,40	0,10	-	-	1,30	0,03	-	0,003		0,03
	Richtwerte [Ver09a] max	Sm	0,14	12,0	1,80	0,40			0,02	0,30	0,45	0,60	0,40	0,02	0,01	1,70	0,08	0,25	0,006		0,07
	Richtwerte [Ver09a] min	St	0,08	10,85	1,30	0,16			-	0,17	0,10	0,34	0,05	-	-	1,20	0,025	-	0,002		0,02
	Richtwerte [Ver09a] max	St	0,16	12,15	1,80	0,44			0,025	0,33	0,50	0,66	0,47	0,025	0,013	1,80	0,085	0,30	0,007		0,08
Dickwandiges Rohr Ø460x80																					
2	GW Schmelze 193481	Sm	0,11	11,25	1,503	0,27	-	0,01	0,227	0,18	0,480	0,230	0,018	0,002	1,440	0,051	0,08	-	0,008	0,053	-
WIG/E-Hand:																					
2	SG 96058 Ø2,4 WZ, SL	Sm	0,167	11,48	1,59	0,03	-	-	0,227	0,470	0,400	0,430	0,006	0,002	1,430	0,061	0,01	-	-	0,061	-
	SG 3102 Ø2,5 FL	Sm	0,106	11,15	1,62	0,36	0,006	<0,01	0,010	0,23	0,18	0,440	0,210	0,014	0,002	1,40	0,05	0,08	0,0023	0,006	0,047
	SG 5182 Ø3,2 FL & DL	Sm	0,106	11,13	1,62	0,34	0,005	0,002	0,220	0,630	0,280	0,890	0,014	0,006	1,510	0,046	0,053	0,002		0,059	
WIG/UP: Geschweißte Verbindung																					
3	GW Innen	St	0,12	11,50	1,4	0,25	<0,01	0,010	0,23	0,18	0,450	0,210	0,016	0,002	1,400	0,06	0,08	0,0027	0,006	0,050	
	GW Mitte	St	0,11	11,60	1,5	0,25	<0,01	0,010	0,23	0,18	0,450	0,210	0,015	0,002	1,400	0,06	0,08	0,0024	0,006	0,049	
	GW Außen	St	0,11	11,50	1,5	0,25	<0,01	0,010	0,23	0,18	0,440	0,210	0,014	0,002	1,40	0,05	0,08	0,0023	0,006	0,047	
	SG Wurzel	St	0,1	11,60	1,5	0,26	<0,01	0,024	0,24	0,47	0,440	0,290	0,016	0,005	1,60	0,04	0,05	0,0014		0,054	
	SG Mitte	St	0,1	11,60	1,5	0,26	<0,01	0,023	0,25	0,48	0,440	0,300	0,017	0,005	1,60	0,04	0,06	0,0014		0,055	
	SG Decklage	St	0,09	11,70	1,5	0,26	<0,01	0,023	0,25	0,48	0,450	0,300	0,017	0,005	1,60	0,04	0,06	0,0013		0,057	
4	GW G1-1	Sm	0,11	11,25	1,503	0,27		0,010	0,227	0,18	0,480	0,230	0,018	0,002	1,44	0,051	0,028		0,008	0,053	
	GW G1-2	St	0,12	11,50	1,4	0,25	0,01	0,010	0,23	0,18	0,450	0,210	0,016	0,002	1,40	0,06	0,08	0,0027	0,006	0,050	
	SG SG-1	St	0,09	11,70	1,5	0,26	0,01	0,230	0,25	0,48	0,450	0,300	0,017	0,005	1,60	0,04	0,06	0,0013		0,054	
	SG SG-2	St	0,1	11,60	1,5	0,26	0,01	0,240	0,24	0,47	0,440	0,290	0,016	0,005	1,60	0,04	0,05	0,0014		0,054	
1 Richtwerte aus VdTUV-Werkstoffblatt 560/2 03.2009 [Ver09a] 3 Babcock-Hitachi Europe: 4. LA 2 Alstom: 4. LA 4 Babcock-Hitachi Europe: Vorprüfungszeugnis für Schweißverbindungen vom 29.03.2006																					
SG = Schweißgut; GW = Grundwerkstoff; Sm = Schmelze; Dr = Draht; St = Stück; WZ = Wurzel; SL = Stützlage; FL = Füllage; DL = Decklage																					

Bild A.8: VM12, dickwandiges Rohr: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Schmelzen und Schweißgüter

VM12, Chemische Zusammensetzung (Gew.-%) der Versuchswerkstoffe und Schweißgüter aus dem Vorhaben MARCKO 700

Nr	Gegenstand	Art	C	Cr	Co	Mo	Ti	Al	V	Mn	Si	Ni	P	S	W	Nb	Cu	B	Sn	N	Zr	As	Fe	Pb
1	Richtwerte [Ver09a] min	Sm	0,1	11,0	1,40	0,2	-	-	0,227	0,470	0,400	0,430	0,100	-	-	1,30	0,03	-	0,003	-	-	-	-	-
	Richtwerte [Ver09a] max	Sm	0,14	12,0	1,80	0,4	0,02	0,3	0,45	0,60	0,400	0,400	0,02	0,01	1,70	0,08	0,25	0,006	-	0,03	-	-	-	-
	Richtwerte [Ver09a] min	St	0,08	10,9	1,30	0,16	-	-	0,17	0,10	0,34	0,050	-	-	1,20	0,025	-	0,002	-	0,02	-	-	-	-
	Richtwerte [Ver09a] max	St	0,16	12,2	1,80	0,44	0,025	0,33	0,50	0,66	0,47	0,025	0,013	1,80	0,085	0,3	0,007	-	-	-	-	-	-	-

Kesselrohre Ø38x7,1

2	GW Schmelze 15872	Sm	0,12	11,25	1,53	0,23	0,006	0,012	0,26	0,31	0,460	0,260	0,016	0,003	1,440	0,045	0,05	-	-	0,053	0,006	-	-	-
---	-------------------	----	------	-------	------	------	-------	-------	------	------	-------	-------	-------	-------	-------	-------	------	---	---	-------	-------	---	---	---

WIG Rundnähte

7	SG 96058 Ø2,4	Sm	0,167	11,48	1,59	0,03	-	-	0,227	0,470	0,400	0,430	0,006	0,002	1,430	0,061	0,01	-	-	0,061	-	-	-	-
	SG 96058 Ø2,4 UT	Sm	0,130	11,2	1,5	0,00	0,000	0,200	0,40	0,30	0,300	0	0	1,400	0,045	0	0,002	-	-	0,035	-	-	-	-
	SG 96058 Ø2,4 MW	Sm	0,157	11,48	1,59	0,03	0,002	0,002	0,227	0,47	0,40	0,430	0,008	0,002	1,430	0,061	0,01	0,002	0,001	0,051	-	0,004	86,6	0,0006
	SG 96058 Ø2,4 OT	Sm	0,150	11,8	1,6	0,10	-	-	0,005	0,250	0,50	0,45	0,500	0,01	0,005	1,600	0,065	0,05	0,005	-	0,050	-	-	-

Geschweißte Verbindung

5	GW Probe PF	St	0,1	11,40	1,4	0,22	<0,01	0,013	0,25	0,32	0,440	0,260	0,013	0,004	1,60	0,05	0,04	0,0027	0,004	0,048	n.b.	-	-	-
	GW Probe PC	St	0,1	11,40	1,4	0,22	<0,01	0,013	0,25	0,33	0,430	0,260	0,013	0,003	1,60	0,05	0,04	0,0029	0,003	0,047	n.b.	-	-	-
	SG Probe PF	St	0,13	11,70	1,5	0,04	<0,01	0,006	0,23	0,43	0,380	0,390	0,007	0,004	1,50	0,06	0,02	0,0028	0,036	0,38	0,13	-	-	-
	SG Probe PC	St	0,14	11,70	1,5	0,05	<0,01	0,006	0,23	0,43	0,380	0,390	0,007	0,004	1,50	0,06	0,02	0,0028	0,036	0,38	0,14	-	-	-
6	GW G1-1	St	0,12	11,24	1,52	0,21	0,006	0,011	0,26	0,31	0,460	0,260	0,016	0,003	1,46	0,043	0,06	0,01	-	-	-	-	-	-
	GW G1-2	St	0,10	11,40	1,4	0,22	<0,01	0,013	0,25	0,33	0,430	0,260	0,013	0,003	1,60	0,050	0,04	0,0029	-	-	-	-	-	-
	SG SG-1	St	0,157	11,48	1,59	0,03	0,002	0,002	0,227	0,47	0,400	0,430	0,006	0,002	1,43	0,061	0,01	0,002	-	-	-	-	-	-
	SG SG-2	St	0,14	11,70	1,5	0,05	<0,01	0,006	0,23	0,43	0,380	0,390	0,007	0,004	1,50	0,060	0,02	0,0028	-	-	-	-	-	-

1 Richtwerte aus VdTUV-Werkstoffblatt 560/2 03.2009 [Ver09a]

2 Alstom: 4. LA

5 Babcock-Hitachi Europe: Untersuchungsbericht C 2006/021 (4. LA)

6 Babcock-Hitachi Europe: Vorprüfungszeugnis für Schweißverbindungen vom 29.09.2006

7 Böhler Thyssen Welding: Prüfbericht D 12X9 0811.2005

SG = Schweißgut; GW = Grundwerkstoff; Sm = Schmelze; Dr = Draht; St = Stück; WZ = Wurzel; SL = Stützlage; FL = Füllage; DL = Decklage

Bild A.9: VM12 Kesselrohre: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Schmelzen und Schweißgüter

P92, Chemische Zusammensetzung (Gew.-%) der Versuchswerkstoffe und Schweißgüter aus dem Vorhaben MARCKO 700

