

# **Lebensdaueroptimierung von Schweißverbindungen martensitischer Stähle für Hochtemperaturanwendungen**

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. Mathias Bauer, M.S.**

geboren in Tett nang

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

Mitberichter: Em. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. H. Cerjak

Tag der mündlichen Prüfung: 8. Dezember 2009

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

2009



## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart sowie am Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre Universität Stuttgart (IMWF). Mein besonderer Dank gilt dem Direktor der MPA Universität Stuttgart Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos. Seine Förderung und Unterstützung hat wesentlich zum Gelingen der Arbeit beigetragen.

Herrn em. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. H. Cerjak danke ich sehr herzlich für sein Interesse an dieser Arbeit und die Übernahme des Mitberichts.

Bei meinen Kolleginnen und Kollegen der MPA Universität Stuttgart und des IMWF möchte ich mich besonders für die angenehme und konstruktive Zusammenarbeit und die zahlreichen Anregungen und Hinweise bedanken, die ich in wertvollen Diskussionen erhalten habe. Besonders hervorheben möchte ich an dieser Stelle die Unterstützung durch meine Kollegen Herrn Dipl.-Ing. Thorsten Schütt und Herrn Dipl.-Ing. Kay Schmidt sowie die Arbeit von Herrn Rudi Scheck, der den überwiegenden Teil der metallographischen Untersuchungen in diesem Bericht durchgeführt hat.

Darüber hinaus danke ich den Studierenden, die mich im Rahmen von Studien- und Diplomarbeiten tatkräftig unterstützt haben, wobei den Herren Alexander Hofbauer und Alexander Zöllner besonderer Dank gebührt.

Das Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik (IWS) der Technischen Universität Graz hat für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten metallographischen Untersuchungen zur Ausscheidungscharakteristik Schweißverbindungsproben zur Verfügung gestellt. Herrn Dipl.-Ing. Dr. techn. Peter Mayr ein herzliches Dankeschön hierfür sowie für die Durchführung von Mikrohärtemessungen an Schweißverbindungen und die hervorragende institutsübergreifende Zusammenarbeit.

Ein wesentlicher Teil der Untersuchungen wurde mit Mitteln der Forschungsvereinigung der Arbeitsgemeinschaft der Eisen und Metall verarbeitenden Industrie e. V. im Rahmen des Forschungsvorhabens AVIF Nr. A221 gefördert. Hier gebührt dem betreuenden Arbeitskreis W1 der Arbeitsgemeinschaft warmfeste Stähle sowie den beteiligten Industrieunternehmen mein Dank für die umfangreiche Mitwirkung.

Meiner Frau Tanja und meinen Eltern gilt ganz besonderer Dank für ihr Verständnis und ihre Unterstützung.

*Für Tanja, Franziska & Nathalie*

## Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis .....	I
Abkürzungen und Formelzeichen .....	III
Kurzfassung .....	1
Abstract.....	5
1 Einleitung und Zielsetzung .....	9
2 Stand der Technik - alternative Lösungswege .....	13
2.1 Überblick.....	13
2.2 Schweißverbindungen im modernen Anlagenbau .....	13
2.3 Werkstoffentwicklung für warmgehende Komponenten.....	15
3 Theoretische Grundlagen.....	29
3.1 Werkstoffverhalten unter Hochtemperaturbeanspruchung .....	29
3.2 Einfluss der Wärmeeinbringung durch Schweißen auf das Gefüge.....	41
3.3 Einfluss der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes.....	49
4 Experimentelle Untersuchungen .....	53
4.1 Charakterisierung der WEZ – Temperaturfeld- und Härtemessungen.....	53
4.2 Experimentelle Ermittlung des Werkstoffverhaltens unter Hochtemperaturbeanspruchung.....	58
4.3 Laborproben zur Basischarakterisierung .....	59
4.3.1 E911 Grundwerkstoff .....	60
4.3.2 Eingesetzte Schweißgüter .....	64
4.3.3 Zeitstanduntersuchungen an Proben aus simuliertem WEZ-Gefüge .....	66
4.3.4 Zeitstanduntersuchungen an Schweißverbindungsproben .....	70
4.3.5 Metallographische Untersuchungen an Schweißverbindungsproben .....	74

4.4	Bauteilversuche .....	84
4.4.1	Versuchsvorbereitung, -aufbau und -durchführung .....	85
4.4.2	Ergebnisse der Zeit-, Temperatur- und Dehnungsmessung .....	90
4.4.3	Metallographische Untersuchungen .....	95
5	Numerische Untersuchungen .....	103
5.1	Numerische Simulation des Temperaturfelds in der WEZ .....	103
5.2	Materialmodelle zur Simulation des mechanischen Werkstoffverhaltens im Kriechbereich .....	105
5.3	Anpassung an experimentelle Daten .....	111
5.4	Finite-Elemente-Simulation von Laborproben .....	115
5.4.1	Modellerstellung .....	115
5.4.2	Simulationsergebnisse .....	117
5.5	Finite-Elemente-Simulation der Bauteilversuche .....	125
5.5.1	Modellerstellung .....	125
5.5.2	Simulationsergebnisse .....	127
6	Zusammenfassung und Fazit .....	137
7	Literatur .....	141
8	Anhang .....	153
	Lebenslauf .....	167

## Abkürzungen und Formelzeichen

AVIF	Forschungsvereinigung der Arbeitsgemeinschaft der eisen- und metallverarbeitenden Industrie e. V.
AGW	Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle
AGH	Arbeitsgemeinschaft Hochtemperaturwerkstoffe
BTW	Böhler Thyssen Welding
COST	„European Cooperation in Science and Technology“
CW	„Crossweld“, Schweißverbindungsprobe
EBSD	„Electron Backscatter Diffraction“
ECCC	„European Creep Collaborative Committee“
EDZ	Ebener Dehnungszustand
EFTEM	Energiefilterndes Transmissionselektronenmikroskop
EHR	Essener Hochdruck-Rohrleitungsbau
EPDC	„Electric Power Development Company“, Japan
EPRI	„Electric Power Research Institute“, USA
ESZ	Ebener Spannungszustand
FE	Finite-Elemente
GEH	Gestaltänderungsenergiehypothese (Vergleichsspannung)
GW	Grundwerkstoff
HT-DMS	Hochtemperaturdehnmessstreifen (kapazitiv)
HT-WG	Hochtemperaturweggeber (kapazitiv)
HV	Härte nach Vickers
LN	Längsnaht
$M_{23}C_6$	Metallkarbid (z. B. Chromkarbid: M besteht aus 70% Cr, Rest Fe, Mo und W)
$M_2N$	Karbonitrid, Cr- und V-reiche Phase, $(Cr,V)_2N$
MARBN	„Martensitic 9Cr steel strengthened by boron and MX nitrides“
MW	Mittelwert
MX bzw. MN	Karbonitrid, hier: Niob-Karbonitrid $(Nb(C,N))$ , Vanadiumnitrid (VN) oder Vanadium-Karbonitrid $V(C,N)$
NIMS	„National Institute of Material Science“, Japan
OM	Overmatched (im Sinne von höherer Zeitstandfestigkeit)
PA	Wannenposition bzw. Wannenlage beim Schweißen
PK	Prüfkörper
REM	Rasterelektronenmikroskop
RN	Rundnaht
RT	Raumtemperatur
SG	Schweißgut
SH	Schubspannungshypothese (Vergleichsspannung)
SL	Schmelzlinie
SN	Schweißnaht
SV	Schweißverbindung
TE	Thermoelement

TUD	Technische Universität Dänemark
UM	Undermatched (im Sinne von geringerer Zeitstandfestigkeit)
UP	Unterpulver Schweißverfahren
USC	„Ultra Super Critical“
VdTÜV	Verband der TÜV e.V.
V&M	Vallourec & Mannesmann
WEZ	Wärmeeinflusszone
WEZ1	Grobkörnige Wärmeeinflusszone
WEZ2	Feinkörnige Wärmeeinflusszone
WEZ3	Interkritische (Wärmeeinfluss-) Zone, äußere Feinkornzone
WIG	Wolfram-Inertgasschweißverfahren
WSF	„Weld strength factor“ - Schweißnahtfaktor
XRD	„X-Ray Diffraction“

A	mm <sup>2</sup>	Fläche
A <sub>5</sub>	% bzw. -/-	Bruchdehnung kurzer Proportionalstab
A <sub>C1</sub>	°C	Temperatur, bei der die Bildung des Austenits beim Aufheizen beginnt
A <sub>C3</sub>	°C	Temperatur, bei der die Bildung des Austenits beim Aufheizen abgeschlossen ist
A <sub>D</sub>	mm <sup>2</sup>	Fläche mit schädigungsbedingten Fehlern
D	-/-	Schädigung
D <sub>a</sub>	mm	Außendurchmesser
d <sub>i</sub>	mm	Innendurchmesser
d <sub>m</sub>	mm	Mittlerer Durchmesser
E	MPa bzw. GPa	Elastizitätsmodul
ε	% bzw. -/-	Dehnung
ε <sub>0</sub>	% bzw. -/-	Anfangsdehnung (elast. + plast. Anteil)
ε <sub>cr</sub>	% bzw. -/-	Kriechdehnung
ε <sub>cr,i</sub> (i = I, II, III)	% bzw. -/-	Kriechdehnungsanteile in den einzelnen Kriechbereichen
ε <sub>eq</sub>	% bzw. -/-	Vergleichsdehnung
ε <sub>i</sub> (i = 1,2,3)	% bzw. -/-	Hauptdehnungen
ε̇	%/s bzw. 1/s	Dehnrage
F	-/-	Werkstoffabhängige Konstante
H	-/-	Heaviside Funktion zur Definition eines Schwellenwertes
J	J/mm	Streckenenergie
L	mm	Länge
μ	-/-	Querkontraktionszahl
n	-/-	Nortonexponent

$N_A$	1/mm	Experimentell ermittelte Porendichte
p bzw. $p_i$	MPa	Druck bzw. Innendruck
q	-/-	Mehrachsigkeitsquotient
Q	J	Aktivierungsenergie
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{m/t/\vartheta}$	MPa	Zeitstandfestigkeit bei einer bestimmten Zeit (in der Regel $10^5$ h) und Temperatur
$R_{p0,2}$	MPa	Ersatzstreckgrenze
$R_{p0,2/\vartheta}$	MPa	0,2 % Dehngrenze bei einer bestimmten Temperatur
$R_{p1/t/\vartheta}$	MPa	1 % Dehngrenze bei einer bestimmten Zeit (in der Regel $10^5$ h) und Temperatur
$R_{p1}$	MPa	1 % Dehngrenze
s	mm	Wanddicke
$\sigma$	MPa	Spannung
$\sigma_a$	MPa	Axialspannung
$\bar{\sigma}$	MPa	Effektive Spannung
$\sigma_{hyd}$	MPa	Hydrostatische Spannung
$\sigma_i$ (i = 1,2,3)	MPa	Hauptspannungen
$\sigma_{okt}$	MPa	Oktaedernormalspannung
$\sigma_r$	MPa	Radialspannung
$\sigma_t$	MPa	Tangentialspannung
$\sigma_v$	MPa	Vergleichsspannung
$\sigma_{vM}$	MPa	Vergleichsspannung nach von Mises
T bzw. $\vartheta$	°C	Temperatur
t	h	Zeit
$T_0$	°C	Zwischenlagen- bzw. Vorwärmtemperatur,
$t_B$	h	Zeit bei Bruch
$t_h$	s	Haltezeit
$\tau_{okt}$	MPa	Oktaederschubspannung
$\vartheta_{peak}$	°C	Spitztemperatur bei thermischer WEZ Simulation
$\vartheta_{soll}$	°C	Solltemperatur
$T_S$	°K	Schmelztemperatur
v	mm/s	Schweißgeschwindigkeit
Z	%	Brucheinschnürung

Weitere Bezeichnungen werden im Text erläutert.



## **Kurzfassung**

Die Steigerung des thermischen Wirkungsgrades ist, einhergehend mit einer Reduzierung der Treibhausgase, oberstes Ziel bei der Planung und Konstruktion neuer fossil befeuerter Kraftwerke. Dies kann im Allgemeinen durch eine Erhöhung der Dampfparameter – Druck und Temperatur – erreicht werden. Derzeit realisierbar sind Kraftwerke mit Dampfparametern von 300 bar/620 °C, in der mittelfristigen Planung werden bis 300 bar und 720 °C angestrebt. Der maßgebliche limitierende Faktor bei der Erhöhung der Prozessparameter und somit des Wirkungsgrades ist die Einsetzbarkeit der vorhandenen Werkstoffe bei diesen hohen Temperaturen. Aus diesem Grund werden auf nationaler und internationaler Ebene zurzeit erhebliche Anstrengungen zur Werkstoffentwicklung und -erprobung auf diesem Gebiet unternommen.

Schweißverbindungen sind zum jetzigen Zeitpunkt sowohl beim Bau von Kraftwerken und Anlagen als auch für deren eventuelle Reparatur unverzichtbar. Eine Werkstoffentwicklung, mit dem Ziel der Erhöhung der Dampfparameter zur Wirkungsgradsteigerung bzw. zur Verringerung von Emissionen, muss daher zwingend die Qualifizierung geeigneter Schweißgüter und -verfahren sowie die Überprüfung geschweißter Komponenten auf deren Einsatztauglichkeit unter Hochtemperaturbeanspruchung beinhalten. Die Forderung nach höheren Wirkungsgraden bei der Energieumwandlung geht bei fossil befeuerten Kraftwerken wie oben erwähnt in der Regel mit einer Erhöhung der Dampfparameter einher. Deshalb werden in zukünftigen Anlagen in den höchstbeanspruchten Bereichen immer häufiger Nickelbasiswerkstoffe wegen ihrer hervorragenden Zeitstandfestigkeit und Oxidationsbeständigkeit zum Einsatz kommen. Ein großer Anteil der hochtemperaturbeanspruchten Komponenten in Kraftwerken wird jedoch auch zukünftig aus den bisher in großem Umfang eingesetzten - oder im Zuge der gestiegenen Anforderungen neu entwickelten - martensitischen 9-12 %-Chromstählen gefertigt werden.

Diese zeichnen sich vor allem durch ihre gute Umform- und Schweißbarkeit bei, im Vergleich zu austenitischen Stählen oder Nickelbasislegierungen, moderaten Kosten aus. Eine spezifische Wärmebehandlung (Vergüten) ist dabei maßgeblich verantwortlich für die Hochtemperatureigenschaften dieser Werkstoffe. Weiterhin eignen sich martensitische Werkstoffe aufgrund ihrer guten Wärmeleitfähigkeit für den Einsatz in dickwandigen Komponenten, da die aus Temperaturgradienten über der Wanddicke resultierenden Thermospannungen bei An- und Abfahrvorgängen - im Vergleich zu austenitischen oder Nickelbasiswerkstoffen - relativ gering bleiben.

Allerdings sind Schweißnähte vor allem bei ferritisch-martensitischen Werkstoffen – aufgrund der durch die Wärmeeinbringung des Schweißprozesses entstehenden Wärmeeinflusszonen im Grundwerkstoff – oft eine Schwachstelle und können zu vorzeitigem Versagen der Komponente führen. Dies liegt zum einen an der niedrigen Zeitstandfestigkeit, zum anderen an der Mehrachsigkeit des Spannungszustands in der äußeren Wärmeeinflusszone.

In zahlreichen Arbeiten wurde gezeigt, dass das Versagensverhalten unter Zeitstandsbeanspruchung durch eine mehrachsige Beanspruchung negativ beeinflusst werden kann. Eine Optimierung des Schweißnahtverhaltens hin zu längeren Lebensdauern geschweißter Komponenten ist für die oben genannten Ziele der Emissionsreduzierung bzw. Wirkungsgradsteigerung unerlässlich.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Steigerung der Zeitstandfestigkeit von Schweißverbindungen über eine gezielte Beeinflussung der Mehrachsigkeitsverhältnisse im Bereich der Wärmeeinflusszone der Schweißnaht. Durch die Optimierung der Schweißguteigenschaften – stets angepasst an die Werkstoffeigenschaften des Grundwerkstoffs – und der Schweißnahtgeometrie, kann eine Entlastung der Wärmeeinflusszone erreicht werden.

Untersucht werden Schweißgüter, die eine zum Grundwerkstoff höhere (overmatched), äquivalente (matched) oder niedrigere (undermatched) Zeitstandfestigkeit besitzen. Ferner wurde der Einfluss unterschiedlicher Flankenwinkel detailliert untersucht. Im Fokus der vorliegenden Arbeit stehen Schweißverbindungen moderner 9-12 %-Chromstähle. Als Grundwerkstoff kommt E911 (X11CrMoWVNb9-1-1) zum Einsatz, matched geschweißt mit Thermanit MTS 911<sup>®</sup> (E911 Schweißgut), overmatched geschweißt mit Thermanit MTS 616<sup>®</sup> (P92 / X10CrWMoVNb9-2 Schweißgut) und undermatched geschweißt mit Thermanit MTS 3<sup>®</sup> (P91 / X10CrMoVNb9-1 Schweißgut). Dabei sind die Begriffe matched, under- und overmatched hier im Bezug auf die Zeitstandfestigkeiten und nicht auf die chemischen Zusammensetzungen dieser Werkstoffe zu sehen. Somit handelt es sich bei den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Schweißverbindungen um artgleiche Verbindungen – im Gegensatz zu ungleichartigen Schweißverbindungen wie z. B. Schweißverbindungen unlegierter, oder niedriglegierter Stähle mit austenitischen Stählen (sogenannten Schwarz-Weiß-Verbindungen).

Durch die unterschiedlichen Zeitstandfestigkeiten der Schweißgüter können Umlagerungs- und Relaxationsvorgänge in den einzelnen Werkstoffzonen beeinflusst werden. Somit erlaubt die Anpassung der Schweißguteigenschaften, in Kombination mit einer optimierten Schweißnahtgeometrie, eine Einflussnahme auf den Spannungs- und Dehnungszustand im Bereich der Naht geschweißter Komponenten.

Mit Hilfe einer detaillierten Basischarakterisierung des Grundwerkstoffs, der verschiedenen Schweißgüter und verschiedenen Proben aus simulierten Gefügen aus der Wärmeeinflusszone, wird ein Materialmodell für inelastische Finite-Elemente-Simulationen entwickelt und erfolgreich validiert. Dazu dienen neben Kleinproben auch zwei Bauteilversuche (längsnahtgeschweißte, dickwandige Rohre unter Innendruck).

Bei den Kleinproben zeigen die Finite-Elemente-Simulationen sowie die experimentellen Ergebnisse einen Trend hin zu längeren Lebensdauern unter Verwendung des zeitstandschwächeren (undermatched) Schweißgutes. Numerisch kann gezeigt werden, dass bei dieser Schweißkonfiguration die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes und folglich die Schädigung im kritischsten Bereich der Naht deutlich reduziert werden kann. Ein Einfluss des Flankenwinkels auf die Lebensdauer kann bei den Kleinproben anhand von (numerischen) Untersuchungen allerdings nicht festgestellt werden.

Bei den Simulationen der Komponenten zeigt sich hingegen ein anderes Verhalten. Trotz der Entschärfung des Spannungszustandes, durch Verwendung des Schweißgutes mit niedrigerer (undermatched) Zeitstandfestigkeit, kann kein nennenswerter positiver Einfluss auf die Reduzierung der Schädigung im Bauteil festgestellt werden. Diese Feststellung wird auch von den zum Zeitpunkt der Erstellung dieser Arbeit (einer der Bauteilversuche läuft noch) vorliegenden Ergebnissen metallographischer Untersuchungen bestätigt. Im Gegensatz zu den Kleinproben kann bei den Komponenten aber anhand numerischer Simulationen eine Reduzierung der Schädigung um 15 % bei kleinen Flankenwinkeln ( $0^\circ$ ) im Vergleich zu größeren Flankenwinkeln ( $15^\circ$  bzw.  $22^\circ$ ) festgestellt werden.

Des Weiteren zeigen FE-Simulationen, dass durch eine Kombination des optimierten Flankenwinkels mit dem zeitstandschwächeren P91 (undermatched) Schweißgut eine weitere Reduzierung des Schädigungsgrads – verglichen mit matched oder overmatched geschweißten Komponenten – erzielt werden kann.

Die im Rahmen dieser Arbeit erzielten Ergebnisse zeigen, dass durch angepasste Schweißguteigenschaften in Kombination mit einer Optimierung der Schweißnahtgeometrie eine Einflussnahme auf die Lage und Größe der kritischen Parameter wie der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes und der Schädigung sowie der absoluten Größe von Spannungen und Dehnungen möglich ist.

Die Validierung der numerischen Ergebnisse mit experimentell ermittelten Daten hat gezeigt, dass mit den hier abgeleiteten Algorithmen in Abhängigkeit des Mehrachsigenitätsgrad des Spannungszustands:

- eine Beschreibung des viskoplastischen Verformungsverhaltens und insbesondere der Schädigungsentwicklung hochtemperaturbeanspruchter, geschweißter Bauteile sowie
- eine Lebensdauerabschätzung dieser Komponenten mit Vorhersage des Versagensorts und der Versagenszeit möglich ist.

Um eine deutlichere Lebensdauererlängerung geschweißter Bauteile erreichen zu können, kann auf die Erfahrung und hier entwickelte Methodik zurückgegriffen werden. Durch eine Verknüpfung mit bereits abgeschlossenen oder noch laufenden Forschungsvorhaben (z. B. die AVIF-Projekte A198 und A257, Langzeitkennwerte warmfester Stähle, bzw. A105, A152 und A229, Schädigungsentwicklung) kann ein auf den jeweiligen Grundwerkstoff abgestimmtes Schweißgut entwickelt werden, um die Lebensdauer geschweißter Komponenten zu maximieren oder Wartungsintervalle zu verlängern.

## **Abstract**

Raising thermal efficiency of fossil fired power plants is besides the reduction of greenhouse gases the major aim in modern power plant construction. In general, this can be achieved by increasing steam temperature and pressure. Therefore plants with steam and process parameters ranging from 300bar/620°C to 300bar/720°C are under detailed design investigation at the moment, using new improved materials. Besides investigations on the applicability of these new materials for increased steam parameters, their welded joints have to be qualified and the integrity of welded components under service conditions has to be guaranteed.

Welding is at present the most important joining technology in modern power and process plant construction and repair. Therefore, in modern alloy design – with the aim to increase steam parameters and hence the efficiency of power generation – the qualification of adequate materials and fabrication procedures is vital. Furthermore, the integrity of welded components has to be verified and guaranteed under high temperature loading conditions.

For state of the art martensitic steels – used extensively in modern power plants – welding can cause major problems in service due to the formation of a heat affected zone in the base metal close to the fusion line. The heat affected zone represents the weakest link in weldments and can lead to premature failure of the component.

There are two major factors: on the one hand, the outer fine grained or intercritical heat affected zone shows poor creep resistance due to its microstructure and precipitates' characteristics. On the other hand, a severe multiaxial stress state can be observed in that region of welded components. Multiaxial loading has a negative influence on the lifetime of components operating in the creep regime as it was shown in several publications.

An optimization of the lifetime of welded components is essential to realize the ambiguous goals of increased efficiency and reduced emissions in power generation. Increasing the creep strength of welded components by taking influence on the multiaxiality of the stress state in the heat affected zone is the main goal of the work presented here. By a specific variation of the weld metals creep strength – adjusted to the material behavior of the base material – and an optimization of the weld geometry a positive influence on the creep rupture behavior of the heat affected zone can be achieved.

Three different weld configurations are investigated in the research presented here: welds fabricated with undermatched (lower creep strength) weld metal, overmatched (higher creep resistant) weld metal and matched weld metal equivalent creep strength to the base metal as reference. Furthermore, a variation of the weld edge angle and its influence on the behavior of welded components is studied.

The main focus of this work is on welds of modern martensitic 9-12% Cr-steels. E911 (X11CrMoWVNb9-1-1) is used as base metal and Thermanit MTS 911<sup>®</sup> as a matching filler metal. Thermanit MTS 616<sup>®</sup>, a weld metal commonly used to weld P92 (X10CrWMoVNb9-2) is used for the overmatched weld configuration, whereas Thermanit MTS 3<sup>®</sup>, the standard weld metal for P91 (X10CrMoVNb9-1) is used to weld the undermatched weld configuration.

Due to the different creep strength of the weld metals, the stress distribution and the factor of multiaxiality of the stress state respectively, plus the absolute values of stress and strain in the different zones of the weld will be influenced. A specific combination of optimised weld metal's creep strength along with an adopted weld geometry (here optimised weld edge angle) allows to influence the location and magnitude of critical values such as multiaxiality, stress and deformation.

A detailed material characterisation (tensile tests at room temperature and service temperature, creep tests of homogenous as well as crossweld specimens) was performed for the base metal, the different weld metals as well as for specimens of several thermally simulated microstructures of the HAZ. For the finite element simulations presented in this research, a state of the art material model for creep loading was optimised and adjusted to welded components and validated with results from small scale specimens as well as large scale component tests (longitudinally welded, thick walled pipes under high temperature loading).

Numerical and experimental results of small scale specimens show an optimisation of the lifetime if the undermatched filler material is used. This weld configuration shows reduced multiaxiality of the stress state in the heat affected zone and as a consequence less accumulated damage. The influence of the variation of the weld edge angle is rather small for small scale specimens – as finite element simulation show – and can therefore be neglected.

However, large scale welded components show a different behaviour under creep loading. Although results of finite element simulations clearly show a reduction of the multiaxiality of the stress state by using an undermatched filler material, hardly any positive effect on the damage and thus the lifetime can be observed.

This can be confirmed by metallographical investigations of the components that are available at present (one large scale test is still running). But it has to be emphasised that a variation of the weld edge angle of the components showed an enormous influence on the lifetime of those welds, contrary to the small scale results. Numerical results show a reduction of damage by 15% if small weld angles ( $0^\circ$ ) are used instead of larger angles ( $15^\circ$  and  $22^\circ$ ). Additional simulations, using a combination of small weld edge angle ( $0^\circ$ ) and the undermatched P91 filler material, clearly indicate yet another improvement of the damage situation in the intercritical heat affected zone.

Finally, the results presented in this work allow the conclusion, that by a specific combination of optimised weld geometry and adjusted material behaviour of the weld metal, critical parameters like the multiaxiality of the stress state and damage but also the absolute values of stresses and strains in welded components can be influenced positively.

To achieve a significant increase in lifetime of welded components under high temperature loading, the developed methodology and furthermore the experience gained in this work are extremely useful. By linking the results presented here to already finished or still ongoing research work (i. e. AVIF projects A198 and A257 „Long term characteristics of heat resistant steels“ or A105, A152 and A229 „Damage Evolution“ respectively) the design of an optimised weld metal – perfectly adjusted to the corresponding base metal – which will lead to an improved lifetime or longer inspection intervalls seems realistic.



## 1 Einleitung und Zielsetzung

In heutiger Zeit sind Themen wie Klimawandel, Klima- und Umweltschutz, Nachhaltigkeit und schwindende Ressourcen aber auch Verantwortung für kommende Generationen in unserer Gesellschaft allgegenwärtig. Die verantwortungsvolle Nutzung der Energie- und Rohstoffressourcen und der damit verbundene Beitrag zum Klimaschutz werden in Politik, Medien und Gesellschaft heftig und teils kontrovers diskutiert. Einerseits hat der Weltklimabericht gezeigt, dass eine drastische CO<sub>2</sub>-Reduzierung notwendig ist [1], andererseits verlangt die positive wirtschaftliche Entwicklung in Deutschland, Europa und weltweit nach mehr Energie, siehe Bild 1.1 (links).

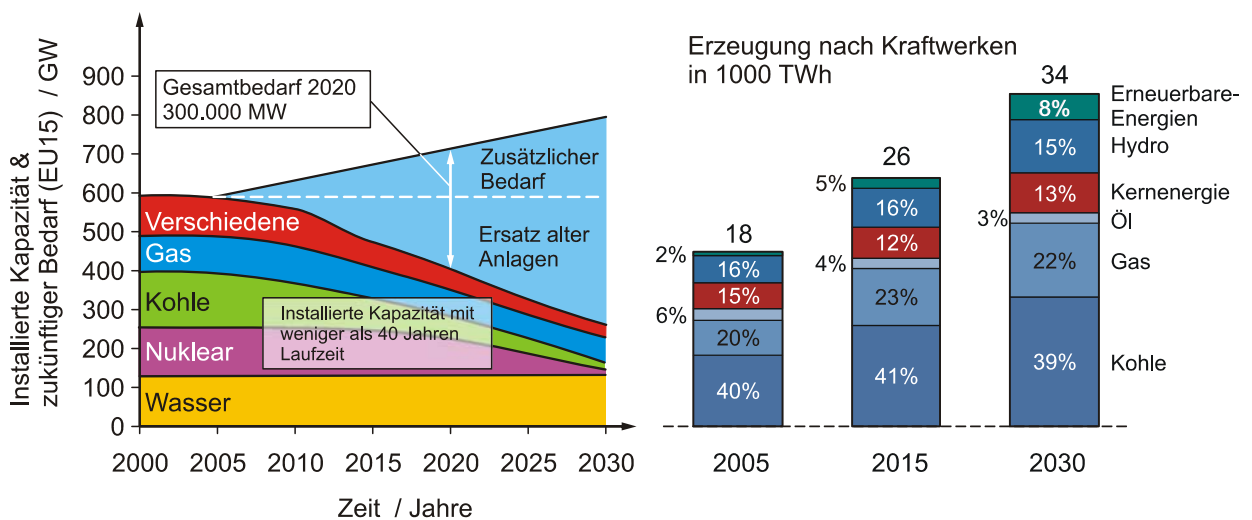


Bild 1.1: Zeitlicher Verlauf der installierten Kapazität und des zukünftigen Energiebedarfs in Europa (links) [2], zukünftige Energieerzeugung in Deutschland nach Art der Erzeugung (rechts) [3].

Die damit verbundenen Probleme werden in Deutschland noch durch den geplanten Ausstieg aus der Kernenergie verschärft. Die Nutzung fossiler Rohstoffe scheint dabei in nächster Zukunft unumgänglich, siehe Bild 1.1. Allerdings sind dabei zwei wesentliche Zielrichtungen zu verfolgen: Eine Ressourcenschonung, die durch weitere Wirkungsgraderhöhung zu erreichen ist sowie eine Weiterentwicklung der Technologie zur CO<sub>2</sub>-freien Energiegewinnung (CO<sub>2</sub>-Speicherung, Oxy-Fuel Technology). Die Wirkungsgraderhöhung macht dabei die Steigerung der Dampfparameter (Druck und Temperatur) und damit die Erhöhung der Langzeitkriechfestigkeit der Werkstoffe für Kessel, Rohrleitungen und Turbine notwendig. Hier gibt es eine Reihe nationaler und internationaler Forschungsaktivitäten auf dem Gebiet der ferritisch-martensitischen Stähle (z. B. COORETEC, MARCKO, COST536) sowie die Werkstoffentwicklung neuer Ni-Basislegierungen für die Verwendung in der 700 °C-Kraftwerksgeneration (z. B. THERMIE, COMTES, COORETEC).

Schweißverbindungen sind zum jetzigen Zeitpunkt sowohl beim Bau von Kraftwerken und Anlagen als auch für deren eventuelle Reparatur unverzichtbar. Eine Werkstoffentwicklung mit dem Ziel einer Erhöhung der Dampfparameter muss daher zwingend die Qualifizierung geeigneter Schweißgüter und -verfahren sowie die Überprüfung geschweißter Komponenten auf deren Einsatztauglichkeit unter Hochtemperaturbeanspruchung beinhalten.

Vor allem auf dem Gebiet der ferritisch-martensitischen Werkstoffe sind Schweißnähte – aufgrund der durch die Wärmeeinbringung des Schweißprozesses entstehenden Wärmeeinflusszonen (WEZ) im Grundwerkstoff (GW) – oft eine Schwachstelle und können zu vorzeitigem Versagen der Komponente führen. Eine Optimierung des Schweißnahtverhaltens hin zu längeren Lebensdauern geschweißter Komponenten ist Gegenstand aktueller Forschungsarbeiten und für die oben genannten Ziele der Emissionsreduzierung bzw. Wirkungsgradsteigerung unerlässlich.

Bei Schweißverbindungen moderner 9-12 %-Chromstähle weist das Schweißgut in der Regel Festigkeitseigenschaften auf, die äquivalent zu denen des Grundwerkstoffs sind. In solchen Schweißverbindungen stellt die Wärmeeinflusszone für betriebsnahe, niedrige Beanspruchung den kritischen Bereich hinsichtlich der Zeitstandfestigkeit und dem damit verbundenen Versagen dar. Dies liegt zum einen an der niedrigen Zeitstandfestigkeit, zum anderen an der Verschärfung des Spannungszustands in der äußeren Wärmeeinflusszone. In zahlreichen Arbeiten konnte gezeigt werden, dass das Versagensverhalten unter Zeitstandbeanspruchung durch eine mehrachsige Beanspruchung negativ beeinflusst werden kann [4] - [6].

Im Bereich von Schweißungen werden die im Grundwerkstoff, in der Wärmeeinflusszone und im Schweißgut (SG) auftretenden Mehrachsigekeitsverhältnisse stark von den Eigenschaften dieser Werkstoffzonen beeinflusst. Bei Komponenten, die im Kriechbereich betrieben werden, treten infolge von Homogenisierungsvorgängen, die auf Kriech- und Relaxationsvorgängen beruhen, ständig Änderungen der Mehrachsigekeitsverhältnisse auf. Diese sind in Schweißnähten besonders ausgeprägt, da in diesen mehrere Werkstoffzustände mit stark abweichenden Eigenschaften vorliegen, welche das Vorhandensein großer Spannungsgradienten begünstigen.

Im Rahmen dieser Arbeit werden Eigenspannungen, die durch den Schweißprozess entstehen nicht berücksichtigt. Dies ist damit begründet, dass selbst bei der Auslegung warmgehender Komponenten nach Regelwerk Schweißeigenspannungen im Allgemeinen vernachlässigt werden, da aufgrund der gewählten Schweißparameter davon ausgegangen wird, dass die Schweißeigenspannungen auf ein Minimum begrenzt und durch die anschließende Wärmenachbehandlung weitestgehend abgebaut werden.

Weiterhin zeigen die hier – ebenfalls ohne Berücksichtigung der Eigenspannungen - durchgeführten Finite-Elemente-Simulationen eine gute Übereinstimmung mit experimentellen Ergebnissen.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Steigerung der Zeitstandfestigkeit von Schweißverbindungen über eine gezielte Beeinflussung der Mehrachsigsigkeitsverhältnisse im Bereich der Wärmeeinflusszone. Durch die Optimierung der Schweißguteigenschaften – stets angepasst an die Werkstoffeigenschaften des Grundwerkstoffs – und der Schweißnahtgeometrie, kann eine Entlastung der Wärmeeinflusszone erreicht werden. Die damit verbundenen Potenziale zur Lebensdauerverlängerung der Schweißnaht werden im Rahmen dieser Arbeit ermittelt. Untersucht werden Schweißgüter, die eine zum Grundwerkstoff höhere (overmatched), äquivalente (matched) und niedrigere (undermatched) Zeitstandfestigkeit besitzen. Durch die unterschiedlichen Zeitstandfestigkeiten werden sowohl der Spannungszustand, d.h. die Mehrachsigsigkeitsgrade, als auch die absoluten Spannungs- und Dehnungsgrößen in den einzelnen Werkstoffzonen beeinflusst.

Somit ist eine Verlagerung der kritischen Größen aus den Bereichen geringer Zeitstandfestigkeit in Zonen höherer Festigkeit prinzipiell möglich. Die durchzuführende Optimierung erfolgt zunächst durch eine numerische Simulation von Schweißverbindungen in Bauteilen. Exemplarische Zeitstandversuche an Schweißverbindungsproben mit gleichem Grundwerkstoff und unterschiedlichen Schweißgütern sowie Bauteilversuche an Rohren mit Längsschweißnähten dienen zur Verifikation der numerischen Ergebnisse und zur Erstellung der notwendigen Stoffgesetze.

Mit Hilfe der hier gewonnenen Erkenntnisse werden für betriebsähnliche Beanspruchungssituationen und Bauteilgeometrien, in Abhängigkeit vom Schweißverfahren (d.h. der Wärmeeinbringung) die jeweils optimale Schweißkonfigurationen (Geometrie, Schweißgut) identifiziert und vorgeschlagen.



## 2 Stand der Technik - alternative Lösungswege

### 2.1 Überblick

Komponenten und Aggregate, die im Kriechbereich betrieben werden, weisen häufig funktionsbedingt komplexe Bauteilformen sowie Schweißverbindungen auf. Sie sind größtenteils statischen Beanspruchungen in verschiedenen Temperaturbereichen ausgesetzt. Die gestiegenen Betriebsanforderungen ziehen Anstrengungen in Bezug auf Optimierung der Bauteilgeometrie, Verbesserungen der Metallurgie der eingesetzten Werkstoffe zur Anhebung der Festigkeitskennwerte sowie der Verbesserung der Herstellungs- und Verarbeitungstechnologie nach sich.

Weiterhin führt die Erhöhung der Dampfparameter dazu, dass Rohre mit größeren Abmessungen eingesetzt werden müssen, bei denen die nahtlose Fertigung an ihre Grenzen stößt und zunehmend auch längsnahtgeschweißte Rohre zur Anwendung kommen. Im Warmstreckgrenzenbereich stellt dies kein grundsätzliches Problem dar. Im Zeitstandbereich hingegen sind längsnaht- oder spiralgeschweißte Rohre weder für Sammler noch für Rohrleitungen zugelassen. Der Grund für diese Restriktion liegt im besonders kritischen Versagensverhalten von Schweißverbindungen ferritisch-martensitischer Stähle bei langzeitiger Kriechbeanspruchung. Dieses Versagensverhalten muss entweder durch fertigungstechnische Maßnahmen und/oder durch besondere Auslegungs- und Überwachungsmaßnahmen beherrscht werden.

### 2.2 Schweißverbindungen im modernen Anlagenbau

*„Welding was in the past, is at present and will also be in the future the key fabrication technology for the realisation of production of electrical energy in power plants.“*

*(Prof. H.Cerjak, IIW, 2008 [7])*

Wie bereits erwähnt ist Schweißen die mit Abstand bedeutendste Fügemethode im Kraftwerks- und Anlagenbau [7], siehe Bild 2.1. Allein in Deutschland gibt es derzeit ca. 640.000 Beschäftigte, die direkt oder indirekt ihren Lebensunterhalt mit der Thematik „Schweißen“ verdienen. Dabei werden ca. 27 Mrd. Euro an Mehrwert erwirtschaftet, was in etwa 4,8 % der gesamten deutschen Wertschöpfung pro Jahr entspricht [8]. Beim Bau eines modernen Kraftwerks – hier am Beispiel des Braunkohlekraftwerks Schwarze Pumpe – werden ca. 120.000 Druckteilnähte geschweißt. Davon werden etwa 60 % in der Werkstatt gefertigt, die restlichen 40 % auf der Baustelle.



**Bild 2.1:** Schweißverbindungen in warmgehenden Anlagen und Kraftwerken.

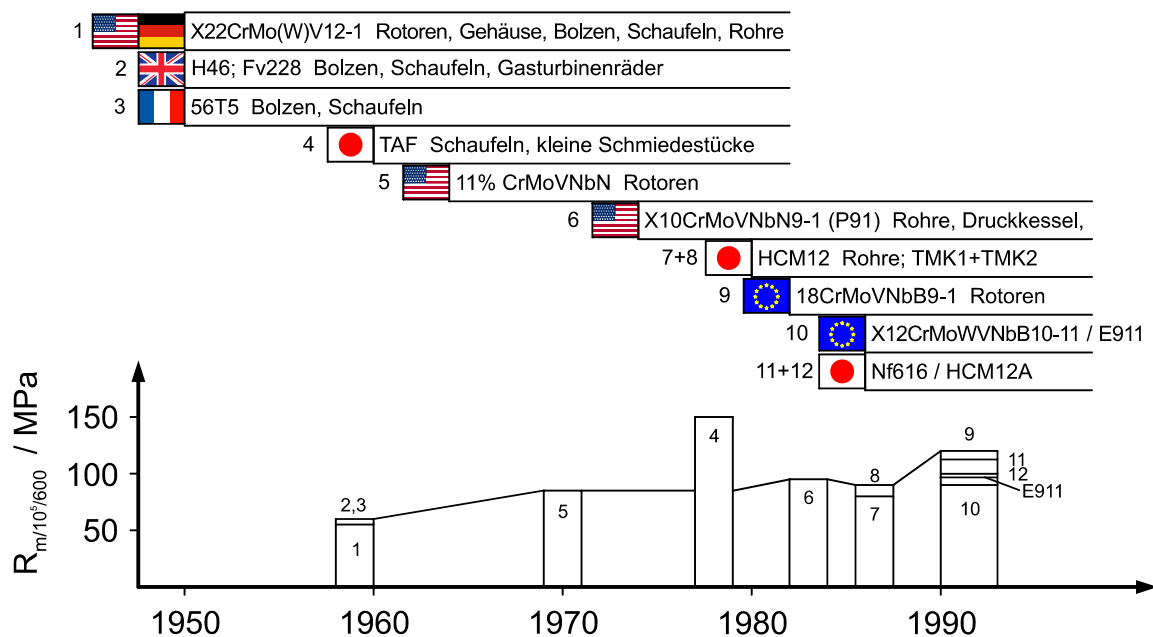
Bei den hier diskutierten martensitischen Werkstoffen treten allerdings die bekannten Probleme in der WEZ der Schweißverbindung auf. Diese können beseitigt werden, indem nach dem Schweißen eine komplette Wärmebehandlung des geschweißten Bauteils – entsprechend den Liefervorschriften des verwendeten Stahls – durchgeführt wird. Dadurch wird der Zustand der WEZ wieder in einen optimalen Grundwerkstoffzustand überführt. Unter der Voraussetzung, dass ein artgleiches Schweißgut gleicher Zeitstandfestigkeit verwendet wird, können solche Bauteile ein Betriebs- bzw. Festigkeitsverhalten ähnlich dem von ungeschweißten, nahtlosen Bauteilen aufweisen. Allerdings ist eine komplexe Wärmebehandlung z. B. bei Baustellenfertigung, Reparatur oder Austausch von Komponenten nur mit erheblichem Aufwand realisierbar und aus diesem Grund kostenintensiv.

Die zu Anfang erwähnte Erhöhung der Blockleistung moderner Dampfkraftwerke in Verbindung mit dem Anstieg der Dampfparameter hat zur Konsequenz, dass Rohre mit größeren Abmessungen eingesetzt werden müssen. Wie erwähnt, stößt die nahtlose Fertigung dabei an ihre Grenzen und es kommen zunehmend auch längsnahtgeschweißte Rohre (mit Einschränkungen) zur Anwendung. Eine Möglichkeit bei der Fertigung großer Rohre, bei denen eine komplette Neuvergütung aus Kosten- bzw. aus technischen Gründen nicht möglich ist, stellt die Kopplung des Unterpulverschweißprozesses mit nachfolgender kontinuierlicher Austenitisierung (Induktionsverfahren) des gesamten Rohres und anschließendem Anlassen im Ofen dar.

Diese Methode wird derzeit im Rahmen eines Forschungsvorhabens auf ihre Einsatztauglichkeit überprüft [9]. Untersucht wurden zwei der am häufigsten eingesetzten martensitischen 9 %-Cr-Stähle P91 (X10CrMoVNb9-1) und P92 (X10CrWMoVNb9-2) die im folgenden Kapitel detailliert beschrieben werden. Dabei zeigen Zeitstandversuche an Schweißverbindungsproben aus diesen Rohren mit Laufzeiten bis 16.000 h (P91), dass diese Art der Wärmebehandlung vorzeitiges Versagen in der WEZ verhindert. Die ermittelten Zeitstandbruchdaten liegen auf Grundwerkstoffniveau. Bei Laufzeiten bis ca. 5.000 h gibt es Hinweise, dass sich dies für Schweißverbindungen aus P92 ähnlich verhält [9]. Die kritischen Punkte bei dieser Technik liegen in der prozessbedingt kurzen Haltezeit auf Austenitisierungstemperatur sowie in der Möglichkeit, dass die Induktionstechnik an der Innenoberfläche der Rohre keine ausreichend hohe Temperatur liefert. Hier sind fertigungstechnische Maßnahmen gefragt, die mit entsprechenden Temperaturmessungen an der Rohrinnenoberfläche auf ihre Nachhaltigkeit zu überprüfen sind.

### 2.3 Werkstoffentwicklung für warmgehende Komponenten

Der Stand der Entwicklung neuer Werkstoffe mit dem Ziel, die Wirkungsgrade von Kraftwerksanlagen durch Erhöhung der Dampfparameter zu steigern, ist Gegenstand zahlreicher Publikationen, z. B. [10]. Die weiterentwickelten 9-12 %-Cr-Stähle E911 und P92 zählen dabei, neben dem schon seit Ende der 80er Jahre eingesetzten P91, zu den derzeit verfügbaren neuen Werkstoffen. Die historische Entwicklung der 9-12 %-Chromstähle ist in Bild 2.2 dargestellt.



**Bild 2.2:** Zeitliche Entwicklung der 9-12 %-Chromstähle von 1950-1995 und deren  $10^5$  h Zeitstandfestigkeit [11] bei 600 °C.

Die chemische Zusammensetzung der mit am häufigsten in warmgehenden Anlagen eingesetzten 9-12 %-Cr-Stähle, P91 und P92 sowie des E911 (X11CrMoWVNb9-1-1), der im Rahmen dieser Arbeit maßgeblich untersucht wurde, ist in Tabelle 2.1 gegeben.

Tabelle 2.1: Chem. Zusammensetzung E911 [12], P91 [13] und P92 [14]

	Chemische Zusammensetzung (Schmelze) in Gewichts- %															
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	Al	B	Cu	N	Nb	Ti
E911 VdTÜV min.	0,090	0,10	0,30	-	-	8,50	0,90	0,10	0,180	0,900	-	0,0005	-	0,050	0,060	-
E911 VdTÜV max.	0,130	0,50	0,60	0,020	0,010	9,50	1,10	0,40	0,250	1,100	0,040	0,0050	-	0,090	0,100	-
P91 VdTÜV min.	0,080	0,20	0,30	-	-	8,00	0,85	-	0,180	-	-	-	-	0,030	0,060	-
P91 VdTÜV max.	0,120	0,50	0,60	0,020	0,010	9,50	1,05	0,40	0,250	-	0,040	-	-	0,070	0,100	-
P92 ECCC min.	0,070	-	0,30	-	-	8,50	0,30	-	0,150	1,500	-	0,001	-	0,030	0,040	-
P92 ECCC max.	0,124	0,50	0,60	0,020	0,010	9,50	0,60	0,40	0,250	2,000	0,040	0,006	-	0,070	0,090	-

Die Mikrostruktur der 9-12 %-Cr-Stähle besteht aus angelassenem Martensit, der während dem abschließenden Normalglühen und Anlassen entsteht. Der Martensit bildet sich in der Regel bei Luft- oder Wasserabschreckung nach dem Normalglühen bei 1050 °C – 1150 °C, siehe Bild 2.3. Das anschließende Anlassen bei 680 °C – 780 °C gibt dem Werkstoff seine Verformbarkeit (Zähigkeit) zurück. Die schematische Temperaturführung beim Vergüten sowie Wärmebehandlungsparameter [15] der oben genannten 9-12 %-Cr- Stähle ist in Bild A 1 gegeben.



Bild 2.3: Wärmebehandlung geschmiedeter martensitischer Werkstoffe

Tiefe Anlasstemperaturen führen dabei zu hohen Zugfestigkeiten des Werkstoffs, was z. B. für Komponenten wie Turbinenläufer von großer Bedeutung ist. Druckführende Komponenten wie z. B. Dampfleitungen werden hingegen hoch angelassen um hohe Zähigkeiten zu realisieren, [16].

Der 9 %-Chromstahl E911, als Gegenstück zur japanischen Entwicklung NF616, wurde im Rahmen der europäischen Forschungsinitiative COST 501 (1983-1997) entwickelt [17], [18]. Durch eine Zulegierung von Wolfram konnte beim Stahl E911 eine deutliche Verbesserung der Zeitstandfestigkeit durch Mischkristallverfestigung des langsam diffundierenden Elementes Wolfram gegenüber dem in großem Umfang eingesetzten martensitischen Stahl P91 erzielt werden, siehe Bild 2.4. Allerdings ist der Einfluss des Wolframs auf die Erhöhung der Zeitstandeigenschaften sehr komplex und noch nicht vollständig geklärt.

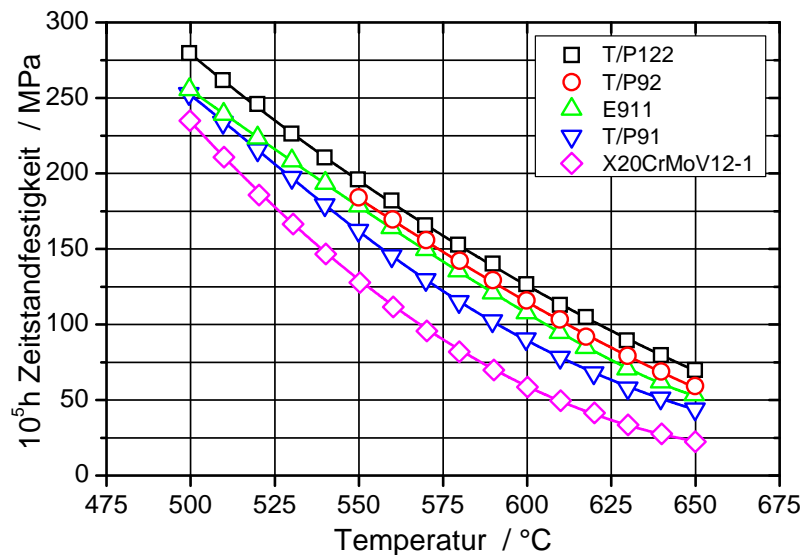





Bild 2.4: Zeitstandfestigkeit einiger warmfester martensitischer Stähle [19].

Das auf COST 501 nachfolgende Verbundprojekt COST 522 (1998-2003) hatte zum Ziel, neue martensitische Stähle für Hochtemperaturanwendungen mit Dampfeintrittstemperaturen bis zu 650 °C zu entwickeln. Dabei wurde vom Wissen und dem erweiterten Verständnis für den Einfluss der verschiedenen Legierungselemente und den Kriechergebnissen der borlegierten Testmaterialien aus COST 501 profitiert. Ein drittes und abschließendes COST Projekt (COST 536 von 2004-2008) hat zum Ziel, die vielversprechendsten Legierungen der vorigen COST Projekte noch detaillierter zu untersuchen. Ausgehend von diesen Werkstoffen sollen weitere Legierungen mit variiertem Bor- und Stickstoffgehalt entwickelt und untersucht werden. Bild 2.5 gibt einen Überblick über internationale Forschungsprojekte zur Entwicklung warmfester Werkstoffe für Kraftwerke. Eine detaillierte Beschreibung dieser Projekte ist z. B. im Anhang zu [20] gegeben.

Internationale Projekte zur Stahlientwicklung				
Wo?	Japan 	USA 	Europa 	
Wer?	Verarbeiter Energieversorger EPDC	Verarbeiter	Verarbeiter Stahlwerke Energieversorger F&E Institute	
1. Phase	Projekt	EPDC <sup>1</sup>	EPRI <sup>2</sup>	COST <sup>3</sup> 50/501
	Wann?	1981-1991	1978-1980	1983-1997
	Was?	316bar 566/566/566°C 314bar 593/593/593°C 343bar 649/593/593°C	310bar 566/566/566°C 310bar 593/593/593°C 345bar 649/549/549°C	300bar 600/600/600°C 300bar 600/620°C
2. Phase	Projekt	50 MW pilot power plant	EPRI-RP 1403-15 300-900 MW	COST 522
	Wann?	1989-2000	1986-1993	1998-2003
	Was?	314bar 593/593/593°C 343bar 649/593/593°C 300bar 630/630°C	310bar 593/593/593°C Stähle und Kompo- nenten für Kessel und Turbinen	300bar 600/600/600°C 300bar 600/620°C Stähle und Kompo- nenten für Kessel und Turbinen
3. Phase	Projekt	NRIM-STX 21 Project: USC 650°C/350 bar boiler	EPRI-RP 1403-50 -WO 9000-38	COST 536
	Wann?	1997-2012	1990-1999	2004-2008
	Was?	Dickwandige Kessel- komponenten	Dickwandige Rohre: P92 + P122 (USA, Japan, UK und Dänemark)	300bar max. 650°C Stähle und Kompo- nenten für Kessel und Turbinen

1 EPDC: Electric Power Development Company

2 EPRI: Electric Power Research Institute

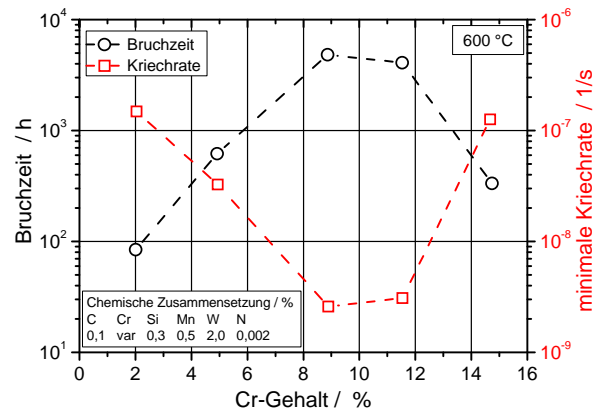
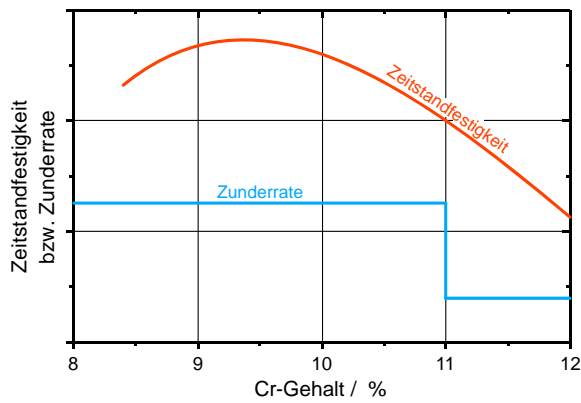
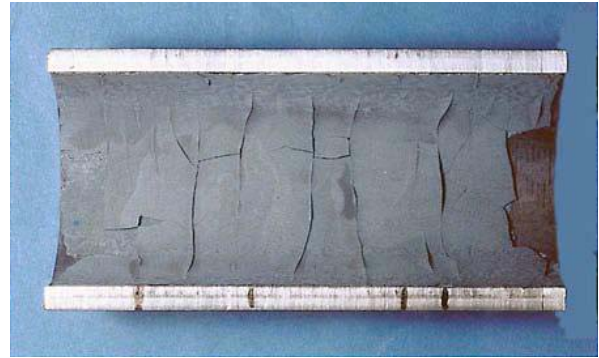
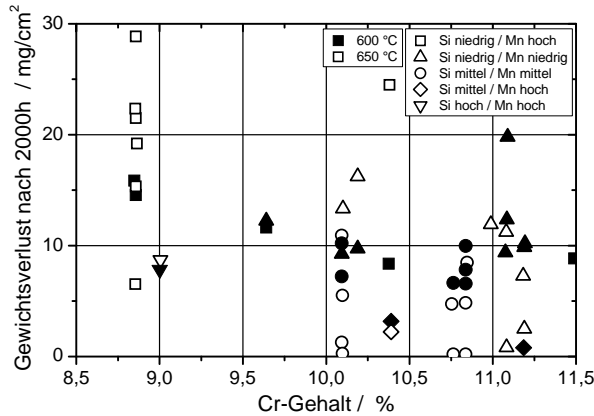
3 COST: European Cooperation in the field of Scientific and Technical Research

**Bild 2.5:** Internationale Forschungsprojekte zur Werkstoffentwicklung [11]

Die Werkstoffentwicklung martensitischer, hochwarmfester Stähle ist mit den bisher in größerem Maße eingesetzten 9 %-Chromwerkstoffen nicht abgeschlossen, da sowohl bezüglich Zeitstandfestigkeit, als auch vor allem bezüglich der Oxidationsbeständigkeit, deutliches Verbesserungspotenzial besteht, [21].

**Bild 2.6** (oben rechts) zeigt eine stark verzünderte Zwischenüberhitzerleitung aus T/P91 [22] (T:= Tube, Produktform Kesselrohr). Es hat sich gezeigt, dass die Oxidationsbeständigkeit maßgeblich durch den Chromgehalt einer Legierung bestimmt wird. Aufgrund umfangreicher Erfahrung wird in der Regel ab einem Chromgehalt von mindestens 11 % von ausreichender Zunderbeständigkeit ausgegangen [23], wie Untersuchungen [24] in Bild 2.6 (oben links) belegen. Allerdings nimmt die Zeitstandfestigkeit mit zunehmendem Chromgehalt ab, siehe Bild 2.6 (unten), [23] und [25].

Dies ist damit begründet, dass die Phasenstabilität beeinträchtigt ist und diese hochchromhaltigen Legierungen nicht mehr einphasig martensitisch, sondern mit einem Anteil an  $\delta$ -Ferrit erstarren. Dieser Einfluss des hohen Cr-Gehaltes auf die martensitische Mikrostruktur kann durch zusätzliche, austenitstabilisierende Legierungselemente (z. B. Cu) reduziert werden [10].



**Bild 2.6:** Einfluss des Chromgehalts auf die Oxidationsbeständigkeit und die Zeitstandfestigkeit von martensitischen Werkstoffen [22] - [25].

Einem von Vallourec & Mannesmann entwickelten 12 %-Chromstahl mit der Bezeichnung VM12 wurde bezüglich Zeitstandfestigkeit und Oxidationsbeständigkeit gegenüber den 9 %-Cr-Stählen ein äquivalentes bzw. verbessertes Potenzial zugesprochen [26]. Die mittlerweile verfügbaren Zeitstandergebnisse des VM12 zeigen allerdings, dass die hohen Erwartungen hinsichtlich der Zeitstandfestigkeit nicht realistisch waren und der VM12 im unteren Streuband des P92 zu liegen kommt [27]. Allerdings muss in diesem Zusammenhang auf die hervorragende Oxidationsbeständigkeit dieses Werkstoffs z. B. im Vergleich mit den 9%-Cr Stählen hingewiesen werden, was ihn für den Einsatz als Kesselrohrwerkstoff interessant macht.

Typische, durch Dampfoxidation hervorgerufene Probleme der 9%-Chromstähle wie die Erhöhung der Temperatur im Werkstoff durch eine isolierende Oxidschicht zwischen Dampf und Kesselrohr, ein Materialabtrag durch Oxidschichten, der zu Spannungserhöhungen führen kann oder abplatzende Oxidschichten, welche die Kesselrohre verstopfen und Erosion in den Turbinen verursachen, treten beim VM12 stark vermindert oder gar nicht auf.

Das Hauptaugenmerk bei der Legierungsentwicklung zur weiteren Erhöhung der Zeitstandfestigkeit martensitischer Werkstoffe, liegt in der Erzeugung möglichst langzeitstabiler, feinstverteilter Ausscheidungen im Gefüge. Diese behindern (pinnen) Versetzungsbewegungen und erhöhen somit den Kriechwiderstand.

Chromkarbide und verschiedene Nitride werden während dem Anlassen vorrangig an Austenit- und Subkorn Grenzen und an Versetzungen in Subkörnern ausgeschieden. Im Betrieb, bei Temperaturen unterhalb der Anlasstemperatur, können weitere – bei der Anlasstemperatur instabile – Teilchen wie z. B. die intermetallische Laves-Phase aber auch die Z-Phase ausgeschieden werden, siehe Tabelle 2.3.

Tabelle 2.2: Auflistung typischer Ausscheidungen in 9-12 %-Cr-Stählen [28].

Phase	Zusammensetzung / Stöchiometrie	Ausscheidung während
$M_{23}C_6$	$Cr_{23}C_6, Fe_{21}Mo_2C_6$	Standard Wärmebehandlung
MX	V(C,N)	
$M_2X$	$Cr_2N$	
Laves	$(Fe, Cr)_2(Mo, W)$	Betrieb ( $\vartheta > 600 \text{ }^\circ\text{C}$ )
Z	$Cr(V, Nb)N$	

Karbide, Nitride bzw. Karbonitride und weitere intermetallische Phasen scheiden sich bei der Herstellung bzw. der Wärmebehandlung moderner 9-12 %-Chromstählen aus. In der Regel ist der metallische Anteil der Ausscheidungen dabei eine Mischung aus mehreren im Stahl vorhandenen Metallatomen. Deshalb erfolgt die Bezeichnung der chemischen Verbindung häufig in der Form  $M_nX_m$ , wobei M für die Metallatome steht und X für die Elemente C bzw. N. In der Technik wird zur Bezeichnung der Ausscheidungen aber auch häufig das überwiegend vorkommende Element verwendet (z. B.  $Cr_{23}C_6$  statt  $M_{23}C_6$ ). Bei der Wärmebehandlung können sich nach [29] folgende Ausscheidungsphasen bilden:

- Chromkarbid  $M_{23}C_6$ : Kubisch-flächenzentriertes Gitter; enthält typischerweise rd. 70% Chrom, der restliche Anteil der Metallatome (M) setzt sich hauptsächlich aus Fe, Mo sowie ggf. W zusammen. Die Elemente V und Nb kommen nur im unteren Prozentbereich vor.
- MX kommt als Niob-Karbonitrid (Nb(C,N)) und als Vanadiumnitrid (VN) oder Vanadium-Karbonitrid V(C,N) mit kubisch-flächenzentriertem Gitter vor. Die metallischen Anteile von Nb(C,N) bestehen zu rd. 80% aus Nb, der Rest setzt sich zu 5% aus V sowie aus Fe, Mo, W und Cr zusammen. VN besteht zu rund 65% aus Vanadium, rund 15% Cr, 10% Nb sowie Fe, Mo und W.
- $M_2X$  kommt typischerweise als Cr- und V-reiche Phase vor:  $(Cr,V)_2N$ . Die Gitterstruktur ist hexagonal. Der metallische Anteil besteht zu 70% aus Cr und über 20% aus V. Der Rest setzt sich aus Fe, Mo, W und Nb zusammen.

Nach langzeitiger, thermischer Beanspruchung bei Betriebstemperatur kann sich durch Diffusionsvorgänge zwischen den oben genannten Karbiden (Karbonitriden) und der Matrix die intermetallische Laves-Phase bzw. die modifizierte Z-Phase bilden:

- Laves-Phase  $Fe_2(Mo,W)$  mit austauschbaren Gehalten von Mo und W,
- Z-Phase  $Cr(V,Nb)N$  mit austauschbaren Gehalten von V und Nb.

Der Einfluss dieser zeitlichen Veränderung der Auscheidungscharakteristik auf das Werkstoffverhalten hochwarmfester martensitischer Stähle ist in Kapitel 3.1 detailliert beschrieben.

Japanische Forscher am NIMS (National Institute of Material Science) betreiben derzeit die Entwicklung eines 9 %-Cr-Stahls für den Einsatz bei 650 °C in zukünftigen USC-Kraftwerken (Ultra Super Critical). Sie verfolgen dabei ein Legierungskonzept, das schon in den 60er Jahren entwickelt wurde [30] und zum so genannten TAF-Stahl führte, ein Werkstoff mit außerordentlich guten Zeitstandeigenschaften, siehe Bild 2.2. Allerdings macht der hohe Bor-Anteil (0,04% bzw. 400 ppm) dieses Werkstoffs die Weiterverarbeitung (Warmumformen, Schweißen...) nahezu unmöglich. Der zurzeit vom NIMS entwickelte und aufwändig untersuchte Werkstoff MARBN (Martensitic 9Cr steel strengthened by boron and MX nitrides) erhält seine Zeitstandfestigkeit durch eine Stabilisierung der Martensitlatten in der Umgebung der ehemaligen Austenitkorngrenzen. Dies wurde durch die Zulegierung von 0,014% (140 ppm) Bor und 0,008% (80 ppm) Stickstoff erreicht. Entscheidend für die guten Kriecheigenschaften ist dabei die Vermeidung der Bildung von Bornitriden beim Vergüten bei hohen Temperaturen durch prozesstechnische Maßnahmen.

Durch die Legierung des MARBN Stahls mit einer kleinen Menge Bor wird das Wachstum (Oswald Reifung) der  $M_{23}C_6$  Karbide entlang der ehemaligen Austenitkorn Grenzen verlangsamt und so die martensitische Mikrostruktur stabilisiert [31]. Die Zeitstandfestigkeit des MARBN Stahls bei 650 °C mit unterschiedlichen Verhältnissen von Bor (140 ppm) und Stickstoff (zwischen 15 ppm und 650 ppm) ist in Bild 2.7 dargestellt.

Man erkennt deutlich, dass die Zeitstandfestigkeit des Werkstoffs mit steigendem Stickstoff-Anteil (von 15 ppm bis 79 ppm) zunimmt. Hohe Anteile von Stickstoff (300 ppm und 650 ppm) begünstigen aber die Bildung von Bornitriden während des Vergütens und reduzieren somit die Zeitstandfestigkeit. Im Vergleich zu den ebenfalls in Bild 2.7 dargestellten Zeitstandfestigkeiten der Werkstoffe T91 und P92 wird das enorme Potenzial des MARBN Stahls – speziell der Legierungszusammensetzung 140 ppm Bor / 79 ppm Stickstoff – ersichtlich. Allerdings wird auch deutlich wie empfindlich dieser Werkstoff schon auf kleinste Variationen der Legierungszusammensetzung reagiert – ob eine großindustrielle Fertigung überhaupt möglich ist muss noch gezeigt werden.

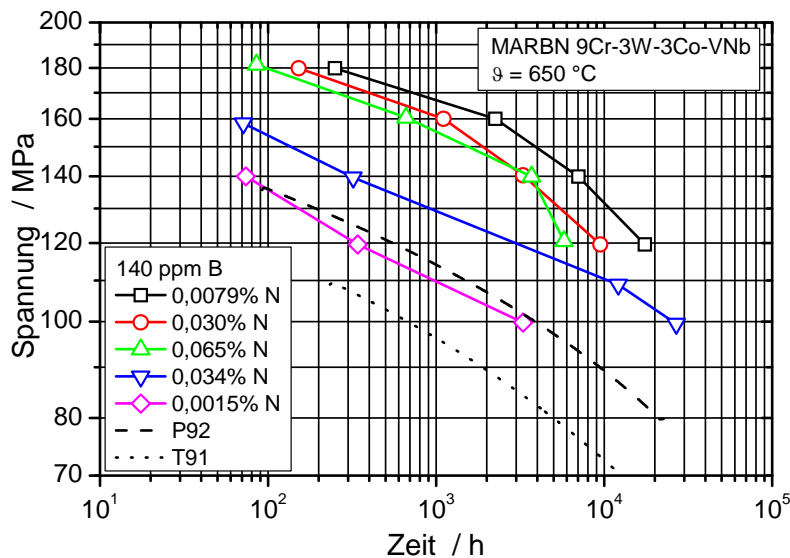


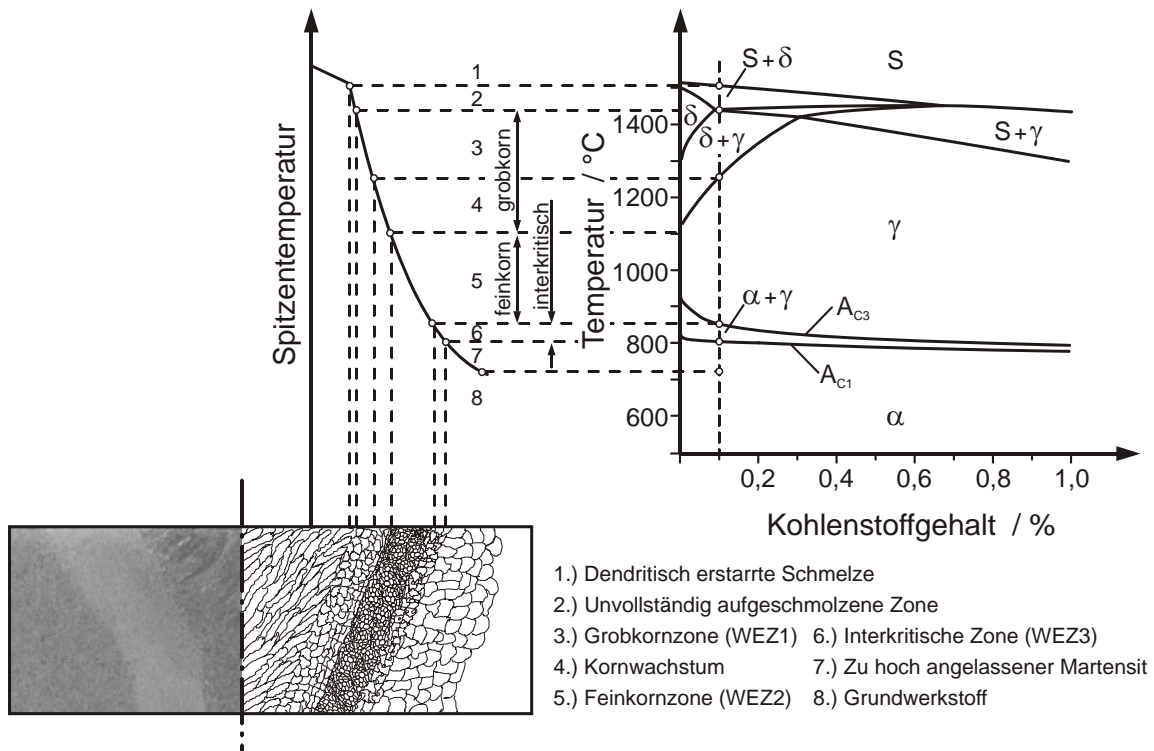
Bild 2.7: Zeitstandfestigkeit des MARBN Stahls in Abhängigkeit verschiedener Stickstoffanteile [31].

Eine sehr vielversprechende Legierungsvariante des 9Cr-3W-3Co-VNbBN Stahls mit einem Boranteil von 120 ppm und 130 ppm Stickstoff wurde am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik (IWS) der Technischen Universität Graz entwickelt und ist momentan Gegenstand zahlreicher Untersuchungen [20], [32]. Der unter dem Namen NPM1-Stahl bekannte Werkstoff basiert auf Untersuchungen die ebenfalls am NIMS durchgeführt wurden [33]. Die chemische Zusammensetzung der oben diskutierten Werkstoffe ist in Tabelle 2.3 gegeben.

**Tabelle 2.3:** Chem. Zusammensetzung TAF [11], MARBN [31] und NPM1 [34]

	Chemische Zusammensetzung (Schmelze) in Gewichts- %															
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	Al	B	Co	N	Nb	Ti
TAF	0,180	-	-	-	-	10,50	1,0	0,05	0,20	-	-	0,0350	-	0,0100	0,150	-
MARBN	0,078	0,030	0,049	-	-	8,88	-	-	0,20	2,85	-	0,0135	3,00	0,0079	0,051	-
NPM1	0,074	0,029	0,440	0,009	0,004	9,26	-	0,06	0,21	2,84	<0,005	0,012	2,95	0,013	0,056	<0,005

Der NPM1 Stahl wurde auch speziell vor dem Hintergrund der in Kapitel 3.2 detailliert beschriebenen, negativen Einflüsse der Wärmeeinbringung durch den Schweißprozess auf das Zeitstandverhalten martensitischer, hochwarmfester Stähle entwickelt. Bisher eingesetzte Vertreter dieser Werkstoffe wie z. B. der P91, E911 oder P92 erfahren bei der Aufheizung auf 1100 °C – also weit über die  $A_{C3}$  Temperatur hinaus – eine Phasenumwandlung von Ferrit/Martensit zu Austenit, siehe Bild 2.8.



**Bild 2.8:** Phasendiagramm für einen hochwarmfesten 9 %-Cr Stahl, Ausbildung der WEZ (schematisch) [20].

In Bild 2.8 ist das Phasendiagramm eines 9 %-Chromstahls einer Temperaturverteilung durch einen Schweißprozess schematisch gegenübergestellt [20]. Man erkennt, dass der NPM1 nach Durchlaufen eines Schweißsimulationszyklus mit Spitztemperatur oberhalb  $A_{C3}$ , zwei komplette Phasenumwandlungen (Martensit → Austenit → Martensit) erfahren haben muss. Dies führt bei herkömmlichen Vertretern der 9 %-Cr-Stähle in der Regel zu einer Kornverfeinerung und wirkt sich somit negativ auf das Zeitstandverhalten in diesem Bereich der Schweißnaht aus.

Obwohl die komplette Phasenumwandlung des NPM1 mit Hilfe lokaler XRD Spektren (X-Ray Diffraction) nachgewiesen wurde [20], zeigt der Werkstoff aufgrund seiner spezifischen Zusammensetzung das in Bild 2.9 dargestellte Gefüge nach der Schweißsimulation. Es kann keine Kornverfeinerung festgestellt werden – es liegen nach den Phasenumwandlungen sogar noch die alten ehemaligen Austenitkorngrößen vor. Auch die Ausbildung der Martensitlatten des schweißsimulierten Stahls ähnelt der des unbehandelten Grundwerkstoffs. Aufgrund dieses Verhaltens wird diesem Werkstoff – und speziell dessen Schweißverbindungen – eine sehr gute Zeitstandfestigkeit bescheinigt. Es werden derzeit Untersuchungen zum Langzeitverhalten von Schweißverbindungen des NPM1 durchgeführt.

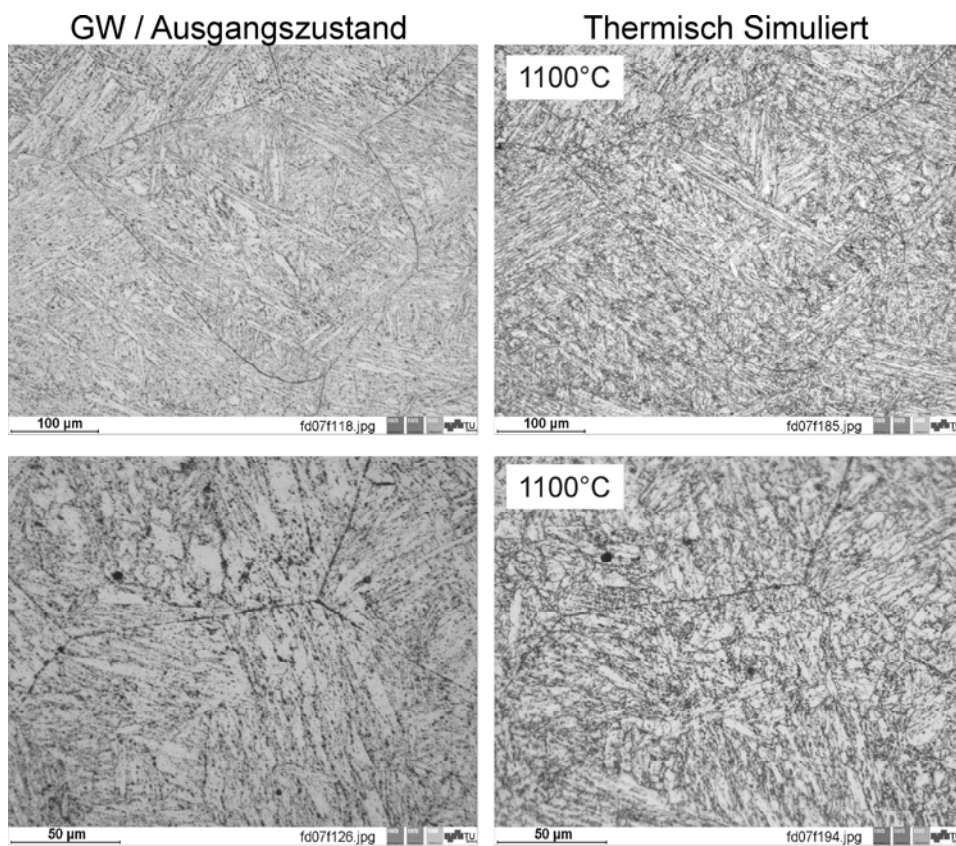
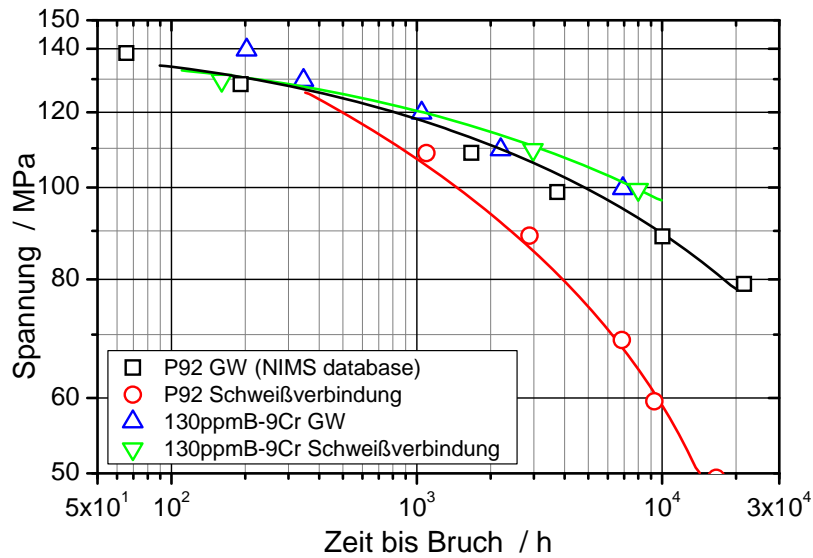


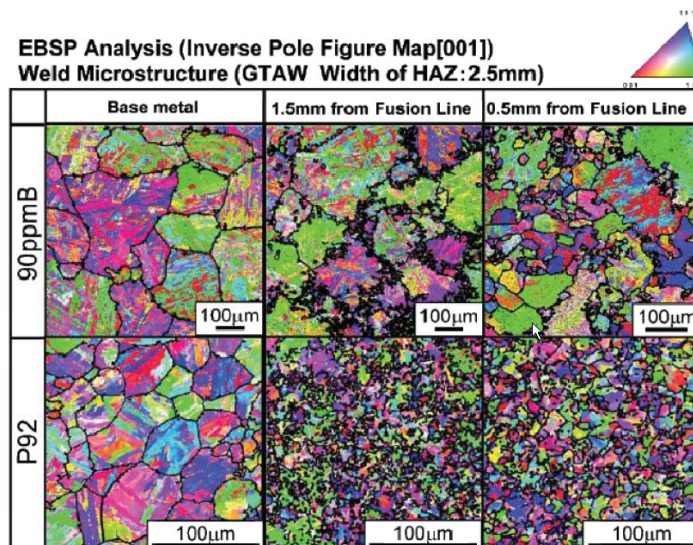
Bild 2.9: Mikrostruktur des NPM1 Stahls nach thermischer WEZ Simulation [34].

Japanische Forscher am NIMS untersuchen ebenfalls mit Bor und Stickstoff modifizierte 9 %-Chromstähle mit dem Ziel, die Bildung der feinkörnigen WEZ beim Schweißen zu unterdrücken [35]. Ergebnisse einer mit 130 ppm Bor modifizierten Schmelze sind in Bild 2.10 abgebildet.



**Bild 2.10:** Zeitstandschaubild für P92 und eines mit 130 ppm modifizierten 9 %-Cr-Stahls (SV und GW bei 650 °C) [35].

Man erkennt, dass der mit Bor modifizierte Werkstoff nicht den sonst für SV typischen Abfall der Zeitstandfestigkeit bei längeren Laufzeiten aufweist, sondern sich mehr oder weniger wie der GW verhält. Ähnliche Ergebnisse wurden für eine mit 90 ppm Bor legierte Schmelze berichtet. Erreicht werden diese hervorragenden Zeitstandeigenschaften von Schweißverbindungen durch Unterdrückung einer Feinkornbildung in der WEZ, siehe [Bild 2.11](#), was laut Fujio Abe auch die Ausbildung eines mehrachsigen Spannungszustandes in diesem Bereich verhindert und somit die Lebensdauer erhöht [35]. Unter dem Gesichtspunkt der Optimierung der Zeitstandfestigkeit sind die oben gezeigten Ansätze sehr vielversprechend – allerdings muss die Übertragbarkeit auf große Industrieschmelzen noch gezeigt werden.



**Bild 2.11:** EBSD Untersuchung der Mikrostruktur einer P92 SV und einer SV aus der mit 90 ppm Bor modifizierten Schmelze im GW und der WEZ [36].

Eine bezeichnenderweise „Z-Concept“ genannte Werkstoffentwicklung wird derzeit an der Technischen Universität Dänemark (TUD) verfolgt. Die Z-Phase wurde zum ersten Mal 1987 in martensitischen 11 %-Cr-Stählen nachgewiesen [37]. Schon 1996 wurde die Entstehung dieser Phase mit dem beschleunigten Rückgang der Zeitstandfestigkeit martensitischer Stähle nach einer bestimmten Belastungsdauer in Bezug gebracht [38]. Eine Vielzahl von Forschungsarbeiten befasst sich mit dem Einfluss der Z-Phase auf das Materialverhalten – dabei wird im Allgemeinen davon ausgegangen, dass die Z-Phase durch Auflösung der für den Kriechwiderstand wichtigen MX Teilchen entsteht, [16], [39] - [46].

Dieser Prozess ist in Bild 2.12 schematisch dargestellt. Bei langzeitiger, thermischer Beanspruchung kann sich durch Diffusionsvorgänge zwischen MX (Karbonitrid) und der Matrix die modifizierte Z-Phase bilden. Diese wächst relativ schnell und löst dabei weitere Karbonitride auf. Dieser Werkstoff zeigt also nach einer gewissen Beanspruchungsdauer wenige, große Ausscheidungen anstelle der vielen, feinstverteilten, kleinen Ausscheidungen des Ausgangszustands, welche die Versetzungsbewegungen behinderten.

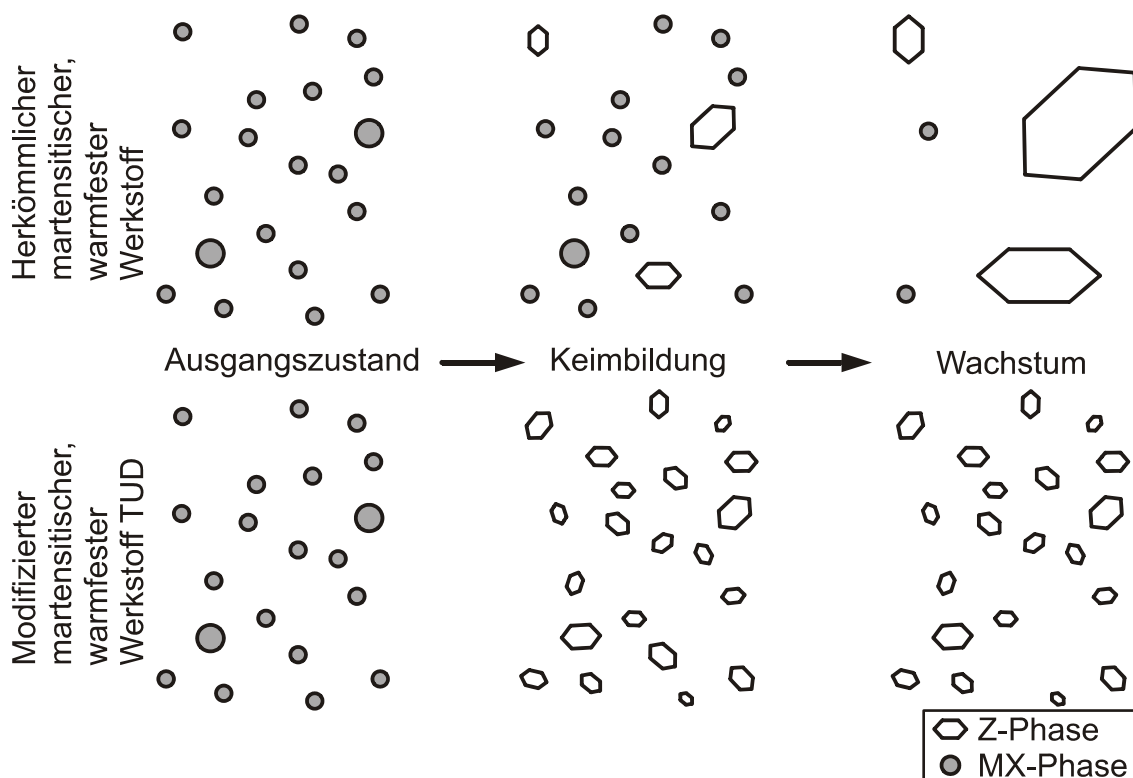


Bild 2.12: Schematische Entstehung und Vergrößerung der Z-Phase in einem martensitischen Werkstoff [46].

Das neue Werkstoffkonzept der TUD basiert darauf, sich die thermodynamische Stabilität der Z-Phase zunutze zu machen: „If you can't beat them, join them“ in „Z-phase strengthened 12%Cr steels“ [46]. Dabei soll die Z-Phase von Anfang an feinst verteilt vorliegen und ausscheidungsverfestigend wirken, siehe Bild 2.12. Anhand von thermodynamischen Simulationen wurde gezeigt, dass eine frühe, feinstverteilte Ausscheidung der Z-Phase mit erhöhtem Cr Gehalt des Werkstoffs bei gleichzeitiger Absenkung des Kohlenstoffgehalts gelingt. Einige Testschmelzen mit 12 % Chrom werden zurzeit von der TUD untersucht, siehe Bild 3.6. Es zeigt sich, dass beim jetzigen Stand der Untersuchungen (Auslagerung bei 650 °C für 17.000 h) immer noch fein verteilte Z-Phase vorliegt.

Für alle neuen Werkstoffe gilt, dass eine Qualifikation und die Bereitstellung von Auslegungsdaten die Einbeziehung von Schweißverbindungen erfordert. Üblicherweise wird die Zeitstandfestigkeit von Schweißverbindungen mit quer zur Naht entnommenen Proben ermittelt. Der Einfluss der SN wird dann im Vergleich dieser Ergebnisse mit Festigkeitskennwerten, die an Proben aus Grundwerkstoff und/oder Schweißgut ermittelt wurden, quantifiziert z. B. [47]. Bei dieser Methode muss jedoch die Problematik bei der Bewertung der Ergebnisse hinsichtlich der Übertragbarkeit auf Bauteile berücksichtigt werden, siehe [28] und [47].



### 3 Theoretische Grundlagen

#### 3.1 Werkstoffverhalten unter Hochtemperaturbeanspruchung

##### Kriechen und Kriechschädigung

Unter Kriechen versteht man die zeit- und temperaturabhängige, plastische Verformung eines Werkstoffs unter konstanter Last – auch unterhalb der Warmstreckgrenze. Mit zunehmender Temperatur wird der Verformungswiderstand des Werkstoffs gegen Kriechen herabgesetzt, so dass dieser Vorgang für die Technik ab einer Temperatur  $T > 0,4 \cdot T_S$  (mit  $T_S$  := absolute Schmelztemperatur des Werkstoffs) relevant wird, [48] - [50]. In der Regel erfolgt bei der Auslegung technischer Bauteile diese Abgrenzung anhand des Schnittpunkts der temperaturabhängigen Kurven der Streckgrenze und der Zeitstandfestigkeit (unter Berücksichtigung der jeweiligen Sicherheitsbeiwerte) [51], siehe Bild 3.1.

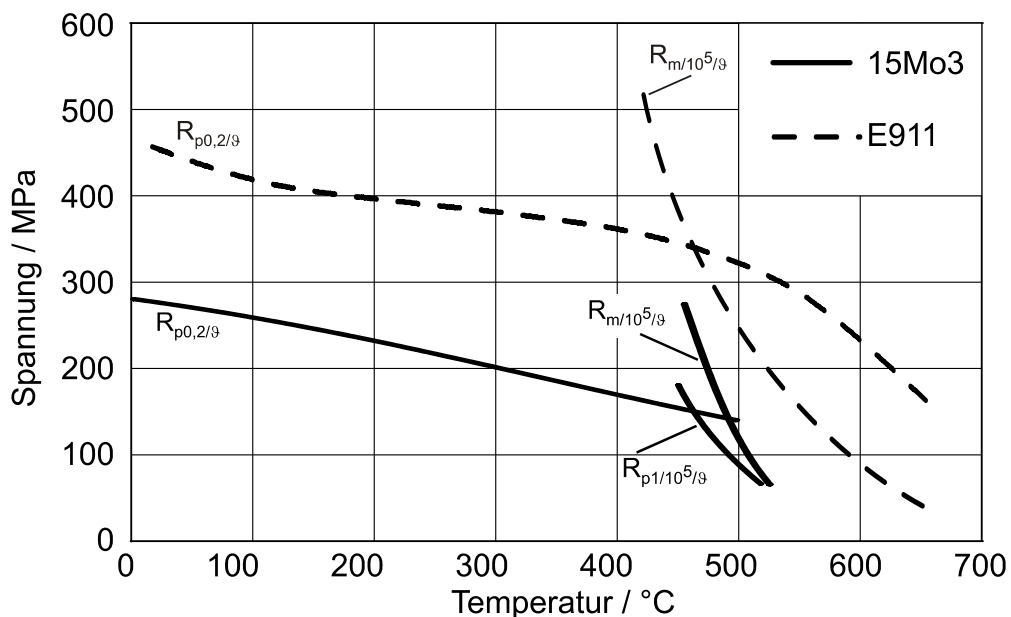


Bild 3.1: Festigkeitschaubild in Abhängigkeit der Temperatur [52]. Die 1 %-Zeitdehnlinie und die Zeitstandlinie sind für 100.000 h dargestellt.

Zum jetzigen Stand der Technik gilt das Auftreten und die lichtoptische Erkennbarkeit von (interkristallinen) Kriechporen im Gefüge allgemein als Indikator für eine technische Kriechschädigung. Dabei ist allerdings zu berücksichtigen, dass die Anzahl und der Zeitpunkt der Bildung von Kriechporen vom Werkstoff, der Beanspruchung und der Temperatur abhängig ist [5], [50], [53] und [54].

Die unter konstanter Zuglast ermittelte Kriechkurve (Dehnung über der Zeit) einer Zeitstandprobe zeigt für eine Vielzahl metallischer Werkstoffe einen charakteristischen Verlauf, siehe Bild 3.2 a). Für die üblichen warmfesten Stähle kann diese Kurve grundsätzlich in die drei nachfolgenden Bereiche unterteilt werden:

- I. Übergangskriechen (Primäres Kriechen),
- II. Stationäres Kriechen (Sekundäres Kriechen),
- III. Tertiäres Kriechen.

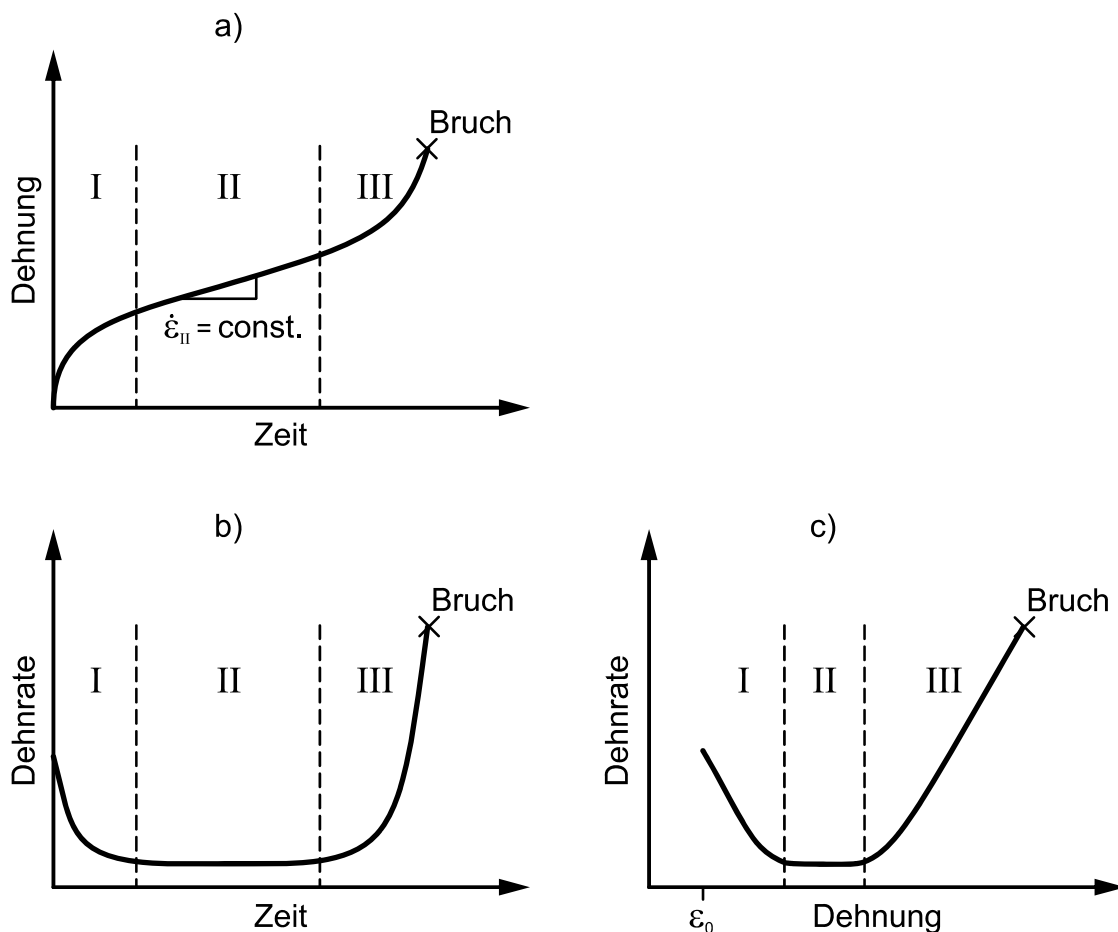


Bild 3.2: Schematische Darstellung der Stadien des Kriechens bei konstanter Last [55].

Zwei unterschiedliche Darstellungsformen haben sich in der Technik bei der Beurteilung der ermittelten Daten durchgesetzt. Zum einen die Abbildung der Kriechdehnung über der Zeit, Bild 3.2 a), zum anderen die zeitliche Ableitung der Kriechdehnung (Kriechrate) über der Zeit Bild 3.2 b).

Ein degressiver Dehnungsverlauf (Kriechdehnung nimmt über der Zeit ab) ist charakteristisch für den Bereich I (Übergangskriechen). Deutlicher wird dieses Werkstoffverhalten bei der Auftragung der Kriechgeschwindigkeit über der Zeit, siehe Bild 3.2 b).

Im Bereich des Übergangskriechens dominieren verfestigende Vorgänge, was auch erklärt warum die Verformungsgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}$  kontinuierlich abnimmt und die Kriechkurve trotz gleich bleibender Last einen Knick aufweist [49].

Ein dynamisches Gleichgewicht von ver- und entfestigenden Verformungsmechanismen führt zu einem linearen Verlauf der Kriechkurve im Bereich des stationären Kriechens (Bereich II), Bild 3.2 a). Dabei stellt sich bei der Auftragung der Kriechgeschwindigkeit über der Zeit eine konstante Kriechgeschwindigkeit ein, Bild 3.2 b). Versetzungsaufstauungen und die gegenseitige Behinderung der Versetzungsbewegung führen zur Verfestigung, die Entfestigung kommt durch das Quergleiten von Schraubversetzungen und das Klettern von Stufenversetzungen zustande. Bezogen auf die Gesamtlebensdauer, nimmt stationäres Kriechen – bei niedrigen (praxisnahen) Beanspruchungen einer Komponente unter Hochtemperaturbeanspruchung – den zeitlich größten Bereich ein. Gegen Ende des sekundären Kriechbereichs tritt irreversible Kriechschädigung in Form von lichtoptisch erkennbaren Poren auf, siehe Bild 3.4. Zusätzlich können Änderungen in der Gefüge- bzw. Ausscheidungsstruktur beobachtet werden [48], [49].

Im tertiären Kriechbereich (Bereich III) überwiegen entfestigende Verformungsmechanismen. Dies wird durch die progressiv zunehmende Kriechdehnung deutlich, die mit dem Zeitstandbruch endet, Bild 3.2 a). Zwei sich überlagernde Mechanismen sind für die starke Entfestigung verantwortlich: Zum einen die Änderungen in der Mikrostruktur (Wachstum von Teilchen, Bildung neuer Ausscheidungen, etc.), zum andern die Auswirkungen der Schädigung (Bildung von Porenketten und Mikrorissen) [49]. Bei kraftkontrollierten Zeitstandversuchen kommt zusätzlich ein spannungserhöhender Effekt, bedingt durch die Verringerung des Probenquerschnitts (Einschnürung) der Zeitstandprobe hinzu.

Der Begriff Kriechschädigung umfasst sowohl die Schädigung durch Kriechhohlräume (Kriechporen), als auch die ungünstigen Veränderungen des Gefügezustands – auf die im nächsten Abschnitt detailliert eingegangen wird.

- Durch die Porenschädigung stellt sich eine erhöhte Spannung aufgrund eines sich verringernden Proben- bzw. Bauteilquerschnitts ein.
- Die Änderung in der Mikrostruktur, wie z. B. die Vergrößerung von Ausscheidungen sowie die Bildung von neuen Ausscheidungen, der Zerfall von Ausscheidungen bzw. Gefügephasen einhergehend mit der Änderung der Versetzungsdichte und der Subkorngröße führt zu einer Reduzierung des Kriechwiderstands (erhöhten Kriechgeschwindigkeit) und damit zum schnelleren Eintritt des Kriechbruchs [56].

In der Regel laufen beide Teilprozesse zeitgleich ab, allerdings kann durch bestimmte Bedingungen einer der beiden Vorgänge dominieren. Für den Fall, dass sich keine Kriechschädigung durch Kriechporenbildung feststellen lässt, ist trotzdem nicht auszuschließen, dass der Werkstoff bei langer Laufzeit nur noch eine begrenzte Lebensdauer bis zum Kriechversagen aufweist [6]. Untersuchungen ([4], [5], [53], [54]) haben gezeigt, dass die Grenzwerte (Plastische Dehnung, Porendichte und -orientierung) für die Festlegung einer kritischen Schädigung im Hinblick auf baldiges Werkstoffversagen stark vom Werkstoff und der Beanspruchungssituation – ein- oder mehrachsig (siehe Kapitel 3.3) – abhängig sind.

Die Höhe der Prüfspannung hat ebenfalls einen signifikanten Einfluss auf das Versagensverhalten unter Hochtemperaturbeanspruchung. In Bild 3.3 sind Daten der Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle (AGW) und der Arbeitsgemeinschaft Hochtemperaturwerkstoffe (AGH) ausgewertet [57].

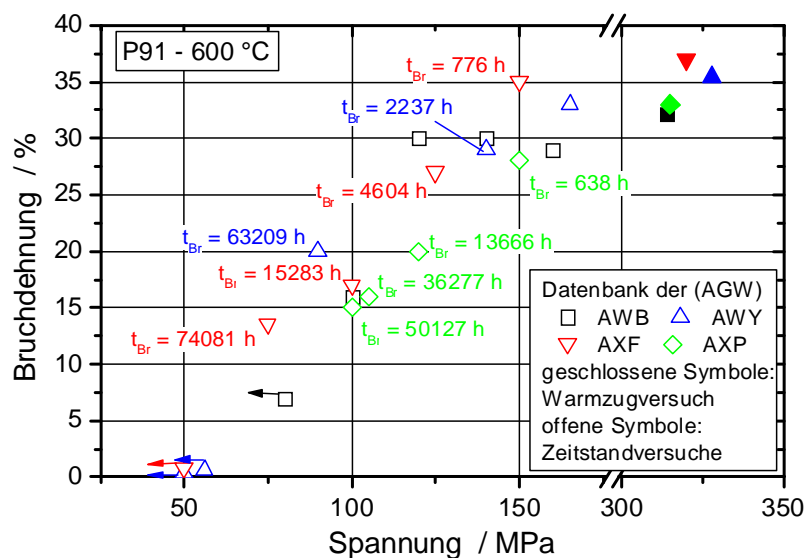
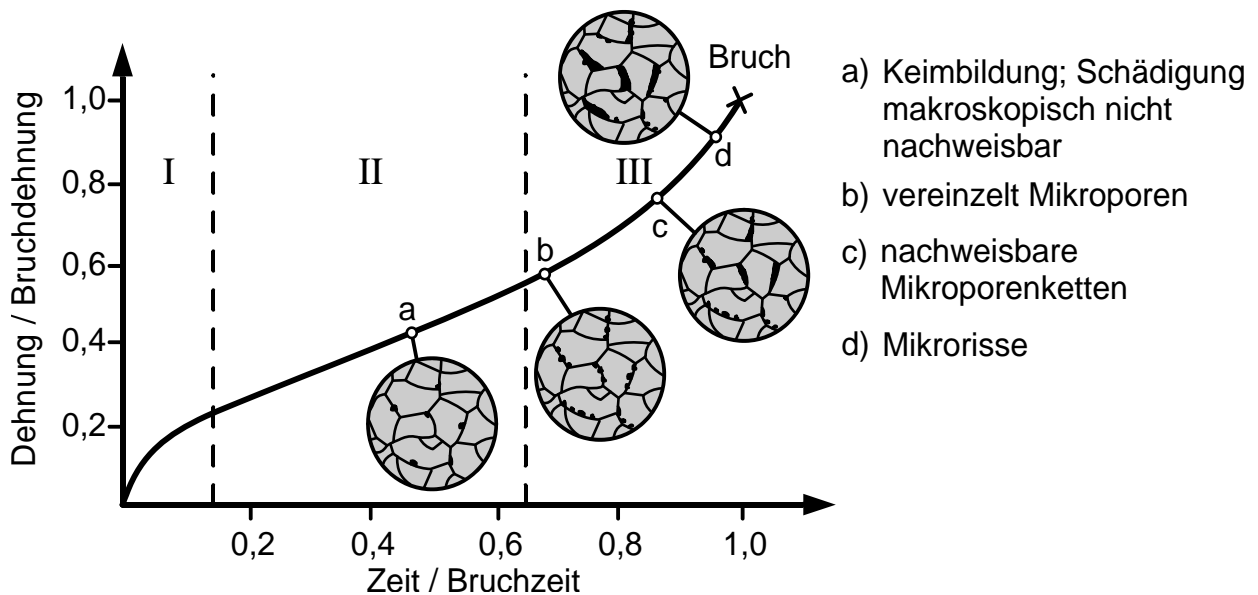


Bild 3.3: Verformungsverhalten von P91 Zeitstand- und Warmzugproben bei verschiedenen Prüfspannungen bei 600 °C [57].

Im Diagramm sind Warmzug- und Zeitstandversuche an vier Chargen des Werkstoffs P91 bei 600 °C dargestellt. Deutlich ist eine Abnahme der Bruchdehnung mit Abnahme der Lastspannung erkennbar. Natürlich muss auch hier die für Zeitstanduntersuchungen typische Streuung der Versuchsergebnisse berücksichtigt werden. Generell kann man aber erkennen, dass bei niedrigen (betriebsnahen) Beanspruchungen und demzufolge langen Laufzeiten das Versagensverhalten verformungsärmer wird.

Dieser Umstand stellt eine Herausforderung für die Überwachung von Komponenten aus martensitischen Werkstoffen im Kraftwerk dar. Deshalb sind bei der Lebensdauerüberwachung, neben den bisher üblichen Maßnahmen (hier am Beispiel einer Rohrleitung: Kraft- bzw. Verschiebungsmessungen an Hängern, detaillierte Temperaturmessungen an verschiedenen Positionen am Umfang, kapazitive Dehnungsmessung kritischer Bereiche wie T-Stöße oder SN) vor allem metallographische Methoden gefordert.