Nr	Gegenstand	Art	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Nb	V	N	B	W	Co	Ti				
1	Richtwerte [Ver09b] min	Sm	0,07		0,30	-	-	8,50	0,3	-	-	-	0,04	0,15	0,030	0,001	1,5						
	Richtwerte [Ver09b] max	Sm	0,13	0,50	0,60	0,020	0,010	9,50	0,6	0,40		0,040	0,09	0,25	0,070	0,006	2,0						
	Richtwerte [Ver09b] min	St	0,05		0,25	-	-	8,40	0,26	-	-	-	0,035	0,12	0,029	0,0003	1,4						
	Richtwerte [Ver09b] max	St	0,15	0,56	0,65	0,025	0,013	9,60	0,64	0,47		0,045	0,095	0,28	0,071	0,007	2,1						

Dickwandiges Rohr Ø460x80

2	GW Schmelze 197896	Sm	0,100	0,16	0,47	0,018	0,004	8,87	0,490	0,15	-	0,004	0,06	0,195	0,052	0,003	1,67						
---	--------------------	----	-------	------	------	-------	-------	------	-------	------	---	-------	------	-------	-------	-------	------	--	--	--	--	--	--

WIG/E-Hand:

2	SG Ø2,4 95944	Sm	0,131	0,33	0,46	0,010	0,003	8,67	0,390	0,520	0,040	-	0,060	0,210	0,041	-	1,52						
	SG Ø2,5 1114657 FL, DL	Sm	0,100	0,03	0,67	0,007	0,005	8,87	0,540	0,760	0,030	-	0,004	0,224	0,042	-	1,56						
	SG Ø3,2 1114658 FL, DL	Sm	0,110	0,32	0,71	0,007	0,005	8,87	0,530	0,640	0,030	-	0,049	0,197	0,040	-	1,51						

WIG/UP: Geschweißte Verbindung

3	GW	St	0,100	0,16	0,47	0,018	0,004	8,87	0,49	0,15		0,004	0,06	0,195	0,052	0,0027	1,67						
	SG	St	0,125	0,363	0,534	0,007	0,005	8,680	0,404	0,533	0,045	0,019	0,048	0,204	0,0415	0,0011	1,608	0,017	0,002				

Sammler-Nippel Schweißungen

8	Ø460x80mm / Nr. 197896	Sm	0,100	0,160	0,47	0,018	0,004	8,870	0,490	0,150	-	0,004	0,06	0,195	0,052	0,003	1,670						
	Ø38x6,3mm / Nr. 34706	Sm	0,123	0,213	0,48	0,020	0,002	8,624	0,381	0,179	0,098	0,011	0,054	0,187	0,045	0,004	1,619						
	Ø42,2x6,6mm / Nr. 14968	Sm	0,110	0,180	0,43	0,016	0,002	8,910	0,470	0,120	-	0,004	0,06	0,190	0,043	0,003	1,670						

WIG

8	SG Ø2,4mm / Nr. 95944	Sm	0,131	0,330	0,46	0,010	0,003	8,670	0,390	0,520	0,04	-	0,06	0,210	0,041	-	1,520						
---	-----------------------	----	-------	-------	------	-------	-------	-------	-------	-------	------	---	------	-------	-------	---	-------	--	--	--	--	--	--

E-Hand

8	SG Ø2,5mm / Nr.1114657	Sm	0,100	0,260	0,67	0,007	0,005	8,870	0,540	0,760	0,03	-	0,004	0,224	0,042	-	1,560						
	SG Ø3,2mm / Nr.1114658	Sm	0,110	0,320	0,71	0,007	0,005	8,870	0,530	0,640	0,03	-	0,049	0,197	0,040	-	1,510						

UP-Nippelschweißung

8	SG Ø1,2mm / Nr. 96058	Sm	0,100	0,350	0,44	0,012	0,002	8,560	0,370	0,500	0,05	-	0,05	0,170	0,045	-	1,530						
	Pulver / Nr. 1401065	Sm	CaF ₂ : 31,0					SiO ₂ +TiO ₂ : 14,0					Al ₂ O ₃ +MnO: 18,0					K ₂ O+Na ₂ O: 2,6					

1 Richtwerte aus VdTUV-Werkstoffblatt 552/2; 09.2007 [Ver09b]

2 Alstom: 4. LA; SG = THERMANIT MTS 616 (Thyssen)

3 SZMF: 5. LA & Prüfbericht SZMF-ED-PB-2008-0245; S. 6

8 Alstom: 6. LA

SG = Schweißgut; GW = Grundwerkstoff; Sm = Schmelze; Dr = Draht; St = Stück; WZ = Wurzel; SL = Stützlage; FL = Füllage; DL = Decklage

Bild A.10: P92, dickwandiges Rohr: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Schmelzen und Schweißgüter

T24. Chemische Zusammensetzung (Gew.-%) der Versuchswerkstoffe und Schweißgüter aus dem Vorhaben MARCKO 700

Nr	Gegenstand	Art	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Ti	Nb	V	N	B	Co	W	Sn	As	Sb	Zr	
1	Richtwerte [Ver99] min	Sm	0,05	0,15	0,30	-	-	2,20	0,90				0,05		0,20	-	0,0015							
	Richtwerte [Ver99] max	Sm	0,10	0,45	0,70	0,020	0,010	2,60	1,10			0,020	0,10		0,30	0,010	0,0070							
	Richtwerte [Ver99] min	St	0,04	0,12	0,26	-	-	2,13	0,86				0,03		0,17	-	0,0012							
	Richtwerte [Ver99] max	St	0,11	0,48	0,74	0,025	0,015	2,67	1,14			0,025	0,12		0,33	0,012	0,0075							
Kesselrohre Ø 38x8,8																								
2	GW Schmelze 28828	St	0,060	0,290	0,45	0,013	0,004	2,290	0,970	-	-	0,017	0,07	-	0,230	0,009	0,0049	-	-	-	-	-	-	-
WIG Rundnähte																								
2	SG 54487 Ø2,4	Sm	0,053	0,250	0,47	0,004	0,006	2,380	0,940	0,077	0,19	0,006	0,071	0,009	0,240	0,008	0,002	0,008	-	-	0,005	0,002	<0,001	
E-Hand																								
2	SG 5183 Ø2,5	Sm	0,1	0,26	0,53	0,009	0,009	2,550	1,000	0,16	-	0,003	<0,001	0,055	0,230	0,015	-	-	0,002	-	-	-	-	-
	SG 5163 Ø3,2	Sm	0,087	0,28	0,55	0,010	0,008	2,560	1,040	0,16	-	0,004	<0,001	0,050	0,24	0,014	-	-	0,002	-	-	-	-	-
Kesselrohre Ø 44,5x5,6																								
3	GW Schmelze 59295	Sm	0,090	0,280	0,55	0,011	0,004	2,500	0,990			0,014	0,07		0,230	0,006	0,0048							
WIG Rundnähte																								
4	SG 800380 Ø2,4	Dr	0,110	0,190	0,54	0,004	0,004	2,540	0,930		0,03		0,002	0,057	0,228		2 ppm							
5	SG 800380 Ø2,4	Dr	0,115	0,184	0,52	0,006	0,005	2,420	0,965	0,031	0,061	<0,001	0,002	0,066	0,245	0,0079	4 ppm	0,009	0,023	0,002	<0,001	<0,001	0,002	

1 Richtwerte: VdTÜV-Werkstoffblatt 533; Werkstoff-Nr.: 1.7378; Ausgabe 12.99 [Ver99] 3 V&M Abnahmeprüfzeugnis: 09.09.2009
 2 Alstom: 4. LA 4 Böhler Welding Group: Test Report nach EN 10204 Nr. 1-2009-03-1693254
 5 GLP: Prüf-Nr.: 9 11 029 MH

SG = Schweißgut, GW = Grundwerkstoff, Sm = Schmelze, Dr = Draht, St = Stück, WZ = Wurzel, SL = Stützlage, FL = Füllage, DL = Decklage

Bild A.11: T24 Kesselrohre: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Schmelzen und Schweißgüter

A.7. Härtemessungen an den Schweißverbindungen

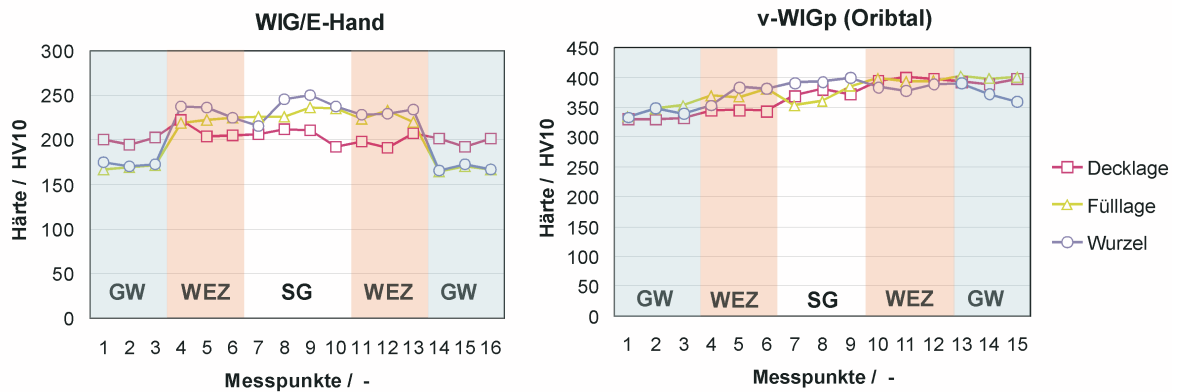


Bild A.12: Härteverlauf (HV10) der Schweißverbindungen; Alloy 617 mod: links: WIG/E-Hand; rechts: v-WIGp (Orbital)