Stand der Technik sind lichtoptische Auswertungen von metallographischen (Oberflächen-) Schlifflinien zur Beurteilung der Zeitstandsbeschädigung in Bauteilen. In Bild 3.4 wird die schematische Entwicklung der Kriechschädigung in Form von Kriechporenbildung anhand einer Kriechkurve eines Zeitstandsversuchs schematisch aufgezeigt [51]. Der unten dargestellte zeitliche Verlauf der Dehnung ist typisch für niedriglegierte, warmfeste Stähle.



**Bild 3.4:** Normierte Kriechkurve sowie die zeitliche Entwicklung der Schädigung für einen niedriglegierten warmfesten Stahl [51].

Die in Bild 3.4 dargestellte, normierte Kriechkurve lässt sich in die nachfolgenden vier Bereiche einteilen:

- Keimbildung – die Risskeimbildung des Kriechens startet bereits im Primärbereich. Lichtoptisch ist in diesem frühen Stadium der Hochtemperaturbeanspruchung kein Befund bezüglich Zeitstandsbeschädigung möglich (Bereich a).
- Vereinzelt Mikroporen – dabei steigt die Anzahl der Poren in etwa proportional zur Kriechdehnung an (Bereich b).

- Vermehrtes Porenwachstum – in diesem, noch vor dem tertiären Kriechbereich angesiedelten Stadium, sind bei niedriglegierten Stählen eine größere Anzahl von Poren lichtoptisch nachweisbar [58] (Bereich c).
- Mikro- und Makrorisse – dieses Stadium ist geprägt von wachsenden Einzelrissen sowie durch das Zusammenwachsen mehrerer Risse, was den Kriechprozess zusätzlich beschleunigt. Hierbei muss ein weiterer Faktor berücksichtigt werden: Durch das Aufreißen der Verbindungsstege zwischen den einzelnen Porenketten und Mikrorissen, wird der effektiv tragende Querschnitt verringert. Als Resultat steigt die wahre Spannung in der Probe an. Die Dehnrates (Kriechgeschwindigkeit) nimmt im Vergleich zu den anderen drei Stadien progressiv zu. Je nach Größe der auftretenden Kriechdehnung kann es zur Einschnürung der Probe kommen, was über die Ausbildung eines lokalen, mehrachsigen Spannungszustandes das Versagensverhalten zusätzlich beschleunigt (Bereich d), siehe auch Kapitel 3.3.

#### Einfluss mikrostruktureller Veränderungen auf das Zeitstandverhalten der martensitischen 9-12 %-Chromstähle

Das Auftreten von Laves- bzw. Z-Phase, siehe Tabelle 2.2, galt als Ursache für den Einbruch der Zeitstandfestigkeit hochwarmfester Werkstoffe. Zwischenzeitlich wurde allerdings der Nachweis geführt, dass hauptsächlich das Auftreten der Z-Phase zu Abminderungen der Zeitstandfestigkeit führt, [16] und [39] - [46].

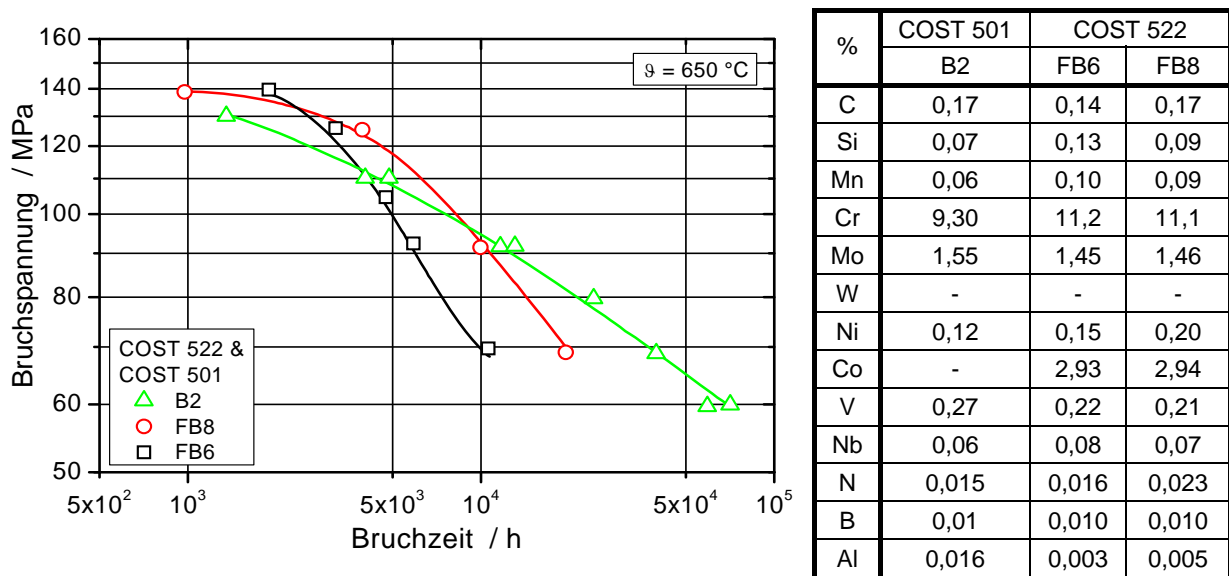
Während der Kriechbeanspruchung bei 600 °C – 650 °C, wird ein Großteil der Legierungselemente Molybdän und Wolfram in 9-12 %-Cr-Stählen als intermetallische Laves-Phase  $(\text{Fe,Cr})_2(\text{Mo,W})$  ausgeschieden. Da dabei die Wirkung dieser Elemente bei der Mischkristallverfestigung verloren geht, ging man bisher davon aus, dass das Auftreten der Laves-Phase der Grund für den beobachteten Einbruch der Zeitstandfestigkeit im Werkstoff sei. Da Wolfram (verglichen mit Molybdän [16]) im Allgemeinen in höherem Maße dazu neigt sich als Laves-Phase auszuscheiden, wurde diese Meinung durch das schlechte Zeitstandverhalten einiger wolframlegierter 10-12 %-Cr-Stähle unterstützt. Weiterhin zeigten molybdänlegierte Schmelzen aus dem COST Programm (B2, FB2, CB2) sehr gutes Werkstoffverhalten unter Hochtemperaturbeanspruchung, siehe Bild 3.5.

Die guten Zeitstandeigenschaften des wolframlegierten 9 %-Chromstahls P92 passen allerdings nicht in diese Theorie. Weiterhin zeigen Untersuchungen [59] zur Größe der Laves-Phasenteilchen an P92 und anderen Legierungen mit hohem W Anteil, dass die Laves-Phase stabil vorliegt und Teilchengrößen aufweist, die denen der  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  Karbide entspricht.

Noch dazu kann bei einigen der in COST 522 entwickelten Legierungen ohne W (FB6 und FB8) – dementsprechend mit geringerer Tendenz zur Laves-Phasenbildung – auch einen dramatischen Einbruch der Zeitstandfestigkeit festgestellt werden, siehe Bild 3.5.

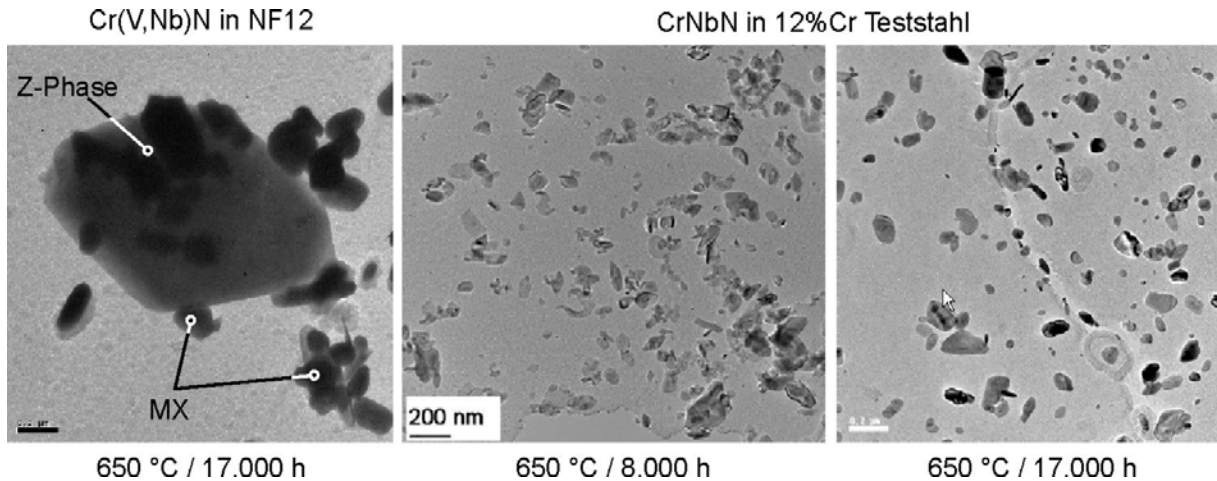
John Hald schließt daraus, dass die Mischkristallverfestigung durch die Legierungselemente W und Mo nicht in großem Maße zur Erhöhung der Zeitstandfestigkeit der hier diskutierten Werkstoffe beiträgt [16]. Die Behinderung von Versetzungsbewegungen durch Ausscheidungshärtung und Subkorgrenzen ist demnach maßgeblich für die Stabilität der Mikrostruktur und damit für das Zeitstandverhalten dieser Werkstoffe verantwortlich.

An dieser Stelle muss erwähnt werden, dass der Einfluss der Laves-Phase auf das Zeitstandverhalten unter Wissenschaftlern immer noch kontrovers diskutiert wird.



**Bild 3.5:** Zeitstandschaubild und chemische Zusammensetzung in Massen-% der Schmelzen B2, FB6 und FB8 aus COST 501 bzw. 522, [60].

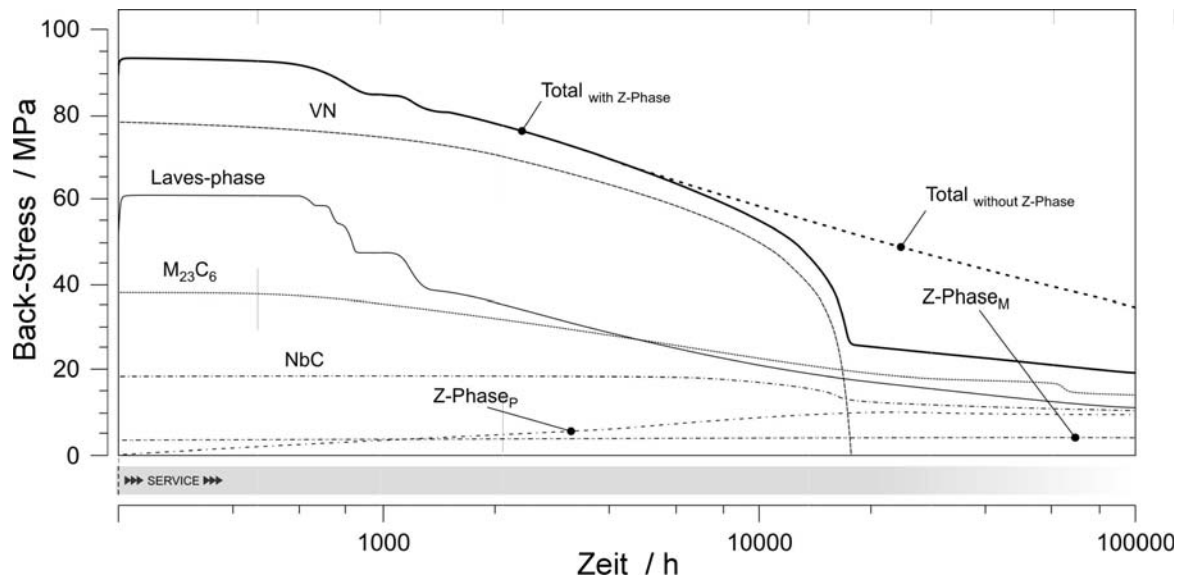
Im Gegensatz zur Laves-Phase hat die Z-Phase (eigentlich die sog. modifizierte Z-Phase Cr(V,Nb)N) unumstritten einen bedeutenden Einfluss auf das Zeitstandverhalten der 9-12 %-Cr-Stähle. Die Z-Phase kann die – maßgeblich zur Kriechfestigkeit beitragenden – fein verteilten MX-Karbonitride völlig auflösen, siehe Bild 3.6 (links). Sie wächst dabei zu „sehr großen“ Partikeln an, die nicht mehr zur Ausscheidungsverfestigung beitragen.



**Bild 3.6:** Z-Phase in martensitischen Werkstoffen, links NF12, mitte und rechts modifizierter Werkstoff TU Dänemark [46].

Die Z-Phase in der Form von CrNbN ist für nickellegierte, austenitische Edelmstähle seit den 50er Jahren bekannt. Wie oben erwähnt, wurde die Z-Phase in der Form Cr(V,Nb)N (modifizierte Z-Phase) in Vanadium und Niob legierten 9-12%-Cr-Stählen erstmals 1986, in dem 12 %-Cr-Stahl X19CrMoVNbN-11-1 nachgewiesen [37]. Untersuchungen von Proben älterer 12CrMoVNb Stähle im Jahr 1996 haben gezeigt, dass die Z-Phase nach 10.000 h – 30.000 h Zeitstandbeanspruchung bei 600 °C ausgeschieden wird und dass dabei die MX (V,Nb) Karbonitride aufgelöst werden. Daraus wurde gefolgert, dass die Z-Phase für die beobachteten Einbrüche der Kriechfestigkeit verantwortlich ist [38]. Da der Niobgehalt in älteren 12%-CrVNb-Stählen, einschließlich dem X19CrMoVNbN-11-1, um ca. das 5-fache über dem Niobgehalt der aktuellen hochfesten 9-12%-Cr-Stähle liegt, wurde eine mögliche Z-Phasenbildung und deren Einfluss auf das Langzeitverhalten in neuen Stählen bei deren Entwicklung vorerst nicht in Betracht gezogen [16].

Mit Hilfe des „Back-Stress-Modells“ (z. B. [61] - [63]) kann die Wechselwirkung zwischen Teilchen (Anzahl, Dichte und Größe) und der Zeitstandfestigkeit dargestellt werden. Bild 3.7 zeigt die berechnete Entwicklung des Back-Stress auf der Basis der berechneten Auswirkungen einzelner Phasen und des kombinierten Effekts aller Ausscheidungen mit und ohne Z-Phase [64]. Zwei mögliche Bildungsmechanismen der Z-Phase werden hier berücksichtigt: Index P bezeichnet die Entstehung der Z-Phase im Zusammenhang mit der Auflösung der MX-Teilchen, Index M beschreibt die Nukleation in der Matrix. Im gezeigten Beispiel liegt im Ausgangszustand eine Festigkeit von 90 MPa vor. Durch die einsetzende Teilchenvergrößerung sinkt der Back-Stress kontinuierlich ab. Das Auftreten der Z-Phase führt zu einem zusätzlichen Abfall auf einen Wert von 20 MPa nach 100.000 h.



**Bild 3.7:** Änderung des Back-Stress während der Beanspruchung einer Zeitstandprobe (durchgezogene Linie) [64].

Die spezifische Versetzungs- und Subkornstruktur sowie die Charakteristik der Ausscheidungen (Größe, Anzahl und Dichte) sind der Grund für die Kriechfestigkeit der modernen 9-12 %-Chromstähle. Dabei ist die Art, Verteilung und Größe sowie die thermische Langzeitstabilität der Ausscheidungsphasen von entscheidender Bedeutung für die Stabilität der Struktur und somit für die Zeitstandfestigkeit. Metallographische Untersuchungen dieser Stähle erlauben eine Unterscheidung der Grenzflächen zwischen:

- verschiedenen Phasen (Matrix zu Ausscheidung oder Ausscheidung zu Ausscheidung)
- inneren Grenzflächen der Matrix (ehemalige Austenitkorngrenzen, Martensitlattengrenzen und Subkorngrenzen. Subkorngrenzen liegen zwischen Bereichen mit geringen kristallographischen Orientierungsunterschieden {üblicherweise kleiner  $15^\circ$ } innerhalb einzelner Martensitlatten und stellen somit eine Grenze für Versetzungsbewegung dar).

Dabei stellen ehemaligen Austenitkorngrenzen Nukleationsorte der oben diskutierten Ausscheidungen dar. Die Martensitlattengrenzen bilden sich bei der Umwandlung von Austenit zu Martensit. Eine hohe Dichte der Martensitlatten übt über die Behinderung der Versetzungsbewegungen und als Nukleationsort von Ausscheidungen einen positiven Effekt auf die Kriechfestigkeit aus.

Der dominierende Kriechmechanismus für den technisch relevanten Belastungs- und Temperaturbereich dieser Werkstoffe ist – zum jetzigen Stand der Technik – das Versetzungskriechen, siehe Bild 3.8. Die mikrostrukturelle Ursache für die Kriechbewegung ist das Wandern von Versetzungen und Subkorngrenzen [65]. Daher kann die verbesserte Kriechfestigkeit der 9-12%-Cr-Stähle auf Mikrostrukturebene mit Mechanismen erklärt werden, die das Wandern von Versetzungen und Korngrenzen behindern.

Diese sind:

- die Mischkristallverfestigung durch die Anlagerung von gelösten Atomen an Versetzungen,
- die Wechselwirkung mit Ausscheidungen.

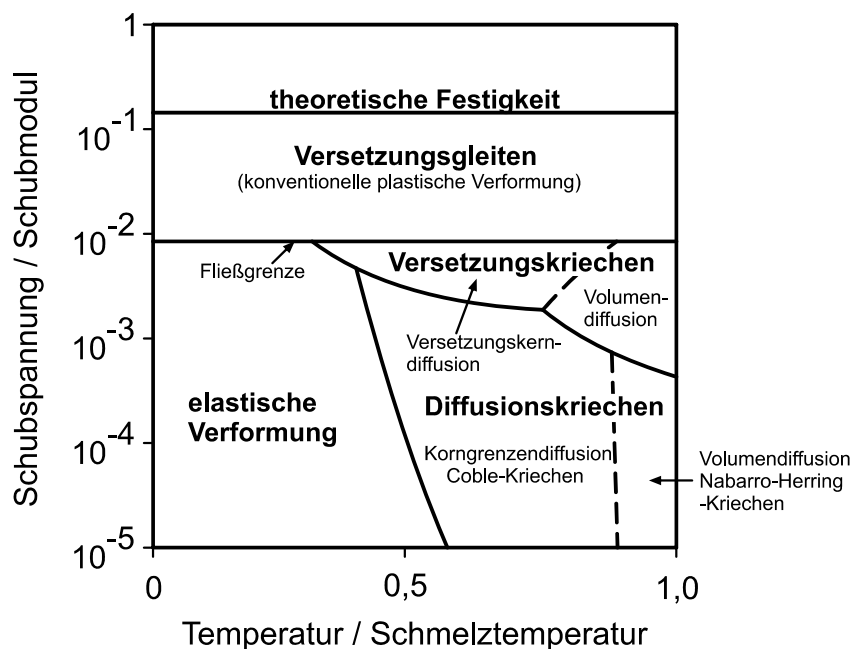


Bild 3.8: Übersicht über die möglichen Verformungsmechanismen, nach [66].

Beim Stahl X19CrMoVNbN11-1 wurden, wie bereits erwähnt, die Auflösung der Martensitlattenstruktur für den Abfall der Zeitstandfestigkeit bei 600 °C verantwortlich gemacht [37]. Von entscheidender Bedeutung ist dabei die Stabilität der  $M_{23}C_6$  Teilchen (Größe, Anzahl und Dichte) da diese, sofern sie feinst verteilt vorliegen, die Rekristallisation verzögern. Subkorngrenzen und vor allem Martensitlattengrenzen behindern die Versetzungsbewegungen und stellen Nukleationsmöglichkeiten für Ausscheidungen dar. Da Subkorngrenzen in geringerem Maße als die Martensitlatten durch Ausscheidungen stabilisiert werden, neigen sie dazu, sich dem Gleichgewichtszustand anzunähern, d.h. infolge thermisch aktivierter Vorgänge zu vergrößern und ihren positiven Einfluss auf die Kriechfestigkeit zu verlieren.

Erfahrungsgemäß ist bei den vorliegenden Werkstoffen eine Beurteilung nur auf Grundlage der lichtmikroskopischen Gefügeausbildung nicht möglich. Allerdings ist die exakte Charakterisierung der Mikrostruktur die Voraussetzung für die Abschätzung des Potenzials der Zeitstandfestigkeit, aber auch zur Beurteilung des möglichen Schädigungszustandes. Fortgeschrittene Methoden der Elektronenmikroskopie erlauben eine detaillierte Beschreibung der Ausscheidungen, der Versetzungsdichte und der Subkorngröße.

In Bild 3.9 sind TEM-Untersuchungen an Metallfolien am TAF-Stahl dargestellt. Ausgewertet werden die Versetzungsdichte und die Subkorngröße im Ausgangszustand und nach Zeitstandbeanspruchung.

Eine Zunahme der Subkorngröße von 290 nm im Ausgangszustand auf 494 nm nach ca. 27.000 h bei 70 MPa und 650 °C wurde ermittelt. Zeitgleich nahm die Versetzungsdichte von  $7,9 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$  auf  $1,2 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$  ab – beides eindeutige Zeichen für die Abnahme der Kriechfestigkeit des Werkstoffs.

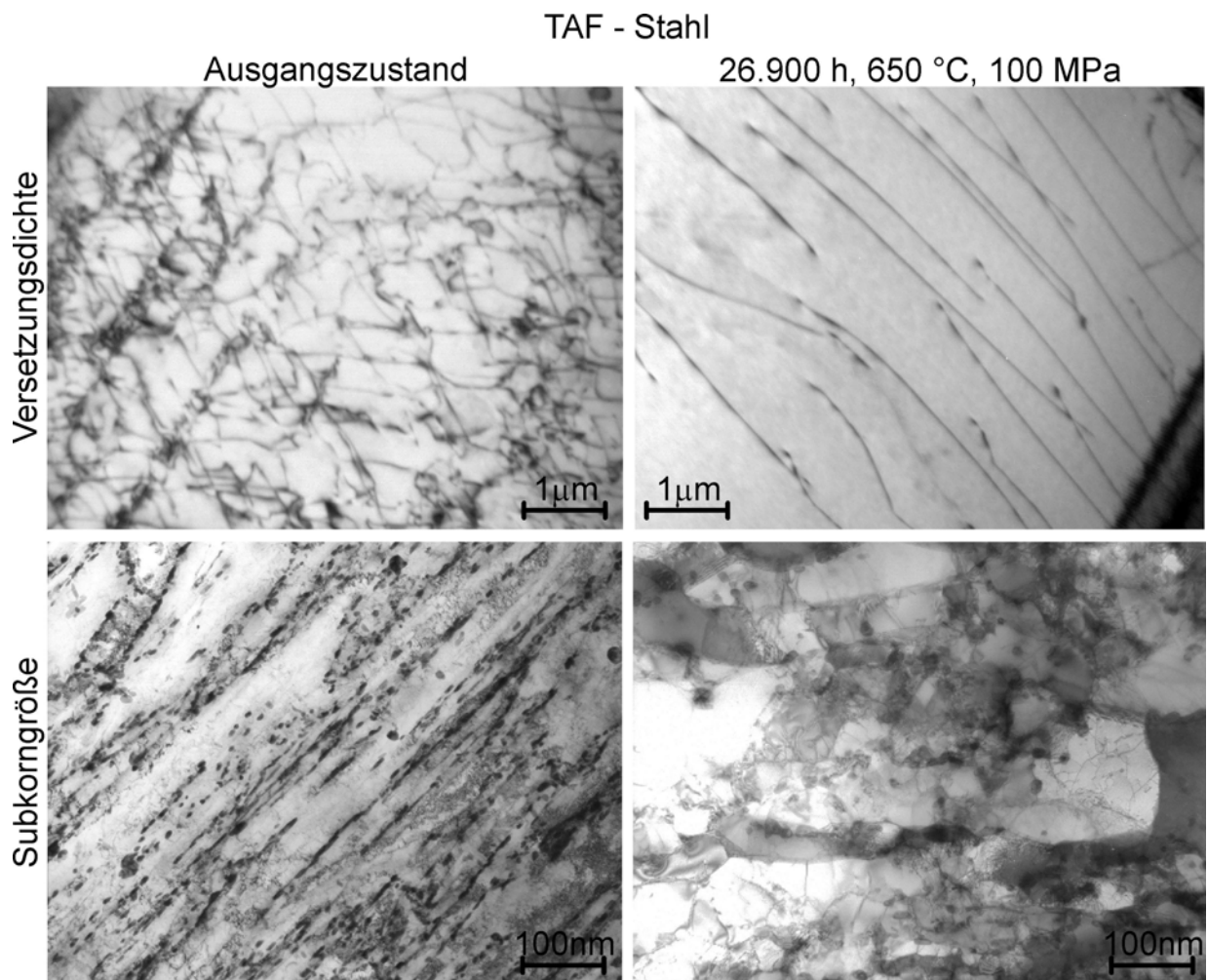


Bild 3.9: TEM-Untersuchungen mittels Metallfolien am TAF- Stahl (Ausgangszustand und zeitstandbeansprucht) [67].

Mittels der energiefilternden Elektronenmikroskopie (EFTEM) können Elementverteilungsbilder aufgenommen werden, in denen durch Überlagerung mehrerer Bilder der gleichen Probenstelle und Zuordnung von Farben zu Elementen, die verschiedenen Arten von Ausscheidungen in einem (farbigen) Bild dargestellt und identifiziert werden können. Aus diesen Bildern kann die Art, Häufigkeit und Größenverteilung der Phasen (Ausscheidungen) mittels eines Bildauswertungssystems quantitativ ermittelt werden, siehe Bild 3.10.

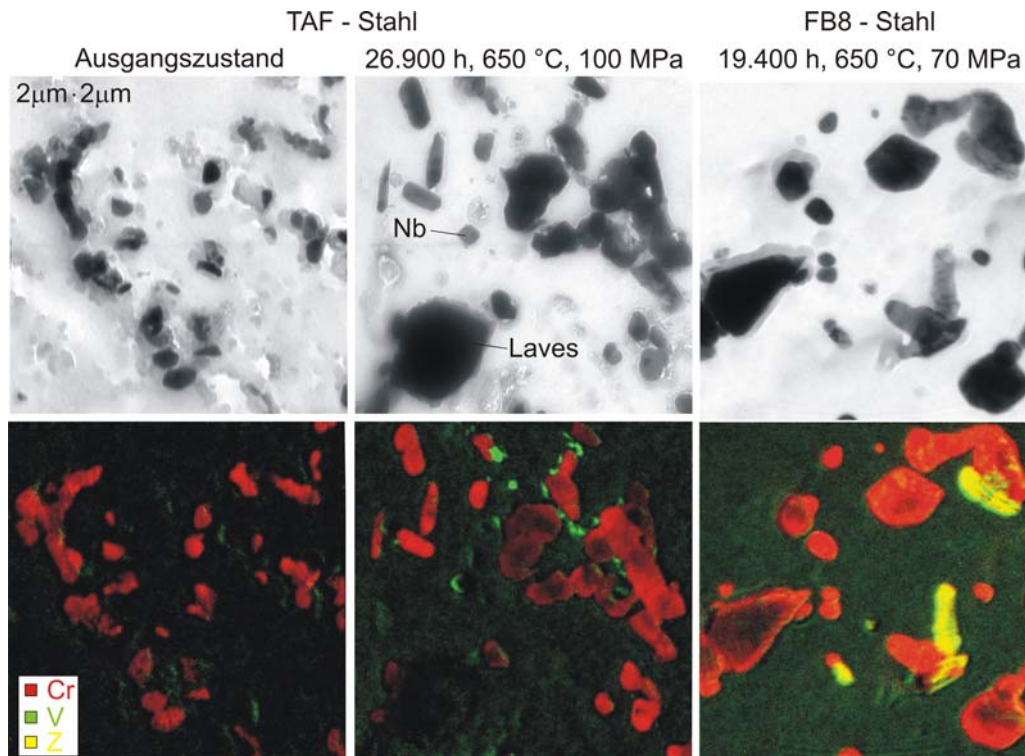


Bild 3.10: EFTEM-Untersuchungen mittels Extraktions-Replika am TAF- Stahl (Ausgangszustand und zeitstandbeansprucht), FB8-Stahl als Referenz [67].

In Bild 3.10 rot dargestellt sind chromreiche Ausscheidungen die als  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  Chromkarbide identifiziert worden sind. Vanadiumnitridteilchen sind grün hervorgehoben. Die nach Zeitstandbeanspruchung entstandene Z-Phase im FB8 Stahl rechts im Bild wird gelb dargestellt. Bei Untersuchungen dieser Art werden üblicherweise mehrere Bereiche mit  $4 \mu\text{m}^2$  betrachtet und statistisch ausgewertet. Nach ca. 30.000 h bei  $650 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $100 \text{ MPa}$  Prüfspannung liegen beim TAF Stahl immer noch relativ kleine  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  Teilchen und keine (nachweisbare) Z-Phase vor. Beim FB8 Stahl hingegen, ist nach kürzerer Zeitstandbeanspruchung bei geringerer Spannung schon eine deutliche Vergrößerung der Teilchen und Z-Phase feststellbar.

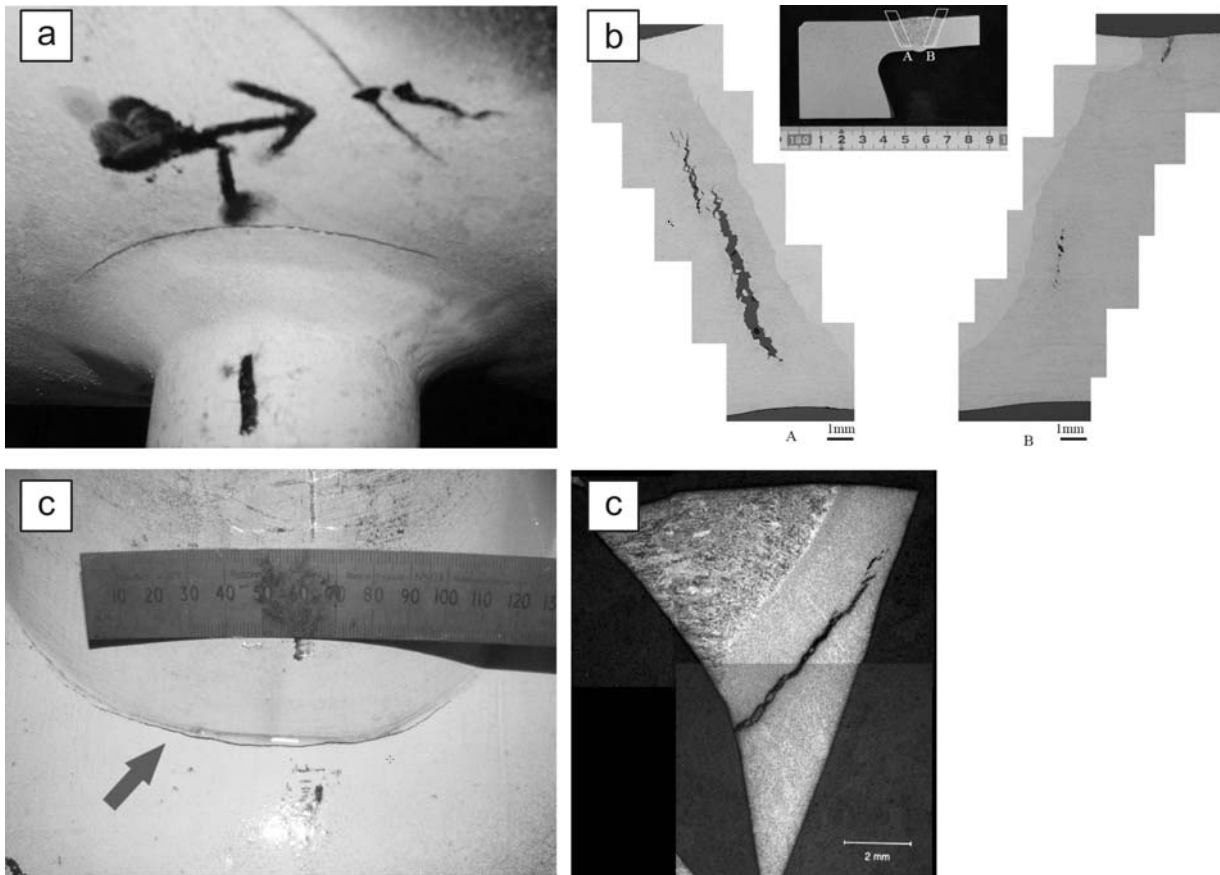
Wie bereits erwähnt, ist die Wärmebehandlung bei der Herstellung martensitischer Werkstoffe – neben der chemischen Zusammensetzung – für die Ausbildung der Ausscheidungsstruktur entscheidend. Bei der Austenitisierung (um 1050 °C) lösen sich alle Ausscheidungen mit Ausnahme der (primären) MX-Ausscheidungen mit hohem Niob-Anteil auf. Bei der anschließenden Abkühlung, bei der sich die Martensitstruktur bildet, können bereits Chromkarbide  $M_{23}C_6$  ausgeschieden werden. Beim Anlassen bilden sich  $M_{23}C_6$ , MX oder  $M_2X$  bevorzugt auf den Lattengrenzen, ehemaligen Austenit- bzw. Subkorn Grenzen [29]. Dabei beeinflusst die Höhe der Anlasstemperatur die Anteile der einzelnen Ausscheidungen [68].

Nach derzeitigem Kenntnisstand, sind die Größe und die Anzahl der Ausscheidungen für die Zeitstandeigenschaften hochwarmfester Werkstoffe entscheidend. Dabei muss berücksichtigt werden, dass die zwei Parameter miteinander verknüpft sind, da in einem „geschlossenen System“ die verfügbare Menge der (ausgeschiedenen) Legierungselemente entweder in vielen feinen Teilchen oder in wenigen großen Teilchen verteilt sein kann. Sofern die Teilchengröße eine gewisse kritische Größe nicht unterschreitet, kann ein Teilchen eine Versetzungsbewegung behindern.

Erst Teilchen kleiner als etwa 2 nm sind nicht mehr in der Lage, die Versetzungsbewegung wirksam zu behindern [29]. Da bei den hier vorliegenden Werkstoffen alle Teilchenarten deutlich größer (als 2 nm) sind, ist hier eine feinere Verteilung eindeutig als positiv zu bewerten, entsprechend eine Vergrößerung als negativ.

### **3.2 Einfluss der Wärmeerbringung durch Schweißen auf das Gefüge**

Die Problematik des Versagens geschweißter Bauteile aus 9-12%-Cr-Stählen in der WEZ des Grundwerkstoffs unter Hochtemperaturbeanspruchung ist seit langem bekannt und Thema einer Vielzahl von Forschungsprojekten und Publikationen z. B. [47], [69] - [74]. In Bild 3.11 sind einige exemplarische Schadensfälle aus der Literatur ([75] - [77]) dargestellt. Dies zeigt auch, dass auf dem Gebiet der Schweißverbindungen martensitischer Hochtemperaturwerkstoffe Optimierungsbedarf besteht, um die Lebensdauer dieser Bauteile zu erhöhen bzw. Inspektionsintervalle zu vergrößern. Neben dem in der vorliegenden Arbeit aufgezeigten Lösungsansatz zur Vermeidung des vorzeitigen Versagens geschweißter Bauteile in der WEZ, wird z. B. auch Forschung mit dem Ziel betrieben, Legierungen zu entwickeln, die nicht die typische mikrostrukturelle Ausbildung einer Wärmeerflusszone aufweisen, siehe Kapitel 2.3 bzw. [20], [32], [34] und [35].



**Bild 3.11:** Schadensfälle an geschweißten Komponenten aus martensitischen 9-12 %-Chromstählen.

- a) Vorzeitiges Versagen in einem nachgerüsteten P91 Sammler [75],
- b) Versagen in der WEZ in einem P122 Sammlerdeckel [76],
- c) Riss in der WEZ eines P91 Sammlerstutzens [77].

Sofern das Schweißgut nicht selbst eine signifikant niedrigere Zeitstandfestigkeit als der Grundwerkstoff aufweist, die Brüche also im Schweißgut erfolgen, ist das Versagensverhalten von Schweißverbindungsproben langfristig durch die Auswirkung der WEZ als „metallurgische Kerbe“ geprägt. Es erfolgt dabei, in Abhängigkeit von Temperatur und Spannung, eine Wanderung der Bruchlage vom Grundwerkstoff (bei kurzer Beanspruchungszeit und hohen Spannungen) in den Bereich der äußeren WEZ (lange Beanspruchungszeit und niedrige Spannungen) [50]. Der Zeitpunkt, ab dem das Versagen in der WEZ erfolgt, ist werkstoff- und temperaturabhängig. Im Falle des P91 liegt dieser bei einer Prüftemperatur von 600 °C oberhalb 1.000 h Beanspruchungszeit – wie Untersuchungen an Schwarz-Weiß-Verbindungen gezeigt haben [78]. Die Zeitstandbruchkurve weist dabei einen „S-Schlag“ auf, d. h. die Bruchlagenwanderung ist zunächst verbunden mit einem stärkeren Abfall der Zeitstandfestigkeit. Später verringert sich das Ausmaß des Abfalls mit zunehmender Laufzeit. Bei 650 °C liegen die Brüche auch bei kurzzeitiger Beanspruchung (kurzen Versuchzeiten) in der WEZ.

Zu demselben Ergebnis kommen Untersuchungen an artgleichen Schweißverbindungen aus P91, siehe Bild 3.12.

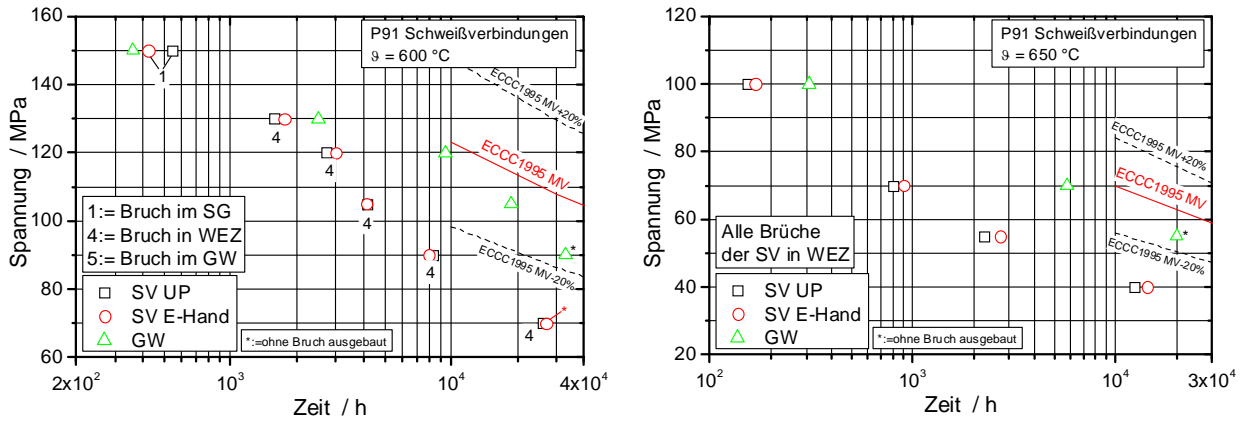


Bild 3.12: Zeitstandschaubild für P91 Schweißverbindungen für 600 °C und 650 °C [79].

Für die Schweißverbindungen des in der vorliegenden Arbeit untersuchten, weiterentwickelten 9 %-Cr-Stahls E911 ist in Bild 3.13 eine Auswertung mehrerer Literaturquellen (Interne Daten von V&M, ECCC Daten und [80]) zur Zeitstandfestigkeit bei 600 °C dargestellt.

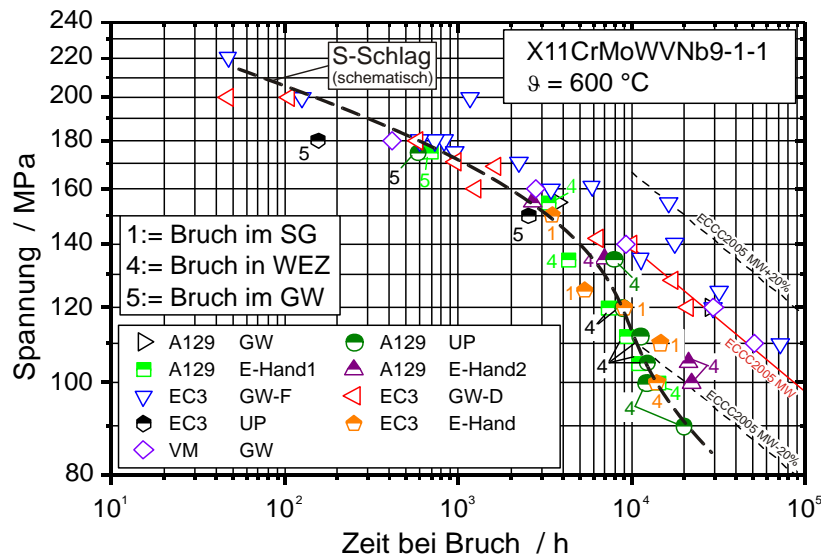


Bild 3.13: Zeitstandschaubild für E911 Schweißverbindungen bei 600 °C.

Charakteristisch für diese Werkstoffe ist der Abfall der Zeitstandfestigkeit – durch oben genannten „S-Schlag“ – bei einsatznahen Beanspruchungen (niedrige Spannungen, lange Laufzeiten) unter das Streuband des Grundwerkstoffs. Im Fall des E911 kann diese Abminderung bis zu 40% betragen.

In [81] - [83] wurden Zeitstandversuche an quer zur Schweißnaht entnommenen Proben (Schweißverbindungsproben) unterschiedlicher Grundwerkstoffe ausgewertet. Es zeigt sich, dass der Grundwerkstofftyp einen starken Einfluss auf das Versagenverhalten ausübt. Die Abminderung der Zeitstandfestigkeit der SV gegenüber dem GW stellt sich in der Reihenfolge: unlegierte Stähle – bainitische Stähle – martensitische Stähle ein. Letztere zeigen aufgrund ihrer Gefügekplexität und der damit verbundenen spezifischen Wärmebehandlung den stärksten Abfall der Zeitstandfestigkeit. Darüber hinaus ist ein starker Einfluss der Einsatztemperatur ersichtlich. Bemerkenswert ist, dass bei den maximalen Einsatztemperaturen der neuen 9-12 %-Cr-Stähle (hier speziell P122) der Schweißnahtfaktor (WSF), definiert als Quotient aus  $R_{m/t/9}$ -Schweißverbindung und  $R_{m/t/9}$ -Grundwerkstoff, sich dem Wert 0,5 nähert, siehe Bild 3.14.

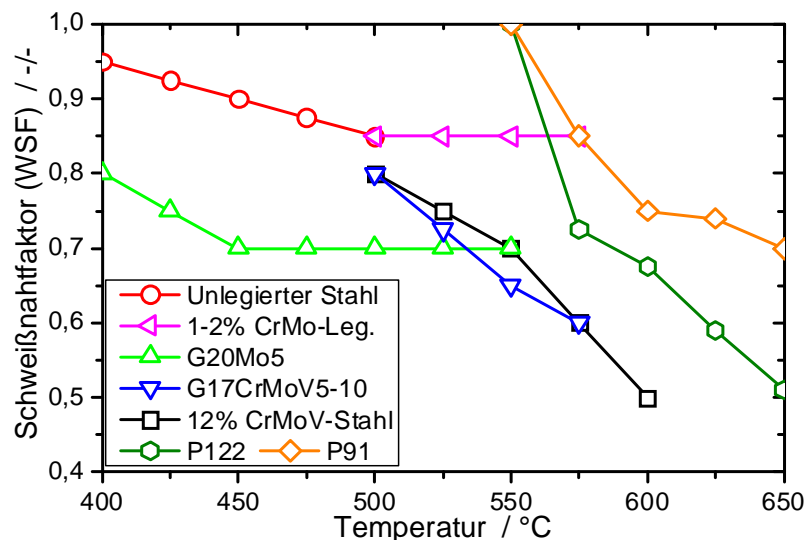


Bild 3.14: Schweißnahtfaktoren für verschiedene Stähle bzw. Legierungen im Temperaturbereich von 400 °C – 650 °C bezogen auf die 100.000 h-Zeitstandfestigkeit, [81] - [83].

Dies ist insofern von Bedeutung, da ab einem Schweißnahtfaktor von 0,5 auch Versagen an nicht vollbeanspruchten Nähten (z. B. Rundnähte in druckführenden Rohren) auftreten kann. Dabei liegt zugrunde, dass nach der analytischen Berechnungsmethode für dünnwandige Rohre unter Innendruck, die Axialspannung halb so groß wie die Tangentialspannung ist.

Diese Situation verschärft sich, wenn Zusatzbeanspruchungen auftreten (z. B. Längskräfte und/oder Biegemomente), die sich den Spannungen aus dem Innendruck überlagern, sodass bereits bei größeren Schweißnahtfaktoren lokales Kriechversagen eintreten kann. Aus diesem Grund kommt der Auslegung geschweißter Bauteile besondere Bedeutung zu.

Bild 3.14 verdeutlicht, dass der Schweißnahtfaktor bezüglich der Kriechfestigkeit werkstoffspezifisch angesetzt werden muss – eine Auslegung geschweißter Bauteile ausschließlich auf der Basis von Grundwerkstoffskennwerten und zusätzlichen Sicherheitsfaktoren ist demnach nicht sinnvoll. Ferner ist zu berücksichtigen, dass das Versagen in der WEZ ein lokales Versagen ist, bei dem sich die Verformung in einem sehr kleinen Bereich konzentriert, sodass die beim Grundwerkstoff üblichen Auslegungskriterien wie 1 %- bzw. 2 %-Dehngrenze nicht anwendbar sind. Die entsprechende DIN EN 13480-3 [84] schreibt im Abschnitt 5.3.1 eine zusätzliche Abwertung des Grundwerkstoffkennwertes um 20 % vor, wenn keine Zeitstandfestigkeitswerte für die Schweißverbindungen zur Verfügung stehen.

Aus den oben gezeigten Ergebnissen muss geschlossen werden, dass eine Unterschreitung des Mittelwertes des Grundwerkstoffes für hochlegierte Stähle bei oberen Anwendungstemperaturen um bis zu 50 % erfolgen kann. Demzufolge ist die DIN EN 13480-3 als nicht konservativ anzusehen – in besonderen Fällen kann trotz normgerechter Auslegung Versagen auftreten [85].

Der Bruchlagenwechsel in die WEZ erfolgt, da die in Kapitel 2.3 beschriebene komplexe Ausscheidungscharakteristik und die optimale Korngröße bzw. die martensitische Lattenstruktur des Gefüges, in einem bestimmten Bereich neben der Fusionslinie, aufgrund der Wärmeeinbringung durch den Schweißprozess, nicht mehr vorliegt, siehe Bild 2.8. Es gibt, ungeachtet der Bedeutung der WEZ, nur unzureichende, aktuelle experimentelle Daten, die eine Abschätzung der Größe und Ausdehnung der WEZ liefern können. Diese Informationen sind allerdings für die exakte Modellierung von Schweißnähten z. B. für FE-Simulationen unerlässlich. Neben Härtemessungen (Härtereihen quer zur Naht) werden lichtoptische Untersuchungen zur Charakterisierung der einzelnen Zonen eingesetzt. Allerdings ist eine eindeutige geometrische Einteilung relativ schwierig, da sich das optische Erscheinungsbild (Korngröße, Phasen) großer Bereiche der WEZ (mit Ausnahme der Grob- und Feinkornzone) nur geringfügig vom Grundwerkstoff unterscheidet. Weiterhin werden in der Literatur auch analytische Ansätze [86], [87] auf Basis der von Rosenthal [88], [89] vorgeschlagenen Lösung der allgemeinen Fourier-Differentialgleichung einer bewegten, punktförmigen Wärmequelle im Halbraum eingesetzt, um die Temperaturverteilung in der WEZ zu ermitteln. Es hat sich aber gezeigt, dass dieses Verfahren bei (komplexen) Schweißnahtgeometrien und Bauteilen nur begrenzt eingesetzt werden kann [90]. Aus diesem Grund werden im Rahmen dieser Arbeit zur Charakterisierung der WEZ hochauflösende Temperaturfeldmessungen eines mehrlagigen E-Handsweißvorgangs an einem dickwandigen Rohrsegment aus dem martensitischen 9 %-Cr-Stahl P92 durchgeführt, siehe Kapitel 4.1.

Idealisiert kann – mit zunehmendem Abstand von der Fusionslinie – von einer stetig abnehmenden Spitzentemperatur ausgegangen werden, der der GW während eines Schweißvorgangs ausgesetzt ist. Dies führt zu sich kontinuierlich ändernden Werkstoffeigenschaften (Korngröße, Festigkeit, Härte, Kriechwiderstand, etc.) in diesem Bereich. In der Technik, und vor allem für die numerische Simulation von geschweißten Komponenten, wird die WEZ in der Regel aber lediglich in drei verschiedene Bereiche nach Bild 3.15 unterteilt. Dies liegt unter anderem daran, dass die Bestimmung der Zeitstandeigenschaften von WEZ simuliertem Gefüge sehr aufwändig ist, siehe Kapitel 4.3.3.

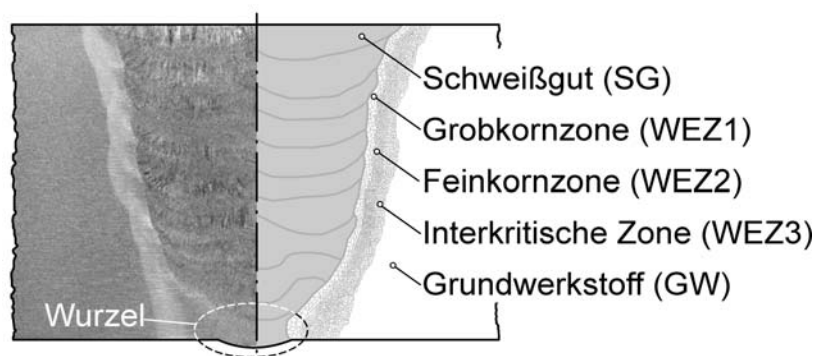


Bild 3.15: Klassische Einteilung einer Schweißnaht in fünf Zonen.

Im Folgenden werden die drei Bereiche, in welche die WEZ in der Technik üblicherweise eingeteilt wird, charakterisiert.

### Grobkornzone

Direkt neben der Fusionslinie werden Spitzentemperaturen nahe der Schmelztemperatur erreicht. Diese hohen Temperaturen führen zu einer kompletten Austenitisierung des Werkstoffs (bei den 9-12 %-Chromstählen kann auch ein Anteil  $\delta$ -Ferrit vorliegen [20]). Da bei diesen Temperaturen die Ausscheidungen in Lösung sind, können die Austenitkörner wachsen und beim Abkühlen entsteht ein relativ grobes Korn. Diese Zone weist in der Regel hervorragende Zeitstandeigenschaften bei hoher Härte aber reduzierter Verformungsfähigkeit auf, siehe Kapitel 4.3.3.

### Feinkornzone

Bei Spitzentemperaturen um 1100 °C bildet sich ein feinkörniges Gefüge aus, da nicht alle Ausscheidungen in Lösung sind und diese deswegen das Kornwachstum begrenzen. Korngrenzen behindern in der Regel Versetzungsbewegungen, was bei tiefen Temperaturen zu einer Festigkeitssteigerung des Werkstoffs führt (z. B. Feinkornhärtung).

Unter Hochtemperaturbeanspruchung hat dieser Effekt allerdings einen untergeordneten Einfluss, da Auslöschvorgänge (Annihilation) der Versetzungen im Korn ablaufen und Großwinkelkorngrenzen von den Versetzungen oft gar nicht erreicht werden [51]. Ein feines Korn wird im Zusammenhang mit Zeitstandbeanspruchung im Allgemeinen als negativer Gefügestand angesehen, da bei hohen Temperaturen die Körner entlang ihrer Grenzen aneinander abgleiten können (Korngrenzengleiten) und auch Diffusionsprozesse leichter ablaufen können.

In der Literatur und bei Diskussionen zwischen Wissenschaftlern die sich mit der Thematik der Hochtemperaturbeanspruchung von Werkstoffen befassen, ist es immer noch ein strittiger Punkt, welche Zone das schwächste Glied der WEZ ist und schlussendlich zum vorzeitigen Versagen geschweißter Bauteile führt. Im angelsächsischen Sprachgebrauch spricht man in der Regel von der „fine grained zone“, wenn es darum geht den Ort des typischen Zeitstandsversagens geschweißter Bauteile zu beschreiben. In der vorliegenden Arbeit wird das typische Type IV Versagensverhalten von Schweißverbindungen nach Bild 3.16 der äußeren Feinkornzone, im Übergang zur interkritischen Zone, oder der interkritischen Zone selbst zugeordnet (Anmerkung: hier wird in der Technik in der Regel die englische Bezeichnung „Type“ verwendet).

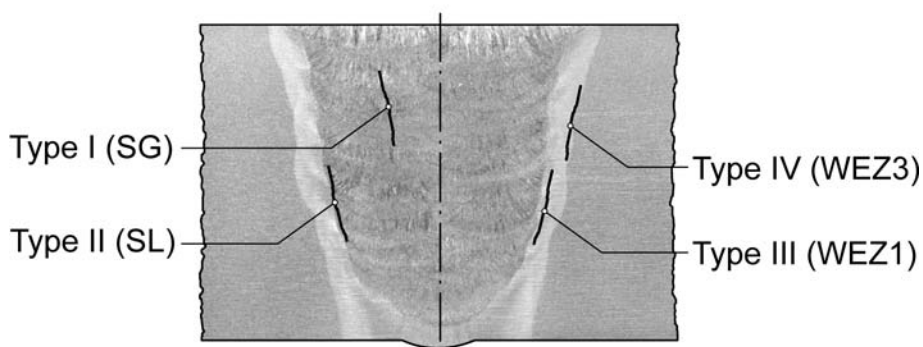


Bild 3.16: Rissklassifizierung bei geschweißten Bauteilen nach ECCC [91] und [92].

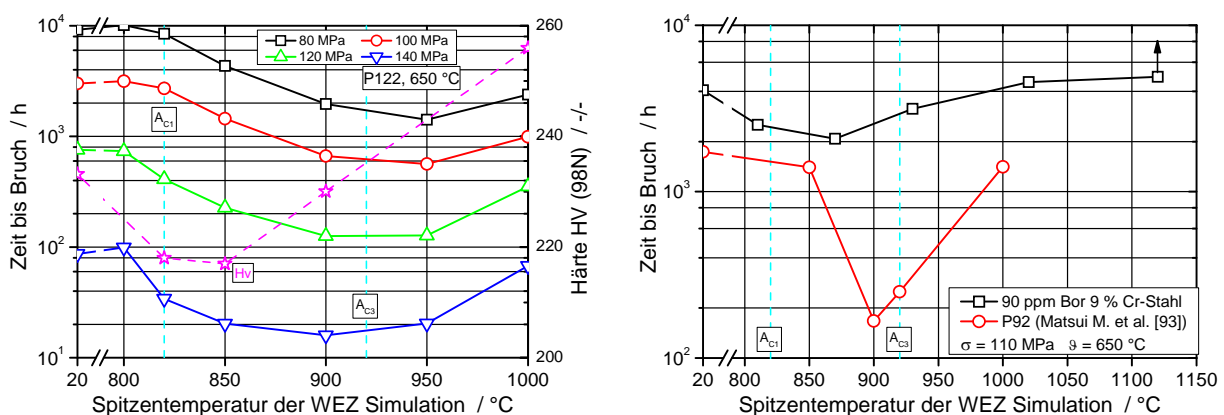
Eine sehr detaillierte Beschreibung der einzelnen Versagensmechanismen (Type I – Type IV) ist in [20] gegeben.

### Interkritische Zone

Bei Spitzentemperaturen zwischen der  $A_{C1}$  und der  $A_{C3}$  Temperatur kommt es lediglich zu einer teilweisen Umwandlung des Ferrits in Austenit. Auch hier liegt nach der Abkühlung ein feinkörniges Gefüge vor. In diesem Bereich der WEZ geht während der Wärmeeinbringung durch den Schweißprozess nur ein geringer Anteil der Ausscheidungen in Lösung, eine Vergrößerung der verbleibenden Ausscheidungen kann beobachtet werden.

Eine Vielzahl von Untersuchungen zeigen, dass die interkritische WEZ die geringsten Härtewerte aufweist (soft zone) Mikrohärtemessungen (HV1) an den im Rahmen dieser Arbeit geschweißten und untersuchten P92 Rohrsegmenten sind in Kapitel 4.1 dargestellt. In manchen Fällen wird als interkritische Zone auch der Bereich des zu hoch angelassenen Martensits, vergleiche Bild 2.8, bezeichnet, der ebenfalls eine veränderte Gefügestruktur aufweist. Untersuchungen haben gezeigt, dass in diesem Bereich unter Zeitstandsbeanspruchung ebenfalls hohe plastische Dehnungen akkumuliert werden, [81]. Dieser Befund stimmt gut mit den in Kapitel 4.3.4 dargestellten Ergebnissen überein. Im Rahmen dieser Arbeit erfolgt eine detaillierte Beschreibung des Werkstoffverhaltens von Proben mit thermisch simuliertem, interkritischem Gefüge. Eine Parameterstudie mit verschiedenen Spitzentemperaturen (780 °C, 800 °C, 820 °C, 850 °C, 880 °C und 900 °C) gibt Aufschluss, welche dieser Temperaturen das Gefüge mit den schlechtesten Zeitstandseigenschaften erzeugt, siehe Kapitel 4.3.3.

Für den 12 %-Chrom Werkstoff P122 (11Cr-0,4Mo-2W-CuVNb, HCM12A) und zwei 9 %-Chromstähle (P92 und ein mit 90 ppm Bor modifizierter 9 %-Cr Stahl) sind Ergebnisse ähnlicher Untersuchungen in Bild 3.17 dargestellt, [35] und [93].



**Bild 3.17:** Zeitstanduntersuchungen bei verschiedenen Spitzentemperaturen der WEZ Simulation [35] und [93].

Für die oben dargestellten Untersuchungen gilt, dass die Spitzentemperatur der WEZ Simulation, welche das Gefüge mit dem geringsten Kriechwiderstand erzeugt, eher im Bereich der  $A_{C3}$  Temperatur liegt, für niedrige Spannungen sogar noch darüber. Allerdings wurde bei diesen Untersuchungen die jeweilige Spitzentemperatur für ca. 180 Sekunden gehalten, was nicht einem typischen Temperaturzyklus durch Schweißen entspricht. In Bild 3.17 rechts zeigt sich das bereits in Kapitel 2.3 diskutierte Werkstoffverhalten der mit hohen Bor-Anteilen legierten 9 %-Chromstähle – trotz WEZ Simulation ist fast kein Einbruch der Zeitstandfestigkeiten zu beobachten.

### 3.3 Einfluss der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes

Die in den Stadien a bis d beschriebenen Schädigungsvorgänge in Kapitel 3.1 (Bild 3.4) haben sowohl für ein-, als auch für mehrachsige Beanspruchung ihre Gültigkeit. Nach den Untersuchungen von [4] - [6] und [54] ist allerdings davon auszugehen, dass sich bei einer mehrachsigen Belastung der tertiäre Kriechbereich deutlich früher einstellen wird, siehe Bild 3.18.

Grundlage dieser Schlussfolgerung ist, dass eine identische von Mises Vergleichsspannung im Bauteil und der einachsigen Probe vorliegt. Ferner wird vorausgesetzt, dass der relevante Schädigungsmechanismus die Bildung von Kriechporen ist, und die Kriechbruchverformung geringe Werte annimmt, d.h. vorwiegend Korngrenzengleiten als Verformungsmechanismus vorliegt. Nach derzeitigem Stand ist der primäre und sekundäre Kriechbereich bei einer mehrachsigen Beanspruchung, bezogen auf die Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{eq}$ , in etwa deckungsgleich mit der Dehnung beim einachsigen Belastungsfall gleicher Beanspruchung [94].

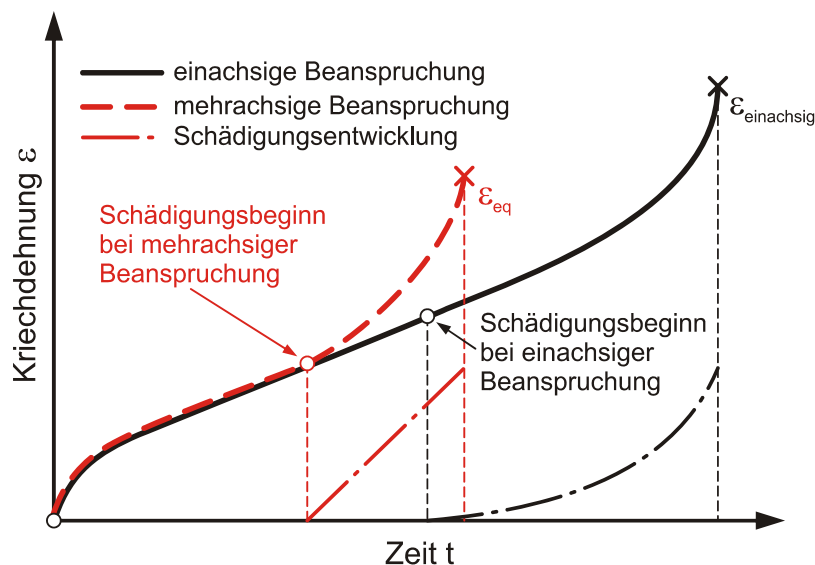
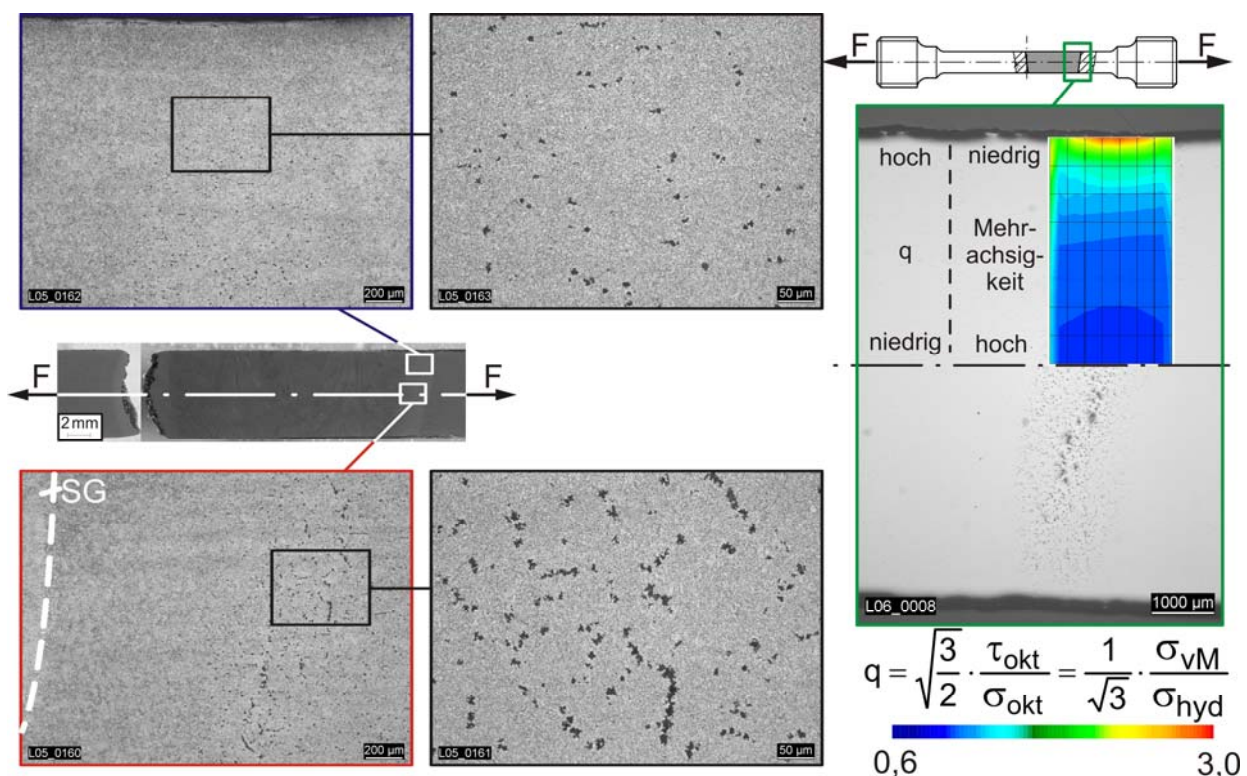


Bild 3.18: Einachsige Kriechdehnung im Vergleich zu einer mehrachsigen Vergleichskriechdehnung bei konstanter Nennbelastung.

Grund für das frühere Erreichen des tertiären Kriechens in einer mehrachsigen beanspruchten Probe ist die Verformungsbehinderung, wodurch die Möglichkeit der Kriechporenbildung gefördert wird. Ein verstärktes Porenwachstum und eine früher und deutlich stärker einsetzende Kriechschädigung ist die Folge. Die Auswirkung auf das Zeit-Dehnungsverhalten bzw. die Kriechschädigungsentwicklung ist schematisch in Bild 3.18 dargestellt. Im Forschungsvorhaben "Schädigungsentwicklung 2" konnte an der MPA Universität Stuttgart diese These auch an mehrachsigen beanspruchten Proben aus P91 nachgewiesen werden [5].

Trotz chargengleicher Proben und bei gleicher Vergleichsspannung  $\sigma_v$  wie im einachsigen Fall, konnte belegt werden, dass bei einer mehrachsigen Beanspruchung die Versagenszeit teilweise deutlich verringert wird.

Bei Schweißverbindungen ist der Zusammenhang zwischen der Mehrachsigkeit des Spannungszustands und der Schädigungsentwicklung wesentlich komplexer. Gründe hierfür sind unter anderem, der sich ständig ändernde Spannungszustand durch Spannungsumlagerungen im Bereich der Schweißnaht, Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Werkstoffzonen und das Relaxationsverhalten. Wie oben beschrieben, ist die interkritische Wärmeeinflusszone als Ort des Versagens martensitischer SV unter betriebsnahen Beanspruchungsbedingungen identifiziert worden. Dies liegt zum einen an der niedrigen Zeitstandfestigkeit in diesem Bereich, zum anderen an der Verschärfung des Spannungszustands in der äußeren Wärmeeinflusszone. Der negative Einfluss eines Spannungszustands mit höherer Mehrachsigkeit auf das Zeitstandverhalten von Bauteilen und insbesondere von Schweißverbindungen ist in [Bild 3.19](#) dargestellt und konnte auch in [4], [5] und [54] gezeigt werden.



**Bild 3.19:** Porendichte in einer Schweißverbindungsprobe aus E911

Die oben dargestellte Schweißverbindungsprobe aus E911 ( $\vartheta = 600 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\sigma = 90 \text{ MPa}$ ,  $t_B = 19.800 \text{ h}$ , Type IV Versagen) zeigt deutlich, dass im Inneren der Probe, also im Bereich höherer Mehrachsigkeit, die Schädigung deutlich weiter fortgeschritten ist als dies in den Randbereichen der Probe der Fall ist.

Im Rahmen dieser Arbeit wird die Mehrachsigkeit mit Hilfe des Parameters  $q$  nach Clausmeyer [95] beschrieben. Dies bedeutet, dass für kleine Werte von  $q$  eine hohe Mehrachsigkeit des Spannungszustandes vorliegt. Die Auswertung einer Finite-Elemente-Simulation dieser Schweißverbindungsprobe zeigt den Verlauf der Mehrachsigkeit über dem Querschnitt der Probe, mit kritischen Werten der Spannungsmehrachsigkeit im Bereich der Probenlängsachse.



## 4 Experimentelle Untersuchungen

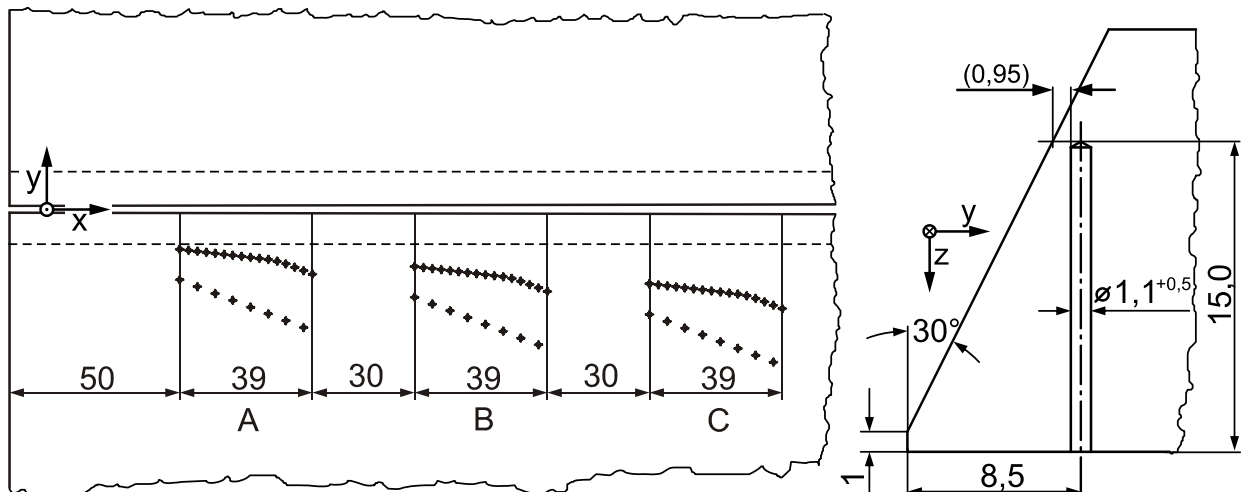
Wie bereits erwähnt, ist die genaue Kenntnis der Ausbreitung der WEZ eine unerlässliche Grundlage für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten FE-Simulationen. Deshalb werden hochauflösende Temperaturfeldmessungen eines mehrlagigen E-Handsweißvorgangs an dem in [Bild 4.1](#) dargestellten, dickwandigen Rohrsegment aus dem martensitischen 9 %-Cr-Stahl P92 durchgeführt.



**Bild 4.1:** Instrumentierte Rohrsegmente für die Temperaturfeldmessung

### 4.1 Charakterisierung der WEZ – Temperaturfeld- und Härtemessungen

Während des Schweißvorgangs wird die Temperatur mit 72 Thermoelementen (TE), jeweils mit definiertem Abstand zur Schmelzlinie und bei verschiedenen Wanddicken (im Bereich der Wurzellage, Wandmitte und im Bereich der Decklage) mit einer Abtastrate von 100Hz erfasst. Dazu werden für die TE je 24 Sacklöcher mit 5mm (A), 10mm (B) und 15mm (C) Tiefe gebohrt, siehe [Bild 4.2](#). Die Bohrungsanordnung wird so gewählt um für jede Einstecktiefe eine Reihe von Messstellen mit unterschiedlichem Abstand zur Nahtflanke zu erhalten.



**Bild 4.2:** Lage der einzelnen TE für die Temperaturfeldbestimmung

Geht man von einer konstanten Schweißgeschwindigkeit und ausreichendem Vor- und Nachlauf aus, können die TE in den einzelnen Bereichen axial hintereinander angeordnet werden. Die Bereiche vor und zwischen den Messbereichen werden benötigt um dem Schweißer hinreichend Vorlauf und Raum zum Elektrodenwechsel einzuräumen. Voraussetzung für die Vergleichbarkeit der Messergebnisse der einzelnen Raupen und Bereiche ist eine konstante Wärmeeinbringung beim Schweißen. Dazu werden die Streckenenergien beim Schweißen der einzelnen Raupen in Bild 4.3 miteinander verglichen. Die Streckenenergie berechnet sich aus:

$$J = \frac{\eta \cdot U \cdot I}{v_{j,i}} \quad \text{Gl. 4.1}$$

mit: J = Streckenenergie,  $\eta$  = Wirkungsgrad Schweißprozess, U = Schweißspannung, I = Schweißstrom und  $v_{j,i}$  = Schweißgeschwindigkeit mit (j = Bereiche A, B, C; i = Schweißraupen 1-15)

Die Schweißparameter der hier durchgeführten Schweißarbeiten sind in Tabelle A 1 gegeben. Man erkennt, dass bis auf wenige Ausnahmen ein konstanter Wärmeeintrag durch den Schweißprozess stattgefunden hat. Die abgebildeten Streubreiten berücksichtigen Messfehler der Schweißnahtlänge, Schwankungen der Schweißspannung, Schwankungen des Schweißstroms und Fehler bei der Ermittlung der Schweißgeschwindigkeit.

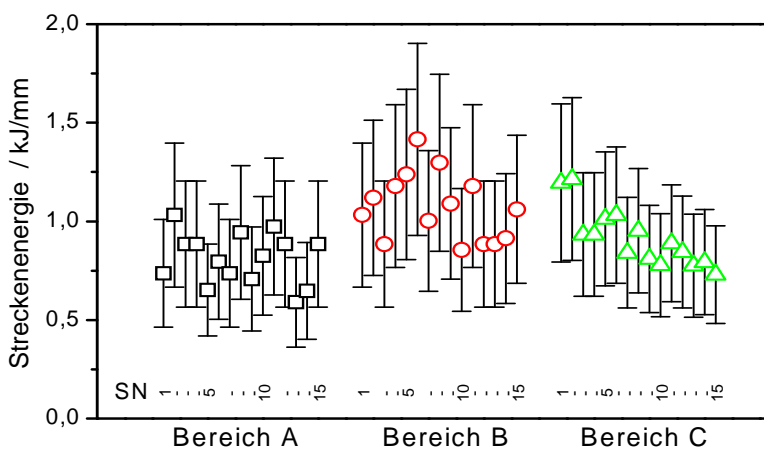
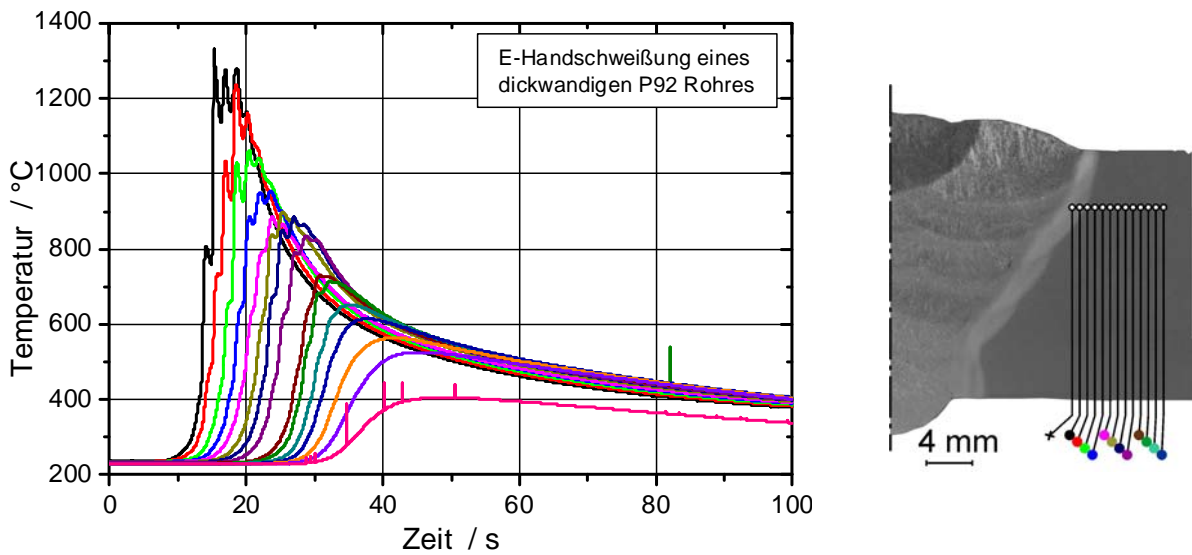


Bild 4.3: Streckenenergie der einzelnen Schweißraupen

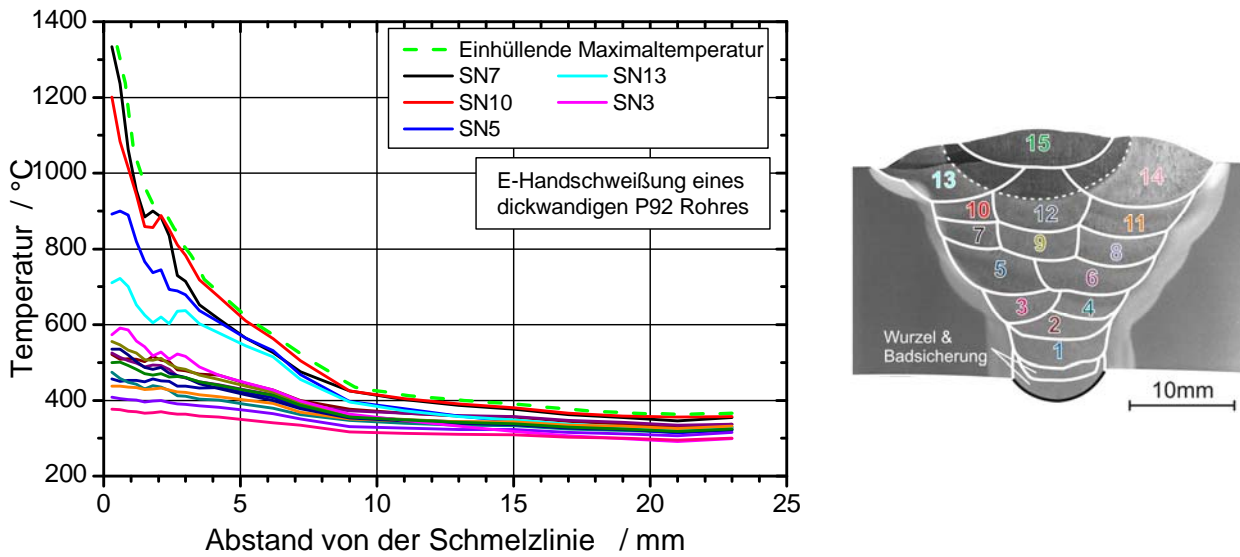
Aufgrund der hohen Abtastrate und der engen Staffelung der TE ist es möglich, sehr detaillierte Informationen über den Temperaturverlauf in der WEZ zu gewinnen. In Bild 4.4 sind die für eine Schweißraupe gemessenen Temperaturverläufe über der Zeit dargestellt.



**Bild 4.4:** Temperaturmessung in unterschiedlichen Abständen zur Schmelzlinie während einer E-Handschiweißung.

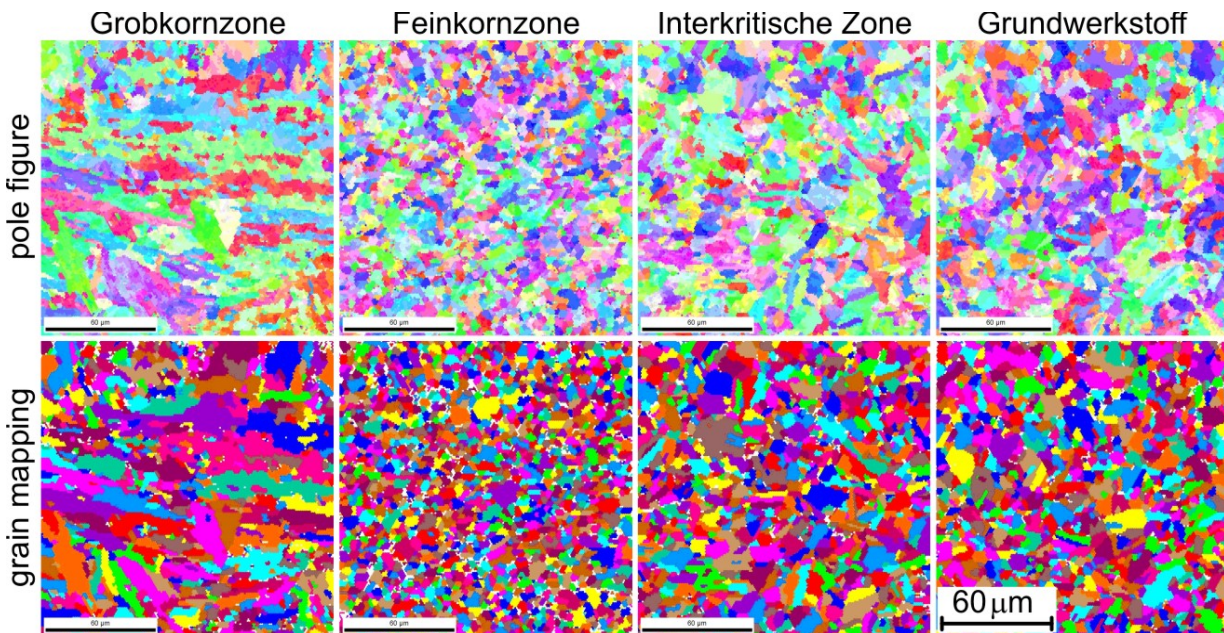
Der exakte Abstand des jeweils ersten TE der Bereiche A, B, und C von der SL wird nach Fertigstellung der Schweißnaht durch Querschliffe ermittelt. Bei der in Bild 4.4 dargestellten Messung, ist das der SL am nächsten positionierte TE aufgeschmolzen und liefert keine verwertbaren Ergebnisse. Das nächste – nur 0,3 mm weiter von der SL entfernt angebrachte TE – zeichnet allerdings einen Spitzenwert von 1330 °C auf. Die Welligkeit des Messsignals resultiert aus den Pendelbewegungen des Schweißers.

Für die Bestimmung der Größe der WEZ und die spätere Zuweisung von Materialeigenschaften in der FE-Simulation, ist die maximale Temperatur, der ein Werkstoffbereich während dem Schweißen ausgesetzt ist weitaus entscheidender als der Zeitpunkt, zu dem dies geschieht, siehe [Bild 4.5](#). In der Regel werden SN im Kraftwerksbau – allein wegen der zu fügenden Wanddicken – als Mehrlagenschweißnähte ausgeführt. Deswegen müssen mehrere Schweißlagen bei der Temperatureinbringung in die WEZ berücksichtigt werden. Interessiert die maximale, an einer Stelle gemessene Temperatur, muss wie in Bild 4.5 die Einhüllende über alle Schweißlagen gebildet werden.



**Bild 4.5:** Maximale Temperaturen in der WEZ im Abstand zur SL während der Fertigung der 15 Schweißraupen.

An der oben beschriebenen Schweißung zur Temperaturfeldbestimmung wurden mit der EBSD-Methode (Electron Backscatter Diffraction) Untersuchungen zur kristallographischen Charakterisierung des Gefüges durchgeführt, siehe Bild 4.6.



**Bild 4.6:** EBSD Untersuchungen einer E-Hand geschweißten P92 Schweißverbindung.

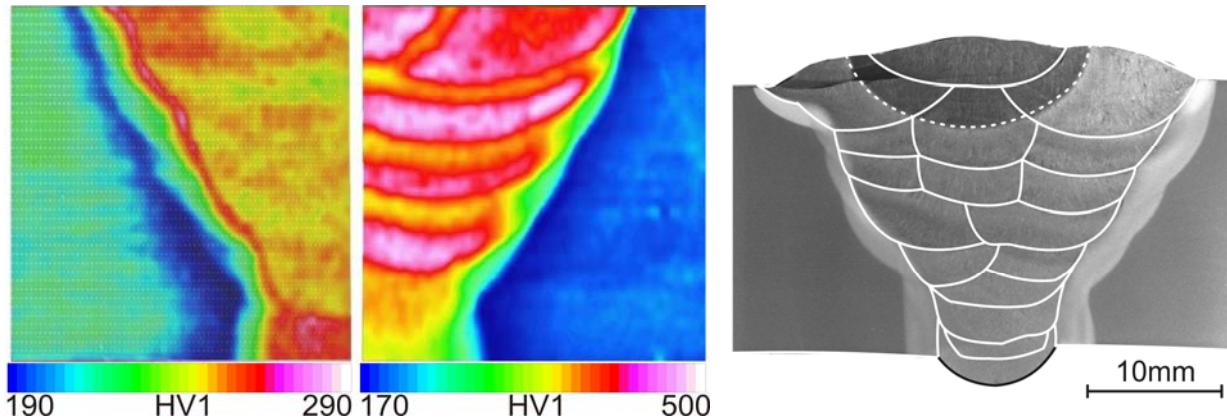
Die EBSD-Methode beruht auf der computergestützten Auswertung von Beugungsbildern, welche bei der Wechselwirkung eines Elektronenstrahls mit der Werkstoffstruktur im Rasterelektronenmikroskop (REM) entstehen.

Dazu wird ein zuvor definierter Bereich einer verformungsarm präparierten Probe (typischerweise  $70^\circ$  gegenüber dem eintretenden Primärelektronenstrahl gekippt eingebaut) im REM schrittweise abgerastert. Die zu jeder Koordinate anfallenden Beugungsbilder werden automatisch indiziert, d.h. jedem abgerasterten Punkt wird eine Kornorientierung zugewiesen. Eine detaillierte Beschreibung dieser Technik und ihrer Anwendung auf martensitische Werkstoffe ist in [100] gegeben. Mit den erhaltenen Kornorientierungen ist es unter anderem möglich – nachdem die Daten mit verschiedenen Filtern bearbeitet worden sind – die Korngröße in den untersuchten Bereichen exakt zu bestimmen. Dies ist vor allem in der interkritischen WEZ martensitischer Stähle lichtoptisch oft schwierig, da in dieser Zone häufig ein relativ diffuses Gefüge vorliegt.

In Bild 4.6 sind EBSD Untersuchungen von vier Bereichen der WEZ (vergleiche Bild 3.15) dargestellt:

- Ganz links das Gefüge der Grobkornzone, teilweise sind noch Ausläufer der dendritischen Struktur des SG zu erkennen.
- Daneben das deutlich feinere Korn der Feinkornzone, diese Untersuchungen wurden in ca. 1,6 mm Abstand von der Fusionslinie durchgeführt.
- Das Gefüge der interkritischen WEZ im zweiten Bild von rechts unterscheidet sich durch seine Inhomogenität (große und kleine Körner liegen direkt nebeneinander vor) vom ebenfalls untersuchten GW (ganz rechts). Selbst in der EBSD Aufnahme erkennt man das für diese Zone typische diffuse Gefüge.

Um ein noch detaillierteres Bild von der WEZ zu erhalten, wurde die Mikrohärteverteilung (HV1) im Bereich der Schweißnaht ermittelt, siehe Bild 4.7. Links im Bild ist die Härteverteilung in der SN nach einer für diesen Werkstoff typischen Wärmenachbehandlung – siehe Bild A 2 – nach dem Schweißprozess dargestellt. Deutlich sind unterschiedliche Zonen der WEZ zu erkennen. Typisch für diese SV ist auch die hohe Härte im Bereich der Fusionslinie. In Bild 4.7 (mitte) ist die Mikrohärteverteilung direkt nach dem Schweißen („as welded“) abgebildet. Hier erkennt man deutlich die einzelnen Schweißraupen mit jeweils sehr hohen Härtewerten im Zentrum. An den Rändern der Schweißraupen ist die Härte geringer, da diese Bereiche durch die nachfolgenden Schweißraupen eine Wärmenachbehandlung erfahren. An dieser Stelle muss auf die unterschiedlichen Härteskalen in Bild 4.7 hingewiesen werden. Eine Schliffuntersuchung in Bild 4.7 rechts zeigt den Lagenaufbau der SV. Die Mikrohärtemessungen wurden am IWS der Technischen Universität Graz durchgeführt.



**Bild 4.7:** Mikrohärtemessung an den E-Hand geschweißten P92 Rohrsegmenten, links nach Standardwärmebehandlung, mitte „as welded“, rechts Lagenaufbau im Makroschliff.

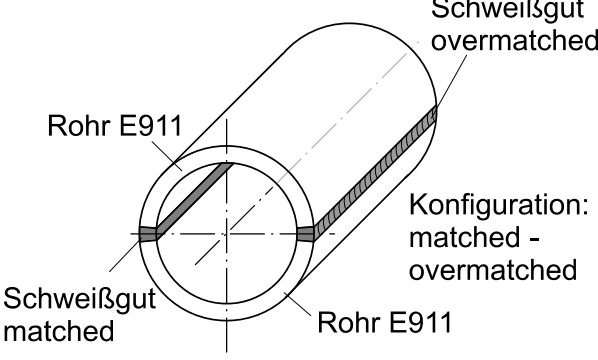
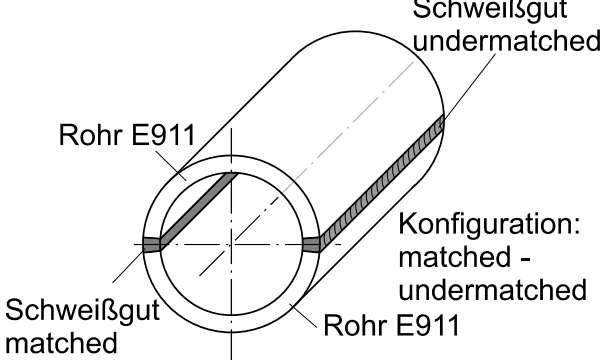
## 4.2 Experimentelle Ermittlung des Werkstoffverhaltens unter Hochtemperaturbeanspruchung

Im Rahmen dieser Arbeit werden zwei bauteilähnliche Komponenten (längsnahtgeschweißte Rohre unter Innendruck) und zahlreiche Kleinproben (Zug-, Warmzug- und Zeitstandversuche) zur Charakterisierung des Einflusses der Mehrachsigkeit auf das Zeitstandverhalten der mit unterschiedlichen Schweißgütern erstellten Schweißnähte untersucht. Folgende Schweißgüter werden verwendet:

- Undermatched SG: niedrigere Zeitstandfestigkeit im Vergleich zum E911 GW, (Thermanit MTS 3<sup>®</sup>, üblicherweise SG für P91)
- Overmatched SG: höhere Zeitstandfestigkeit im Vergleich zum E911 GW (Thermanit MTS 616<sup>®</sup>, üblicherweise SG für P92)
- Matched SG: äquivalente Zeitstandfestigkeit im Vergleich zum E911 GW, (Thermanit MTS 911<sup>®</sup>, üblicherweise SG für E911).

Eine Übersicht über diese Experimente ist in Tabelle 4.1 gegeben. Ausgangsmaterial für die Experimente bildet ein von der Vallourec & Mannesmann Tubes GmbH (V&M) zur Verfügung gestelltes, nahtloses, warmgewalztes Rohr aus E911 mit einem Außendurchmesser von ca. 355 mm, einer Wanddicke von 43 mm und 2900 mm Länge. Für die Untersuchungen wurde das Rohrstück zuerst in Segmente zerteilt. Zwei lange Abschnitte mit ca. 1225 mm Länge werden an die Essener Hochdruck-Rohrleitungsbau GmbH (EHR) zur Fertigung der Bauteilprüfkörper und Rohrsegmente für Schweißverbindungsproben verschickt, siehe Kapitel 4.3 und 4.4.

**Tabelle 4.1:** Versuchsmatrix

Bauteilversuch 1	Bauteilversuch 2		
			
Zeitstandversuche	Warmzugversuche		
<p><i>Homogene Proben</i><sup>(*)</sup>: E911 GW, E911 SG, P91 SG, P92 SG <i>Homogene Proben mit WEZ-simuliertem Gefüge</i>: <math>\vartheta_{\text{peak}} 1300\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 1100\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 900\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 880\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 850\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 820\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 800\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 780\text{ °C}</math> <i>Schweißverbindungsproben</i>: matched, over- &amp; undermatched</p>	<p><i>Homogene Proben</i><sup>(*)</sup>: E911 GW, E911 SG, P91 SG, P92 SG <i>Homogene Proben mit WEZ-simuliertem Gefüge</i>: <math>\vartheta_{\text{peak}} 1300\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 1100\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 900\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 880\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 850\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 820\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 800\text{ °C}</math>, <math>\vartheta_{\text{peak}} 780\text{ °C}</math></p> <table border="1" data-bbox="828 1142 1441 1261"> <tr> <th>Zugversuche bei RT</th> </tr> <tr> <td>E911 GW, E911 SG, P91 SG, P92 SG</td> </tr> </table>	Zugversuche bei RT	E911 GW, E911 SG, P91 SG, P92 SG
Zugversuche bei RT			
E911 GW, E911 SG, P91 SG, P92 SG			
<p><sup>(*)</sup> Zur Ermittlung der mechanisch- technologischen Kennwerte und für Zeitstanduntersuchungen des Schweißdrahts wurden von BöhlerThyssen Welding (BTW) Rohlinge durch Niederbringen von Schweißgut (UP-Verfahren) mit anschließender Wärmebehandlung (760 °C, 4 h, Luftabkühlung) hergestellt.</p>			

### 4.3 Laborproben zur Basischarakterisierung

Zur Basischarakterisierung der Werkstoffe bzw. Gefüge der WEZ von Schweißnähten dienen Zugversuche nach DIN EN 10002 [102] und [103] bei Raumtemperatur sowie bei 600 °C. Die dabei verwendete Probengeometrie B10 x 50 ist im Anhang in Bild A 3 dargestellt. Die mechanisch - technologischen Kennwerte sämtlicher Zugversuche sind, jeweils mit Daten aus der Literatur, in Tabelle A 2 - Tabelle A 6 gegeben.

Um das Langzeitverhalten der Werkstoffe unter Hochtemperaturbelastung zu untersuchen, werden Zeitstandversuche nach DIN EN 10291 [107] durchgeführt. Die so gewonnenen Zeit-Dehnkurven sind als Eingabe für die numerischen Materialmodelle unerlässlich. Die hier verwendete Probengeometrie ist für Kriechversuche aus homogenem Werkstoff in Bild A 4 abgebildet.

Für die WEZ Gefügesimulation werden Rohlinge zuerst einem an die oben beschriebene Temperaturmessung bei einem Mehrlagenschweißvorgang angepassten Thermozyklus unterworfen (rasches Erhitzen, definiertes Abkühlen), siehe Kapitel 4.3.3, bevor die eigentliche Probenform fertig gestellt wird.

Für Untersuchungen an Schweißverbindungsproben kommt eine verlängerte Variante der Normzeitstandprobe, siehe Bild A 5, zum Einsatz. Ein wesentlicher Vorteil dieser Proben mit verlängerter Messlänge ist, dass neben der Schweißnaht auch noch ein relativ großer Bereich ungestörten Grundwerkstoffs geprüft werden kann. Werden Vickers Härteeindrücke in definiertem Abstand über die ganze Messlänge verteilt, kann durch Ausmessen der Abstände zwischen den Eindrücken vor und nach dem Versuch die plastische Dehnung beim Versagen der Probe in den einzelnen Bereichen ermittelt werden, siehe Bild 4.22. Diese Information kann dann z. B. bei der Validierung eines Materialmodells verwendet werden. Die Ergebnisse der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Zeitstanduntersuchungen sind im Anhang in Tabelle A 7 - Tabelle A 8 zusammengefasst.

#### 4.3.1 E911 Grundwerkstoff

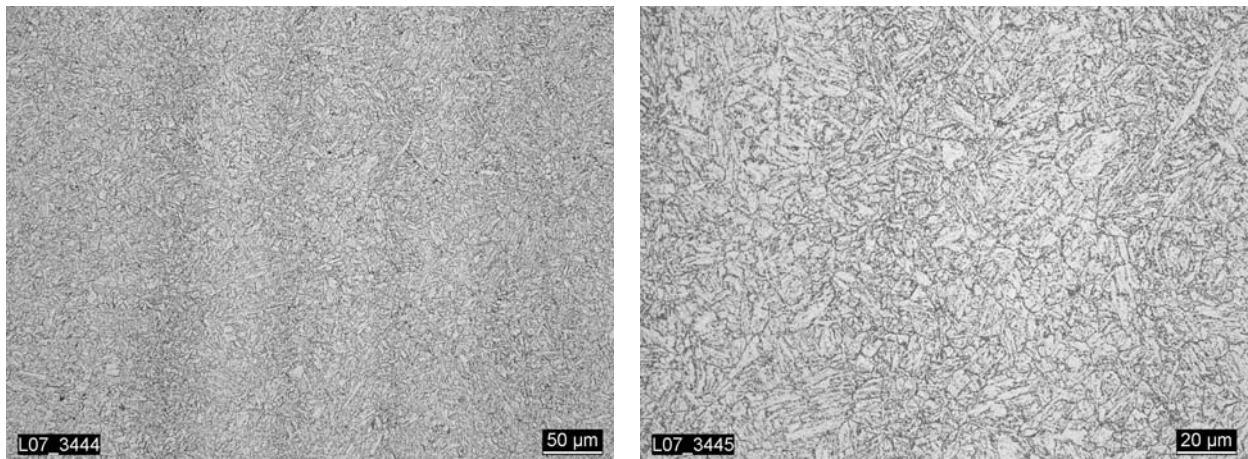
Wie bereits im Kapitel 2.3 detailliert beschrieben, handelt es sich bei dem Werkstoff E911 um einen 9 %-Chromstahl mit speziell für die Anwendung im Hochtemperaturbereich angepassten Werkstoffeigenschaften. Das Hauptaugenmerk bei der Werkstoffentwicklung des E911 wurde neben einer ausreichenden Oxidationsbeständigkeit und guter Verarbeitbarkeit vor allem auf eine Verbesserung der Zeitstandfestigkeit gegenüber dem in großem Umfang eingesetzten martensitischen Stahl P91 gelegt. Die chemische Zusammensetzung der hier verwendeten Charge des E911 laut V&M Abnahmeprüfzeugnis des Ausgangsrohrs [104] ist in Tabelle 4.2 dargestellt. Als Referenz bzw. ergänzend sind die Minimal- und Maximalwerten dieses Werkstoffes aus den VdTÜV-Werkstoffblättern [12] aufgeführt. Ein Vergleich mit den Werkstoffen P91 und P92 ist in Tabelle 2.1 gegeben.

Tabelle 4.2: Chem. Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe, [12] und [104].

	Chemische Zusammensetzung (Schmelze) in Gewichts- %															
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	Al	B	Cu	N	Nb	Ti
E911 VdTÜV min.	0,090	0,10	0,30	-	-	8,50	0,90	0,10	0,180	0,900	-	0,0005	-	0,050	0,060	-
E911 VdTÜV max.	0,130	0,50	0,60	0,020	0,010	9,50	1,10	0,40	0,250	1,100	0,040	0,0050	-	0,090	0,100	-
E911 GW (spez. Schmelze)	0,120	0,20	0,47	0,015	0,002	8,62	0,94	0,24	0,203	0,959	0,016	0,0018	-	0,075	0,084	-

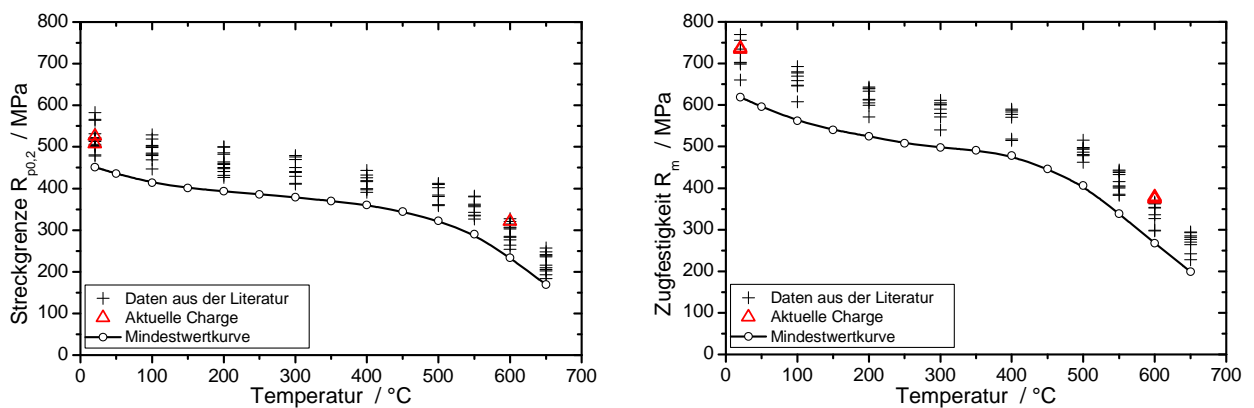
Metallographische Untersuchungen am Grundwerkstoff des Rohres zeigen eine für diese Werkstoffgruppe typische Gefügestruktur aus angelassenem Martensit, siehe Bild 4.8.

Allerdings ist im hier vorliegenden Fall keine ausgeprägte Lattenstruktur mehr erkennbar. Weiterhin sind ehemalige Austenitkorngrenzen lichtoptisch nur schwer zu erkennen. Die beim Herstellungsprozess (Gießverfahren) entstandenen Seigerungen, sind nach dem Warmformgebungsverfahren als Seigerungszone (Zeilengefüge) in Rohrlängsrichtung erkennbar, siehe Bild 4.8 (links, 200-fache Vergrößerung).



**Bild 4.8:** E911 Grundwerkstoff, Ätzmittel Pikrin-Salzsäure, (200:1, 500:1)

Ergebnisse der durchgeführten Zugversuche bei RT und bei 600 °C sind zusammen mit Literaturdaten [108] in **Bild 4.9** dargestellt.



**Bild 4.9:** Streckgrenze und Zugfestigkeit des Stahls E911 im Temperaturbereich RT – 650 °C, Mindestwertkurve nach [109].

Es fällt auf, dass die hier verwendete Schmelze am oberen Ende des Streubandes der Festigkeit – sowohl bei Raumtemperatur als auch bei 600 °C – zu liegen kommt. Dies wird auch deutlich, wenn man die Ergebnisse der Zugversuche mit den in den VdTÜV-Werkstoffblättern bzw. ECCC Data Sheets gegebenen Mindestwerten der Streckgrenze und der Zugfestigkeit vergleicht, siehe Tabelle A 2 im Anhang.

Zeitstanduntersuchungen am E911 Grundwerkstoff wurden lediglich stichprobenartig zur Einordnung des Werkstoffs im Streuband bei drei unterschiedlichen Spannungen (110 MPa, 130 MPa und 150 MPa) und 600 °C durchgeführt. siehe Bild 4.10.

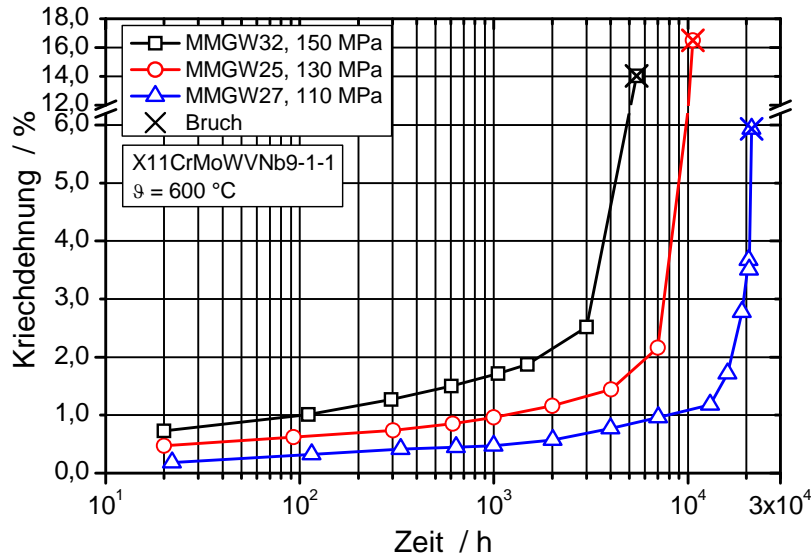


Bild 4.10: Zeitdehnlinsen E911 Grundwerkstoff

Betrachtet man die Ergebnisse im Zeitstandschaubild zusammen mit Literaturdaten in Bild 4.11, stellt man fest, dass die Zeitstandfestigkeit der hier betrachteten Schmelze ungefähr in der Mitte des Streubandes liegt. (Das Ergebnis des Versuchs bei 110 MPa ist kein gültiger Versuch, da die Probe bei einem Zwischenausbau beschädigt wurde, was mit Sicherheit zu vorzeitigem Versagen geführt hat). Für die Anpassung der Kriechgesetze bedeutet dies, dass eine Erweiterung der Datenbasis mit Zeitstanddaten, die ebenfalls auf der Mittelwertslinie des Streubandes liegen, möglich ist.