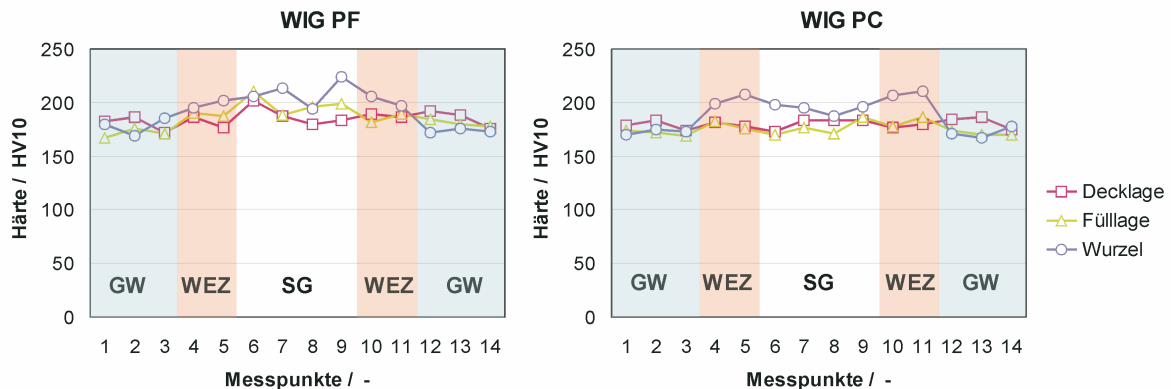


Bild A.13: Härteverlauf (HV10) der Schweißverbindungen; Alloy 617 mod: links: WIG/ (PF); rechts: WIG (PC)

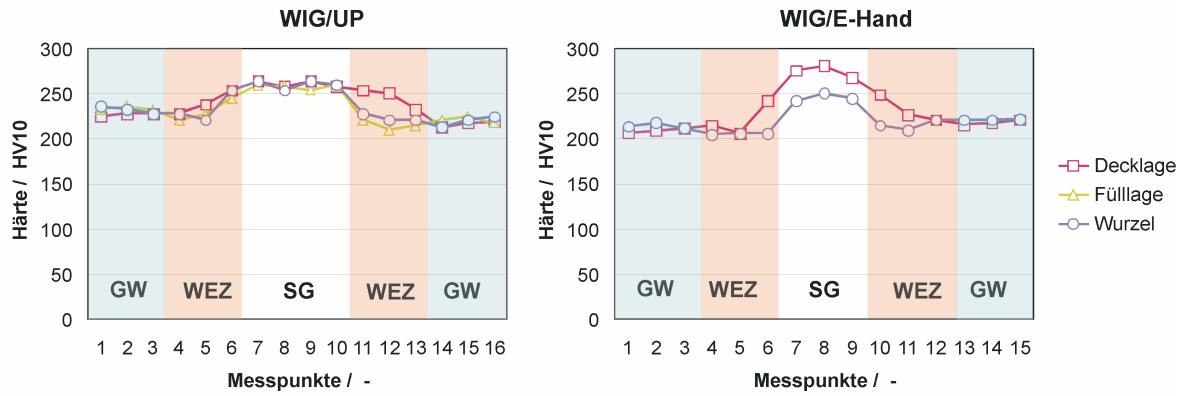


Bild A.14: Härteverlauf (HV10) der Schweißverbindungen; VM12: links: WIG/UP; rechts: WIG/E-Hand

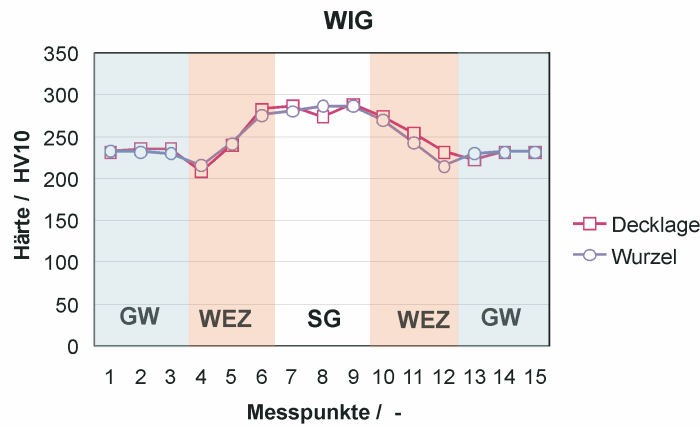


Bild A.15: Härteverlauf (HV10) der Schweißverbindungen; VM12 WIG

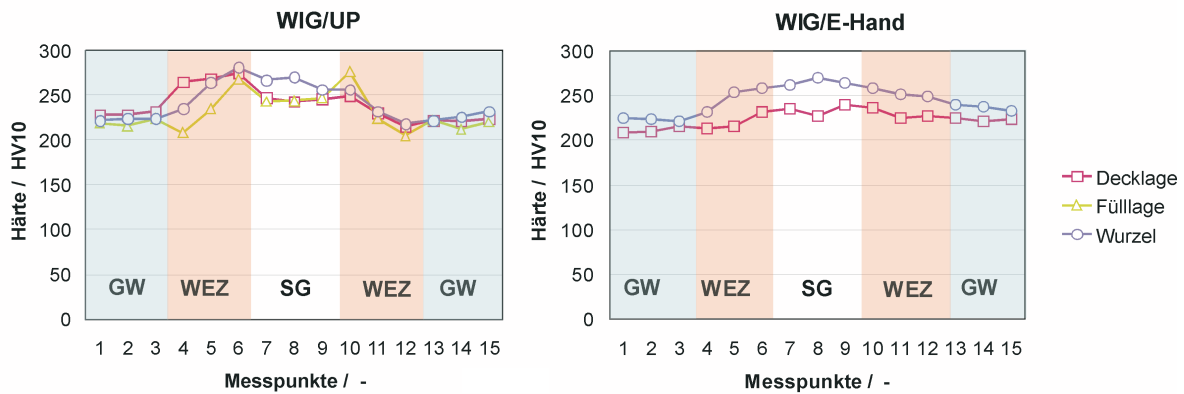


Bild A.16: Härteverlauf (HV10) der Schweißverbindungen; P92: links: WIG/UP; rechts: WIG/E-Hand