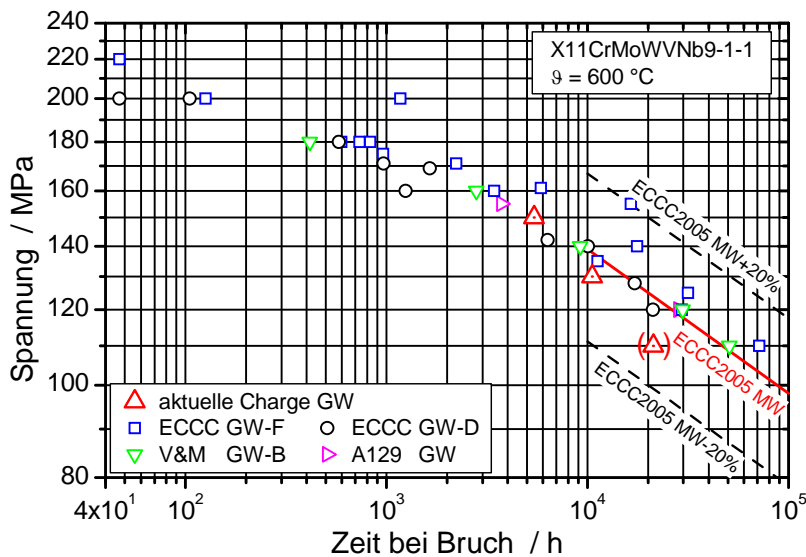


Bild 4.11: Zeitstandschaubild E911 Grundwerkstoff, Literaturdaten [80].

Um das Phasenumwandlungsverhalten des Gefüges und insbesondere die Umwandlungstemperaturen des hier verwendeten Werkstoffs zu untersuchen, werden Dilatometerversuche mit zwei verschiedenen Aufheizraten durchgeführt, siehe Bild 4.12. Die Aufheizrate des hier verwendeten Dilatometers (DIL801) der Firma Bähr Thermoanalyse ist allerdings nach oben beschränkt. Abhängig von der Probengeometrie liegt die maximale Heizrate bei ca. 100 K/min. Für Schweißprozesse typische Temperaturzyklen, mit extrem hohen Heiz- und Abkühlraten, können z. B. auf einer thermomechanischen Prüfmaschine Gleeble<sup>®</sup> (thermo-mechanischer, physikalischer Umformsimulator) durchgeführt werden.

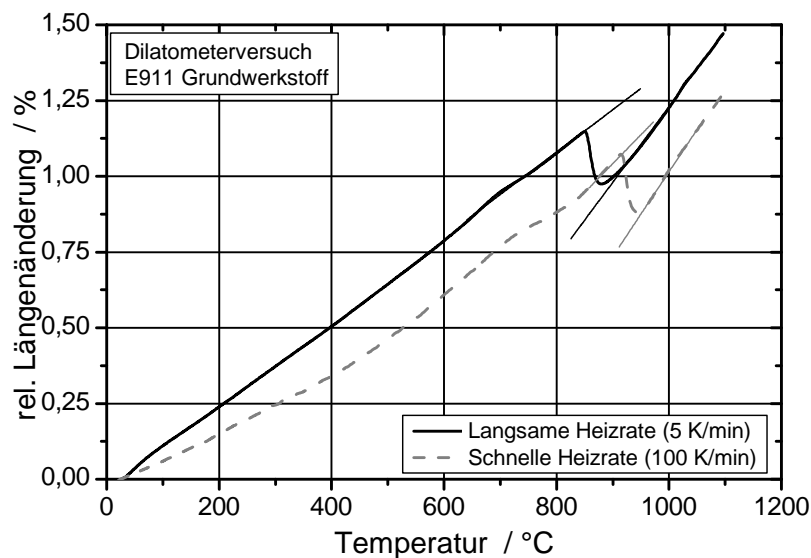


Bild 4.12: Dilatometerkurve des Werkstoffs E911 (nur Aufheizen) bis 1100 °C

Die Umwandlungstemperaturen werden graphisch mit Hilfe von Tangenten an den stetigen Kurvenverlauf ermittelt. Die Umwandlung des martensitischen Gefüges in Austenit ( $A_{C1}$ ) beginnt für die langsame Heizrate (5 K/min) bei 848 °C, abgeschlossen ist die Umwandlung ( $A_{C3}$ ) bei 925 °C. Für höhere Heizraten (100 K/min) hat sich sowohl die  $A_{C1}$  – Temperatur (918 °C) als auch die  $A_{C3}$  – Temperatur (950 °C) zu höheren Werten verschoben, allerdings ist das Intervall kleiner geworden. Die hier ermittelten Werte stimmen gut mit Daten aus der Literatur überein [35].

### 4.3.2 Eingesetzte Schweißgüter

Wie bereits erwähnt, werden die Längsschweißnähte mit dem Unterpulverschweißverfahren (UP) hergestellt. Das UP-Schweißen ist ein voll mechanisiertes Lichtbogenschweißverfahren, bei dem eine Draht- oder Bandedelektrode unter einer Schicht aus grobkörnigem, mineralischem Schweißpulver im Lichtbogen abgeschmolzen wird. Durch den Wärmeeintrag des Lichtbogens schmilzt das Pulver und bildet eine flüssige Schlacke, die den Lichtbogen und das Schmelzbad von der Atmosphäre abschirmt. Durch die gezielte Auswahl einer bestimmten Draht/Pulverkombination kann die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes maßgeblich beeinflusst werden, da durch die Reaktionen von metallischer Schmelze und Schlacke ein Ab- oder Zubrand von Legierungselementen erfolgen kann.

Für alle im Rahmen dieser Arbeit gefertigten Schweißnähte kommt eine Draht/Pulverkombination der Firma BöhlerThyssen Welding (BTW) zum Einsatz. Beim Pulver handelt es sich um Marathon 543<sup>®</sup>, ein agglomeriertes fluorid-basisches Sonderschweißpulver für das Schweißen von hochwarmfesten 9 %-Cr-Stählen mit metallurgisch nahezu neutralem Verhalten hinsichtlich Si und Mn (kein nennenswerter Zu- bzw. Abbrand) [110]. Die Aufgabe des in der Regel lose auf die Schweißstelle geschütteten Schweißpulvers entspricht dem der Umhüllung einer Stabelektrode in physikalischer und metallurgischer Hinsicht. Zum einen schützt die flüssige Schlacke das Schmelzbad wie erwähnt vor der Atmosphäre. Zum anderen fließt Strom durch die Schlacke – als Resultat schmilzt diese zusätzlich die Nahtränder an und erleichtert damit das Ausfließen der Naht.

Die chemische Zusammensetzung der für die Schweißung verwendeten Schweißdrähte ist in Tabelle 4.3 gegeben. Beim matched E911 Schweißgut handelt es sich um Thermanit MTS 911<sup>®</sup>. Undermatched geschweißt wird mit Thermanit MTS 3<sup>®</sup>, das sich mit geringerer Zeitstandfestigkeit im Vergleich zum E911 SG laut Herstellerangabe [110] besonders zum Schweißen von warmfesten 9 %-Chromstählen und explizit von P91 eignet. Das overmatched SG Thermanit MTS 616<sup>®</sup> wird in der Regel zum Schweißen von P92 verwendet und weist gegenüber dem E911 SG einen höheren Kriechwiderstand auf. Als Referenz sind neben der Schmelzenanalyse des verwendeten E911 Rohres auch Angaben zum P91 und P92 aus der Literatur angegeben. Die Daten entstammen dem BTW Prüfbericht / Schweißprotokoll, [13], [14] und [104].

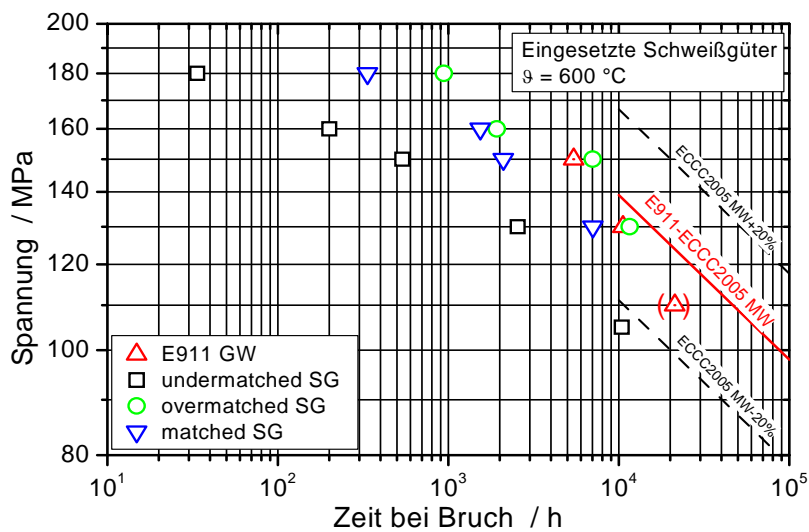
Die chemische Zusammensetzung der unterschiedlichen Schweißgüter und des Grundwerkstoffs sind annähernd identisch. Lediglich beim Wolframgehalt ist ein größerer Unterschied feststellbar, da dem P91 und dem zugehörigen SG kein Wolfram zulegiert wird. Eine nennenswerte Diffusion chemischer Elemente – vor allem Kohlenstoff und Chrom – vom SG in den GW oder vice versa kann somit ausgeschlossen werden.

**Tabelle 4.3:** Chemische Zusammensetzung der UP-Schweißdrähte – GW Daten als Referenz

	Chemische Zusammensetzung (Schmelze) in Gewichts- % bzw. ppm für Bor																
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	Al	B	Cu	N	Nb	Ti	
matched SG (spez. Schmelze)	0,093	0,32	0,56	0,007	0,005	8,92	0,97	0,58	0,200	0,960	0,017	<10	0,047	0,042	0,046	0,001	
E911 GW (spez. Schmelze)	0,120	0,20	0,47	0,015	0,002	8,62	0,94	0,24	0,203	0,959	0,016	18	-	0,075	0,084	-	
undermatched SG (spez. Schmelze)	0,087	0,25	0,64	0,006	0,006	8,69	0,96	0,64	0,190	-	0,020	-	0,037	0,035	0,046	0,001	
P91 GW (VdTÜV)	min.	0,080	0,20	0,30	-	-	8,00	0,85	-	0,180	-	-	-	0,030	0,060	-	
	max.	0,120	0,50	0,60	0,020	0,010	9,50	1,05	0,40	0,250	-	0,040	-	0,070	0,100	-	
overmatched SG (spez. Schmelze)	0,087	0,35	0,56	0,007	0,005	8,79	0,40	0,51	0,180	1,65	0,016	<10	0,043	0,040	0,056	0,001	
P92 GW (ECCC)	min.	0,070	-	0,30	-	-	8,50	0,30	-	0,150	1,50	-	10	-	0,030	0,040	-
	max.	0,130	0,50	0,60	0,020	0,010	9,50	0,60	0,40	0,250	2,00	0,040	60	-	0,070	0,090	-

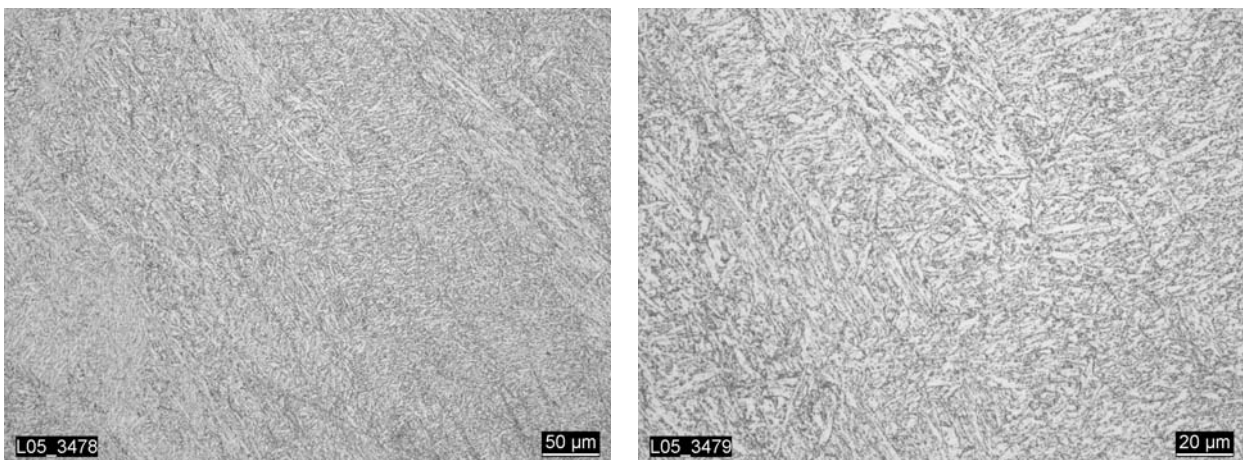
Betrachtet man die ermittelten Daten im Zeitstandschaubild stellt man fest, dass das hier verwendete matched Schweißgut im Vergleich zum Grundwerkstoff eine leicht abgesenkte Zeitstandfestigkeit aufweist, siehe [Bild 4.13](#).

Wie erwartet, zeigt das undermatched SG einen deutlich geringeren Kriechwiderstand als der verwendete GW, die Zeitstandfestigkeit dieses SG liegt unterhalb des Streubandes des E911. Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Charge des overmatched Schweißgutes weist eine zum Grundwerkstoff des Rohres äquivalente Zeitstandfestigkeit auf.



**Bild 4.13:** Zeitstandschaubild der untersuchten Schweißgüter.

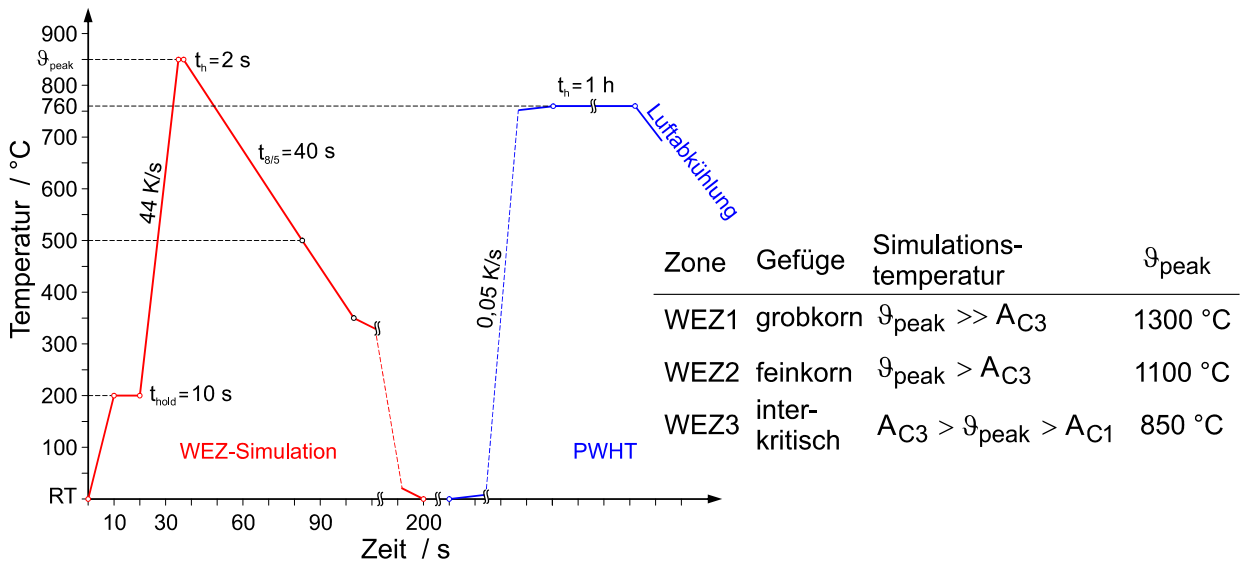
Exemplarisch sind in **Bild 4.14** metallographische Untersuchungen an niedergebrachtem P91 Schweißgut (undermatched) dargestellt. Im Gegensatz zum Gefüge des Grundwerkstoffs, **Bild 4.8**, sind hier die typischen Martensitnadeln deutlich erkennbar. Bei den durchgeführten lichtoptischen Untersuchungen wurden im niedergebrachten SG keine Anzeichen von  $\delta$ -Ferrit festgestellt.



**Bild 4.14:** P91 Schweißgut, Ätzmittel Pikrin-Salzsäure, (200:1, 500:1)

#### 4.3.3 Zeitstanduntersuchungen an Proben aus simuliertem WEZ-Gefüge

Um das Werkstoffverhalten, der durch die Wärmeeinbringung beim Schweißen thermisch veränderten Gefüge in die numerischen Materialmodelle implementieren zu können, muss das Zeitstandverhalten dieser Gefüge ermittelt werden. Aus diesem Grund werden Rohlinge aus E911 Grundwerkstoff rasch auf die jeweilige Spitztemperatur erhitzt und definiert abgekühlt. Anschließend erfolgt eine typische Wärmehandlung („post weld heat treatment“ PWHT, siehe **Bild A 2**) wie sie in der Regel nach dem Schweißen durchgeführt wird, siehe **Bild 4.15**.



**Bild 4.15:** Schematischer Temperaturzyklus für WEZ-simuliertes Gefüge (Spitzentemperaturen für E911 GW, Unterpulverschweißprozess).

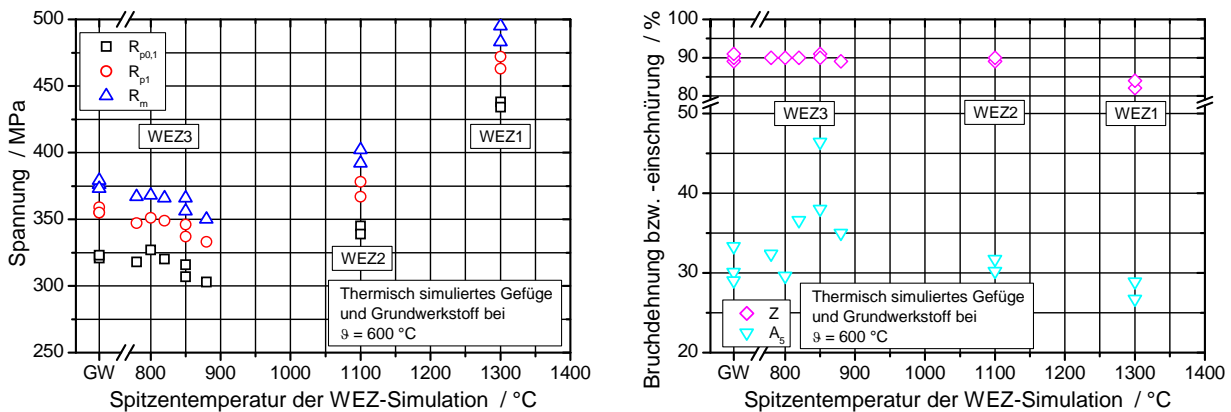
Es gibt in der Technik verschiedene Methoden diesen Temperaturverlauf zu simulieren. Entweder kommt dabei eine thermomechanische Prüfmaschine (Gleeble<sup>®</sup>) zum Einsatz, oder man verwendet eine Spule zum induktiven Aufheizen der Probe und kühlt anschließend im Ölbad ab [91]. Die Temperaturverteilung über der Probenlänge kann bei einer Gleeble<sup>®</sup>-Simulation verfahrensbedingt nur in einem relativ geringen Bereich (in der Regel ca. 20 mm) konstant gehalten werden. Aus diesem Grund kommt es bei WEZ1 und WEZ2 Simulationen immer zu einer angrenzenden interkritischen WEZ. Deswegen sind bei dieser Technik spezielle, in der Mitte eingeholte Zeitstandproben nötig, um vorzeitiges Versagen in diesen angrenzenden Bereichen auszuschließen. Bei der im Rahmen dieser Untersuchungen eingesetzten WEZ-Simulation mit Spule und Ölbad, kann hingegen eine normgerechte Zeitstandprobe mit homogenem Gefüge über die komplette Messlänge erzeugt werden.

Die Temperaturverteilung in der WEZ beim Schweißen ist vom Werkstoff, der Geometrie und dem Schweißverfahren abhängig. Die in Kapitel 4.1 vorgestellte experimentelle und numerische Bestimmung des Temperaturfeldes bei einer E-Hand Mehrlagenschweißung, bilden die Grundlage bei der Festlegung der Temperaturverläufe für die WEZ Simulation.

Weiterhin kann neben einer Vielzahl von Forschungsarbeiten bei 9-12 %-Cr-Stählen ([47], [79] - [81], [90], [111] - [113]) bzw. Untersuchungen am ferritischen Stahlguss GS-17CrMoV5-11 ([114], [115]) auch auf Dilatometerversuche zum Umwandlungsverhalten und numerische Simulationen (z. B. mit dem Softwarepaket MatCalc [116] und [117] oder Thermo-Calc / DICTRA [118]) zurückgegriffen werden. Die in Bild 4.15 gegebenen Spitzentemperaturen sind für E911 GW und UP-Schweißungen charakteristisch.

Um den Einfluss der Spitzentemperatur für die interkritische Wärmeeinflusszone (WEZ3) näher zu untersuchen, siehe Bild 2.8, wurden neben den sonst üblichen Untersuchungen bei 850 °C weitere Untersuchungen bei 900 °C, 880 °C, 820 °C, 800 °C und 780 °C durchgeführt.

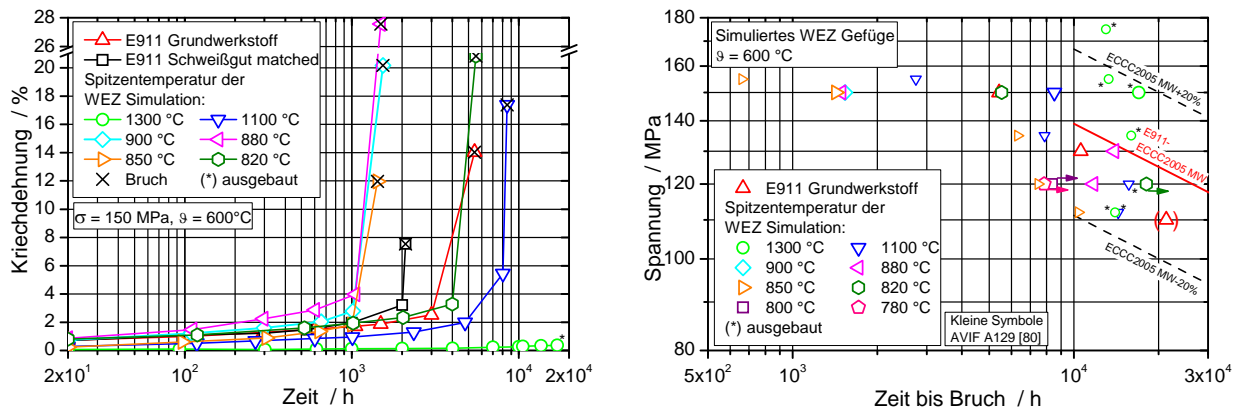
Die Ergebnisse der Warmzugversuche an den WEZ-simulierten Proben und Referenzproben aus thermisch unbehandeltem GW sind in Bild 4.16 gegeben.



**Bild 4.16:** Mechanisch – technologische Kennwerte für E911 GW und mit unterschiedlichen Spitzentemperaturen WEZ simulierte Proben.

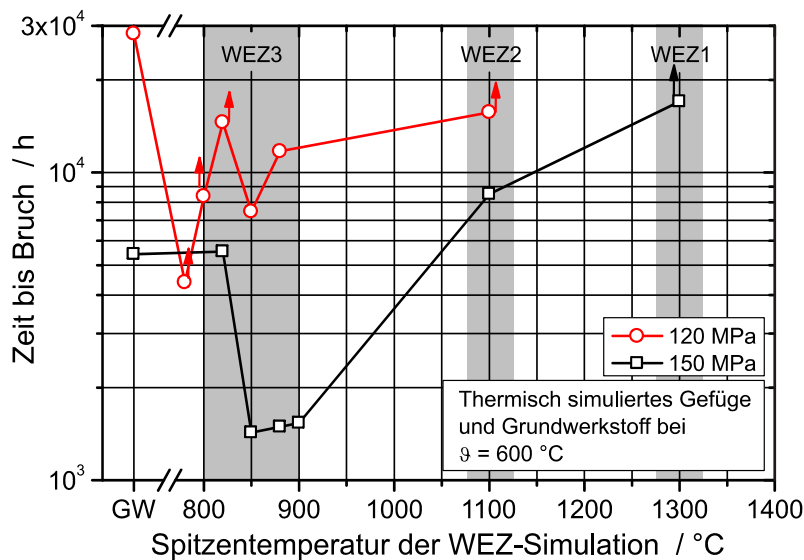
Die Festigkeitskennwerte in Bild 4.16 (links) weisen im Bereich der Spitzentemperaturen 850 °C und 880 °C ein Minimum auf, wohingegen die Proben mit WEZ2 ( $\vartheta_{\text{peak}} = 1100 \text{ °C}$ ) und vor allem die mit WEZ1 ( $\vartheta_{\text{peak}} = 1300 \text{ °C}$ ) simuliertem Gefüge eine erhebliche Festigkeitssteigerung – im Vergleich zum GW – erfahren. Die Bruchdehnung in Bild 4.16 (rechts), liegt in einem großen Temperaturbereich auf einem konstant hohen Niveau, lediglich bei den mit 1300 °C WEZ-simulierten Proben kann ein leichter Rückgang beobachtet werden. Die Bruchdehnungswerte zeigen eine relativ große Streuung – allerdings kann auch hier eine eingeschränkte Verformbarkeit der mit der höchsten Temperatur ( $\vartheta_{\text{peak}} = 1300 \text{ °C}$ ) simulierten Proben festgestellt werden.

Die Zeitdehnlinsen der Versuche mit WEZ-simuliertem Gefüge bei 150 MPa Prüfspannung sind in Bild 4.17 (links) abgebildet, rechts ist das Zeitstandschaubild aller im Rahmen dieser Untersuchungen thermisch simulierten Proben mit Referenzdaten aus der Literatur [80] dargestellt.



**Bild 4.17:** Zeitstandschaubild WEZ-simuliertes Gefüge, Literaturdaten [80]

Einmal mehr wird die hervorragende Zeitstandfestigkeit der mit 1300 °C simulierten Grobkornzone deutlich. Das mit 1100 °C thermisch simulierte Feinkorngefüge weist Zeitstandeigenschaften oberhalb des Grundwerkstoffes auf. Der Versuch bei 120 MPa Prüfspannung mit 820 °C Spitzentemperatur läuft noch, wird sich aber aller Voraussicht nach im mittleren Streuband des GW einordnen. Der geringste Kriechwiderstand kann bei Proben, die zwischen 850 °C und 900 °C wärmebehandelt wurden, festgestellt werden. Dies geht auch aus dem in Bild 4.18 dargestellten Diagramm hervor. Hier wird das Minimum der Zeitstandfestigkeit besonders deutlich, das beim hier untersuchten Werkstoff bei einer Spitzentemperatur von 850 °C liegt.



**Bild 4.18:** Einfluss der Spitzentemperatur der WEZ-Simulation auf das Zeitstandverhalten

#### 4.3.4 Zeitstanduntersuchungen an Schweißverbindungsproben

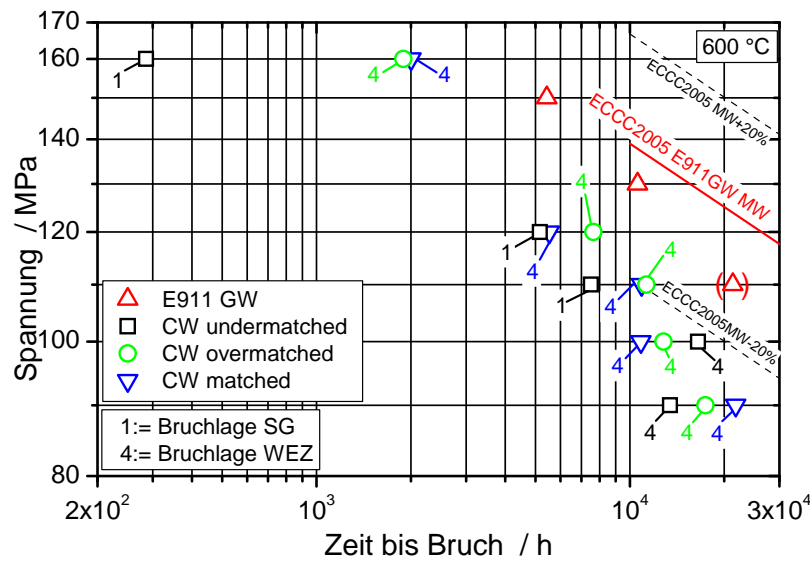
Bei der Fertigung der längsnahtgeschweißten Rohre durch EHR sind pro Rohr Segmente von 200 mm Länge für Schweißverbindungsproben vorgesehen, siehe Bild 4.19.



Bild 4.19: Prüfkörper und Rohrsegmente im Anlieferungszustand

Prüfkörper und Segmente wurden erst nach Beendigung der Längsnahtschweißung getrennt und haben eine identische Wärmenachbehandlung erfahren. Aus den Rohrsegmenten wurden gemäß Bild A 6 Schweißverbindungsproben quer zur Naht mit der in Bild A 5 abgebildeten Geometrie für Zeitstanduntersuchungen entnommen.

Bild 4.20 zeigt das Zeitstandschaubild aller Schweißverbindungsproben, die zur Untersuchung des Einflusses der Zeitstandfestigkeit des Schweißgutes und folglich des Mehrachsigengrades des Spannungszustandes auf das Zeitstandverhalten geschweißter Bauteile im Rahmen dieser Arbeit geprüft worden sind.





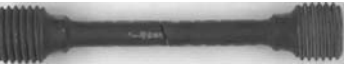
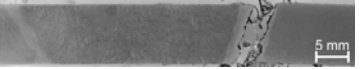




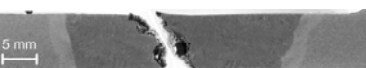












**Bild 4.20:** Zeitstanddiagramm Schweißverbindungsproben.

Eine Übersicht über die gebrochenen Schweißverbindungsproben ist in Tabelle 4.4 gegeben. Bei Spannungen größer 100 MPa, kann bei den unermatched geschweißten Proben Versagen im SG beobachtet werden. Dies deutet darauf hin, dass bei den relativ hohen Spannungen (160 MPa, 120 MPa bzw. 110 MPa) bei den unermatched geschweißten Proben der Bruchlagenwechsel noch nicht stattgefunden hat. Bei den matched und overmatched geschweißten Proben ist die Bruchlage bei allen hier durchgeführten Versuchen in der interkritischen WEZ. Allerdings liegt bei den Proben mit hohen Spannungen – siehe 160 MPa un- und overmatched SG in Tabelle 4.4 – ein anderer Versagensmechanismus zugrunde als bei Versuchen mit geringeren (einsatznahen) Spannungen. Die extrem hohen plastischen Verformungen, insbesondere die hohe Brucheinschnürung sind eher typisch für Versagen beim Warmzugversuch als für Zeitstandversagen, welches sich in der Regel durch ein eher verformungsarmes Werkstoffversagen kennzeichnet, siehe Bild 3.3.

Es fällt auf, dass die mit 90 MPa belastete und mit unermatched Schweißgut geschweißte Probe ca. 3.000 h vor der höher belasteten (100 MPa) Probe gebrochen ist. Auch im Vergleich mit den auf demselben Spannungsniveau geprüften Proben der anderen Schweißkonfigurationen, ist eine höhere Versagenszeit zu erwarten.

**Tabelle 4.4:** Übersicht über die Zeitstandfestigkeit der untersuchten Schweißverbindungsproben bei 600 °C.

	matched geschweißt	undermatched geschweißt	overmatched geschweißt
90 MPa	Bezeichnung: MMCW <sub>M</sub> 5 t <sub>B</sub> = 21.774h	MMCW <sub>UM</sub> 5 t <sub>B</sub> = 13.426h <sup>(*)</sup>	MMCW <sub>OM</sub> 5 t <sub>B</sub> = 17.408h
	 -	 	 -
100 MPa	MMCW <sub>M</sub> 4 t <sub>B</sub> = 10.842h	MMCW <sub>UM</sub> 4 t <sub>B</sub> = 16.504h	MMCW <sub>OM</sub> 4 t <sub>B</sub> = 12.804h
	 	 -	 -
110 MPa	MMCW <sub>M</sub> 1 t <sub>B</sub> = 10.888 h	MMCW <sub>UM</sub> 1 t <sub>B</sub> = 7.511 h	MMCW <sub>OM</sub> 1 t <sub>B</sub> = 11.282 h
	 -	 	 -
120 MPa	MMCW <sub>M</sub> 3 t <sub>B</sub> = 5.538h	MMCW <sub>UM</sub> 3 t <sub>B</sub> = 5.153h	MMCW <sub>OM</sub> 3 t <sub>B</sub> = 7.646h
	 	 	 -
160 MPa	MMCW <sub>M</sub> 2 t <sub>B</sub> = 2.002h	MMCW <sub>UM</sub> 2 t <sub>B</sub> = 285h	MMCW <sub>OM</sub> 2 t <sub>B</sub> = 1.892h
	 	 -	 -

(\*) 90 MPa Probe vor 100 MPa gebrochen, muss als Ausreißer bewertet werden

Der Durchmesser der Probe MMCWM2 ist nach Beendigung des Versuchs in Abständen von 2 mm entlang der Messlänge bestimmt, und mit dem Ausgangsdurchmesser korreliert worden. Unter der Annahme vollplastischer Verformung ( $\mu = 0,5$ ) kann die Umfangsdehnung näherungsweise in Längsdehnung umgerechnet werden. Das Ergebnis dieser Auswertung ist in Bild 4.21 dargestellt.

Deutlich ist die Dehnungskonzentration in der WEZ zu erkennen. Auffällig ist, dass ein relativ großer Bereich (ca. 15 mm) hohe plastische Dehnungen aufweist. Schubert kommt bei seinen systematischen Untersuchungen von Schweißverbindungsproben zu einem ähnlichen Befund [81].

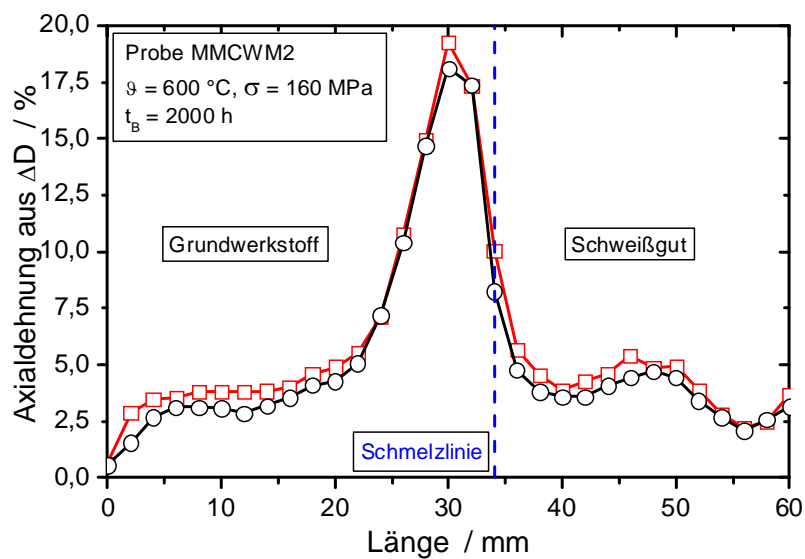
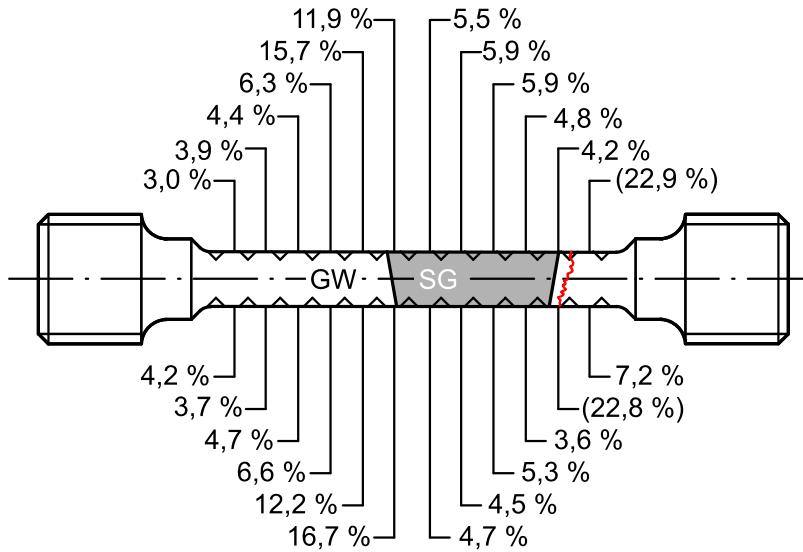


Bild 4.21: Axialdehnungsverteilung aus Durchmesseränderung der Schweißverbindungsprobe MMCWM2, zwei Messungen um 90° versetzt.

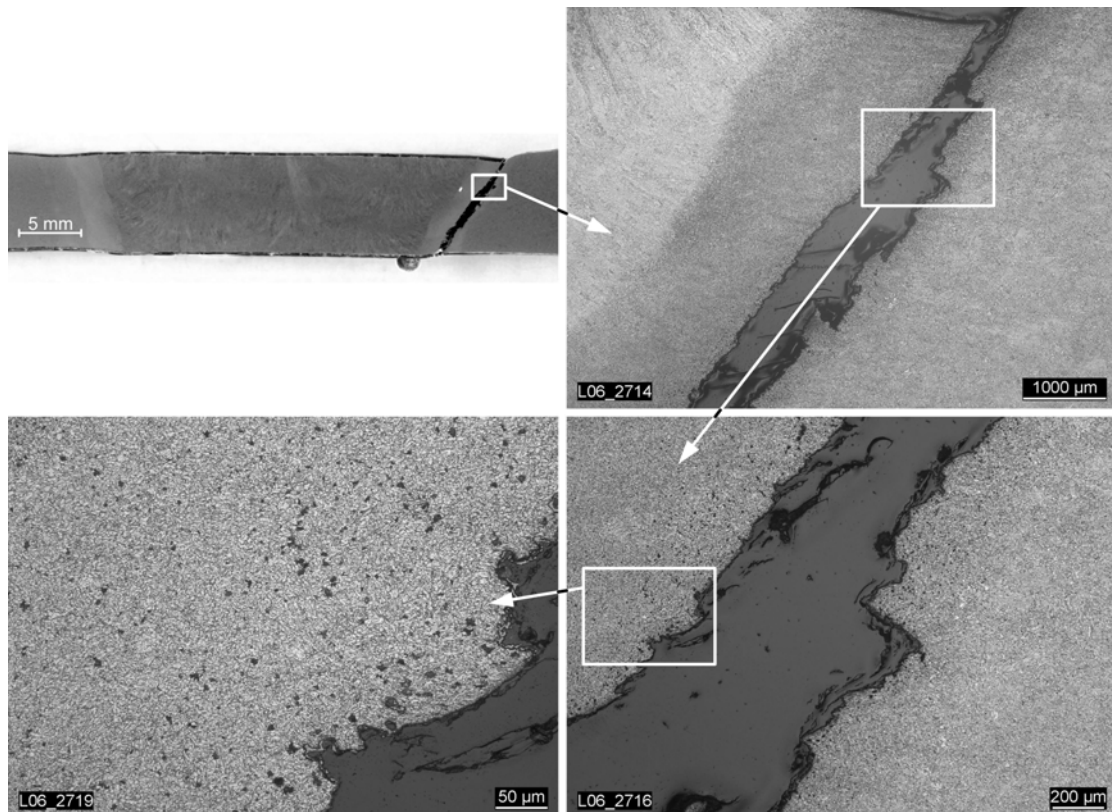
Die Ergebnisse korrelieren gut mit den unter dem Auflichtmikroskop ausgemessenen plastischen Dehnungen, siehe Bild 4.22. Dazu werden die Abstände der Härteeindrücke vor und nach Beendigung des Versuches ausgemessen und die Dehnung bestimmt. Verfahrensbedingt muss allerdings mit Streuung der Ergebnisse gerechnet werden.



**Bild 4.22:** Axialdehnungsverteilung in der Schweißverbindungsprobe MMCWM2.

#### 4.3.5 Metallographische Untersuchungen an Schweißverbindungsproben

Die in der äußeren Wärmeeinflusszone (WEZ3) gebrochenen Proben zeigen eine hohe Porendichte in diesem Bereich, teilweise sind Porenketten im Entstehen, siehe Bild 4.23.



**Bild 4.23:** Metallographie an der gebrochenen Schweißverbindungsprobe MMCWM2 (matched-SG, 160 MPa, 600 °C, Type IV Versagen)

Untersuchungen an der bruchabgewandten Seite der mit 120 MPa belasteten, artgleich geschweißten Probe MMCWM3 sind in Bild 4.24 dargestellt. Hier sind in der äußeren WEZ Porenketten und Makrorisse durch die Zeitstandschädigung bereits deutlich zu erkennen, die Bruchdehnung und Brucheinschnürung ist im Vergleich zur höher belasteten Probe in Bild 4.23 wesentlich geringer.

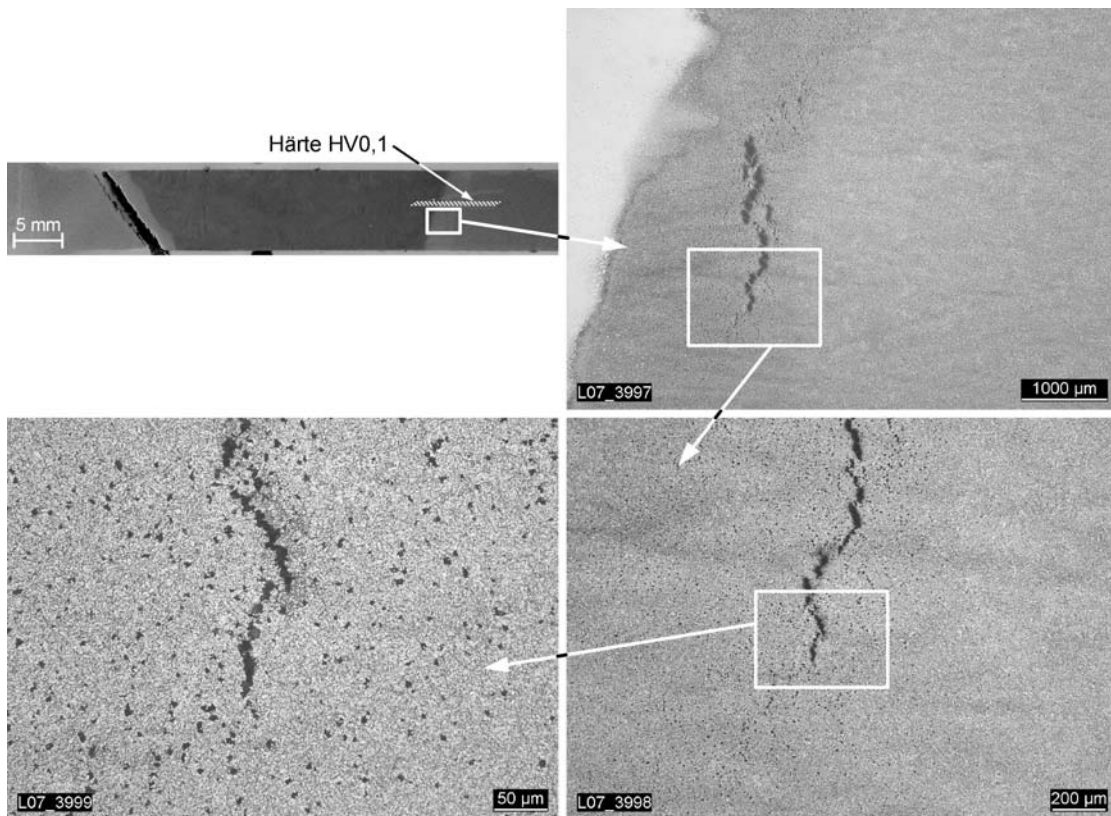
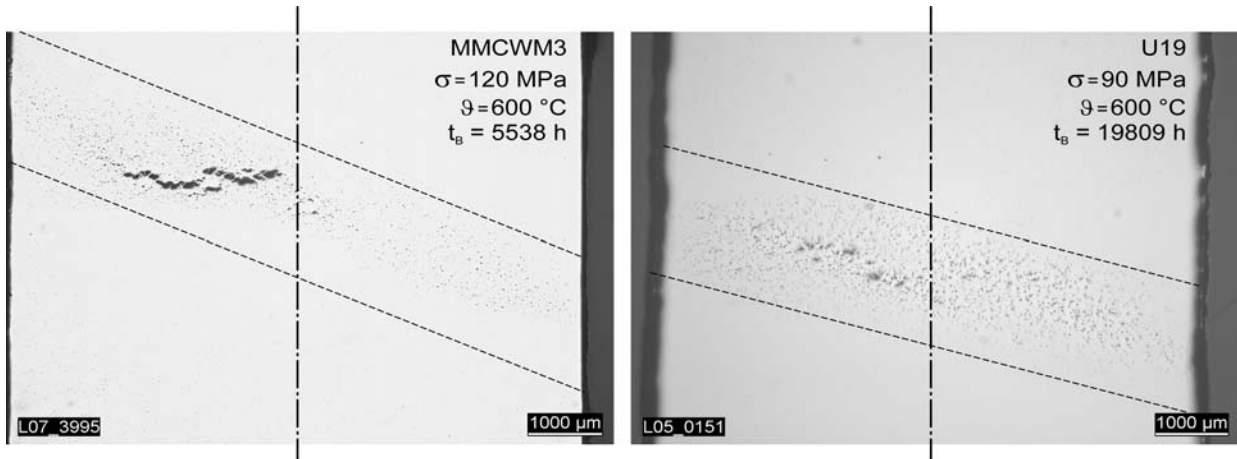


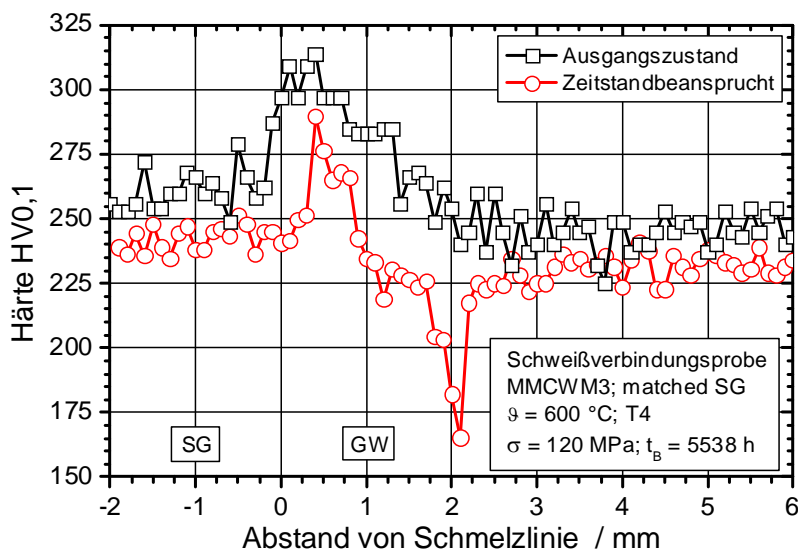
Bild 4.24: Metallographie an der gebrochenen Schweißverbindungsprobe MMCWM3 (matched-SG, 120 MPa, 600 °C, Type IV Versagen)

In der Regel ist die Porendichte im Inneren der Probe – bedingt durch die unterschiedlichen Mehrachsigsigkeitsverhältnisse – deutlich höher als am Außenrand. Dies wird besonders deutlich, wenn man ungeätzte, polierte Schiffe von Zeitstandproben untersucht, siehe, Bild 4.25. Dies deckt sich mit Befunden aus aktuellen Forschungsvorhaben, [4] – [6].



**Bild 4.25:** Ungeätzte Querschliffe an Schweißverbindungsproben zur Verdeutlichung der höheren Porendichte in der Probenmitte.

Exemplarische Härteuntersuchungen an der zeitstandbeanspruchten Probe MMCWM3 sind in **Bild 4.26** im Vergleich zu Untersuchungen am Ausgangszustand dargestellt.



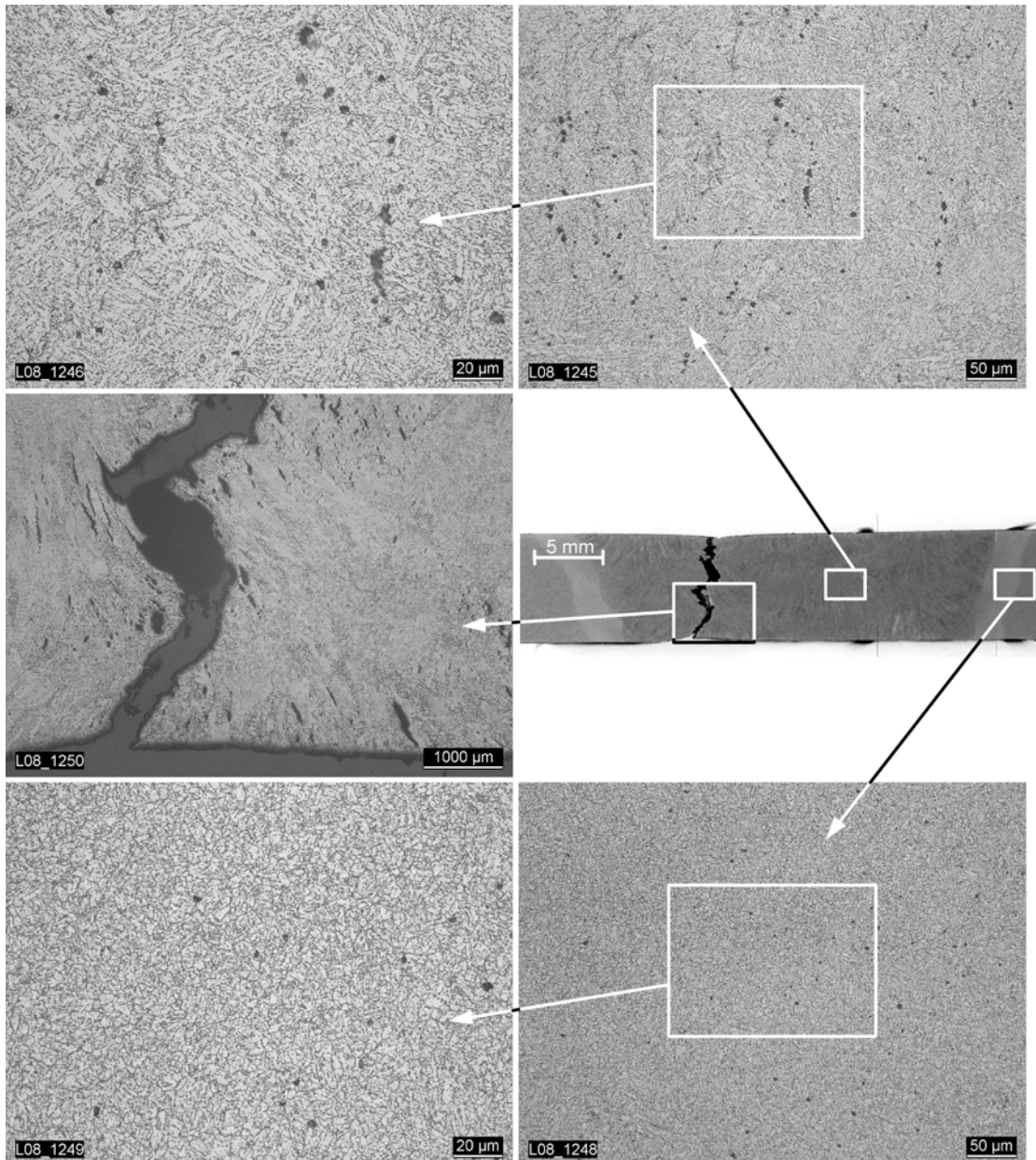
**Bild 4.26:** Mikrohärteverlauf HV0,1 MMCWM3 (matched-SG, 120 MPa, 600 °C, Type IV Versagen).

Es stellt sich ein für zeitstandbeanspruchte Schweißverbindungsproben typischer Verlauf ein, mit einem Härtemaximum in der Grobkornzone nahe der Schmelzlinie. Der signifikante Härteabfall bei der zeitstandbeanspruchten Probe, ca. 2 mm von der Fusionslinie entfernt, resultiert aus der hohen Porendichte in diesem Bereich, die das Gefüge „aufweicht“. Erwartungsgemäß liegen die Härtewerte der zeitstandbeanspruchten Probe unter denen des Ausgangszustands. Es fällt auf, dass das zeitstandbeanspruchte matched SG (ca. 245 HV0,1) gegenüber dem Grundwerkstoff (ca. 230 HV0,1) höhere Härtewerte aufweist. Vergleichbare Ergebnisse an Schweißverbindungsproben der gleichen Werkstoffcharge sind z. B. in [119] dargestellt.

Bei den im undermatched Schweißgut versagten Schweißverbindungsproben ( $\sigma = 110 \text{ MPa}$  120 MPa bzw. 160 MPa) kann, bei diesen relativ hohen Spannungen, eine deutlich weiter fortgeschrittene Schädigung im SG im Vergleich zur WEZ festgestellt werden, siehe Bild 4.27. Bei längeren Laufzeiten bzw. geringeren Spannungen wandert die Bruchlage dann in der Regel in die äußere WEZ (S-Schlag). Die mikrostrukturellen Veränderungen, die in der WEZ ablaufen und oft zu vorzeitigem Versagen in diesem Bereich führen, sind also zeitabhängig.

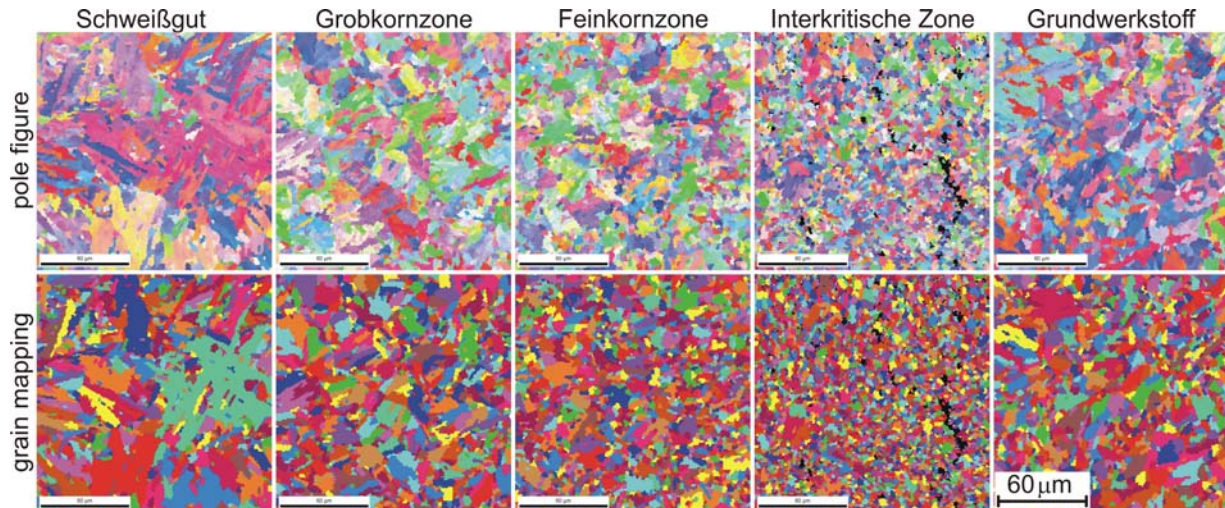
Eine Aussage, ob die Zeitstandfestigkeit des SGeS die Gesamtlebensdauer der Schweißverbindung positiv beeinflusst, ist anhand der limitierten Anzahl an durchgeführten Versuchen nur begrenzt möglich.

Auf dem zweitniedrigsten Spannungsniveau mit 100 MPa ist ein Trend zu erkennen, der die in Kapitel 5 anhand von numerischen Untersuchungen aufgestellten Schlussfolgerungen untermauert. Demnach wird bei niedrigen, einsatznahen Spannungen bei den undermatched geschweißten Proben erwartet, dass das frühzeitige Versagen der Schweißverbindungsproben in der interkritischen WEZ erst zeitlich verzögert einsetzt. Allerdings muss bei diesen Betrachtungen stets die relativ große Streuung von Versuchsergebnissen im Zeitstandgebiet berücksichtigt werden – was der „frühe“ Bruch der undermatched geschweißten Probe bei 90 MPa Lastspannung deutlich macht. Abhilfe würde eine statistische Absicherung der Ergebnisse mit mehreren Proben pro Lasthorizont schaffen.



**Bild 4.27:** Vergleich der Porendichte im SG und der WEZ der Probe MMCWU3 (undermatched-SG, 120 MPa, 600 °C, T2).

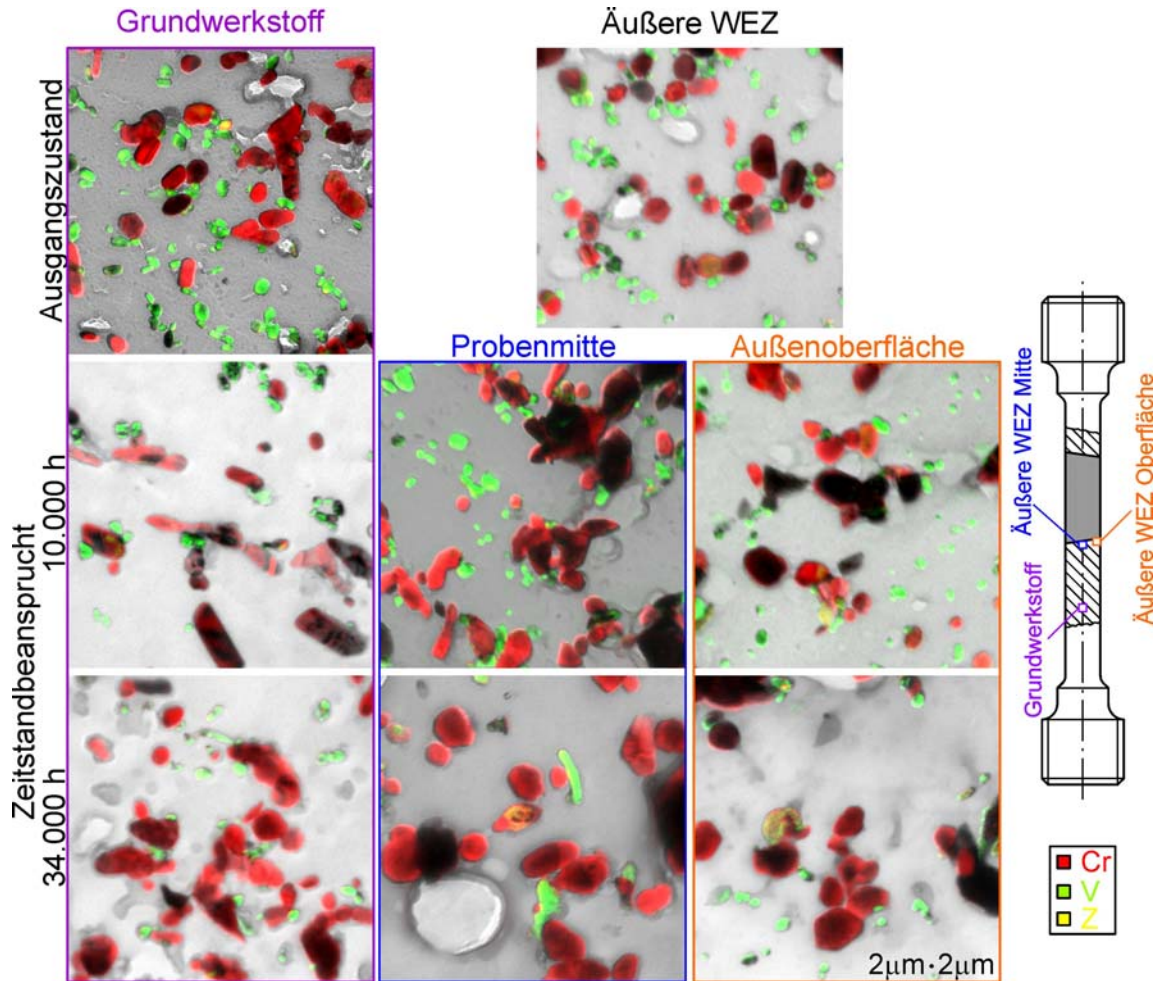
EBSD-Untersuchungen der bruchabgewandten Seite, der nach ca. 5.500 h versagten artgleich geschweißten Probe, zeigen deutlich die zuvor erläuterten unterschiedlichen Gefügeausbildungen im SG, WEZ und GW, siehe [Bild 4.28](#). In der interkritischen WEZ sind hier einzelne Poren und Porenketten zu erkennen.



**Bild 4.28:** EBSD Untersuchungen an der gebrochenen Schweißverbindungsprobe MMCWM3 (matched-SG, 120 MPa, 600 °C, T4)

Der Einfluss der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes auf die zeitliche Entwicklung der Ausscheidungen im Werkstoff sowie auf die Subkorngröße und Versetzungsdichte wurde mittels Transmissionselektronenmikroskop mit Energiefilter (EFTEM) untersucht [120]. Für die Charakterisierung der Ausscheidungen wurden an drei Zuständen (Ausgangszustand, 10.000 h und 34.000 h Zeitstandbeanspruchung) und drei Positionen (Grundwerkstoff, äußere WEZ Probenmitte und äußere WEZ Oberfläche) die Größe, Anzahl und Dichte der Ausscheidungen mittels Ausziehdruck ermittelt.

Die folgenden Untersuchungen wurden an Schweißverbindungsproben des „Matching Programms“ des IWS der Technischen Universität Graz durchgeführt.

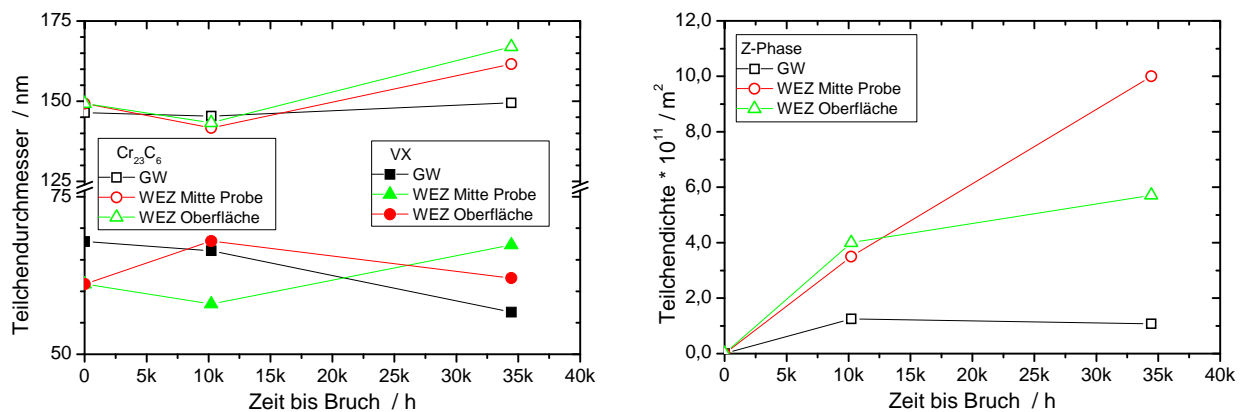


**Bild 4.29:** Elementverteilungsbild für Cr und V im Ausgangszustand und nach Zeitstandbeanspruchung bei 600 °C, [120].

In **Bild 4.29** rot dargestellt sind Teilchen mit hohem Chromanteil (hier  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ), MX Karbonitride werden anhand des Vanadiums identifiziert und sind grün dargestellt. In den zeitstandbeanspruchten Proben werden zusätzlich Z- und Laves-Phase ermittelt. Generell kann wie erwartet festgestellt werden, dass sich die Ausscheidungen mit zunehmender Belastungsdauer vergrößern. Dies gilt insbesondere für die  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  Karbide, da die MX Teilchen (hier Vanadium-Karbonitride) bei 600 °C thermodynamisch stabil sind [59], siehe **Bild 4.30**. Allerdings kann ein Einfluss der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes auf die Vergrößerungen der Ausscheidungen (und im Speziellen der  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  Teilchen) anhand dieser Untersuchungen nicht festgestellt werden, da das Wachstum der Ausscheidungen im Innern der Probe und am Außenrand nahezu identisch ist. In der äußeren WEZ bilden sich  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  Ausscheidungen vornehmlich an ehemaligen Austenitkorngrenzen, was deren schnelleres Wachstum durch Diffusionsprozesse an den Korngrenzen im Vergleich zu den Teilchen im GW erklärt [121].

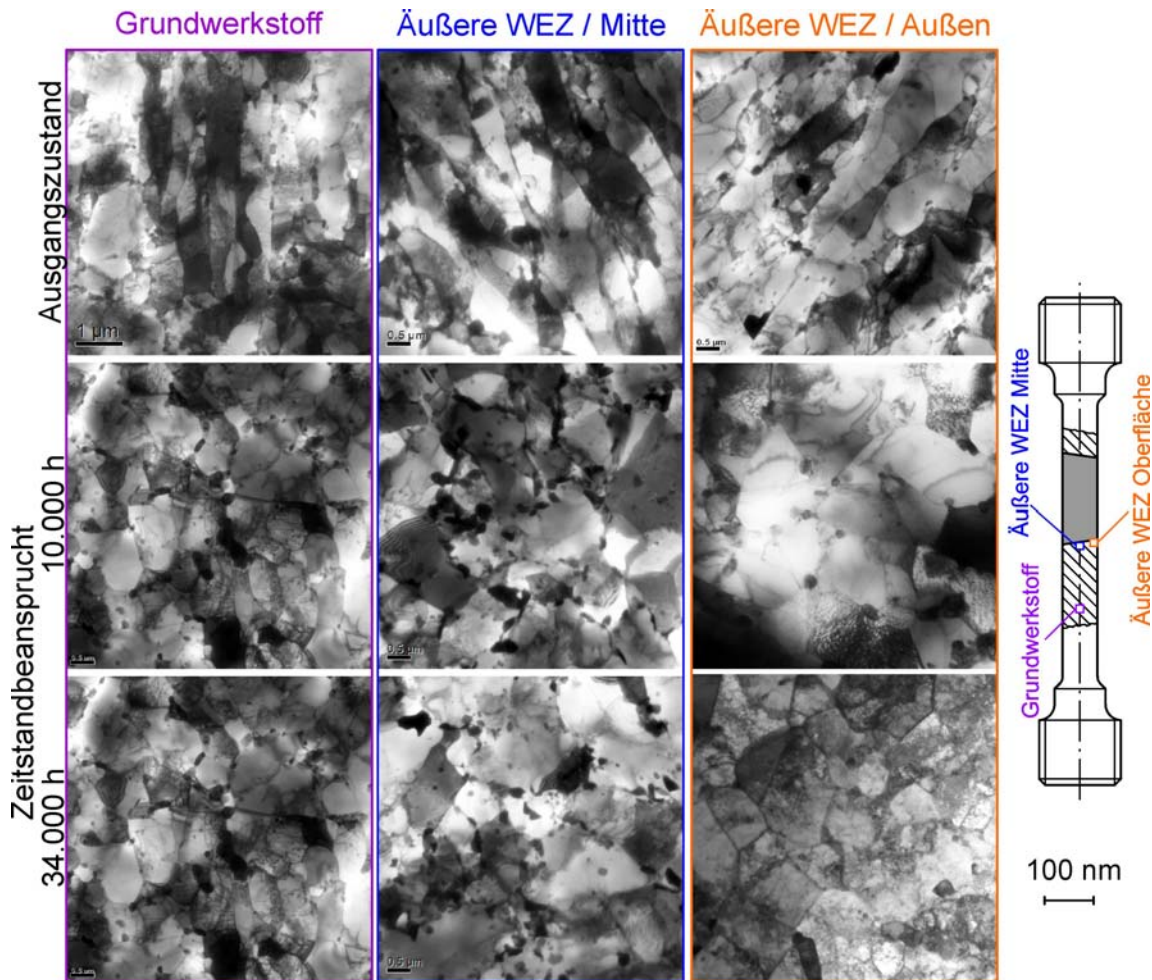
Noch unveröffentlichte Ergebnisse vom NIMS an zeitstandbeanspruchten Schweißverbindungsproben aus P92 bei Temperaturen über 600 °C zeigen allerdings, dass die  $M_{23}C_6$  Ausscheidungen ebenfalls in Bereichen höherer Mehrachsigkeit (Probenmitte) schneller wachsen als an der Probenaußenseite [122].

Bei der zeitlichen Entwicklung der Z-Phase in Bild 4.30 (rechts), kann allerdings ein deutlicher Unterschied zwischen Probenmitte und Außenoberfläche festgestellt werden, was auf einen Einfluss der Spannungsmehrachsigkeit auf das Entstehen dieser Phase schließen lässt.



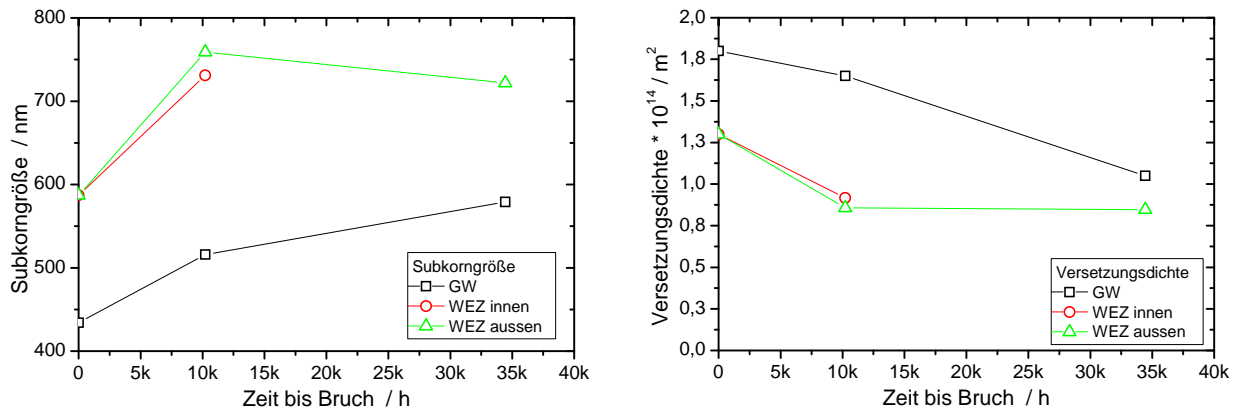
**Bild 4.30:** Wachstum der Ausscheidungen und Dichte der Z-Phase im Ausgangszustand und nach Zeitstandbeanspruchung bei 600 °C [120].

Die zeitliche Entwicklung der Subkorngröße und der Versetzungsdichte wurde in [120] mit Hilfe von Metallfolien ermittelt. In [Bild 4.31](#) ist die typische martensitische Lattenstruktur des Grundwerkstoffgefüges im Ausgangszustand zu sehen, wohingegen in der äußeren Feinkornzone gerichtete Subkörner erkennbar sind. In der Literatur wird die Wärmenachbehandlung durch den Schweißprozess für die Umwandlung der Lattenstruktur in gerichtete Subkörner verantwortlich gemacht [123]. Der für das Versagen von Schweißverbindungen kritische Bereich der WEZ wird – wie bereits erwähnt – während des Schweißprozesses auf Temperaturen zwischen  $A_{C1}$  und  $A_{C3}$  erhitzt und dann rasch abgekühlt. Man geht davon aus, dass einige der  $M_{23}C_6$  Ausscheidungen während dieses Temperaturzyklus nicht in Lösung gehen, was bedeutet, dass die sich in diesem Bereich bei der Abkühlung bildenden Martensitlatten kohlenstoffärmer sein müssen, [123]. Kota Sawada schließt daraus, dass durch den geringeren Kohlenstoffgehalt das Wandern von Versetzungen in der WEZ weniger stark behindert wird, was zu einer schnelleren Erholung während der Wärmenachbehandlung führt [120].



**Bild 4.31:** Gefügeuntersuchungen mit Metallfolien im Ausgangszustand und nach Zeitstandsbeanspruchung bei 600 °C, [120].

In Bild 4.32 (links) ist die Größe der Martensitlatten im GW bzw. die Größe der Subkörner in der WEZ (rechts) über der Beanspruchungszeit aufgetragen. Im Ausgangszustand ist die durchschnittliche Größe der Subkörner größer als die der Martensitlatten des Grundwerkstoffs. Die Ursache hierfür liegt nach Sawada in der schnelleren Erholung während der Wärmenachbehandlung. Bei den hier gezeigten Untersuchungen nimmt die Größe der Subkörner im GW und der WEZ während der 10.000 h Zeitstandsbeanspruchung zu. Allerdings kann in der äußeren WEZ für längere Zeiten (34.000 h) kein weiteres Wachstum mehr festgestellt werden. Weiterhin kann zwischen Probenmitte und Außenoberfläche im Fall des Wachstums der Subkörner nicht eindeutig differenziert werden. Bei der Probe mit 34.000 h Laufzeit konnte in der Probenmitte, aufgrund des nur sehr begrenzt vorliegenden Probenmaterials, keine verwertbare Metallfolie extrahiert werden.

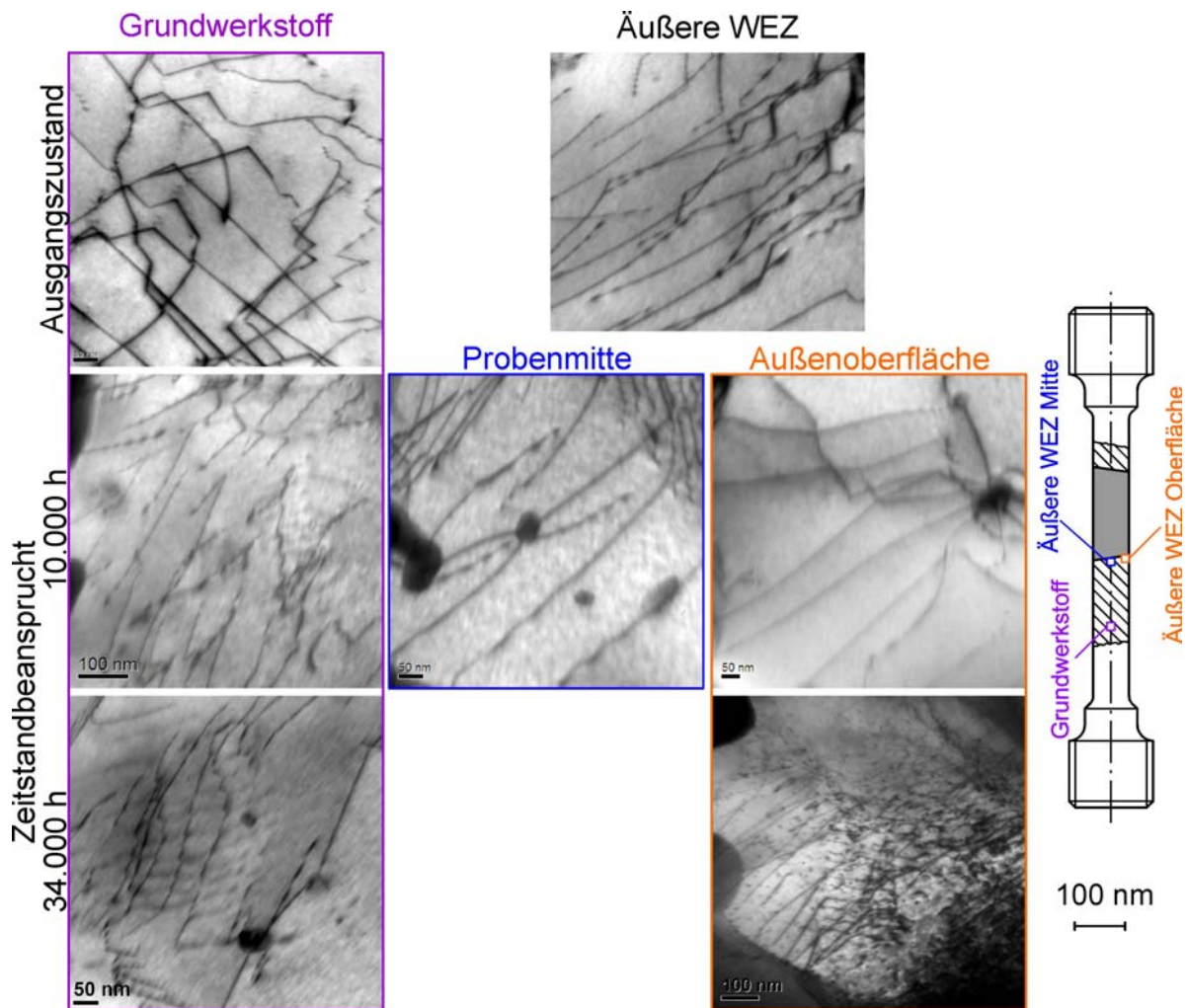


**Bild 4.32:** Zeitliche Entwicklung der Subkorngröße und der Versetzungsdichte im Ausgangszustand und nach Zeitstandbeanspruchung bei 600 °C, [120].

In [124] konnte gezeigt werden, dass das Wachstum der Subkörner mit der akkumulierten plastischen Dehnung zusammenhängt. Der Umstand, dass die Subkörner der nach 34.000 h versagten Probe nicht größer sind als die der bei 10.000 h gebrochenen Probe, lässt darauf schließen, dass in den WEZ beider Proben ähnliche Dehnungsverhältnisse vorlagen. Bei den in [124] vorgestellten Untersuchungen war die durchschnittliche Subkorngröße bei einer homogenen T91 Probe (137 MPa, 600 °C,  $t_B = 3.500$  h) 1,2  $\mu\text{m}$ , wohingegen in der WEZ der hier nach 10.000 h Belastungsdauer untersuchten Schweißverbindungsprobe die durchschnittliche Subkorngröße lediglich 0,7  $\mu\text{m}$  betrug. Dafür spricht, dass die akkumulierte plastische Dehnung in der WEZ der Schweißverbindungsprobe, aufgrund der Dehnungsbehinderung der angrenzenden Materialzonen im Vergleich zur Dehnung der homogenen Probe kleiner ist.

In **Bild 4.33** ist die Verteilung der Versetzungen im Innern der Martensitlatten bzw. der Subkörner im Ausgangszustand und nach 10.000 h Zeitstandbeanspruchung dargestellt. Im GW liegt im Ausgangszustand eine etwas höhere Versetzungsdichte vor, was mit den gleichen Mechanismen wie oben, bei der Erholung der Lattenstruktur während der Wärmenachbehandlung erklärt werden kann. Die zeitliche Entwicklung der Versetzungsdichte ist in Bild 4.32 (rechts) gegeben. Mit zunehmender Belastungsdauer nimmt die Versetzungsdichte ab. Allerdings kann bei den Untersuchungen in der äußeren Feinkornzone nach 10.000 h kein weiterer Rückgang mehr festgestellt werden. Untersuchungen haben gezeigt [125], dass die Veränderung der Versetzungsdichte stark an die Entwicklung der Subkorngröße gekoppelt ist. Da die Subkorngröße zwischen 10.000 h und 34.000 h nicht signifikant zugenommen hat, ist auch kein nennenswerter Rückgang der Versetzungsdichte zu erwarten.

Abschließend bleibt festzustellen, dass bei den hier durchgeführten Untersuchungen weder bei der Vergrößerung der Ausscheidungen, noch bei der zeitlichen Entwicklung der Subkorngröße und der Versetzungsdichte ein deutlicher Einfluss der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes erkennbar ist. Allerdings ist bei der Entstehung der für den Einbruch der Zeitstandfestigkeit verantwortlichen Z-Phase in Bild 4.30 (rechts) ein signifikanter Unterschied zwischen Probenmitte und Probenaußenseite (und ergo der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes) feststellbar.



**Bild 4.33:** Versetzungsdichte im Ausgangszustand und nach Zeitstandbeanspruchung bei 600 °C, [120].

#### 4.4 Bauteilversuche

Im Rahmen der hier vorgestellten Untersuchungen werden zwei Bauteilversuche an längsnahtgeschweißten, dickwandigen Rohren ( $D_a$  ca. 355 mm,  $s=43$  mm) unter 250 bar Innendruck und 600 °C durchgeführt, siehe Tabelle 4.1. Die Ausführung der Schweißnähte als Längsnähte hat für die hier durchzuführenden Untersuchungen zwei wesentliche Vorteile gegenüber den im Anlagenbau wesentlich häufiger eingesetzten Rundnähten:

- Um in der durch das Forschungsvorhaben vorgegebenen Laufzeit nennenswerte Schädigung der Schweißnähte zu erzielen, muss die Prüfspannung relativ hoch sein. Längsnähte in Rohren werden durch Innendruck voll belastet (volltragende Naht). Dadurch kommt der Bauteilversuch ohne überlagerte Axiallast aus und kann – im Gegensatz zu Bauteilversuchen vorhergegangener Forschungsvorhaben [126], die auf einer 12 MN Horizontalprüfmaschine durchgeführt wurden – in einem Ofen unter reiner Innendruckbelastung durchgeführt werden.
- Die Erhöhung der Blockleistung moderner Dampfkraftwerke in Verbindung mit dem Anstieg der Dampfparameter hat zur Konsequenz, dass Rohre mit größeren Abmessungen eingesetzt werden müssen. Teilweise stößt die nahtlose Fertigung dabei an ihre Grenzen und es kommen zunehmend auch längsnahtgeschweißte Rohre (mit Einschränkungen) zur Anwendung. Die hier erzielten Ergebnisse an Längsnähten sind also für zukünftige Anwendungen interessant, und können als Ergänzung zu Ergebnissen eines an der MPA Universität Stuttgart zu dieser Thematik durchgeführten Forschungsvorhabens [9] herangezogen werden.

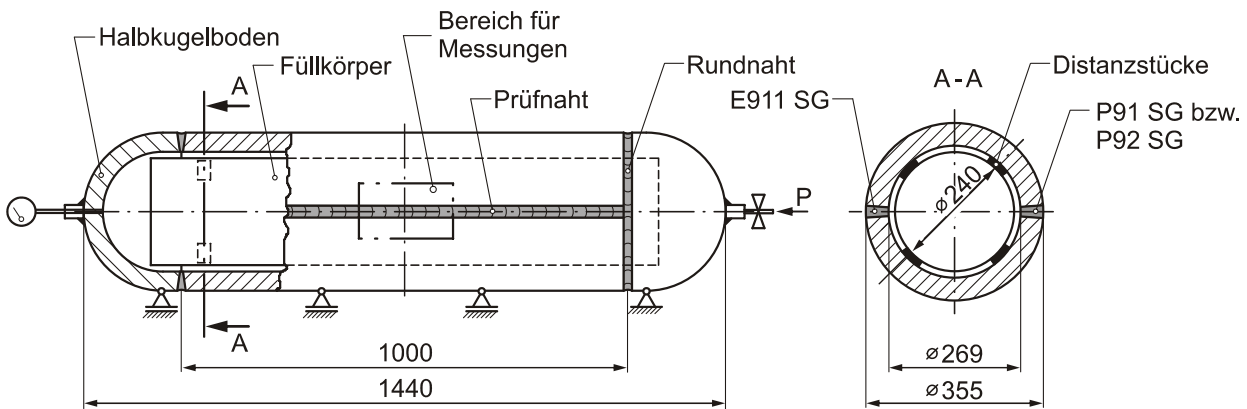
#### 4.4.1 Versuchsvorbereitung, -aufbau und -durchführung

Ausgangsmaterial für die Experimente ist das in Kapitel 4.3 beschriebene nahtlose warmgewalzte Rohr aus E911 von V&M. Die Zerteilung in Halbschalen, die Nahtvorbereitung, die Anfertigung der Deckel und Anschlüsse für die Druckleitungen, sämtliche Schweißarbeiten sowie die Wärmenachbehandlung wurden von der Firma EHR ausgeführt, Bild 4.34.



Bild 4.34: Fertigung der Prüfkörper bei der Firma EHR.

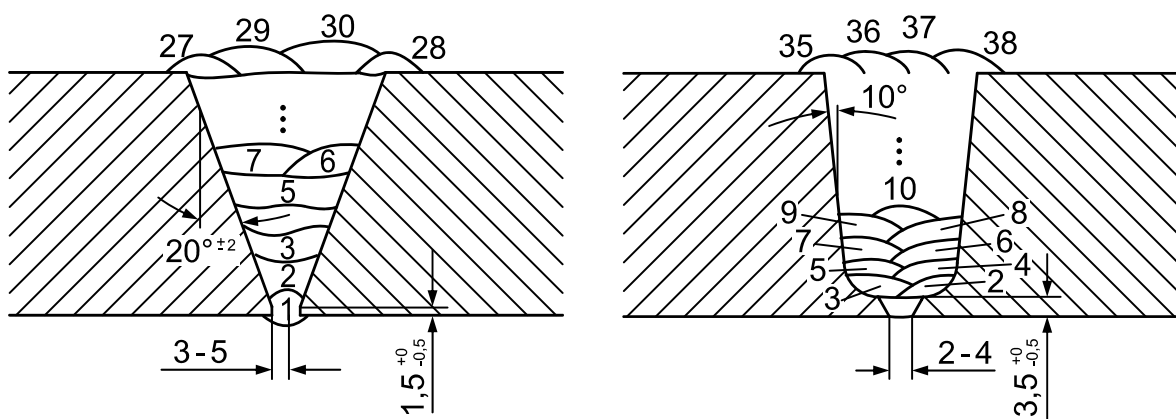
Die Geometrie der Prüfkörper (PK) ist in Bild 4.35 dargestellt, die Ausführung der Deckel als Halbkugelböden wurde nach Rücksprache mit EHR festgelegt.



**Bild 4.35:** Schematische Darstellung der Prüfkörper.

Jeweils an beiden Enden der Prüfkörper sind Druckleitungen aus X10CrNiMoTi18-10 mit 6,0 mm Außendurchmesser und einer Wanddicke von 2,0 mm mit Hilfe von Aufschweißstutzen angeschweißt. Diese dienen zum Befüllen der Prüfkörper mit Druckluft und zur Druckmessung. Somit können Verfälschungen der Innendruckanzeige durch Strömungseinflüsse beim Befüllen vermieden werden. Weiterhin ist auf diese Weise sichergestellt, dass die PK nicht „in Reihe“ geschaltet sind, um bei eventuell, vorzeitigem Versagen einer der beiden Komponenten die andere weiter betreiben zu können.

Die Nahtvorbereitung der Halbschalen wird wie in Bild 4.36 dargestellt ausgeführt. Die Wurzellagen (1 - 2) und eine Badsicherung mit einer Maximalhöhe von 5 - 7 mm sind mit dem Wolfram-Inertgasschweißverfahren (WIG) ausgeführt worden. Als Schutz- und Spülgas wird jeweils Ar 99,99% verwendet. Die restlichen Füll- und Decklagen der Längsnähte werden mit dem Unterpulverschweißverfahren mit Drahtelektrode (UP) gefertigt.

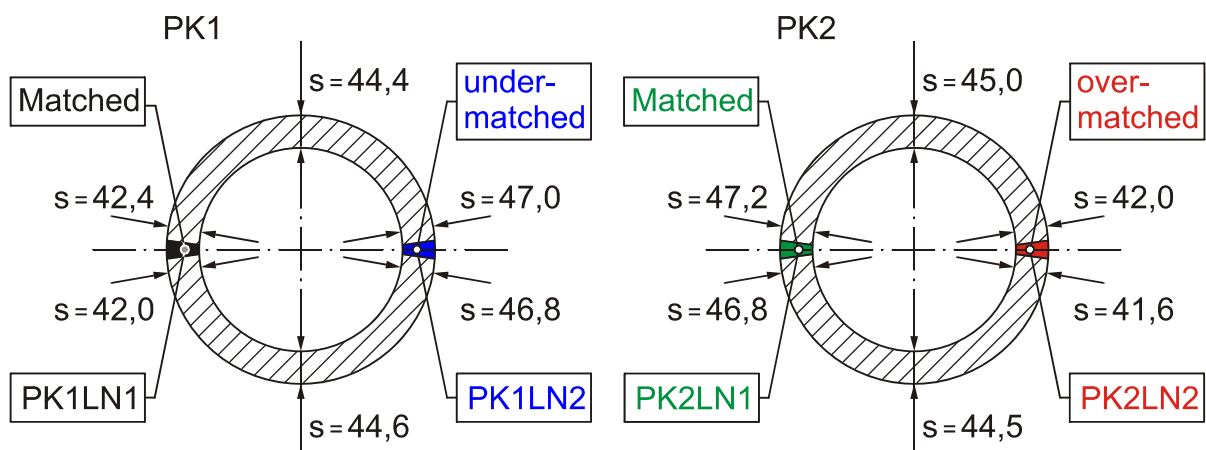


**Bild 4.36:** Schweißfugen für die Längs- (links) und die Rundnähte (rechts).

Die Wurzellagen, die Badsicherung und die Füll- und Decklagen wurden in der Wannenposition (PA) gefertigt. Makroaufnahmen von Querschliffen der einzelnen Längsnähte im Anhang, siehe [Bild A 7](#), geben eine Übersicht über den tatsächlichen Aufbau der SN.

Zur Reduzierung des Druckliterprodukts sind beide Rohre mit soliden Füllkörpern aus C45 gefüllt, die nur im Bereich der Rundnähte aufliegen um das Verformungsverhalten der längsgeschweißten Rohre so wenig wie möglich zu beeinflussen. Aus diesem Grund ist der zylindrische Teil der Komponenten so lang wie möglich gewählt worden (Einschränkungen: Ofenlänge und Ausgangsmaterial), um den versteifenden Einfluss der Deckel an der Messstelle möglichst zu minimieren. Die Lage der beiden Prüfkörper im Ofen kann [Bild A 8](#) entnommen werden.

Beide Prüfkörper wurden vor dem Versuch mit zerstörungsfreien Prüfmethoden auf Unregelmäßigkeiten untersucht. Dabei wurden die Rohre neben der Magnetpulver- und Farbeindringprüfung auch mittels Ultraschall geprüft. Ein wichtiges Detail für die spätere Bewertung der Mess- und Simulationsergebnisse ist der Hinweis auf die unterschiedlichen Wanddicken des Rohres. Das von V&M zur Verfügung gestellte Rohr erfüllt die in DIN EN 10216-2 [127] festgeschriebenen Grenzabmaße, die Ergebnisse der hier vorgestellten Untersuchungen werden von den in [Bild 4.37](#) dargestellten Dickenabweichungen der Prüfkörper aber beeinflusst.



**Bild 4.37:** Wanddickenunterschiede der Prüfkörper

Vor dem Versuch sind beide Bauteilprüfkörper instrumentiert worden, um Dehnungen und Temperaturen zu erfassen:

- 10 HT-DMS:

Neben der Tangentialdehnung im Grundwerkstoff wird vor allem die integrale Dehnung über die Schweißnähte mit Hilfe von „Brücken“ und die Dehnung der WEZ mittels HT-WG (Hochtemperatur Weggeber mit Messlänge ca. 2 mm) aufgezeichnet, siehe Bild 4.38.

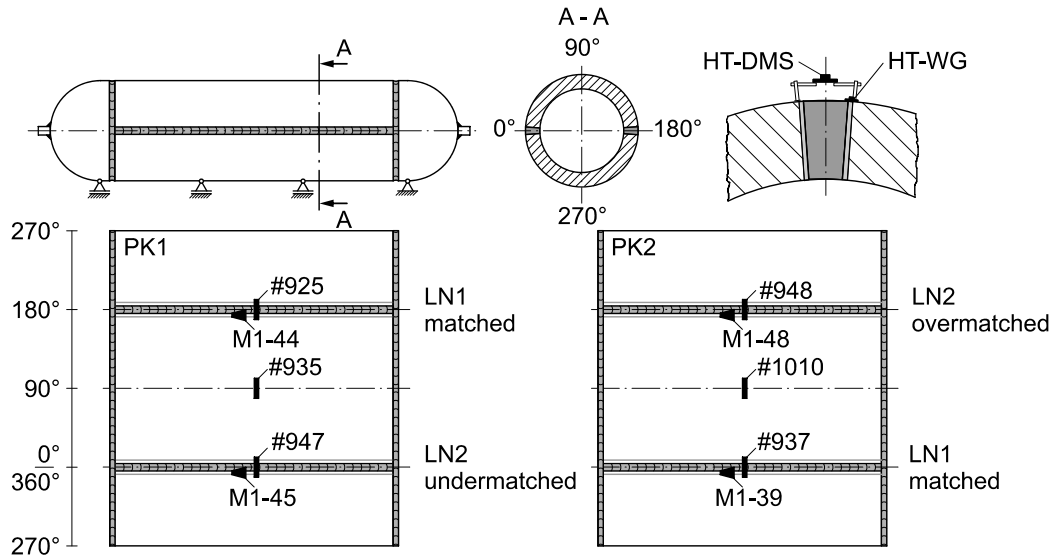


Bild 4.38: Anordnung der HT-DMS und HT-WG zur Dehnungsmessung

- 18 Thermoelemente:

Dabei dienen 9 Thermoelemente (R) zur Regelung der 9 Heizzonen im Ofen, 9 zusätzliche Thermoelemente zur permanenten elektronischen Aufzeichnung und Überwachung (M). Drei zusätzliche, direkt mit der Heizung des Ofens verschaltete Thermoelemente sind zur Übertemperatursicherung angebracht (SR), siehe Bild 4.39.

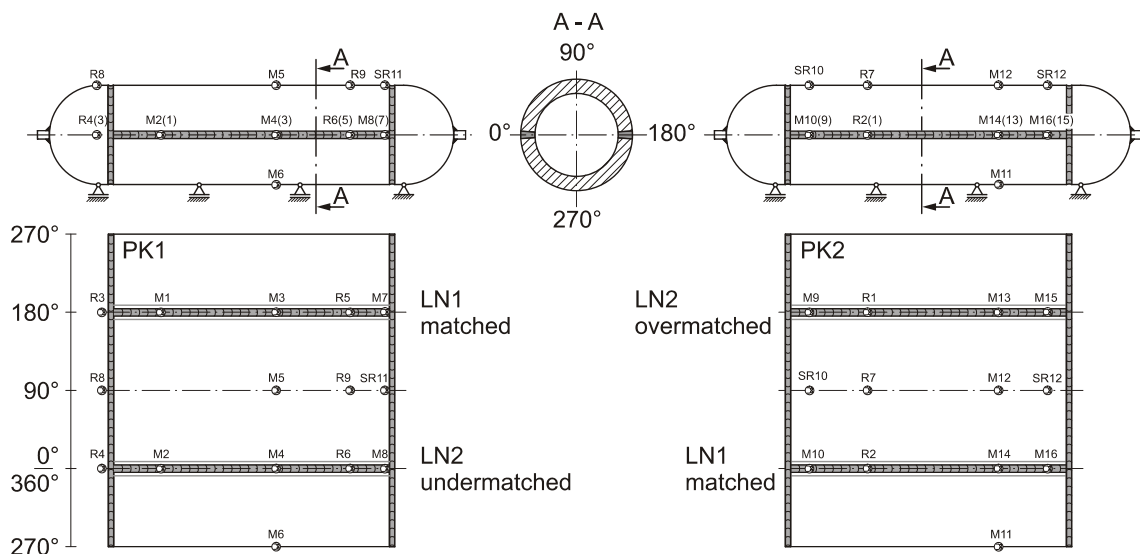


Bild 4.39: Thermoelemente zur Regelung und Aufzeichnung der Temperatur

- Ovalität:

An 6 verschiedenen, genau definierten Positionen am Umfang wird vor dem Versuch, bei Zwischenausbauten und nach Beendigung des Experiments mit Hilfe eines speziellen Messschiebers der Durchmesser bestimmt. Dazu wurden vor dem Versuch Stehbolzen mit einer eingearbeiteten Kugel aus einem austenitischen Werkstoff auf das Rohr aufgeschweißt, um den Einfluss der Zunderschicht auszuschließen. Somit ist es möglich, unter Umständen auftretende Einflüsse der Ovalität auf die Ergebnisse zu bewerten, siehe Bild 4.40.

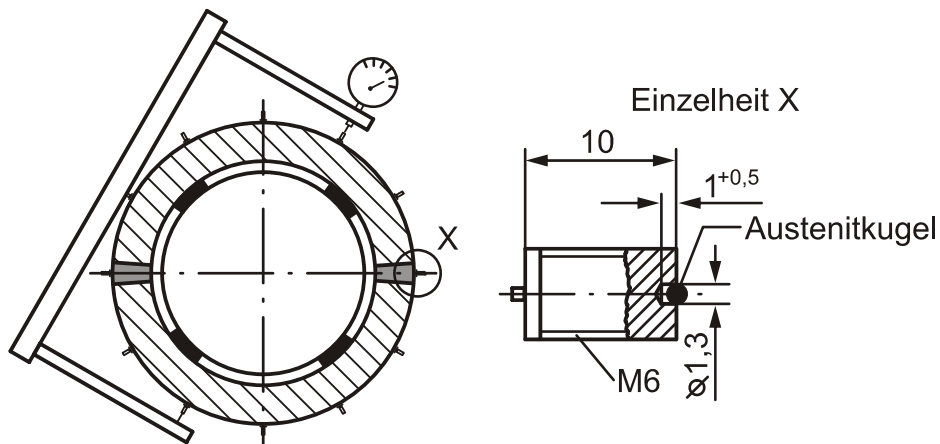
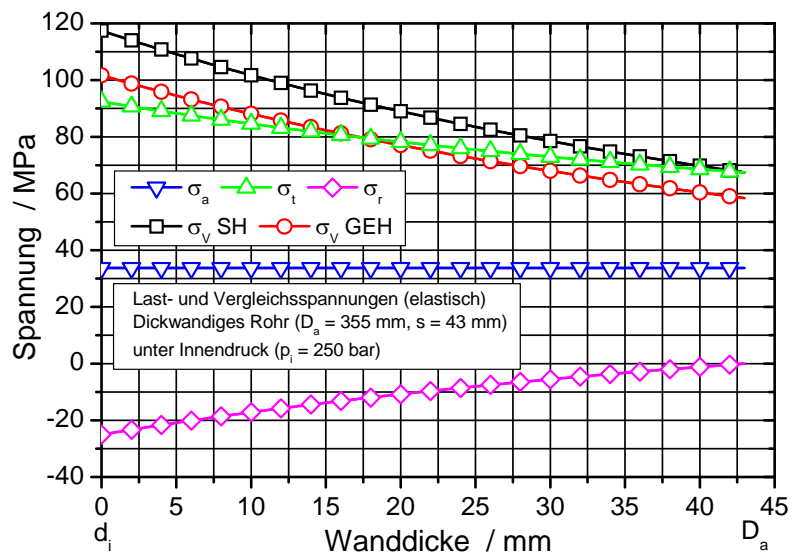


Bild 4.40: Aluminiumrahmen mit Messuhr zur Durchmesserbestimmung

Die Bauteilversuche werden in einem mit 9 einzeln regelbaren Heizzonen ausgestatteten Ofen bei 600 °C durchgeführt. Belastet werden die zwei PK mit 250 bar Innendruck, der zu der in Bild 4.41 dargestellten Spannungsverteilung (Annahme: elastisches Werkstoffverhalten) über der Wanddicke führt. Betrachtet man den Verlauf der Vergleichsspannung (hier Gestaltänderungsenergiehypothese GEH) sind die Prüfkörper an der Innenseite einer Spannung von ca. 102 MPa und an der Außenseite von ca. 58 MPa ausgesetzt. Durch das viskoplastische Werkstoffverhalten bei 600 °C ist allerdings mit einer raschen Spannungsumlagerung zu rechnen, vergleiche Bild 5.6.

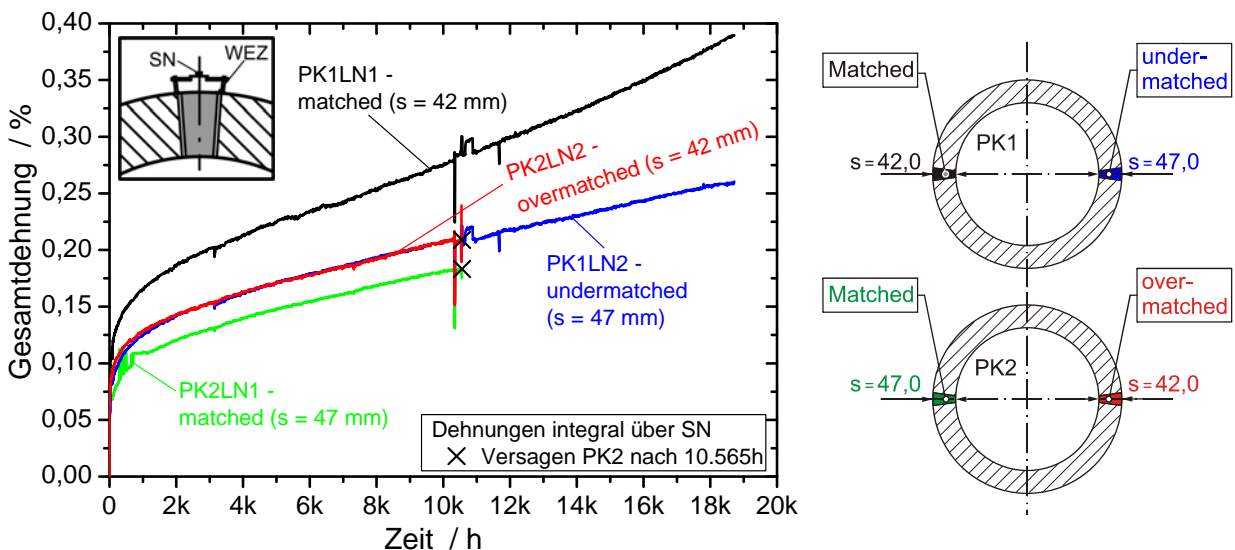


**Bild 4.41:** Spannungen (elastisches Werkstoffverhalten) im dickwandigen Rohr durch 250 bar Innendruckbelastung.

### 4.4.2 Ergebnisse der Zeit-, Temperatur- und Dehnungsmessung

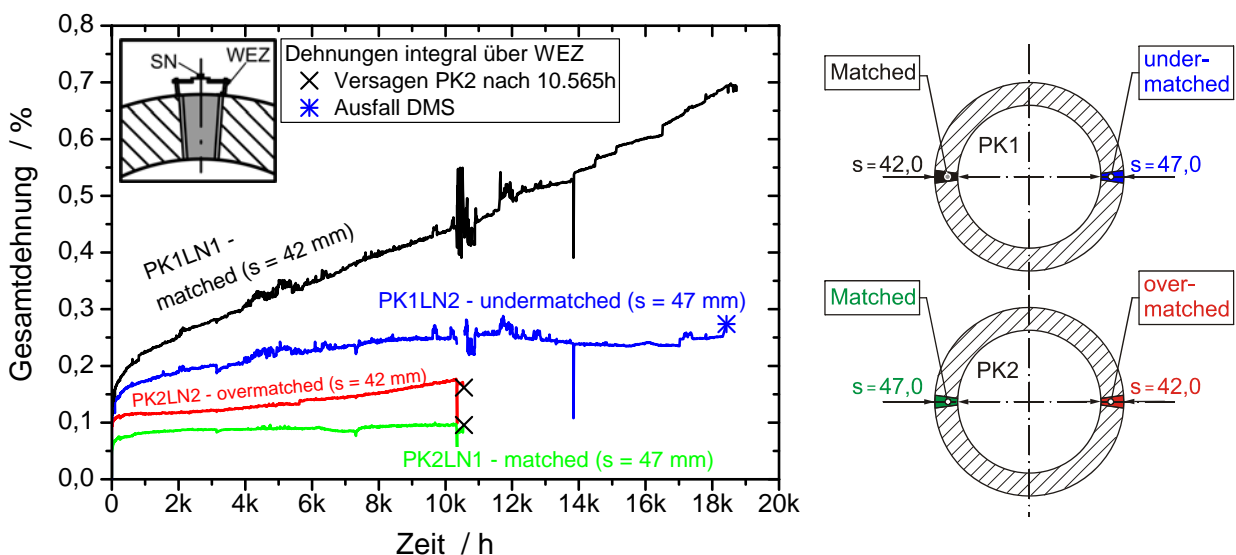
#### Laufende Dehnungsmessung

Im Folgenden sind die von den HT-DMS und HT-WG aufgezeichneten Dehnungs-Zeit-Verläufe wiedergegeben. In **Bild 4.42** sind die mit Hilfe der Brückenkonstruktion über die gesamte SN gemessenen Gesamtdehnungen (elastischer und plastischer Anteil) für beide Prüfkörper dargestellt.