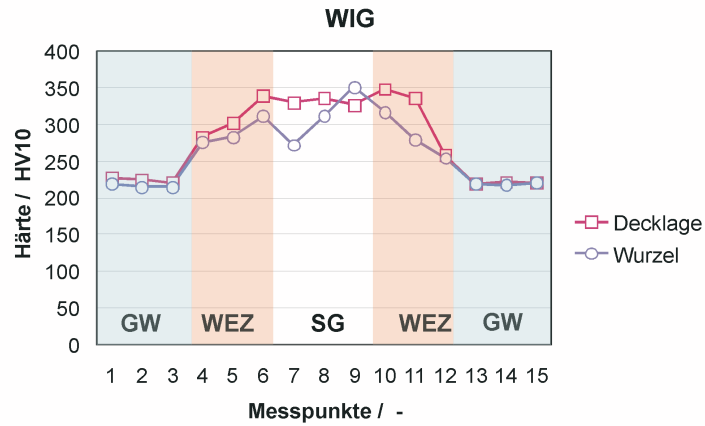


Bild A.17: Härteverlauf (HV10) der Schweißverbindungen; T24 WIG

A.8. Kerbschlagzähigkeiten

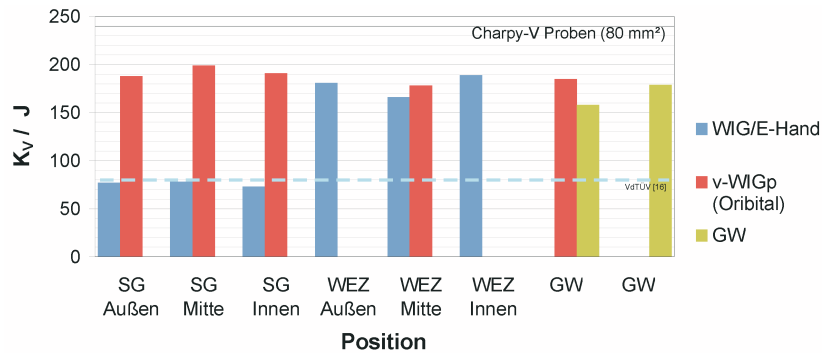


Bild A.18: Kerbschlagarbeit an den Schweißverbindungen aus Alloy 617 mod

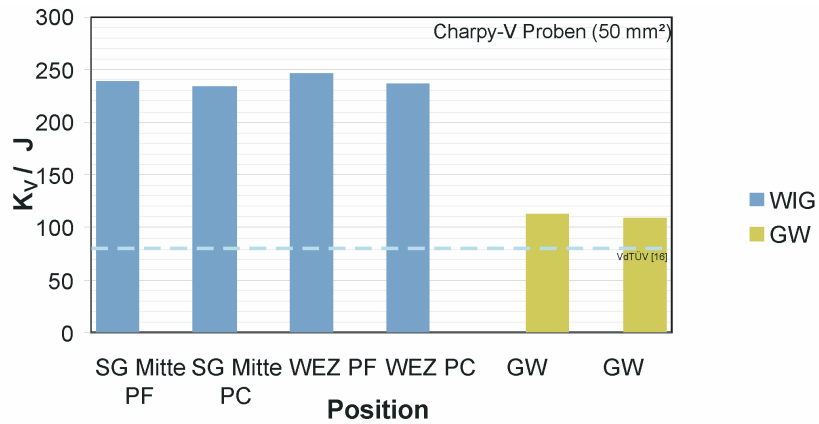


Bild A.19: Kerbschlagarbeit an den Schweißverbindungen aus Alloy 617 mod

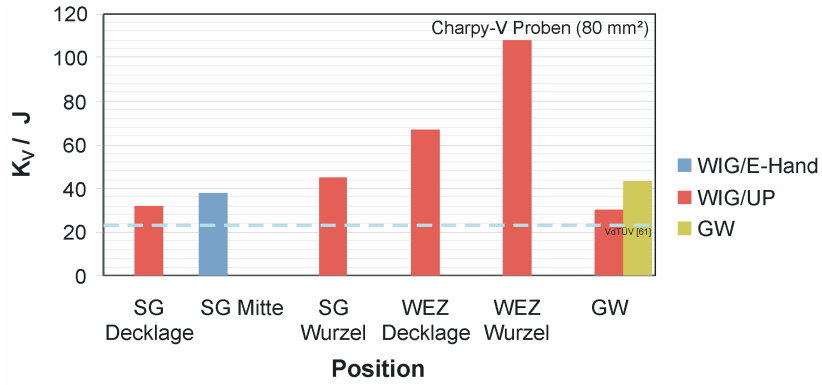


Bild A.20: Kerbschlagarbeit an den Schweißverbindungen aus VM12

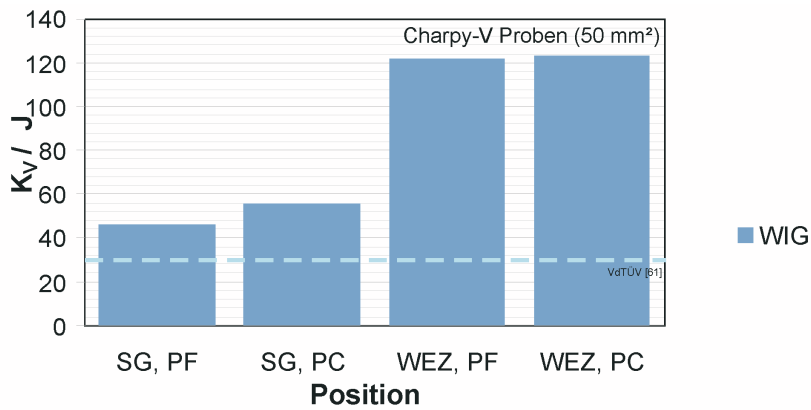


Bild A.21: Kerbschlagarbeit an den Schweißverbindungen aus VM12

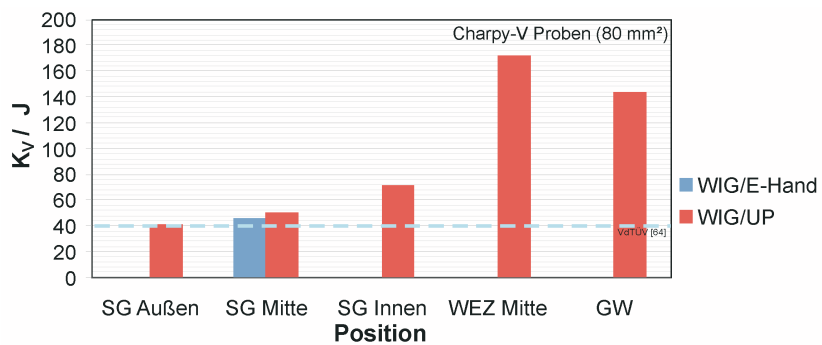


Bild A.22: Kerbschlagarbeit an den Schweißverbindungen aus P92

A.9. Wasser- und Dampfkreislauf

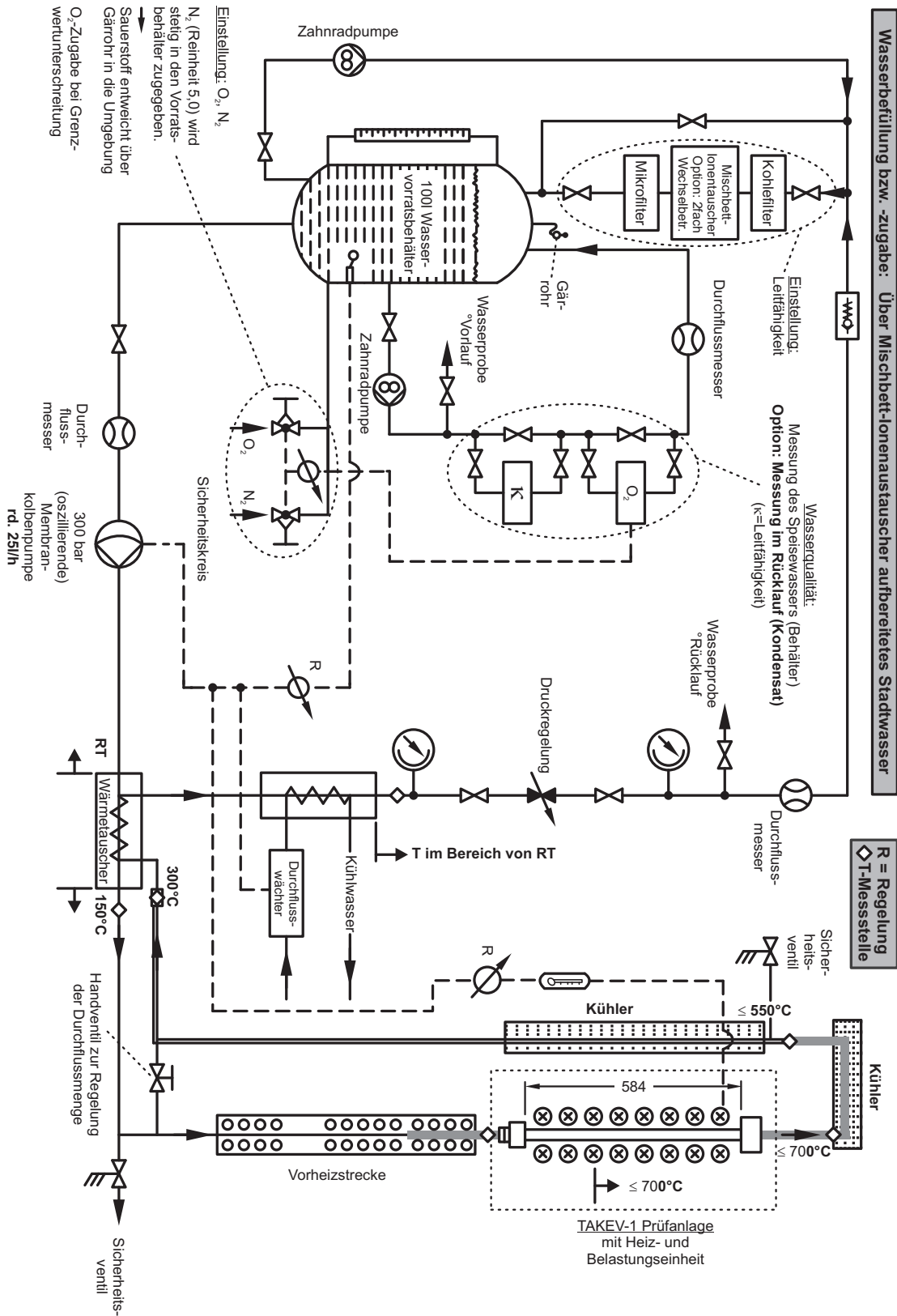
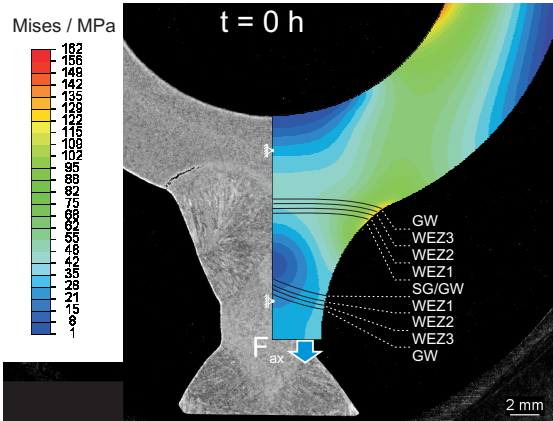
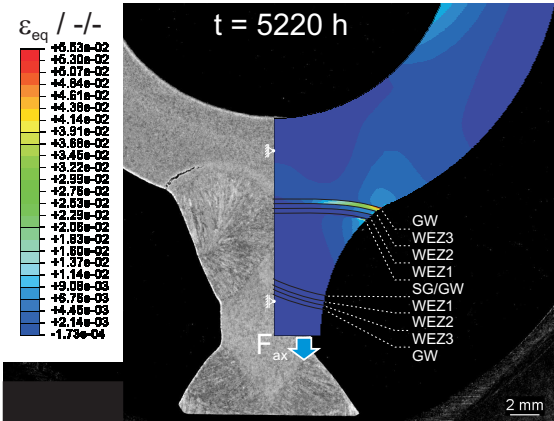
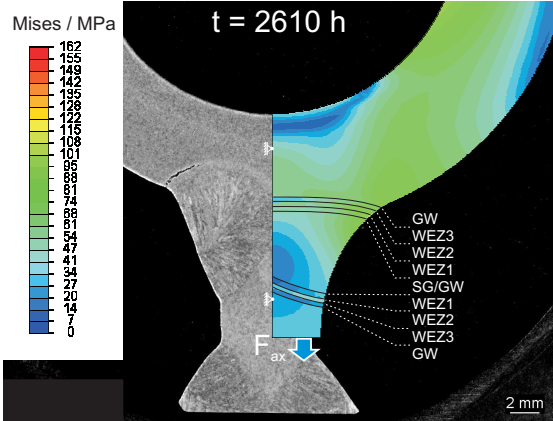
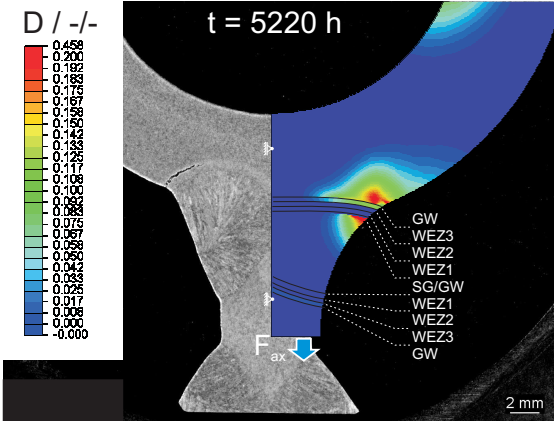
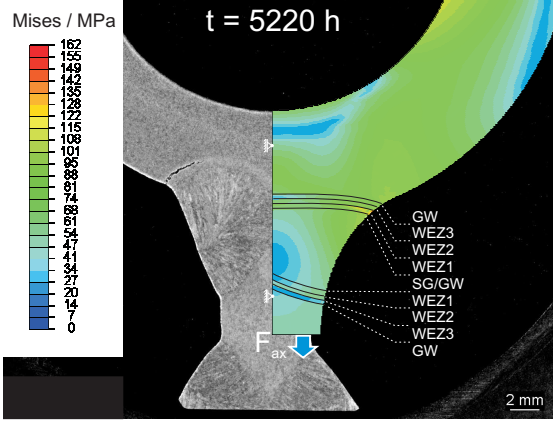
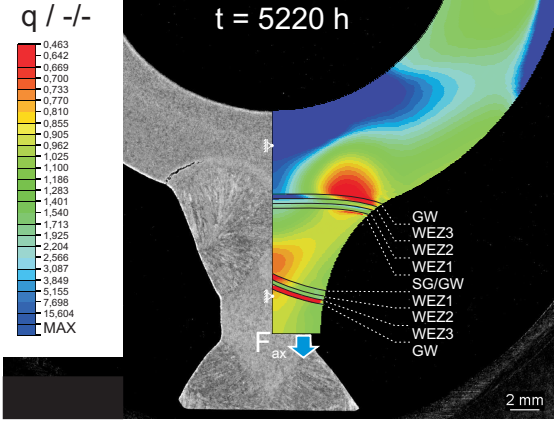