**Bild 4.42:** Integrale Gesamtdehnung über die ganze Schweißnaht.

Aufgrund der unterschiedlichen Wanddicken, siehe Bild 4.37, ist ein Vergleich der Dehnungen nur zwischen der matched geschweißten Längsnaht des Prüfkörpers 1 (PK1LN1) und der overmatched ausgeführten Naht des Prüfkörpers 2 (PK2LN2) sinnvoll, bzw. der undermatched geschweißten Naht PK1LN2 und der matched Variante des Prüfkörpers 2 (PK2LN1). Es muss darauf hingewiesen werden, dass es sich bei den oben dargestellten Ergebnissen um integrale Dehnungen handelt, d.h. die Dehnungen werden über einen größeren Werkstoffbereich (hier: GW, WEZ und SG) gemittelt. Wie erwartet sind die gemessenen Tangentialdehnungen über die komplette Schweißnaht der matched ausgeführten Variante größer als die der mit höherzeitstandfestem SG (overmatched) gefertigten Naht gleicher Wanddicke. Gleiches gilt für die undermatched geschweißte Naht im Vergleich mit der matched geschweißten Konfiguration. Aufgrund der integralen Gesamtdehnung auf den Schädigungszustand einzelner Bereiche der WEZ zu schließen, ist auf jeden Fall nicht zielführend. Vielmehr bedarf es metallographischer Untersuchungen um Schlüsse auf den Grad und die Entwicklung der Schädigung ziehen zu können. Die integrale Dehnungsverteilung über die Wärmeeinflusszonen ist in Bild 4.43 dargestellt. Es fällt auf, dass die WEZ der matched geschweißten Naht des Prüfkörpers 1 (PK1LN1) die höchsten Dehnungswerte aufweist. Die aufgrund der gleichen Wanddicke vergleichbare WEZ des Prüfkörpers 2 (PK2LN2 - overmatched), zeigt erheblich geringere Dehnungen.



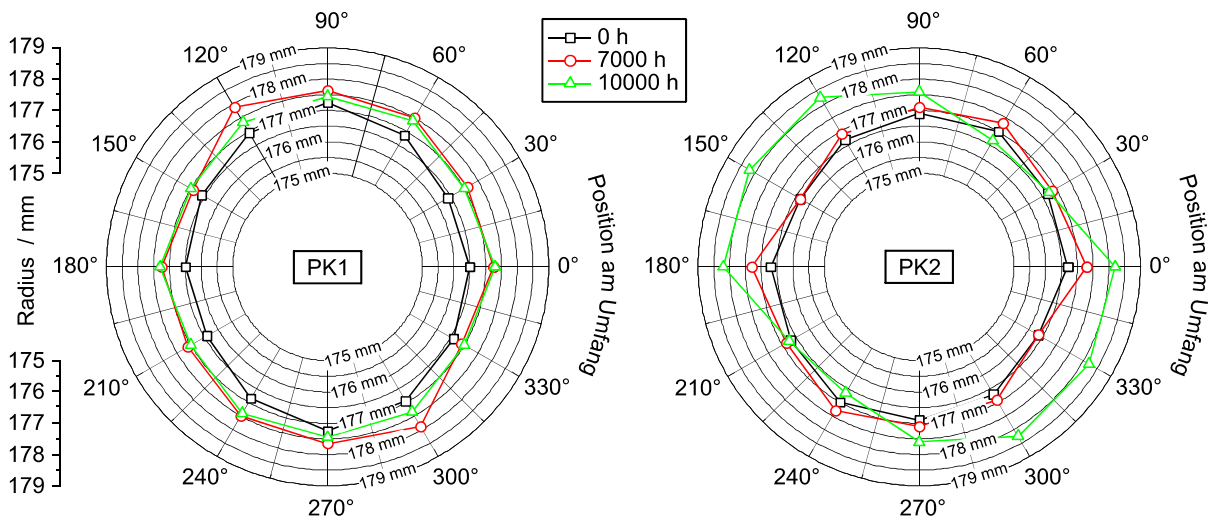
**Bild 4.43:** Integrale Gesamtdehnung über die Wärmeeinflusszone.

Die WEZ der undermatched gefertigten Naht PK1LN2 zeigt eine höhere Dehnungsakkumulation als die vergleichbare WEZ der artgleichen SN PK2LN1. Eine Aussage über die Schädigung der jeweiligen WEZs kann allerdings nur mit den in Kapitel 4.4.3 dargestellten Ergebnissen der metallographischen Untersuchungen erfolgen.

Aus Bild 4.42 und Bild 4.43 geht hervor, dass Prüfkörper 2 nach 10.565 h Versuchsdauer versagt hat. Teilergebnisse der Untersuchungen zur Versagensursache werden im Verlauf dieses und des nächsten Kapitels dargestellt.

### Durchmesseränderung und Ovalität

Bei den geplanten Zwischenausbauten der beiden Komponenten und nach Versagen des PK2, sind jeweils in der Mitte der Rohre deren Durchmesser gemessen worden, siehe Bild 4.44.



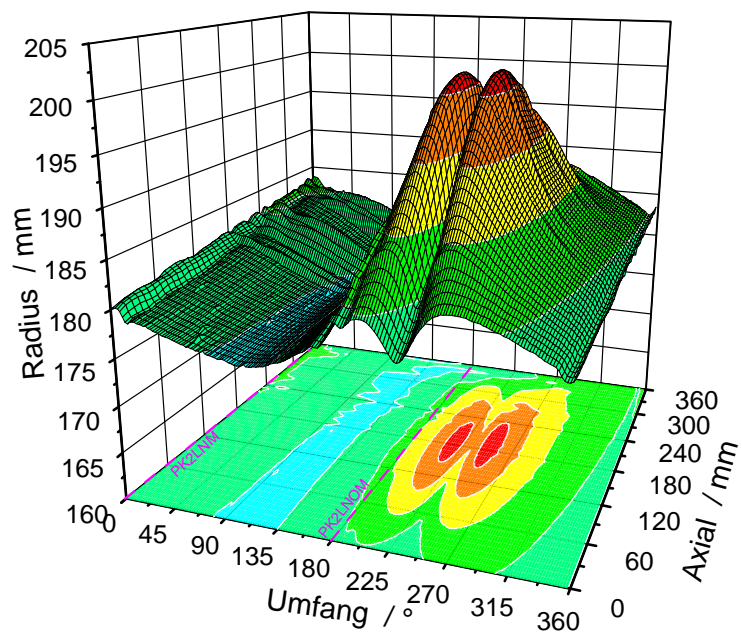
**Bild 4.44:** Durchmesseränderung der Prüfkörper (Mitte der Komponente).

Es fällt auf, dass vor allem beim PK2 gegen Ende der Lebensdauer eine starke Ovalität auftritt. PK1 hingegen verformt sich bis zum jetzigen Zeitpunkt relativ homogen über den Umfang. Die im Bereich des Risses (PK2, 230°) starken plastischen Verformungen werden auch in Bild 4.45 deutlich. Fraktographische Untersuchungen, siehe Kapitel 4.4.3, haben gezeigt, dass der Riss knapp unter der Bauteiloberfläche seinen Ursprung hat und sich dann zur Innenseite des Bauteils ausgebreitet hat.



**Bild 4.45:** PK2 nach Versagen, starke plastische Verformung, Risslänge ca. 95 mm.

Die Ergebnisse einer detaillierten Vermessung des Rohrsegments mit Riss ist in **Bild 4.46** abgebildet. Der Riss verläuft in axialer Richtung zwischen den beiden Hochpunkten.



**Bild 4.46:** Radius als Höhenprofil im Bereich des Risses beim PK2.

### Druck- und Temperaturmessung

Die vorgeschriebene Solltemperatur von 600 °C kann aufgrund der 9 getrennt regelbaren Heizzonen im Ofen sehr gut eingestellt und im Rahmen der zulässigen Toleranz [128] gehalten werden, siehe Bild 4.47 (links).

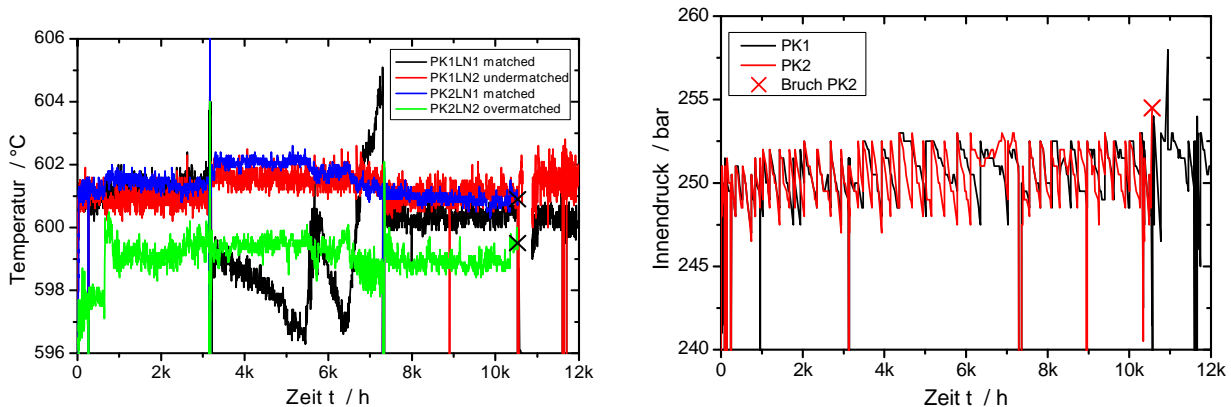


Bild 4.47: Temperatur auf den Schweißnähten  $\vartheta_{\text{soll}} = 600 \text{ °C}$  (links), Innendruck der beiden Komponenten  $p_{\text{soll}} = 250 \text{ bar}$  (rechts), jeweils in der Mitte der PK.

Der Innendruck in den beiden Prüfkörpern wird nicht online aufgezeichnet, sondern von Hand abgelesen. Aufgrund des hohen Innendrucks von 250 bar wird der Versuch in einem gebunkerten Prüfraum durchgeführt. Die Anschlüsse zum Be- und Entlasten der Prüfkörper müssen außerhalb des Bunkers liegen, was zu langen Druckleitungen mit zahlreichen Verschraubungen, Absperrventilen etc. führt. Deswegen ist ein geringer – wenn auch stetiger – Druckverlust in den PK aufgetreten, der in regelmäßigen Abständen ausgeglichen werden muss, siehe Bild 4.47 (rechts).

Dabei wurde 248 bar als untere Grenze des Innendrucks definiert, was in Vergleichsspannungen – nach einer elastischen Abschätzung – einem Spannungsunterschied von weniger als 1 MPa entspricht.

### 4.4.3 Metallographische Untersuchungen

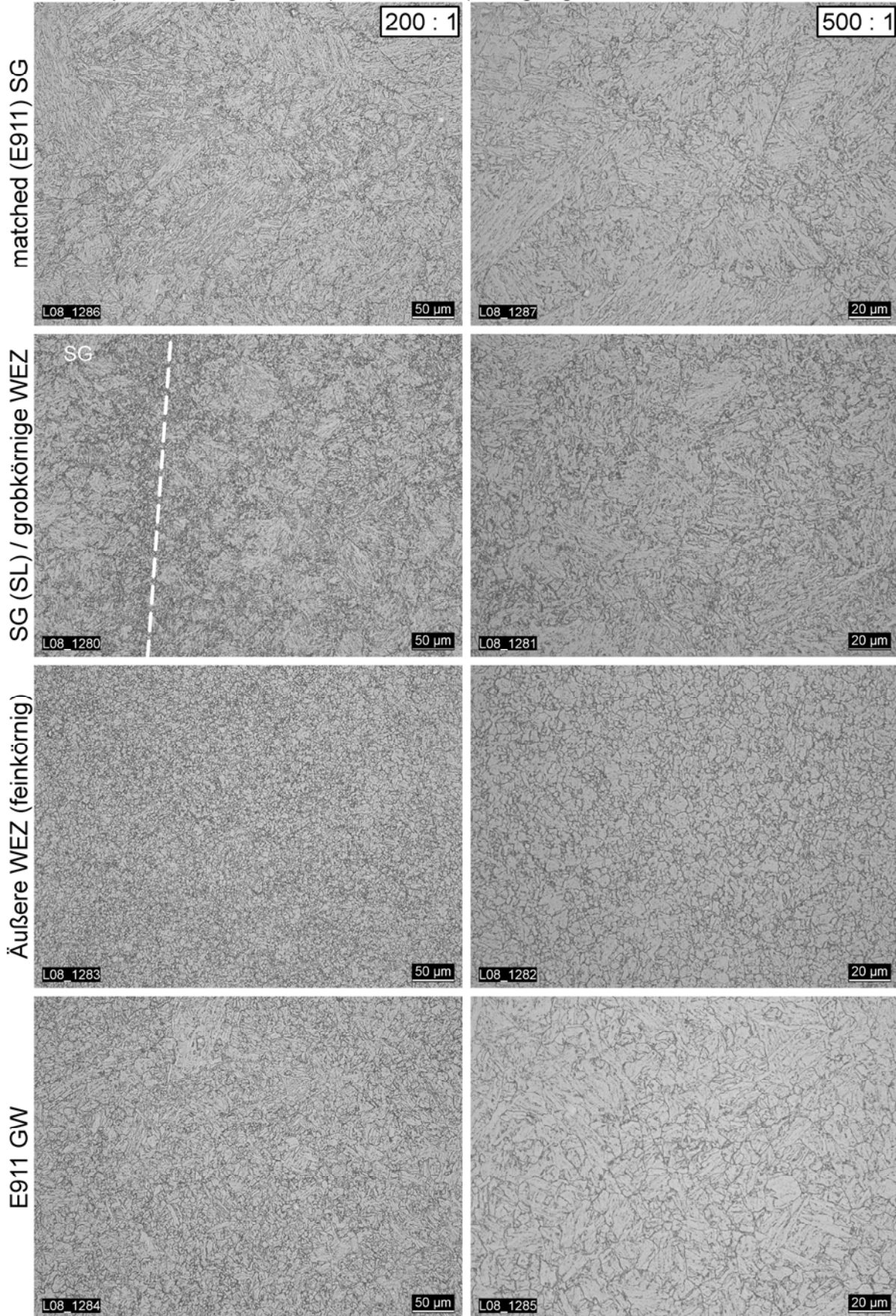
#### Replika

Mit Hilfe der so genannten „Baustellenmetallographie“ [129], [130] sind an allen Längsnähten Replika-Untersuchungen durchgeführt worden. Dabei wurde der Ausgangszustand  $t = 0$  h sowie 3.000 h, 7.000 h und 10.000 h erfasst. In Tabelle 4.5 ist exemplarisch die Mikrostruktur über der SN (SG, WEZ, GW) der mit artgleichem SG geschweißten Längsnaht des PK 2 (matched) im Ausgangszustand wiedergegeben.

Es liegt ein für eine Schweißnaht typisches Gefüge vor, deutlich sind die Übergänge vom Schweißgut in die WEZ und von der WEZ in den Grundwerkstoff zu erkennen. Bei diesen Untersuchungen konnte keine Delta-Ferrit Bildung durch die Schweißung festgestellt werden.

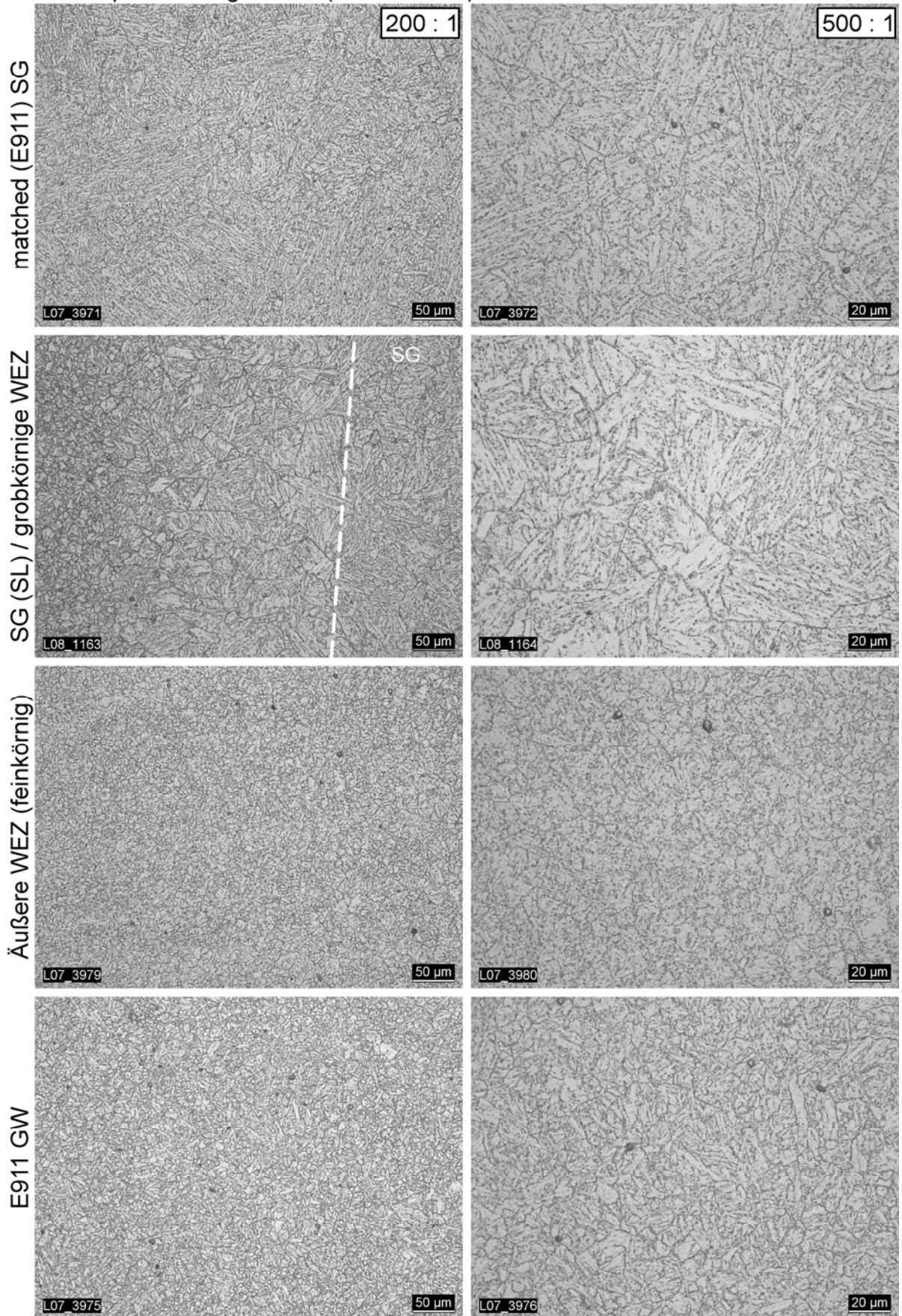
Zum Vergleich sind in Tabelle 4.6 Ergebnisse der Replika-Untersuchungen nach 10.000 Betriebsstunden an der matched geschweißten Längsnaht des Prüfkörpers 1 dargestellt. Hier können in der äußeren WEZ aber auch im Grundwerkstoff Kriechporen festgestellt werden. Die Auswertung der in Tabelle A 9 dargestellten Lackabdrücke der mit dem zeitstandschwächeren P91 SG (undermatched) gefertigten Naht, zeigt zu diesem Zeitpunkt einen ähnlichen Befund.

**Tabelle 4.5:** Gefüge über der SN des PK2LN1 (matched) im Ausgangszustand.  
Prüfkörper 2 / Längsnaht 1 (matched SG) Ausgangszustand



**Tabelle 4.6:** Gefüge über der SN des PK1LN1 (matched) nach 10kh.

Prüfkörper 1 / Längsnaht 1 (matched SG) 10.000 h



### Lichtoptische Untersuchungen an Querschliffen

Entscheidend für die Beurteilung des Einflusses der Zeitstandfestigkeit des Schweißgutes (bzw. der davon beeinflussten Mehrachsigkeit des Spannungszustandes) auf die Lebensdauer geschweißter Komponenten, sind Schliiffuntersuchungen im Bereich der Längsnähte. Um den Verlauf der Schädigung ermitteln zu können, werden mehrere Schlifflinien über der Wanddicke ausgewertet, siehe Bild 4.48.

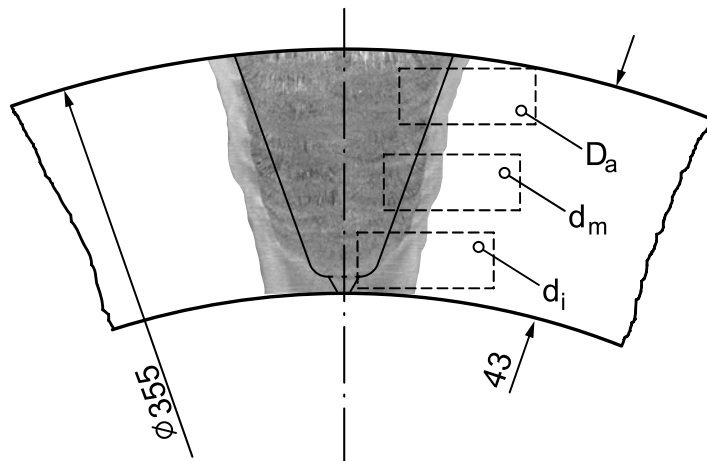


Bild 4.48: Übersicht der Schliiffuntersuchungen an den Längsnähten

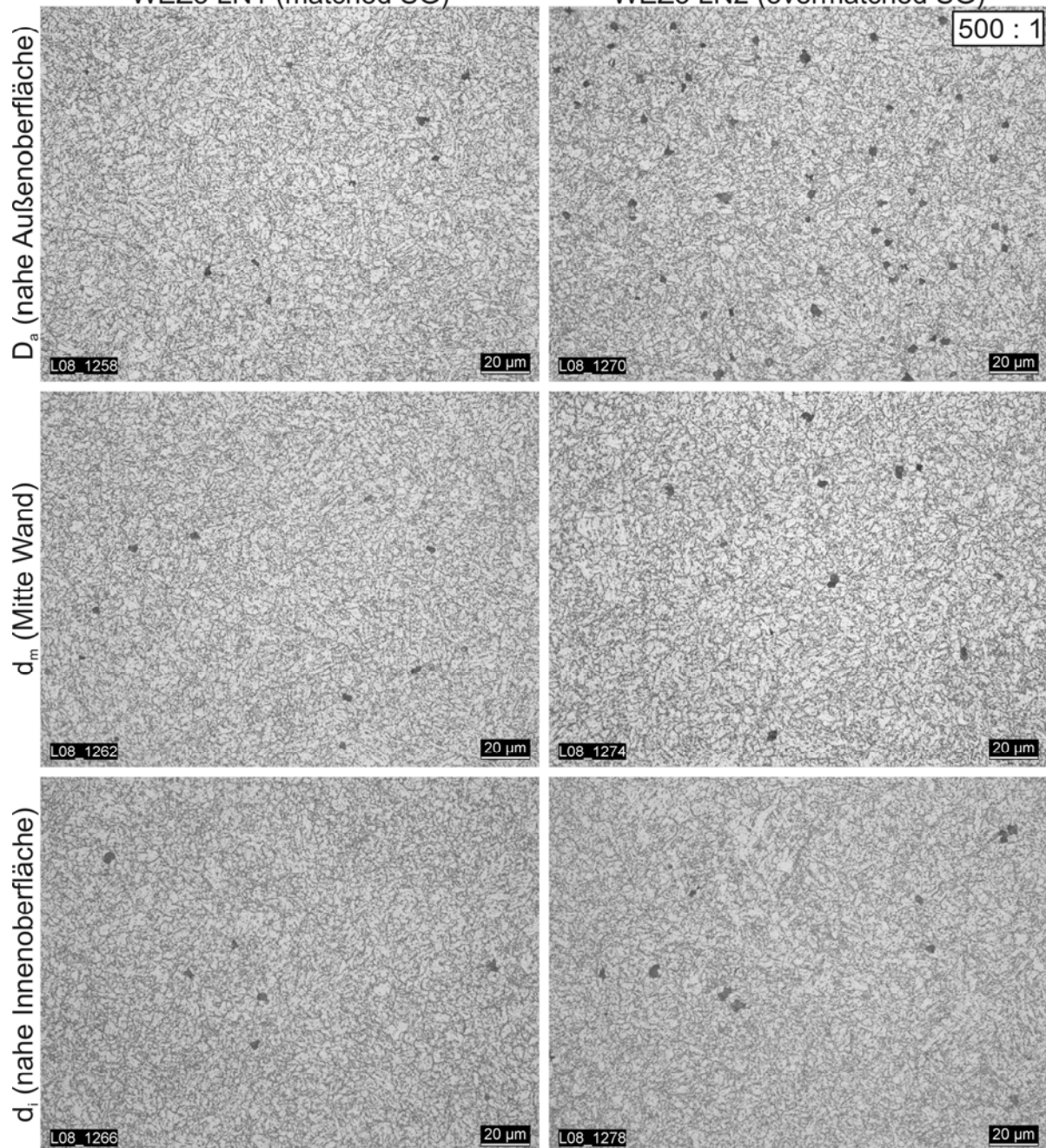
Die Ergebnisse dieser Untersuchungen am Prüfkörper 2 sind in Tabelle 4.7 gegeben. In Analogie zu den numerischen Ergebnissen, die in Kapitel 5.5 vorgestellt werden, kann festgehalten werden, dass am Außenrand der Prüfkörper – wo laut numerischer Simulation der Spannungszustand mit dem höchsten Mehrachsigkeitsgrad vorliegt – die Schädigung (Porendichte) maximal ist. An dieser Stelle muss nochmals darauf hingewiesen werden, dass aufgrund der unterschiedlichen Wanddicken des Rohres ein horizontaler Vergleich, also matched SG ( $s \approx 46,5$  mm) zu overmatched SG ( $s \approx 42,0$  mm) in Tabelle 4.7 nicht aussagekräftig ist.

**Tabelle 4.7:** Schädigungsentwicklung des Gefüges in der WEZ3 des PK2.

Prüfkörper 2 nach Versagen bei 10.565 h

WEZ3 LN1 (matched SG)

WEZ3 LN2 (overmatched SG)

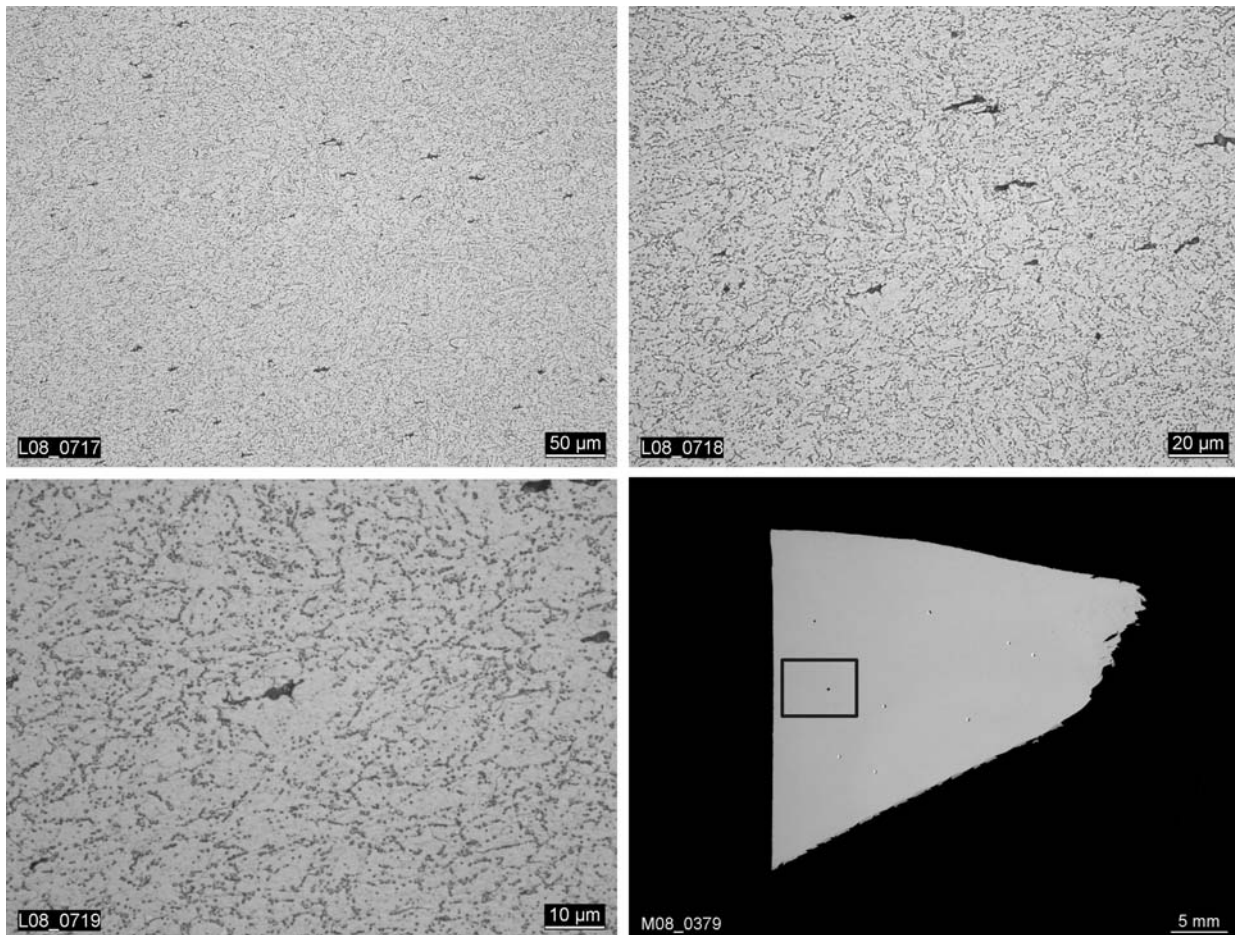


### Schadensanalyse des Prüfkörpers 2

Im Zuge der Ermittlung der Versagensursache des PK2 im Grundwerkstoff (ca. 230° Position am Umfang), sind in diesem Bereich detaillierte metallographische Untersuchungen durchgeführt worden, eine Übersicht ist in Bild A 9 gegeben. Schlibbilder aus der Rissmitte, ca. 4 mm von der Rissfront entfernt, sind in Bild 4.49 abgebildet. Es liegt ein stark verformtes Gefüge vor, dessen Karbide im Vergleich zu Schliffen auf der 45° Position mit gleicher Belastungshistorie deutlich vergrößert sind, vergleiche Bild A 10.

Weiterhin kann ein für diese Werkstoffklasse typisches Gefüge aus angelassenem Martensit nicht mehr festgestellt werden.

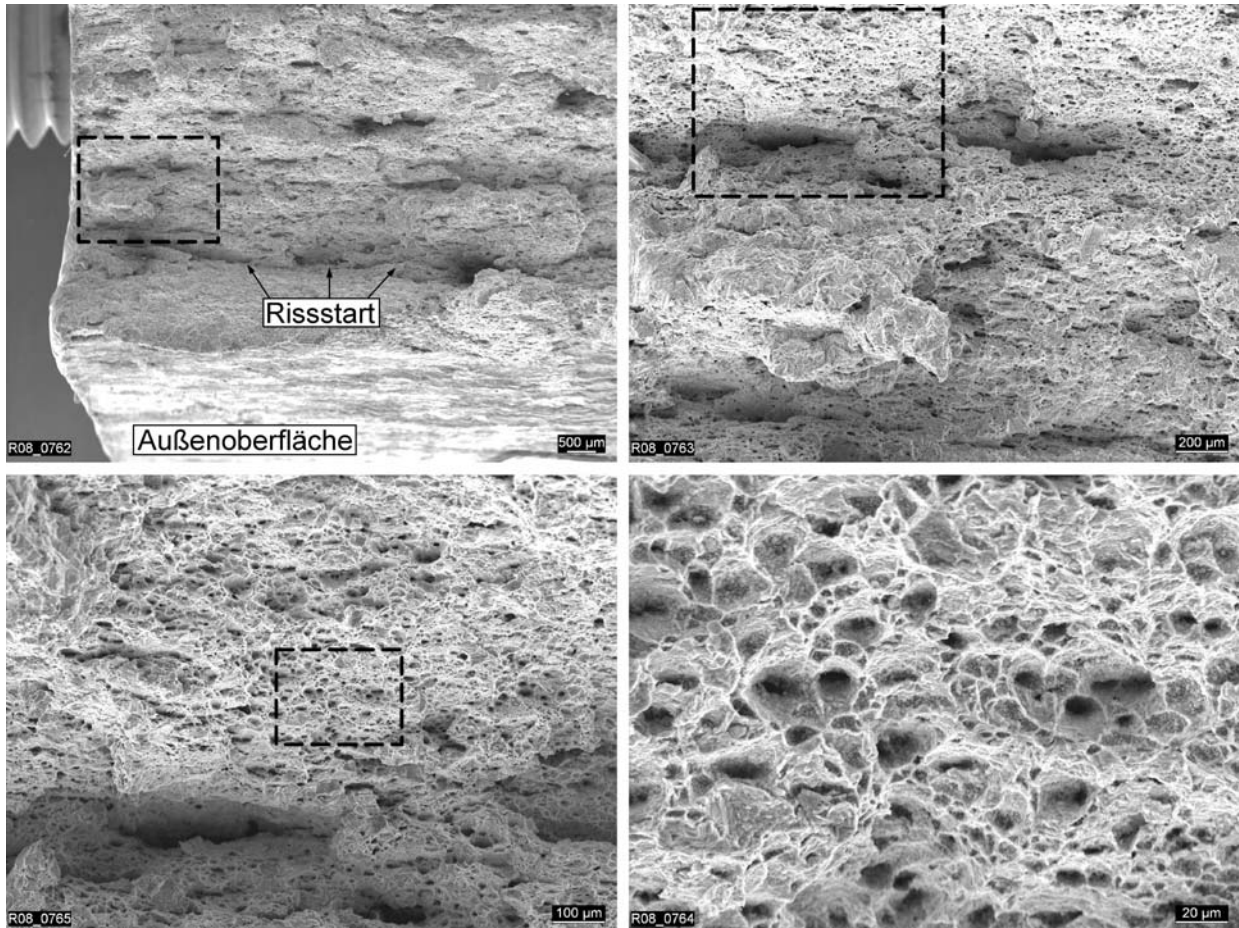
Da auch auf Schlibfbildern aus der 45 ° Position Zeitstandschädigung zu erkennen ist, kann davon ausgegangen werden, dass es sich bei den in Bild 4.49 erkennbaren Hohlräumen (zum Teil) auch um stark verformte Kriechporen handelt.



**Bild 4.49:** Verformte, zeitstandgeschädigte Mikrostruktur des PK2 in Rissmitte (Bereich C aus Bild A 9).

Zur genaueren Bestimmung der Versagensart des PK2 wurden im Bereich der Rissmitte Untersuchungen mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) durchgeführt. Es zeigte sich, dass wie in [Bild 4.50](#) ersichtlich, der Riss knapp unterhalb der Bauteilaußenoberfläche gestartet ist, und sich dann duktil, transkristallin nach innen ausgebreitet hat. Dieses Bruchbild entspricht nicht dem üblichen Erscheinungsbild bei Zeitstandbrüchen die – zumindest für die hier vorliegenden Randbedingungen (hohe Temperatur, lange Standzeiten und relativ niedrigen Spannungen) – in der Regel interkristallin verlaufen [61].

Stichprobenartige Härteuntersuchungen im Bereich des Risses ergaben Werte von 164 bis 171 HV10 – Werte, die weit unterhalb denen liegen, die für bei 600 °C zeitstandbeanspruchtem E911 zu erwarten sind (zum Vergleich: 230 HV10 bei Position 45°).



**Bild 4.50:** REM Aufnahmen der Rissflanke, duktiles, transkristallines Risswachstum, Wabenstruktur.

Die genaue Ursache für das Versagen des PK2 im GW ist selbst nach diesen ausführlichen Untersuchungen nicht eindeutig feststellbar. Ein für Zeitstandschädigung typisches Versagensverhalten liegt nicht vor. Die martensitische Mikrostruktur ist in diesem Bereich massiv zerstört worden. Dies wurde wahrscheinlich durch einen zeitlich begrenzten, zu hohen Wärmeeintrag hervorgerufen. Die konkrete Ursache hierfür konnte allerdings im Rahmen des Vorhabens nicht abschließend geklärt werden.

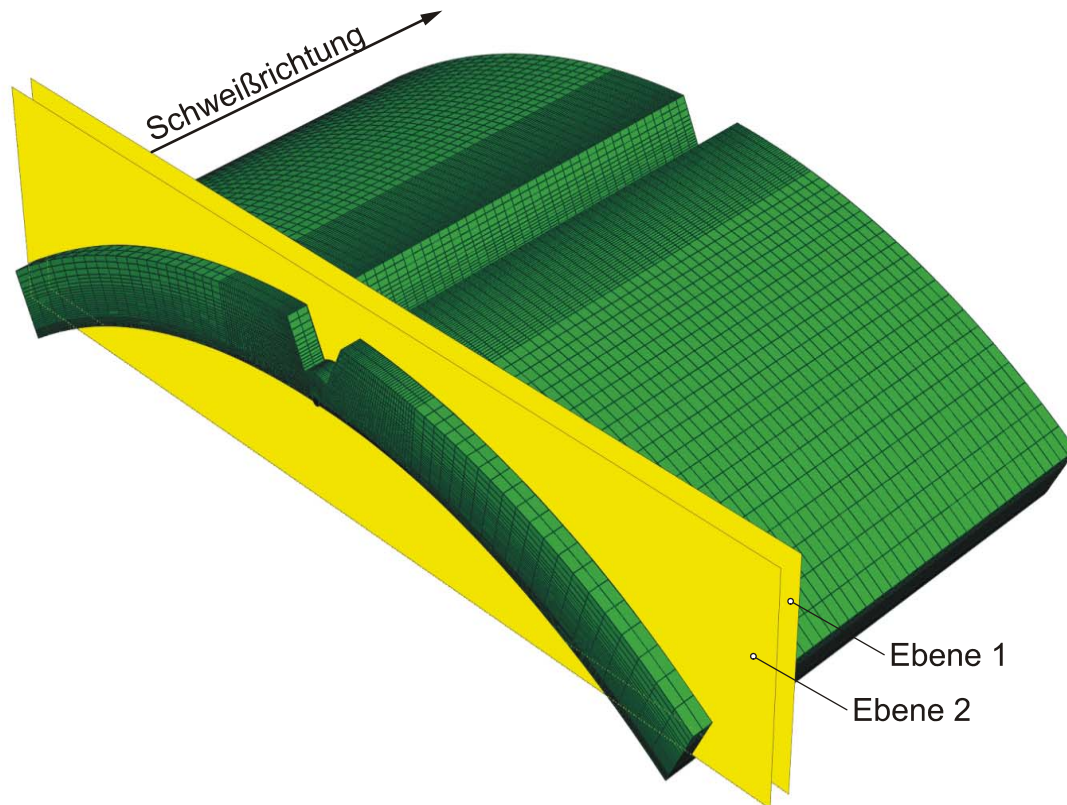


## 5 Numerische Untersuchungen

Die Simulation bzw. Berechnung des Bauteilverhaltens mit Hilfe der Methode der Finiten-Elemente (FE) bietet eine Möglichkeit zur kostengünstigen und schnellen Auslegung von Komponenten bzw. deren Nachrechnung oder Lebensdauerabschätzung. Dabei sind dem Anwendungsgebiet (fast) keine Grenzen gesetzt. Simulationen können thermisch, mechanisch, thermomechanisch, statisch, dynamisch, etc. durchgeführt werden. Mit dem jeweils richtigen, für den Belastungsfall und Werkstoff angepassten Materialmodell und entsprechender Rechnerleistung können auch komplexeste Geometrien und Belastungsszenarien abgebildet werden.

### 5.1 Numerische Simulation des Temperaturfelds in der WEZ

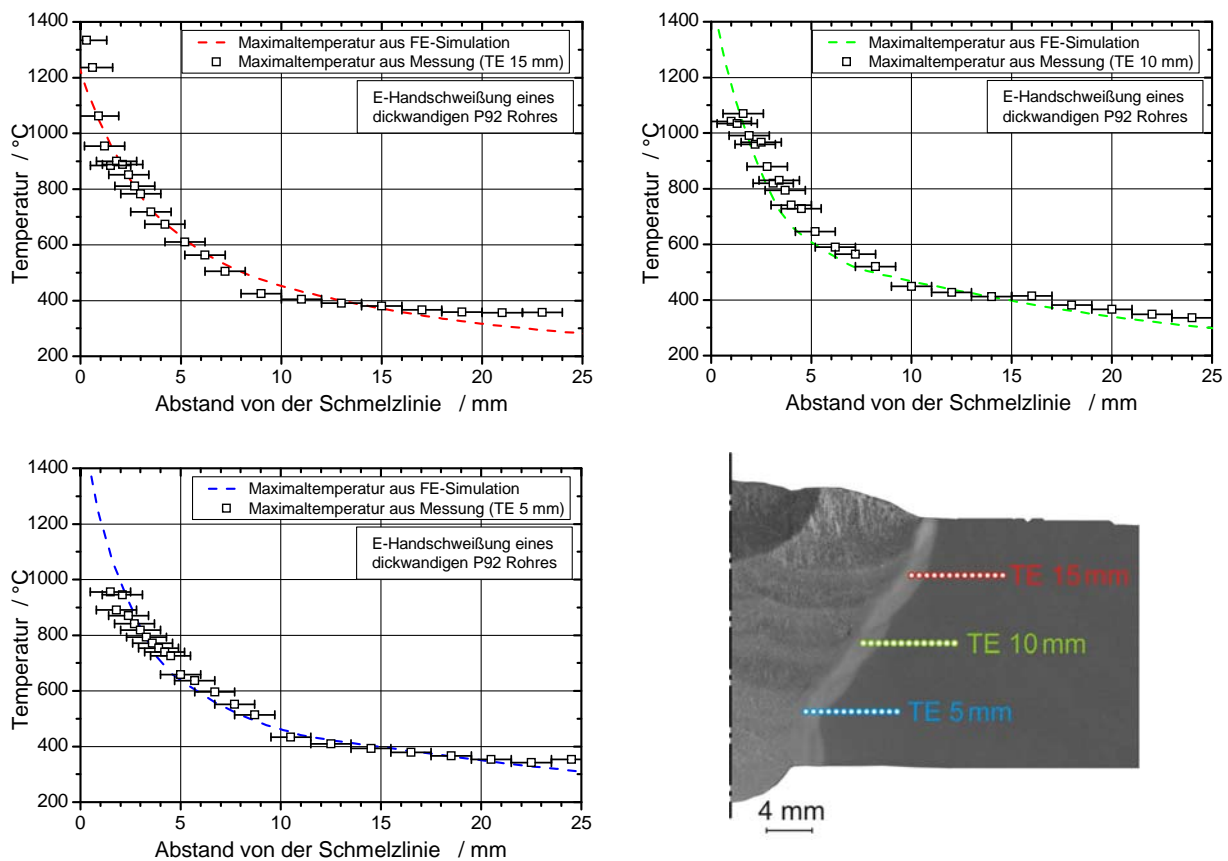
Neben den in Kapitel 4.1 vorgestellten Temperaturfeldmessungen in der WEZ wird im Folgenden untersucht, ob sich numerische Verfahren zur Beschreibung des Temperaturgefälles in der WEZ eignen. Dies ist vor allem im Hinblick auf komplexe Bauteil- und Schweißnahtgeometrien wichtig, da in diesem Fall eine Temperaturfeldmessung nach dem in Kapitel 4.1 gezeigtem Schema extrem erschwert ist. Für die FE Simulation wurde das in Bild 5.1 dargestellte Modell erstellt, und die Wärmeeinbringung mit Hilfe einer Fortranroutine im FE-Code ABAQUS<sup>®</sup> realisiert. Dazu werden in einem ersten Schritt, allen zu diesem Zeitpunkt im Modell vorhandenen Elementen temperaturabhängige Materialeigenschaften zugewiesen und die Ebenen 1 und 2 auf den Startpunkt der Schweißnaht gesetzt. Im nächsten Schritt werden die Elemente der i-ten Schweißraupe hinzugefügt. Diese Elemente haben zu Beginn der Simulation dieser Schweißraupe weder mechanische noch thermische Materialeigenschaften. Anschließend werden, während sich die Ebenen mit konstanter Geschwindigkeit in Schweißrichtung bewegen, allen Elementen hinter Ebene 1 temperaturabhängige Werkstoffeigenschaften zugewiesen und gleichzeitig alle Elemente zwischen den beiden Ebenen erhitzt. Diese Schleife wird für alle Schweißnähte durchlaufen.



**Bild 5.1:** FE Modell zur numerischen Simulation der Wärmeeinbringung durch den Schweißprozess.

Aufgrund der sehr feinen Diskretisierung im Bereich der WEZ und des SGes, kann eine gute Übereinstimmung der sich ausbildenden Schweißlinse mit Daten aus der Literatur erzielt werden. Auch die im Folgenden gezeigte Validierung der Simulationsergebnisse mit den Temperaturverläufen aus der Messung lässt den Schluss zu, dass die gewählte Simulationemethodik für diese Art der Anwendung zufriedenstellende Ergebnisse liefert. Für Anwendungen die einen höheren Detaillierungsgrad erfordern, gibt es in der Literatur, z. B. [131], beliebig komplexe, mathematische Beschreibungen der Schweißlinse für die Implementierung in FE Simulationen.

In Bild 5.2 ist der Vergleich der aus den Messungen ermittelten mit der numerisch errechneten Maximaltemperatur über dem Abstand zur Schmelzlinie für die oben beschriebenen drei Messreihen gegeben. Eine hervorragende Übereinstimmung von FE-Simulation und Messung wird in einem sehr großen Temperaturbereich (über 1300 °C nahe der SL, moderate Temperaturen um 300 °C in ca. 20 mm Abstand) erreicht.



**Bild 5.2:** Validierung der numerisch simulierten Temperaturverläufe mit Messergebnissen.

Die hier vorgestellte Methode bietet somit die Möglichkeit, die Ausdehnung der WEZ auch bei komplexen Schweißnahtgeometrien numerisch sehr genau zu bestimmen.

## 5.2 Materialmodelle zur Simulation des mechanischen Werkstoffverhaltens im Kriechbereich

Im Rahmen dieser Arbeit soll unter Verwendung fortgeschrittener, inelastischer Werkstoffmodelle das Bauteilverhalten der mit unterschiedlichen Schweißkonfigurationen ausgeführten Prüfkörper abgebildet und eine Empfehlung zur Lebensdauerverlängerung für zukünftige Schweißverbindungen abgegeben werden. Dazu muss das viskoplastische Materialverhalten der verwendeten Werkstoffe unter Hochtemperaturbelastung mittels Kriechgesetzen mathematisch abgebildet werden. Im Prinzip stellen diese Kriechgleichungen einen Zusammenhang zwischen der akkumulierten plastischen Dehnung und Parametern wie Spannung, Temperatur und Zeit her. Im Allgemeinen wird die plastische Dehnung (hier Kriechdehnung) durch Aufsummieren der Anfangsdehnung  $\varepsilon_0$  und den Kriechdehnungsanteilen in den einzelnen Kriechbereichen  $\varepsilon_{cr,i}$  mit  $i = I, II, III$  gebildet:

$$\varepsilon_{cr} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{cr,I} + \varepsilon_{cr,II} + \varepsilon_{cr,III} \quad \text{Gl. 5.1}$$

Nach [132] unterscheidet man hierbei zwischen Kriechgesetzen, die empirisch, phänomenologisch oder auf Basis werkstoffmechanischer Mechanismen abgeleitet werden. Hier kommt ein phänomenologisches (von griech. „phainomenon“ – sichtbare, Erscheinung), also ein an experimentelle Daten angepasstes (siehe Kapitel 5.3), Materialmodell zum Einsatz.

Für viele technische Anwendungen ist es ausreichend, mit dem verwendeten Materialmodell den primären und sekundären Kriechbereich abzubilden, da das Betreiben einer Komponente im tertiären Kriechbereich z. B. bei der Auslegung eines Bauteils, nicht vorgesehen ist. In diesem Fall wird häufig ein Werkstoffgesetz nach Garofalo [132] verwendet, um das quasistatische Werkstoffverhalten bei hohen Temperaturen zu beschreiben.

Soll allerdings die Schädigungsentwicklung beschrieben oder fortgeschrittene Lebensdauerbetrachtungen durchgeführt werden, müssen die FE-Simulationen auf einem Werkstoffmodell basiert sein, welches alle Bereiche des Werkstoffverhaltens unter hohen Temperaturen beschreiben kann. Deswegen wird hier ein modifiziertes Kriechgesetz nach Graham-Walles [133] bei der FE-Simulation verwendet. Nachfolgend wird ein kurzer Überblick über die mit am häufigsten angewandten Kriechgesetze gegeben.

### Norton Kriechgesetz

Das charakteristische Werkstoffverhalten unter quasistatischer Hochtemperaturbeanspruchung (Kriechen) ist ausführlich in Kapitel 3.1 beschrieben. Der sekundäre Kriechbereich – mit annähernd konstanter Dehngeschwindigkeit – lässt sich über eine von Norton [134] entwickelte Gleichung relativ gut abbilden:

$$\varepsilon = A \cdot \sigma^n \cdot t \quad \text{Gl. 5.2}$$

mit:  $\varepsilon$  = Dehnung,  $A$  = const.,  $\sigma$  = Spannung,  $n$  = Norton Exponent,  
 $t$  = Zeit

Anhand experimenteller Beobachtungen wurde von Norton festgestellt, dass die Kriechrate  $\dot{\varepsilon}$  im sekundären Kriechbereich meist über eine Potenzfunktion von der Spannung  $\sigma$  und exponentiell von der Temperatur  $\vartheta$  abhängt:

$$\dot{\varepsilon} = B \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{\vartheta}\right) \quad \text{Gl. 5.3}$$

mit:  $B$  = const.,  $Q$  = Aktivierungsenergie,  $\vartheta$  = Temperatur.