Bild A.23: Schematische Skizze des Wasser- und Dampfkreislaufes des Membranwandprüfstandes

A.10. Zusätzliche Auswertungen der Simulation am VM12-SHC-Prüfkörper

Tabelle A.15: Contour-Plots der FE-Simulation des VM12-SHC-Prüfkörpers

Vergleichsspannung nach von Mises		Dehnung, Schädigung und Mehrachsigkeit	
 <p>Mises / MPa</p> <p>t = 0 h</p> <p>Vergleichsspannung nach von Mises</p>	 <p>$\epsilon_{eq} / -/-$</p> <p>t = 5220 h</p> <p>Vergleichskriechdehnung nach von Mises</p>		
 <p>Mises / MPa</p> <p>t = 2610 h</p> <p>Vergleichsspannung nach von Mises</p>	 <p>D / -/-</p> <p>t = 5220 h</p> <p>Schädigungsparameter D</p>		
 <p>Mises / MPa</p> <p>t = 5220 h</p> <p>Vergleichsspannung nach von Mises</p>	 <p>q / -/-</p> <p>t = 5220 h</p> <p>Mehrachsigkeitsquotient q</p>		

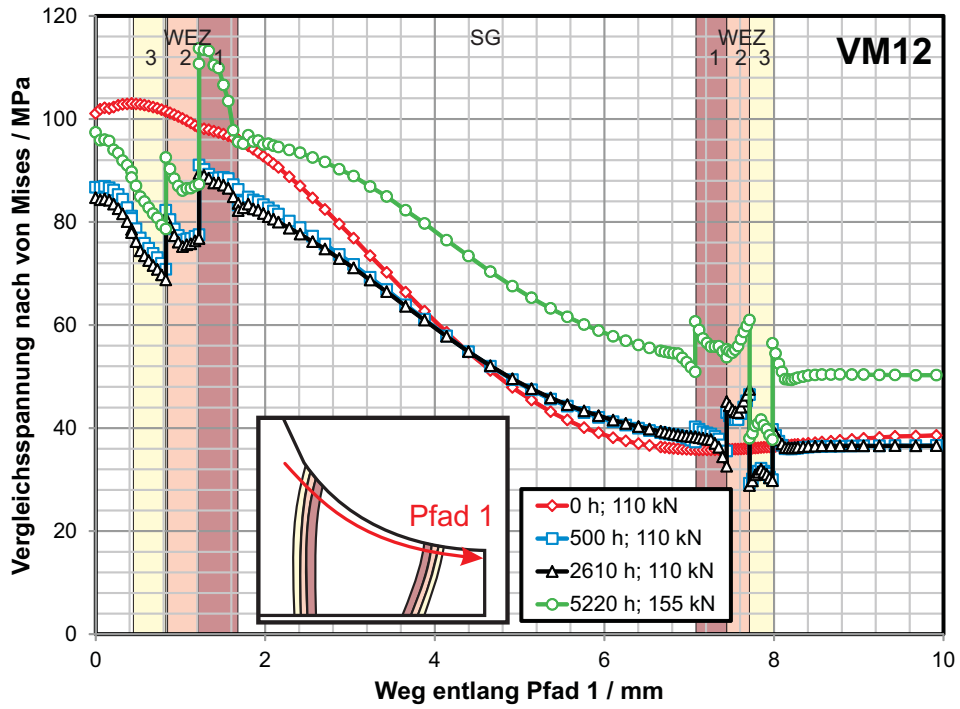


Bild A.24: Vergleichsspannung nach von Mises entlang des Pfades 1; VM12-SHC

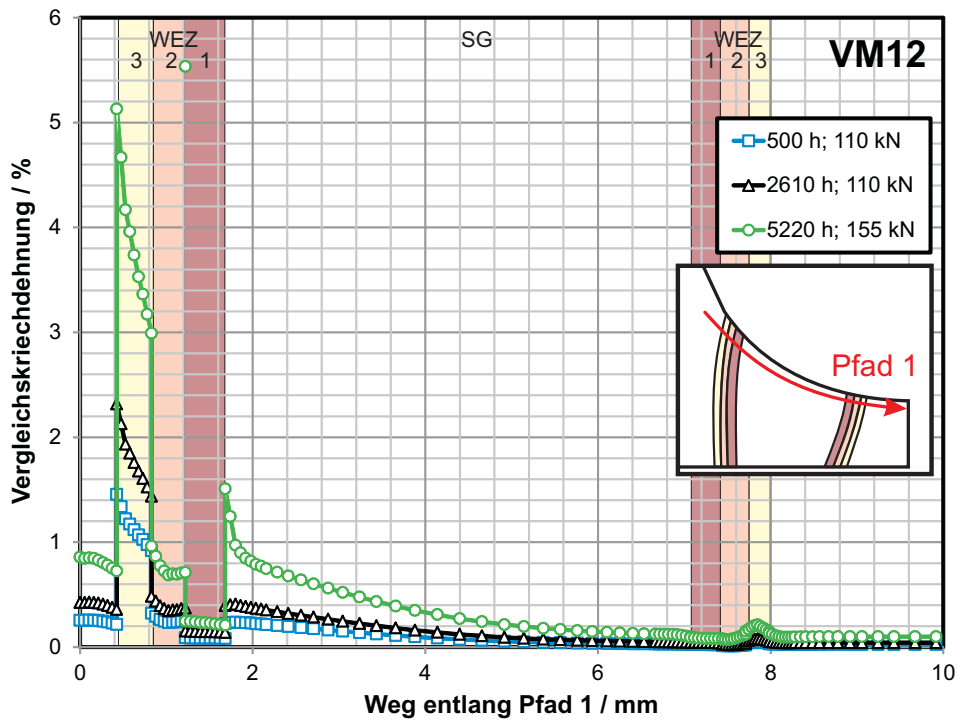


Bild A.25: Vergleichskriechdehnung entlang des Pfades 1; VM12-SHC

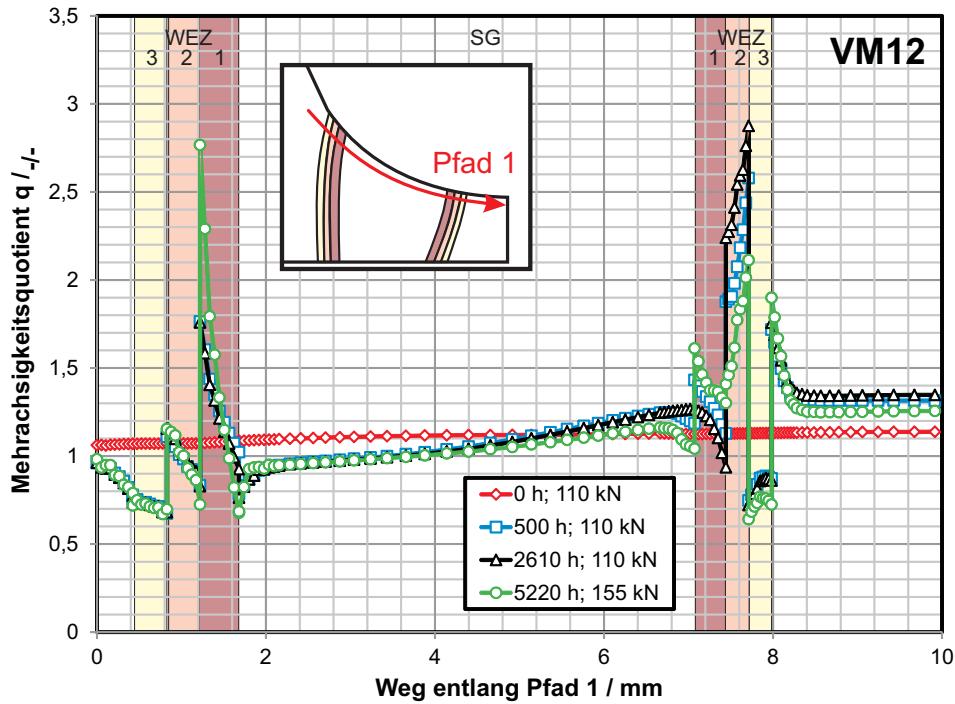


Bild A.26: Mehrschigkeitsquotient q entlang des Pfades 1; VM12-SHC

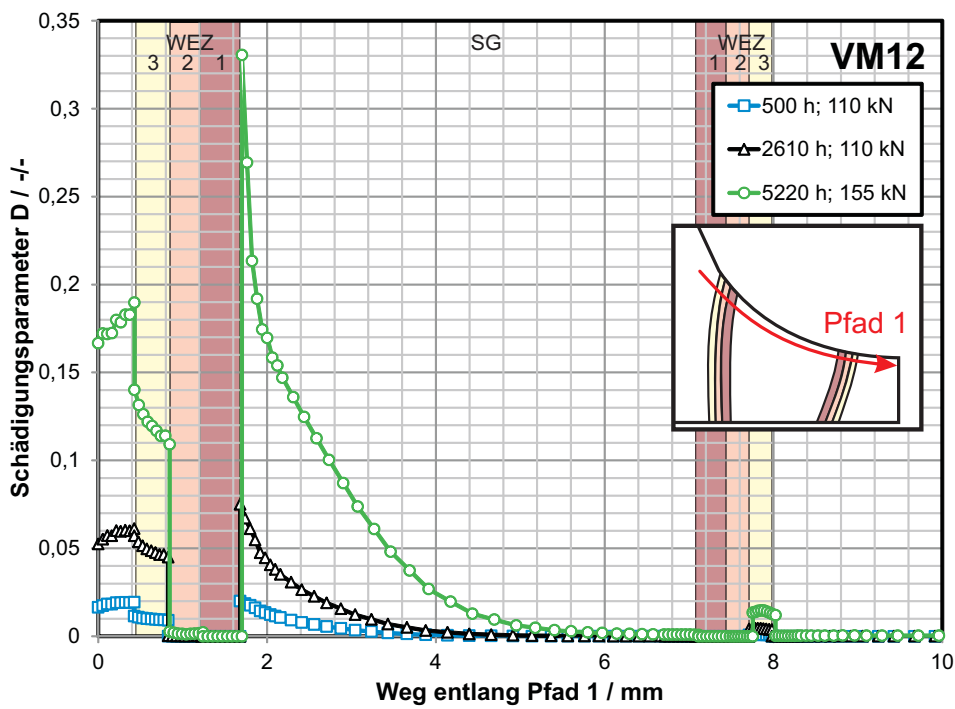


Bild A.27: Schädigungsparameter D entlang des Pfades 1; VM12-SHC

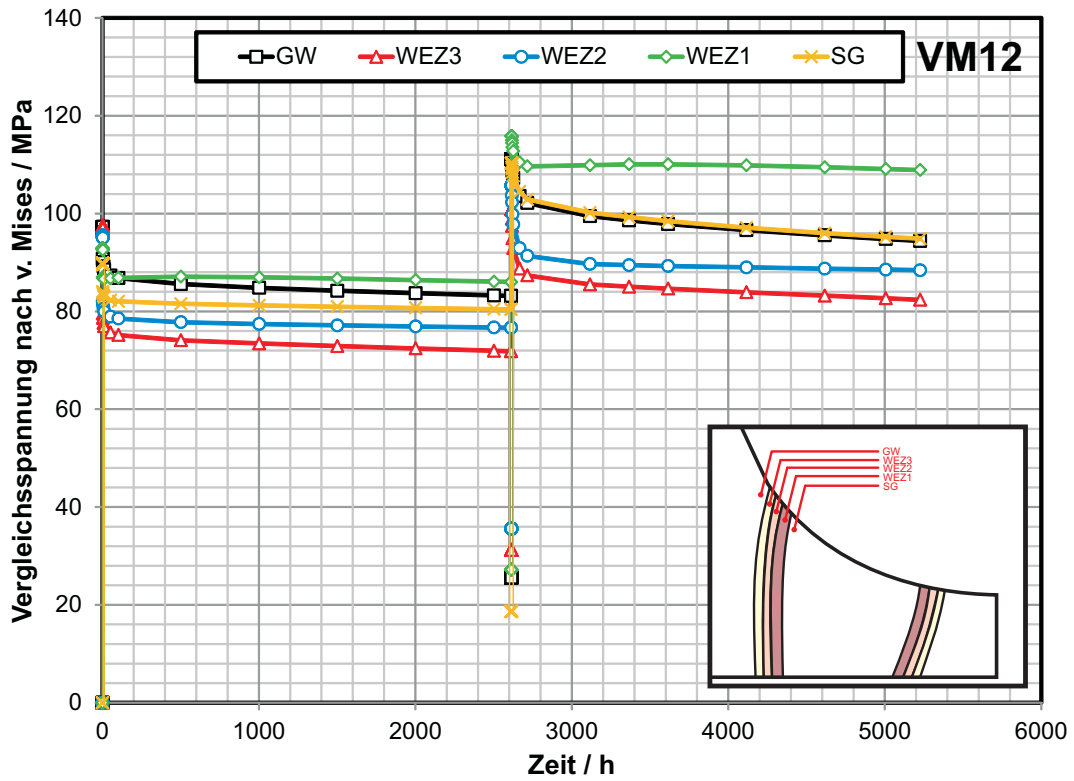


Bild A.28: Zeitliche Entwicklung der Vergleichsspannung nach von Mises an verschiedenen Positionen; VM12-SHC

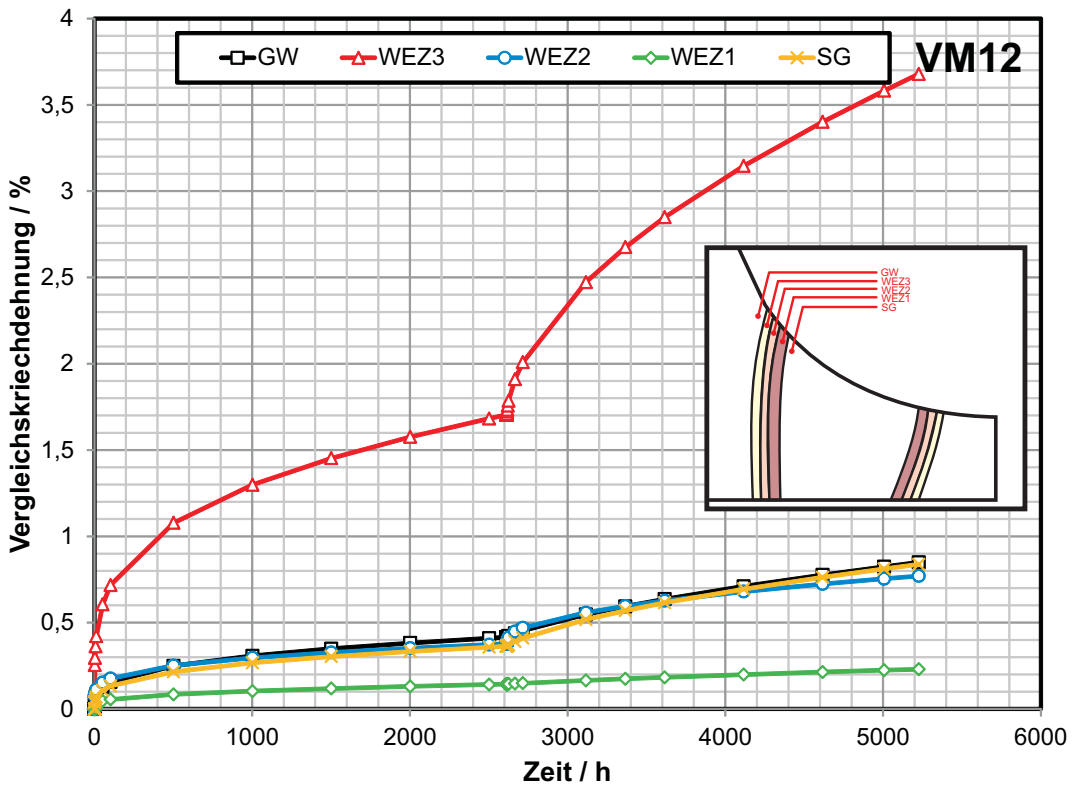


Bild A.29: Zeitliche Entwicklung der Vergleichskriechdehnung nach von Mises an verschiedenen Positionen; VM12-SHC

A.11. Zusätzliche Auswertungen der Simulation am T92-Prüfkörper

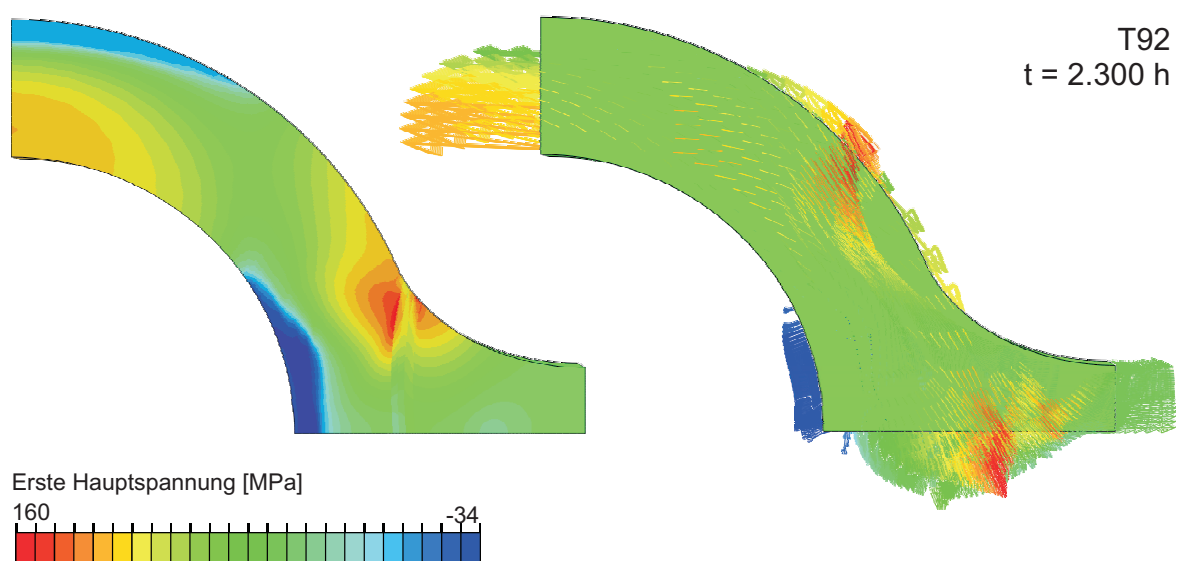
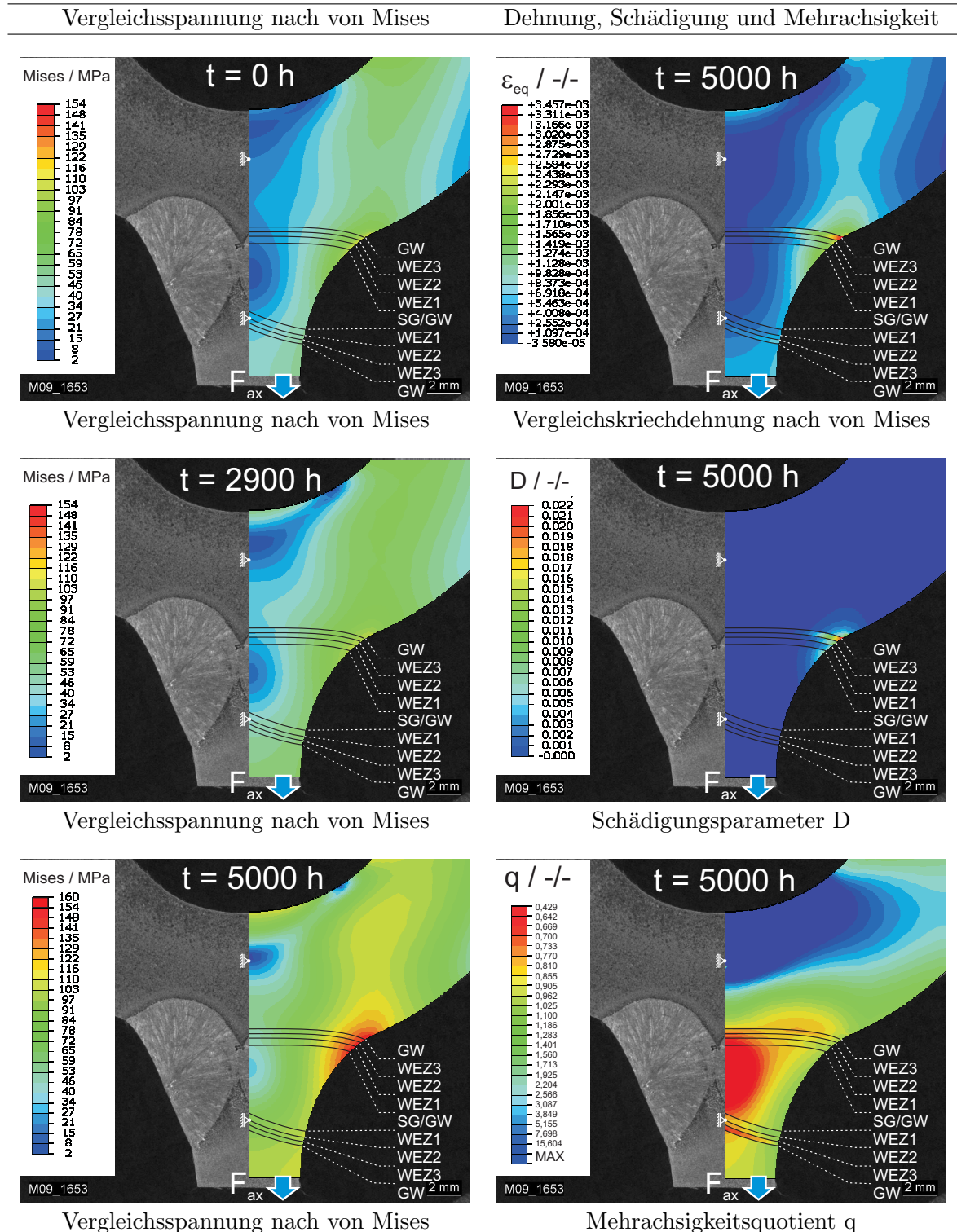


Bild A.30: Erste Hauptspannung nach einer Simulationszeit von $t = 2.300$ h; T92
links: Betrag; rechts: Richtungsvektoren

A.12. Zusätzliche Auswertungen der Simulation am T24-Prüfkörper

Tabelle A.16: Contour-Plots der FE-Simulation des T24-Prüfkörpers



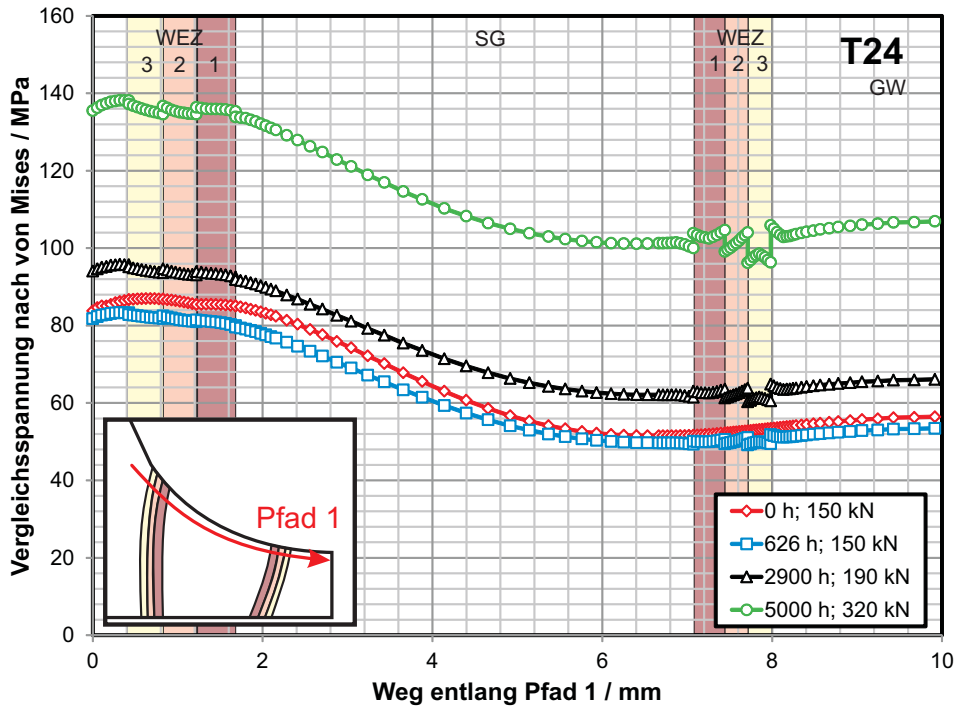


Bild A.31: Vergleichsspannung nach von Mises entlang des Pfades 1; T24

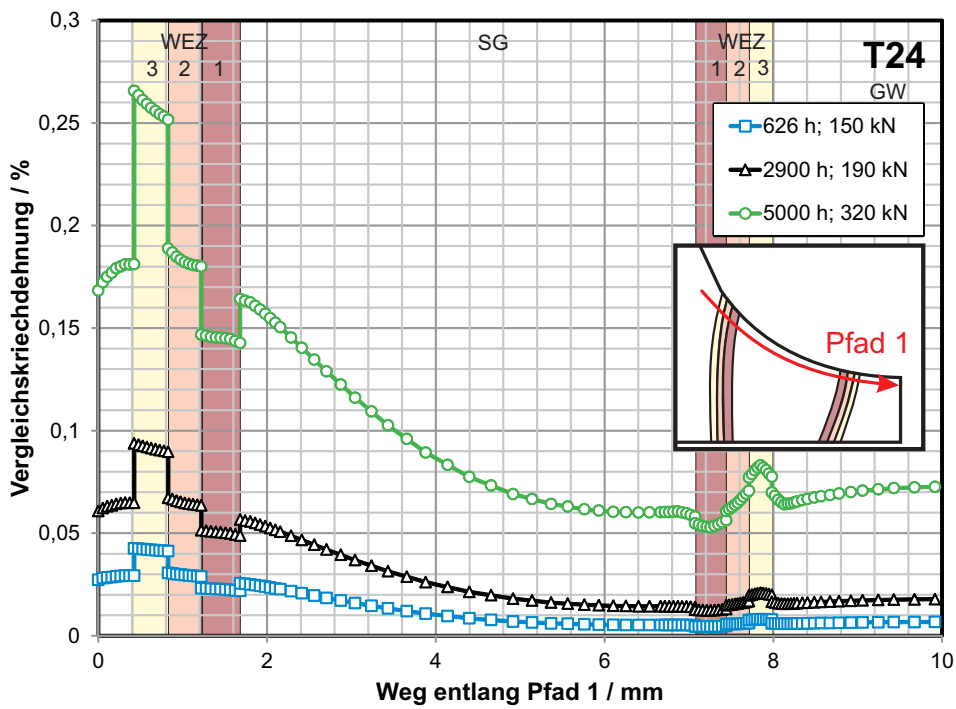


Bild A.32: Vergleichskriechdehnung entlang des Pfades 1; T24

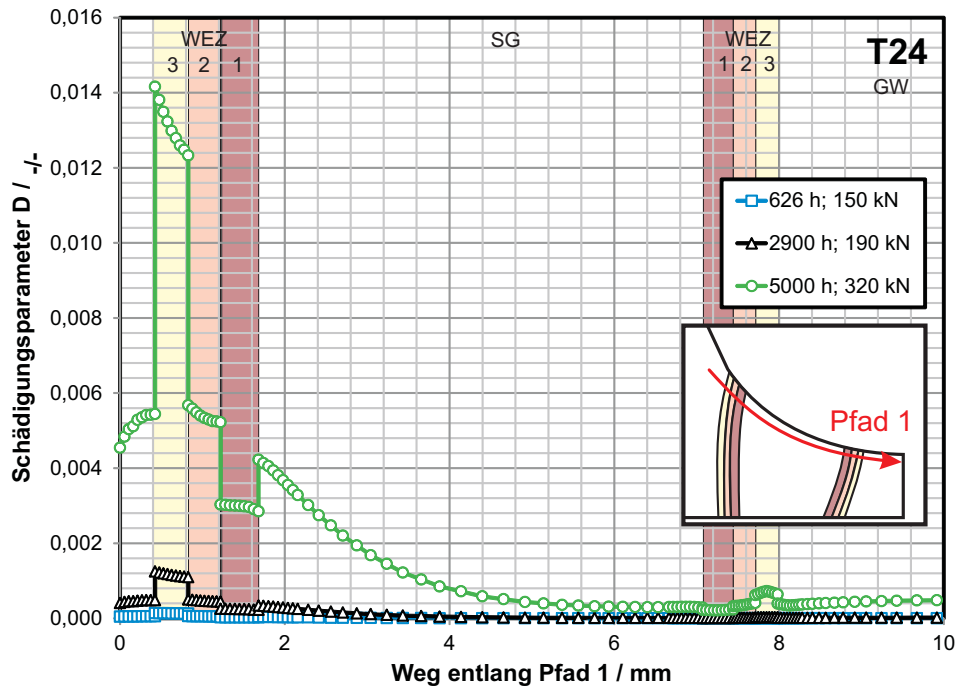


Bild A.33: Schädigungsparameter D entlang des Pfades 1; T24

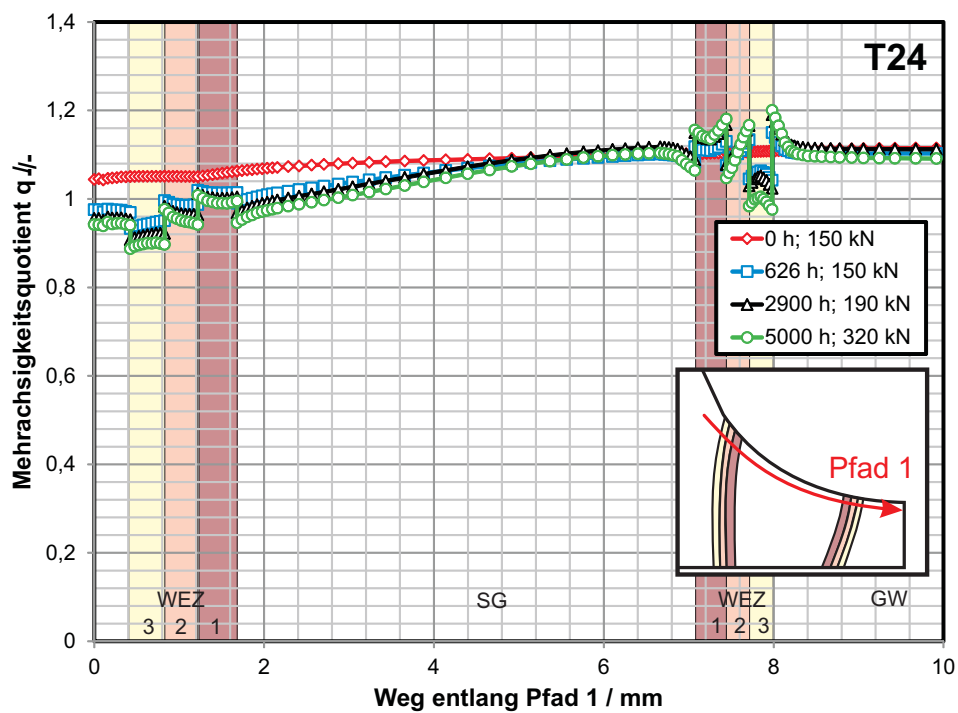


Bild A.34: Mehrachsigkeitsquotient q entlang des Pfades 1; T24

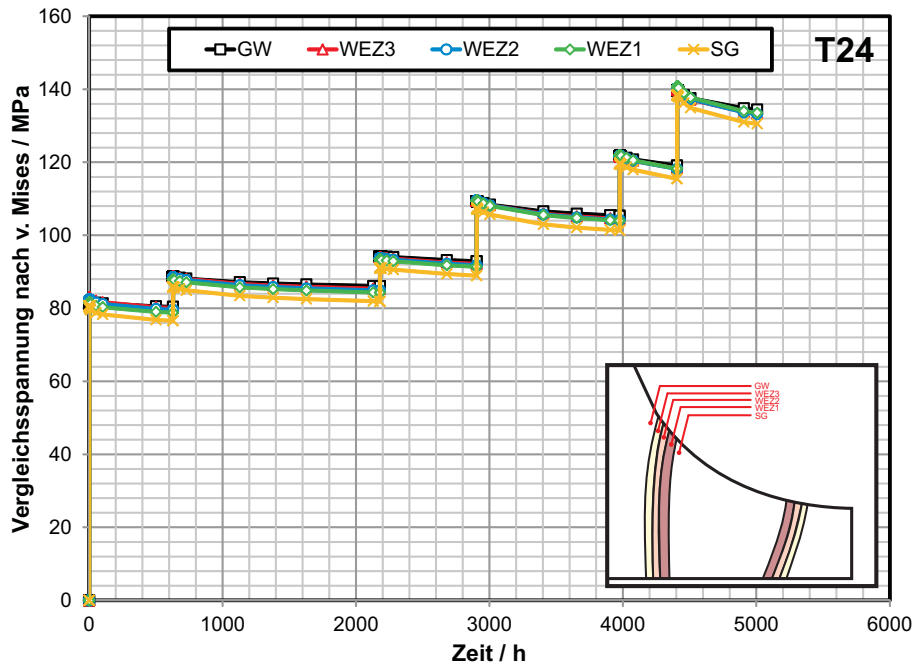


Bild A.35: Zeitliche Entwicklung der Vergleichsspannung nach von Mises an verschiedenen Positionen; T24

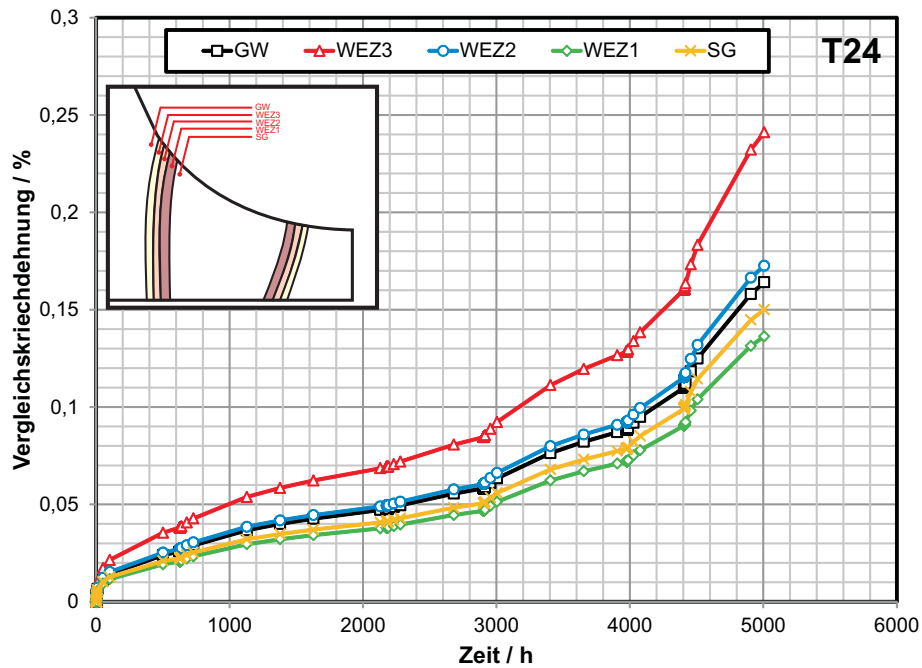


Bild A.36: Zeitliche Entwicklung der Vergleichskriechdehnung nach von Mises an verschiedenen Positionen; T24