### Garofalo Kriechgesetz

Mit dem Garofalo Kriechgesetz wird der primäre und der sekundäre Kriechbereich erfasst. Durch die Einführung einer Zeitfunktion für das Primärkriechen wird eine Verbesserung der Kriechbeschreibung erreicht:

$$\varepsilon_{cr} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{cr,I,max} \cdot (1 - \exp(-C \cdot t / t_{I/II})) + \dot{\varepsilon}_{cr,II,min} \cdot t \quad \text{Gl. 5.4}$$

mit:  $\varepsilon_0$  = Anfangsdehnung (elast. + plast. Anteil)  $\varepsilon_0 \neq f(t)$ ,  $\varepsilon_{cr,I,max}$  = zusätzliche Dehnung im Übergangsbereich,  $t / t_{I/II}$  = Maß für die Übergangszeit zwischen primärem und sekundärem Kriechbereich,  $\dot{\varepsilon}_{cr,II,min}$  = minimale Dehnrates im Kriechgebiet II,  $C = \text{const.}$

Schematisch ist die Zusammensetzung der Kriechdehnung nach Garofalo in Bild 5.3 dargestellt.

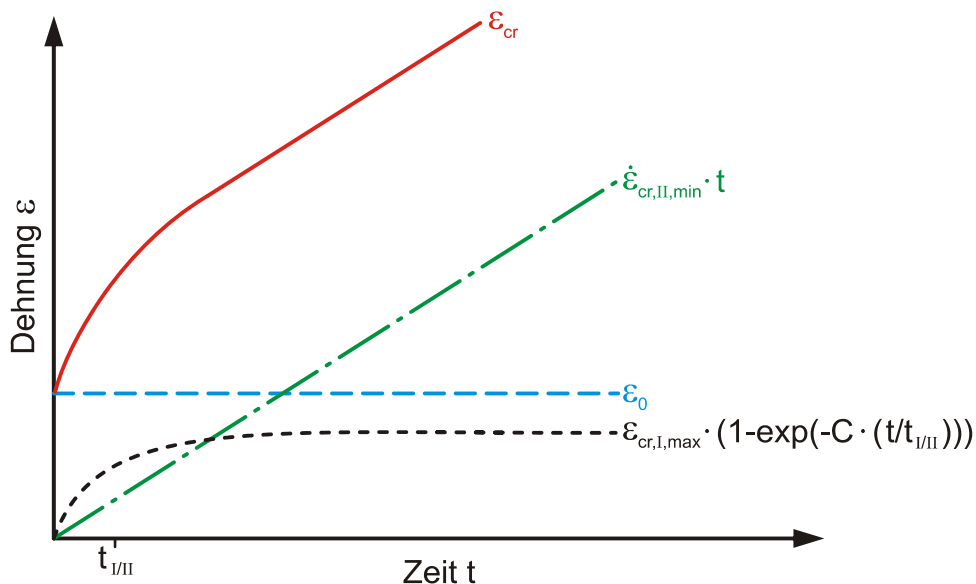


Bild 5.3: Schematische Darstellung der Zusammensetzung der Garofalo Gesamtdehnung aus Gleichung 5.4, [55].

### Modifiziertes Garofalo Kriechgesetz

Eine modifizierte und mit den nortonschen Potenzgesetzen („power-law“) erweiterte Variante des Garofalo Kriechgesetzes wird in einer Vielzahl von Forschungsarbeiten zur Beschreibung des Zeitstandverhaltens verwendet:

$$\varepsilon_{cr} = \varepsilon_0 + A \cdot \exp(B \cdot \sigma) \cdot (1 - \exp(-C \cdot \sigma^D \cdot t)) + E \cdot \exp(F \cdot \sigma) \cdot t \quad \text{Gl. 5.5}$$

mit: A bis E = werkstoffabhängige Konstanten.

### Graham-Walles und modifiziertes Graham-Walles Kriechgesetz

Das im Rahmen der hier durchgeführten FE-Simulationen verwendete Graham-Walles Kriechgesetz lautet in seiner ursprünglichen Form wie folgt:

$$\varepsilon_{cr} = \sum_{i=1}^3 A_i \cdot \sigma^{n_i} \cdot t^{m_i} \quad \text{Gl. 5.6}$$

mit:  $A_i$ ,  $n_i$  und  $m_i$  = werkstoffabhängige Konstanten.

In [135] und [136] sind die wesentlichen Modifikationen dieses Gesetzes, nämlich der Übergang von einer dehnungs- zu einer dehnratenbasierten Formulierung und der Einführung eines Schädigungsparameters  $D$ , erläutert.

Aufgrund dieser Modifikationen ist die klassische Dreiteilung des Kriechgesetzes entsprechend den drei Kriechbereichen nicht mehr gegeben. Die nunmehr vorhandenen zwei Terme der Gleichung beschreiben einen gewissen Dehnratenbereich bzw. ein gewisses Spannungsniveau:

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = A_1' \cdot \sigma^{n_1} \cdot \varepsilon_{cr}^{m_1} + A_2' \cdot \sigma^{n_2} \cdot \varepsilon_{cr}^{m_2} \quad \text{Gl. 5.7}$$

mit:  $A_i$ ,  $n_i$  und  $m_i$  = werkstoffabhängige Konstanten.

Diese Gleichung kann modular erweitert und falls erforderlich durch Anwendung eines Arrheniusansatzes temperaturabhängig formuliert werden. Aufgrund der Dehnungsverfestigungsregel ist eine bessere Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei Spannungsniveauänderungen möglich. Durch die Einführung des oben erwähnten Schädigungsparameters  $D$  und eines effektiven Spannungskonzepts – zunehmende Schädigung führt zu einer Erhöhung der Spannung – kann nicht nur das inelastische Verformungsverhalten, sondern auch die Schädigungsentwicklung betrachtet werden. Weitere Untersuchungen zur Beschreibung der Kriechschädigung wurden in [137] - [140] durchgeführt. Dabei wird jeweils ein Schädigungsparameter verwendet, der sich auf den mikrostrukturellen Befund von Schädigungszuständen stützt und gegebenenfalls den Einfluss der Beanspruchung auf die Schädigung berücksichtigt.

Eine Vielzahl von Forschungsarbeiten befasst sich mit der werkstoffmechanischen Modellierung der Schädigung z. B. [141] - [146] und in weiterem Sinne deren Implementierung in die konstitutiven Gleichungen von FE-Programmen. Ein gängiger Ansatz ist die in [147] formulierte isotrope Schädigung durch Korrelation des Anteils an Rissen bzw. Poren zur senkrecht zur Beanspruchungsrichtung orientierten schädigungsfreien Bezugsfläche:

$$D = \frac{A_D}{A} \quad \text{Gl. 5.8}$$

mit:  $D$  = isotrope Schädigung,  $A_D$  = Querschnittsfläche mit schädigungsbedingten Fehlern,  $A$  = Ausgangsfläche ohne Schädigung.

Aufgrund der Querschnittsreduzierung ergibt sich somit eine effektive Spannung  $\bar{\sigma}$  von:

$$\bar{\sigma} = \frac{\sigma}{(1-D)}. \quad \text{Gl. 5.9}$$

Unter Verwendung des oben erläuterten Kriechgesetzes nach Norton (Gl. 5.2) und den Schädigungsgleichungen von Kachanov-Rabotnov [148], [149], ergibt sich folgende Kriechgleichung mit implementiertem Schädigungsparameter  $D$ :

$$\dot{\epsilon}_{cr} = A \cdot \left( \frac{\sigma}{1-D} \right)^n \cdot t^m \quad \text{Gl. 5.10}$$

Die Rate der Schädigung  $\dot{D}$  ist dabei für Kriechdehnungen oberhalb eines zu definierenden Schwellenwerts für die Dehnung  $\epsilon_D$  wie folgt definiert:

$$\dot{D} = B \cdot \left( \frac{\sigma^\chi}{1-D} \right)^\varphi \cdot t^m \cdot H(\epsilon_{cr} - \epsilon_D) \quad \text{Gl. 5.11}$$

mit:  $A$ ,  $B$ ,  $n$ ,  $m$ ,  $\chi$ , und  $\varphi$  = werkstoffabhängige Konstanten,  
 $H$  = Heaviside Funktion zur Definition eines Schwellenwertes.

Die oben erläuterte Methodik wird im Folgenden auf das Graham-Walles Kriechgesetz aus Gl. 5.7 angewandt. In Kapitel 3.3 wird der Einfluss der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes auf das Kriech- und Schädigungsverhalten zeitstandbeanspruchter Bauteile diskutiert. Den dort beschriebenen Zusammenhängen wird im Materialmodell durch die Einführung eines Mehrachsigkeitsquotienten Rechnung getragen. Der gewählte Parameter zur Quantifizierung der Mehrachsigkeit muss Veränderungen des Spannungszustandes und dessen Auswirkung auf Gleitvorgänge im Werkstoff erfassen. Im Rahmen dieser Arbeit wird der von Clausmeyer definierte Mehrachsigkeitsquotient  $q$  verwendet [95]. Der theoretische Hintergrund für den Parameter  $q$  beruht auf dem werkstoffmechanischen Zusammenhang, dass Schubbeanspruchung Gleitbruchmechanismen (Zähbruch) und allseitiger Zug Spaltbruchmechanismen (Sprödbruch) im Werkstoff auslöst.

Ein Mehrachsigeitsparameter muss also ein Maß für diese Spannungskonstellation darstellen und die das Fließen auslösende Schubspannung und die den Spröbruch begünstigende hydrostatische Spannung in geeigneter Weise in Beziehung setzen [150]. Clausmeyer bildet den Quotient aus der reduzierten Schubspannung  $\tau_r$  nach Hencky [151] und der mittleren Hauptnormalspannung  $\sigma_m$ :

$$q = \frac{\tau_r}{\sigma_m} = \sqrt{\frac{3}{2}} \cdot \frac{\tau_{\text{okt}}}{\sigma_{\text{okt}}} = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \frac{\sigma_{\text{vM}}}{\sigma_{\text{hyd}}} \quad \text{Gl. 5.12}$$

mit:  $\tau_r$  = reduzierten Schubspannung,  $\sigma_m$  = mittlere Hauptnormalspannung,  
 $\tau_{\text{okt}}$  = Oktaederschubspannung,  $\sigma_{\text{okt}}$  = Oktaedernormalspannung,  
 $\sigma_{\text{vM}}$  = Vergleichsspannung nach von Mises,  $\sigma_{\text{hyd}}$  = Hydrostatische  
 Spannung und  $\sigma_i$  ( $i = 1,2,3$ ) = Hauptspannungen,  
 es gilt:  $\sigma_m \equiv \sigma_{\text{okt}} \equiv \sigma_{\text{hyd}}$

$$\tau_r = \frac{1}{\sqrt{2} \cdot \sqrt{3}} \cdot \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad \text{Gl. 5.13}$$

$$\tau_{\text{okt}} = \frac{1}{3} \cdot \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad \text{Gl. 5.14}$$

$$\sigma_{\text{vM}} = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad \text{Gl. 5.15}$$

$$\sigma_{\text{hyd}} = \frac{1}{3} \cdot (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad \text{Gl. 5.16}$$

Das Sandelsche Bruchkriterium [152] in Henckyscher Darstellung bietet eine besonders anschauliche Möglichkeit, die Kombination der Versagensgrenzen Fließbeginn bzw. Spaltbruch für beliebige Spannungszustände darzustellen [153], siehe Bild A 11. In diesem Schaubild repräsentieren Ursprungsgeraden unterschiedliche Mehrachsigeitsgrade von Spannungszuständen, z. B. ebener Dehnungszustand EDZ oder ebener Spannungszustand ESZ.

Implementiert in das modifizierte Graham-Walles Kriechgesetz ergibt sich die Kriechdehnrate in Abhängigkeit des Mehrachsigeitsquotienten  $q$  zu:

$$\dot{\varepsilon}_{\text{cr}} = 10^{A_1} \cdot \left( \frac{\sigma_{\text{vM}}}{(1-D)} \right)^{n_1} \cdot \varepsilon_{\text{eq}}^{m_1} + 10^{A_2} \cdot \left( \frac{\sigma_{\text{vM}}}{(1-D)} \right)^{n_2} \cdot \varepsilon_{\text{eq}}^{m_2} \quad \text{Gl. 5.17}$$

mit:  $A_i$ ,  $n_i$ , und  $m_i$  ( $i = 1,2$ ) = werkstoffabhängige Konstanten,  
 $\varepsilon_{\text{eq}}$  = Vergleichsdehnung

Die Entwicklung des Schädigungsparameters ist wie folgt definiert:

$$\dot{D} = 10^{A_{D1}} \cdot \left( \left( \frac{\sqrt{3}}{q} \right)^\alpha \cdot \sigma_{VM} \right)^{n_{D1}} \cdot \tilde{\varepsilon}^{m_{D1}} + 10^{A_{D2}} \cdot \left( \left( \frac{\sqrt{3}}{q} \right)^\alpha \cdot \sigma_{VM} \right)^{n_{D2}} \cdot \tilde{\varepsilon}^{m_{D2}} \quad \text{Gl. 5.18}$$

mit:  $A_{Di}$ ,  $n_{Di}$ , und  $m_{Di}$  ( $i = 1,2$ ) = werkstoffabhängige Konstanten,  
 $\alpha$  = Gewichtungsfaktor des Einflusses der Mehrachsigkeit, und:

$$\tilde{\varepsilon} = \sqrt{\langle \varepsilon_1 \rangle^2 + \langle \varepsilon_2 \rangle^2 + \langle \varepsilon_3 \rangle^2} \quad \text{Für die Schädigung relevanter Anteil der Dehnung} \quad \text{Gl. 5.19}$$

mit:  $\varepsilon_i$  ( $i = 1,2,3$ ) = Hauptdehnungen,  
 $\langle \varepsilon_i \rangle = \varepsilon_i$  für  $\varepsilon_i > 0$  und  $\langle \varepsilon_i \rangle = 0$  für  $\varepsilon_i \leq 0$ , siehe [154]

Für die hier durchgeführten FE Simulationen wird ein eingliedriger Schädigungsansatz eingesetzt. Dazu werden lediglich die Konstanten  $A_{D2}$ ,  $n_{D2}$  und  $m_{D2}$  der Gleichung 5.13 entsprechend gewählt, (z. B.:  $A_{D2} = -100$ ,  $n_{D2} = 1$  und  $m_{D2} = 0$ ), sodass der zweite Term einen vernachlässigbaren Einfluss auf die Entwicklung der Dehnrates ausübt.

Die im Folgenden dargestellten Ergebnisse inelastischer Finite-Elemente-Simulationen wurden durch die Implementierung des oben dargestellten modifizierten Materialmodells über eine Benutzerdefinierte Materialroutine (UMAT) in den FE-Code ABAQUS<sup>®</sup> erzeugt. In einem ersten Schritt wird dazu das Kriechgesetz an einachsige Zeitstanddaten für die entsprechende Temperatur phänomenologisch angepasst.

### 5.3 Anpassung an experimentelle Daten

Mit Hilfe einer an der MPA Universität Stuttgart im Rahmen eines Forschungsvorhabens [155] entwickelten Optimierungsroutine werden die experimentell ermittelten, einachsigen Kriechdaten an einen mathematischen Ansatz (hier: Modifiziertes Graham-Walles Kriechgesetz) angepasst. Die Routine basiert auf dem Programm Microsoft Excel<sup>®</sup> und wurde mit einigen in Visual Basic for Applications<sup>®</sup> programmierten Subprogrammen ergänzt.

Für die Anpassung werden der Optimierungsroutine zunächst die experimentellen Daten übergeben. Es besteht die Möglichkeit einzelne Datenpunkte oder ganze Kriechkurven zu gewichten. Dies ist insofern sinnvoll, als in der experimentell ermittelten Kriechkurve eventuell enthaltene Ausreißer bei der späteren Optimierung ausgeschlossen werden können.

Vor Beginn der Anpassung müssen einige Randbedingungen (z. B. Dehnungsschrittweite, Anzahl der Iterationen und Neuinitialisierungen, sinnvolle Grenzen für die Parameter, etc.) der durchzuführenden Optimierung im Excel-Tabellenblatt eingestellt werden, siehe [Bild 5.4](#).

Die Dehnungsschrittweite, mit welcher die Optimierung durchgeführt werden soll, hat einen Einfluss auf die Genauigkeit der Anpassung. Bei einer zu großen Schrittweite verliert die Anpassung an Genauigkeit, Wählt man eine zu kleine Schrittweite, so steigt die Optimierungszeit stark an.

The screenshot shows the main window of an optimization routine. At the top, there is a menu bar and a toolbar. Below that, the project information is displayed: Projekt AZ21 / MISMATCH, Datum / Name 08.02.2007 / Ba, Material X10CrAlMoVNb9-2 (P92), and Temperatur [°C] 600. The main area contains a table of parameters with their current values, lower and upper bounds, and initial values. The parameters are A1, n1, m1, A2, n2, m2, AD1, nD1, AD2, nD2, mD2. Below the table, there are buttons for 'Anfangswerte', 'Optimierung', 'Ergebnisse', and 'Abbruch'. The 'Optimierungsbedingungen' section shows 'Dehnungsschrittweite [ ]' set to 0,0005, 'nur Primär-/Sekundärdaten' checked, 'Neuinitialisierungen' set to 2, and 'Iterationsschritte' set to 40. The 'rel. Fehler [%]' is 0,03769. On the right, there is a mathematical model for the modified Graham-Walles-Kriechgesetz with a damage fraction, and a 'Vorgehensweise' section with 10 steps. A 'Hinweis' section at the bottom right provides additional instructions.

Parameter	Wert	Untergrenze	Obergrenze	Startwert
A1	-40,632626608100500	-100	-1	-1
n1	14,778245873201100	1	50	50
m1	-9,155032133461090	-10	0	0
A2	-119,232699550244000	-200	-1	-1
n2	26,120921540884500	1	40	40
m2	-0,287289939861352	-10	0	0
AD1	-7,670665977170840	-100	-1	-1
nD1	1,042190462953590	1	50	50
mD1	-0,000000001565618	-10	0	0
AD2	-110,000000000000000	-110	-20	-20
nD2	1,639610149742380	1	50	50
mD2	-9,488484109572550	-10	0	0

**Bild 5.4:** Hauptbildschirm der Optimierungsroutine

Mit Hilfe der in die Optimierungsroutine eingebauten Schalter besteht die Möglichkeit einzelne Bereiche der Kriechkurve nacheinander anzupassen. Die Erfahrung hat gezeigt, dass für ein gutes Optimierungsergebnis zunächst der Primär- und Sekundärbereich der Kriechdaten angepasst, und der Tertiärbereich erst in einem nachfolgenden Schritt berücksichtigt werden sollte.

Um lokaler Konvergenz außerhalb des globalen Minimums vorzubeugen, können mit Hilfe eines genetischen Algorithmus zunächst geeignete Anfangswerte bestimmt werden (globales Minimum) – die eigentliche lokale Optimierung (lokaler Konvergenz) erfolgt mit einem Simplex-Algorithmus (Downhill-Simplex) nach Nelder-Mead [156].

Die Qualität der Anpassungen lässt sich anhand des automatisch errechneten Anpassungsfehlers (Methode der kleinsten Fehlerquadrate) und visuell/graphisch durch Vergleichen der erzeugten Kriechkurven mit den experimentellen Daten ermitteln. Es muss an dieser Stelle darauf hingewiesen werden, dass die Anwendung des hier vorgestellten Optimierungstools relativ einfach ist, allerdings erfordert die Interpretation und weitere Verfeinerung der erreichten Anpassung ein hohes Maß an Erfahrung.

In Bild 5.5 ist exemplarisch das Ergebnis einer für das P92 Schweißgut durchgeführten Anpassung abgebildet. Zwei wichtige Kriterien, die für eine Anpassung mit guter Genauigkeit sprechen, sind erfüllt: Die Dehnrate im sekundären Kriechbereich wird exakt wiedergegeben und das Einsetzen der Schädigung (Übergang in den tertiären Kriechbereich) wird erfasst.

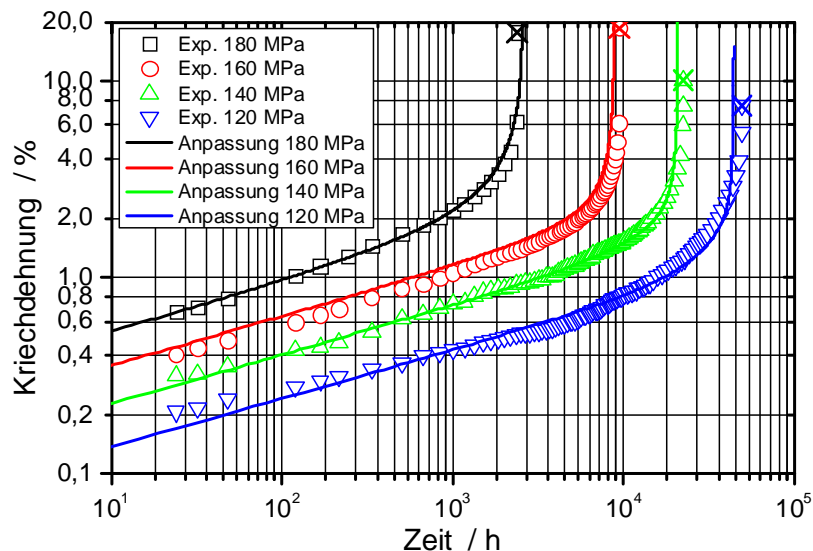
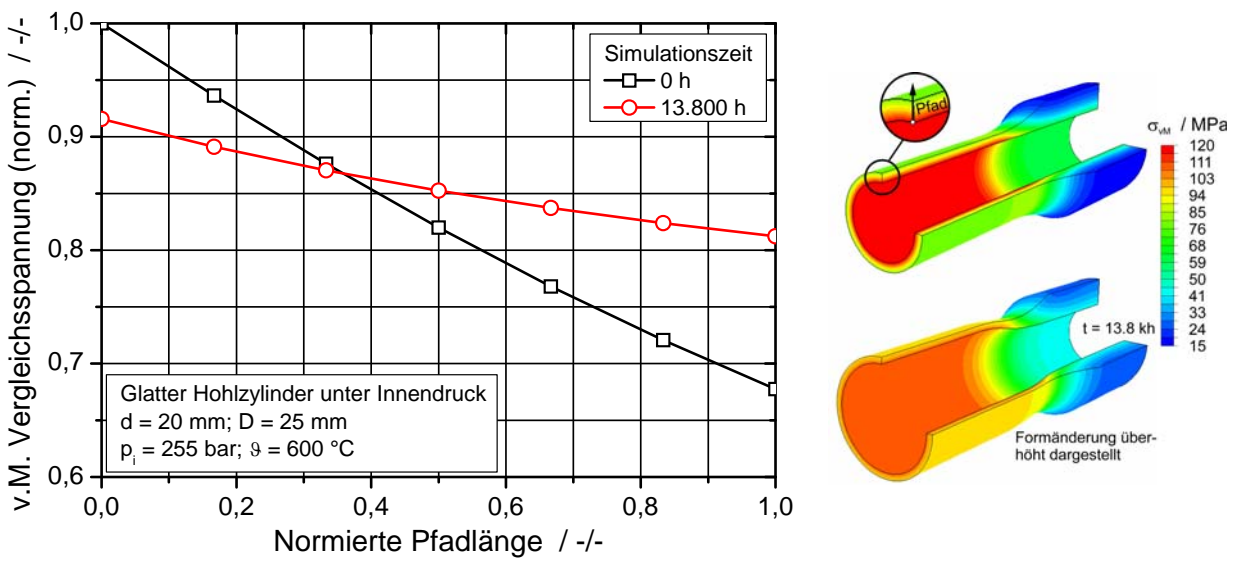


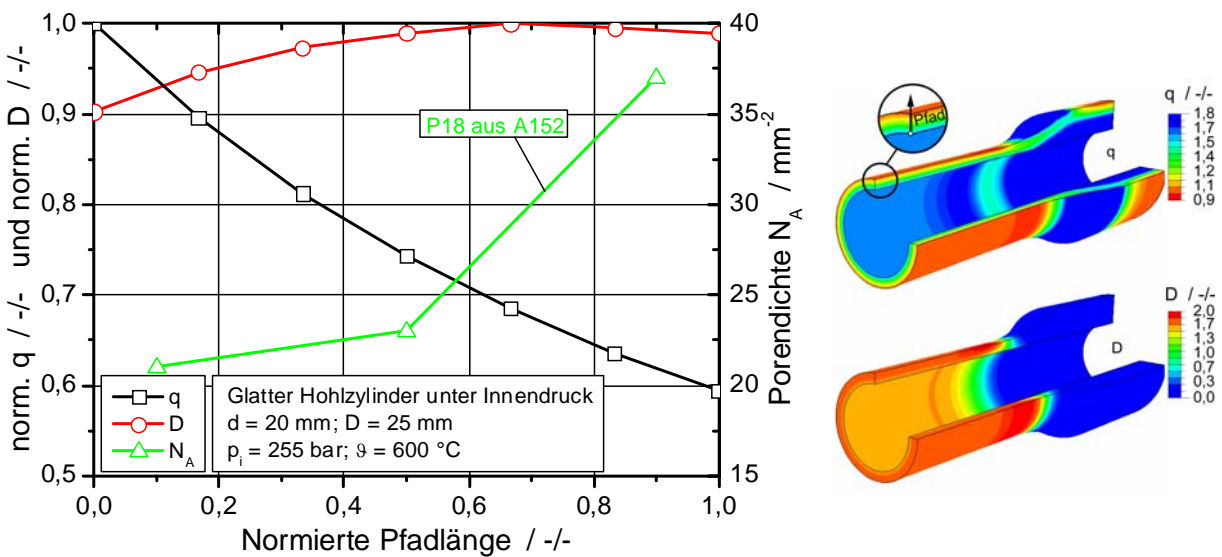
Bild 5.5: Anpassung des Werkstoffmodells an experimentelle Daten.

Exemplarische Simulationsergebnisse aus einem bereits abgeschlossenen Forschungsvorhaben [5] an glatten Hohlzylindern, mit einem auf diese Weise angepassten modifizierten Graham-Walles Materialmodell sind im Folgenden dargestellt.



**Bild 5.6:** Simulationsergebnisse von glatten Hohlzylindern unter Innendruck und Zeitstandsbeanspruchung.

Bild 5.6 zeigt das Umlagerungsverhalten der Vergleichsspannung nach 13.000 h Simulationszeit. Es wird deutlich, dass der zu Beginn der Zeitstandsbeanspruchung vorliegende hohe Spannungsgradient relaxiert, allerdings nicht komplett verschwindet. Es ist allgemein bekannt, dass bei innendruckbelasteten Rohren unter Zeitstandsbeanspruchung ein Schädigungsmaximum knapp unter der Außenoberfläche vorliegt. Eine Formulierung des Materialmodells ohne Einbeziehung der Spannungsmehrachsigkeit könnte somit zu einer falschen Vorhersage des Ortes maximaler Schädigung führen.



**Bild 5.7:** Korrelation numerischer Ergebnisse mit der experimentell bestimmten Porendichte in einem Hohlzylinder.

Der in Bild 5.7 dargestellte Verlauf des Mehrachsigenquotienten  $q$ , der Schädigung  $D$  und der experimentell ermittelten Porendichte  $N_A$  zeigt, dass das hier verwendete modifizierte Graham Walles Kriechgesetz (Gl. 5.17) den Schädigungsverlauf im Bauteil gut wiedergibt.

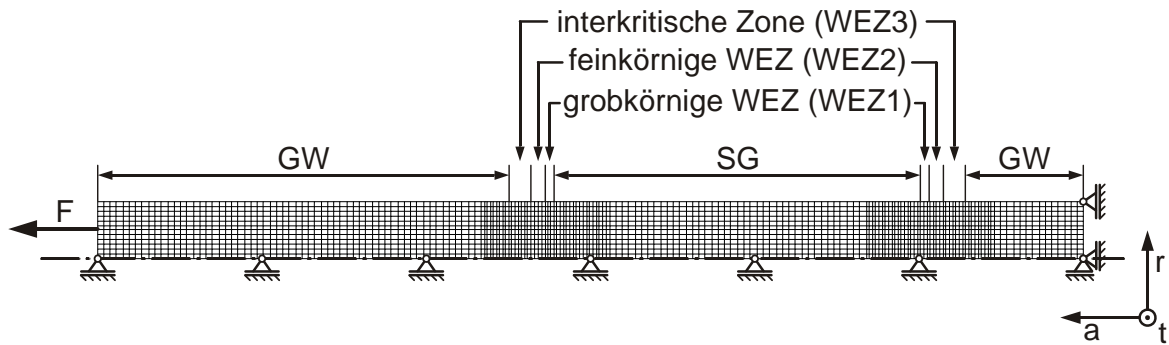
## 5.4 Finite-Elemente-Simulation von Laborproben

Zur Verifizierung der Materialmodelle und zur Untersuchung des Einflusses der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes auf das Umlagerungs- bzw. Zeitstandverhalten von Schweißverbindungsproben werden FE- Simulationen durchgeführt und mit experimentellen Ergebnissen validiert. Weiterhin kann der Einfluss der Schweißnahtgeometrie (hier hauptsächlich des Flankenwinkels) anhand einer Parameterstudie ermittelt werden.

### 5.4.1 Modellerstellung

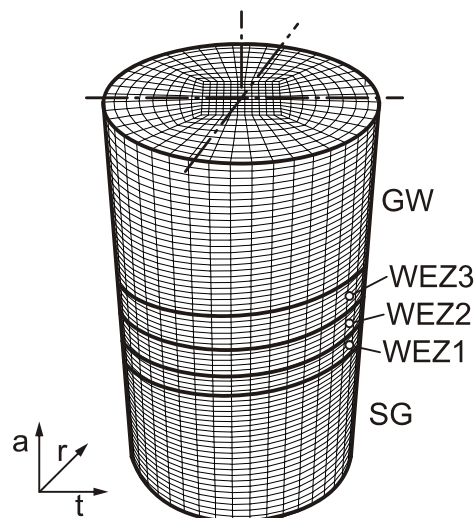
Numerische Untersuchungen von Schweißverbindungsproben [157] haben gezeigt, dass eine zweidimensionale (rotationssymmetrische) Modellierung der Proben (Flankenwinkel senkrecht zur Probenlängsachse) nur minimale Abweichungen zu einer dreidimensional modellierten Probe mit realem Flankenwinkel aufweist. Eine 2D Vernetzung unter Verwendung von axial- bzw. rotationssymmetrischen Kontinuums-elementen mit biquadratischem Verschiebungsansatz (CAX8) hat den Vorteil, dass die Anzahl der Knoten und Elemente relativ gering bleibt. Das hat wiederum zur Folge, dass die FE-Simulationen in überschaubaren Rechenzeiten durchgeführt werden können. Für die numerischen Simulationen in Rahmen dieser Arbeit kommt ein Modell mit fünf unterschiedlichen Material- bzw. Gefügezonen zum Einsatz, siehe Kapitel 3.2.

In Bild 5.8 ist die Diskretisierung einer Schweißverbindungsprobe dargestellt. Wichtig ist die feine Vernetzung im Bereich der WEZ und der angrenzenden Bereiche, um die in diesem Bereich zu erwartenden hohen Spannungs- und Dehnungsgradienten abbilden zu können. Für die Untersuchung des Einflusses der unterschiedlichen Schweißgüter wurden Proben mit einem Durchmesser von 10 mm modelliert. Für die Validierung der numerischen Simulationen mit experimentellen Ergebnissen werden hingegen Modelle mit den jeweils im Experiment vorliegenden Durchmessern der Proben verwendet.



**Bild 5.8:** Maßstäbliches FE Netz einer Schweißverbindungsprobe

Zur Untersuchung des Einflusses verschiedener Flankenwinkel ist das abstrahierte 2D Modell nicht mehr ausreichend, da eine rotationssymmetrische Abbildung nicht den realen Gegebenheiten entspricht. Deswegen wird ein 3D Modell, siehe [Bild 5.9](#), zur FE- Simulation eingesetzt.



**Bild 5.9:** Dreidimensionale Schweißverbindungsprobe für die Untersuchung des Einflusses des Flankenwinkels.

Die Breite der einzelnen Wärmeeinflusszonen kann auf verschiedene Weise bestimmt werden und variiert, wie bereits erwähnt, je nach Werkstoff, Schweißverfahren, Bauteilgröße, etc.. Eine Möglichkeit besteht darin, mit der Rosenthalgleichung [158] den Temperaturverlauf in der SN und dem angrenzenden GW zu berechnen.

Natürlich kann die Breite der Grobkorn-, Feinkorn- und Interkritischen Zone auch anhand von Schlibbildern in Kombination mit Härtereihen und ggf. einer Korngrößenbestimmung mittels Electron Backscatter Diffraction (EBSD) bestimmt werden. Bei den hier durchgeführten FE-Simulationen wird die WEZ Breite mit den in Kapitel 3.2 vorgestellten Ergebnissen der Temperaturfeldmessung bestimmt und mit bekannten WEZ Breiten aus vorangegangenen Untersuchungen / Forschungsvorhaben z. B. [71], [87] und [111] validiert.

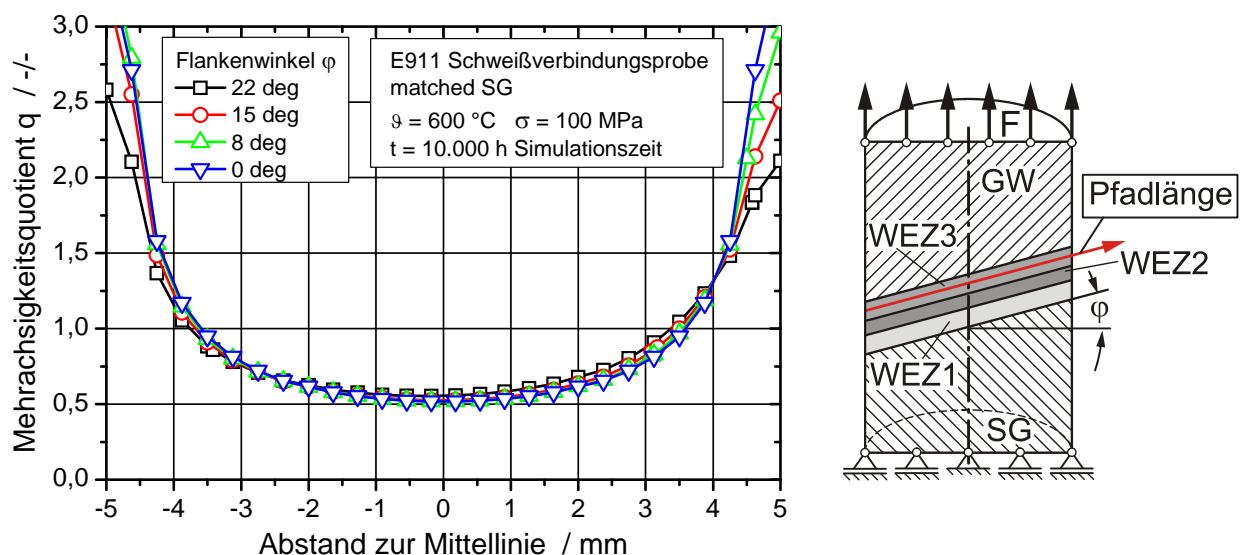
### 5.4.2 Simulationsergebnisse

Im folgenden Unterkapitel sind Ergebnisse inelastischer FE-Simulationen dargestellt, um den Einfluss verschiedener Faktoren zu bewerten:

- Einfluss des Flankenwinkels auf die Spannungsumlagerung und Schädigung im Bauteil.
- Zusammenhang zwischen Spannungsmehrachsigkeit und Schädigung im Bauteil.
- Einfluss der Zeitstandfestigkeit des Schweißguts auf die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes und somit auf Lebensdauer bzw. das Schädigungs- und Verformungsverhalten im Bauteil.

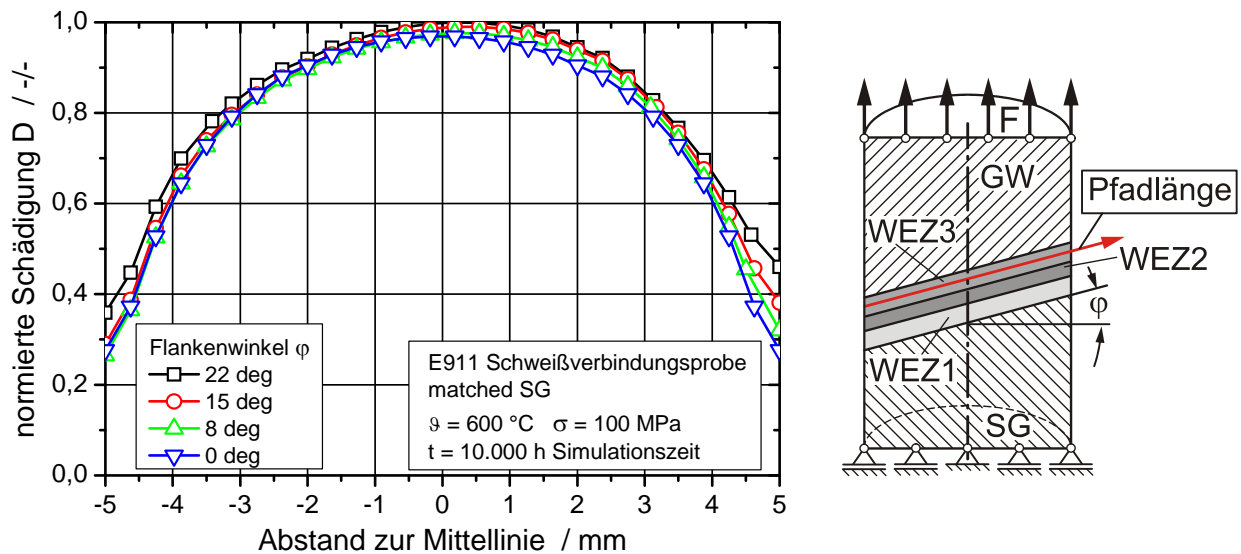
#### Untersuchungen zum Einfluss der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes auf die Schädigungsentwicklung

Um den Einfluss verschiedener Flankenwinkel auf das Bauteilverhalten zu untersuchen, sind FE-Simulationen an matched geschweißten Schweißverbindungsproben mit unterschiedlichen Flankenwinkeln durchgeführt worden. Generell fällt auf, dass im Probeninneren aufgrund der Dehnungsbehinderung ein kritischerer Spannungszustand (niedrigerer Mehrachsigkeitsquotient  $q$ , höhere Mehrachsigkeit) vorherrscht, siehe Bild 5.10. Ausgewertet wird hier jeweils ein Pfad durch den kompletten Querschnitt der Probe in der WEZ3.



**Bild 5.10:** Mehrachsigkeitsverteilung in einer Schweißverbindungsprobe mit unterschiedlichen Flankenwinkeln.

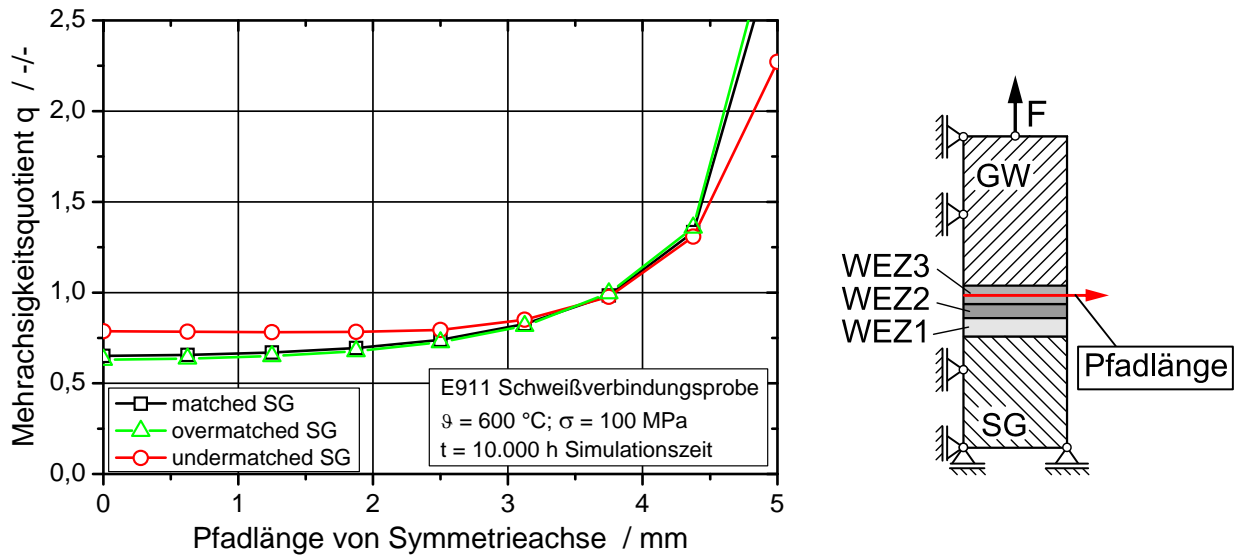
Anhand der Ergebnisse der durchgeführten FE-Simulationen kann festgestellt werden, dass der Einfluss des Flankenwinkels auf das Bauteilverhalten von Laborproben vernachlässigbar klein ist. Dies wird umso deutlicher, wenn man den in [Bild 5.11](#) dargestellten normierten Verlauf der Schädigung betrachtet.



**Bild 5.11:** Schädigungsparameter D (normiert) in der WEZ3 einer Schweißverbindungsprobe unter dem Einfluss verschiedener Flankenwinkel.

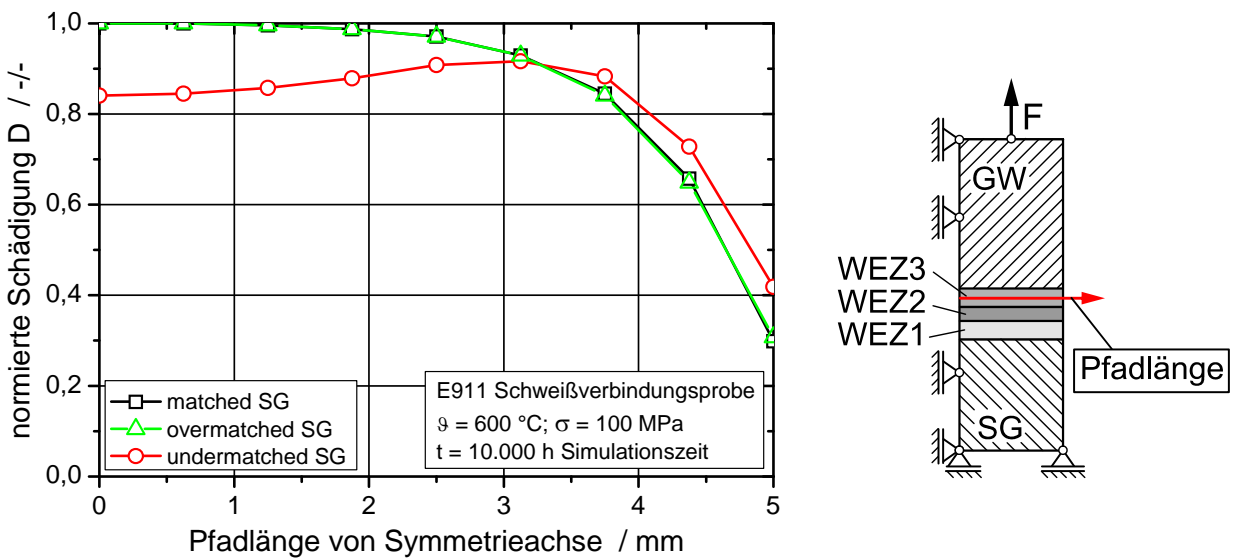
Aus diesem Grund wurde für die nachfolgenden Untersuchungen eine idealisierte Schweißverbindungsprobe mit  $0^\circ$  Flankenwinkel gewählt. Dies ermöglicht, wie bereits erwähnt, den Einsatz eines rotationssymmetrischen, zweidimensionalen FE-Modells. Aufgrund der Symmetrie sind im Folgenden die Ergebnisse über einem Pfad von der Probenmitte zur Außenoberfläche dargestellt.

In [Bild 5.12](#) ist der Verlauf des Mehrachsigsigmentsquotienten  $q$  über dem Querschnitt (radialer Verlauf) in der WEZ3 einer E911-Schweißverbindungsprobe mit jeweils unterschiedlichen Schweißgütern dargestellt. Es stellt sich der schon aus vorangegangenen Untersuchungen bekannte, typische Verlauf des Mehrachsigsigmentsquotienten  $q$  – mit dem Maximum der Mehrachsigsigkeit des Spannungszustandes in der Probenmitte – ein. Unter Verwendung des undermatched Schweißguts kann allerdings eine Reduzierung der Spannungsmehrachsigsigkeit im Inneren der Probe im Vergleich zu den beiden anderen Schweißgutvarianten erreicht werden.



**Bild 5.12:** Radialer Verlauf des Mehrachsigenquotienten  $q$  in der WEZ 3 über dem Probenquerschnitt unter Verwendung verschiedener Schweißgüter.

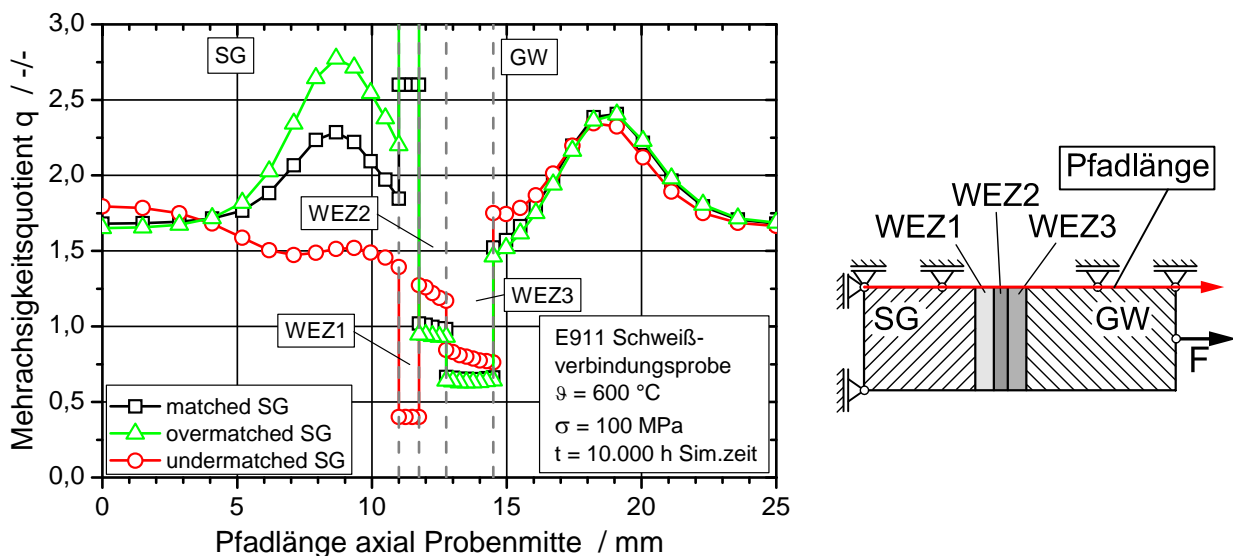
Hohe Spannungsmehrachsigkeiten führen in der Regel zu höherer Kriechschädigung in diesem Bereich, vgl. Bild 5.12 und Bild 5.13. Der Verlauf der Schädigung über dem Probenquerschnitt deckt sich sehr gut mit den experimentellen (metallographischen) Befunden aus Bild 4.25.



**Bild 5.13:** Radialer Verlauf des (normierten) Schädigungsparameters  $D$  in der WEZ 3 über dem Probenquerschnitt unter Verwendung verschiedener Schweißgüter.

Unter Verwendung des undermatched SG wird eine deutliche Reduzierung der Schädigung in der Probenmitte (sonst Schädigungsmaximum) erreicht. Dies geht zwar mit einer leichten Erhöhung der Schädigung nahe der Probenaußenseite einher, allerdings wird der absolute Betrag der Schädigung reduziert.

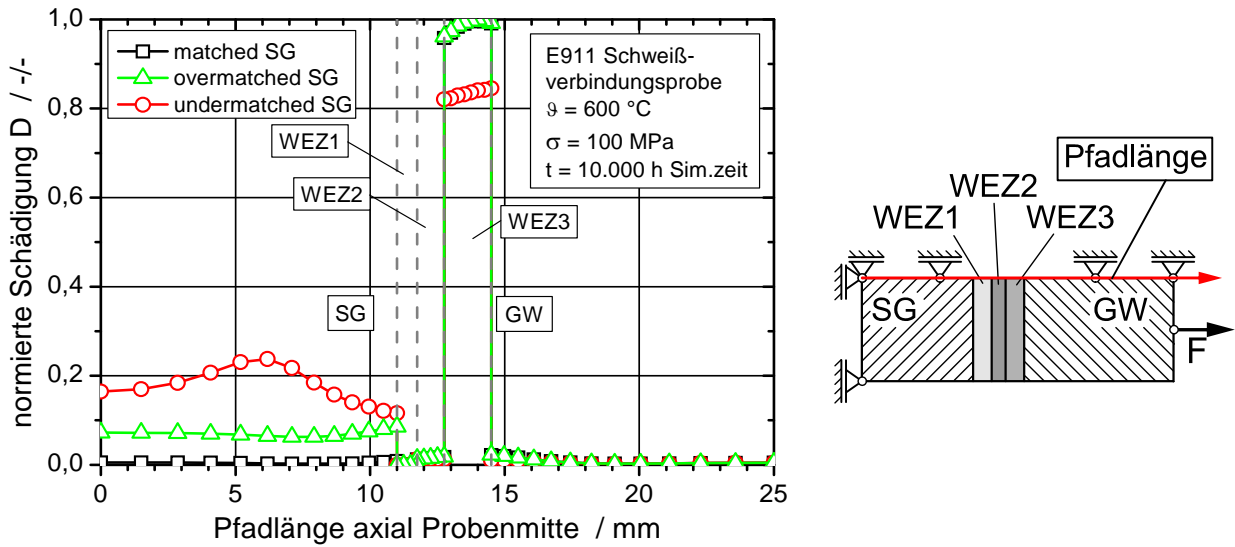
Betrachtet man den Verlauf der Spannungsmehrachsigkeit und der Schädigung entlang der Probenlängsachse in Probenmitte, zeichnet sich eine ähnliche Entwicklung ab. Mit einer Reduzierung der schädlichen Spannungsmehrachsigkeit im kritischen Bereich der WEZ durch das P91 SG, geht in diesem Fall eine Erhöhung dieses Wertes im SG einher, siehe [Bild 5.14](#).



**Bild 5.14:** Axialer Verlauf des Mehrachsigsigkoeffizienten  $q$  in der Probenmitte unter Verwendung verschiedener Schweißgüter.

Gleiches gilt auch für die in [Bild 5.15](#) dargestellte Schädigung entlang der Rotationsachse der Probe. Hier wird weiterhin deutlich, dass die Wahl eines optimierten SG immer ein Kompromiss zwischen Reduzierung der Schädigung in der schwächsten WEZ und Erhöhung der Schädigung im Schweißgut sein muss. Ein zu zeitstandschwaches SG kann somit unter Umständen eine Verbesserung der Schädigungsentwicklung in der WEZ bedeuten – sich auf die Gesamtlebensdauer der Komponente durch vorzeitige Schweißgutbrüche aber negativ auswirken.

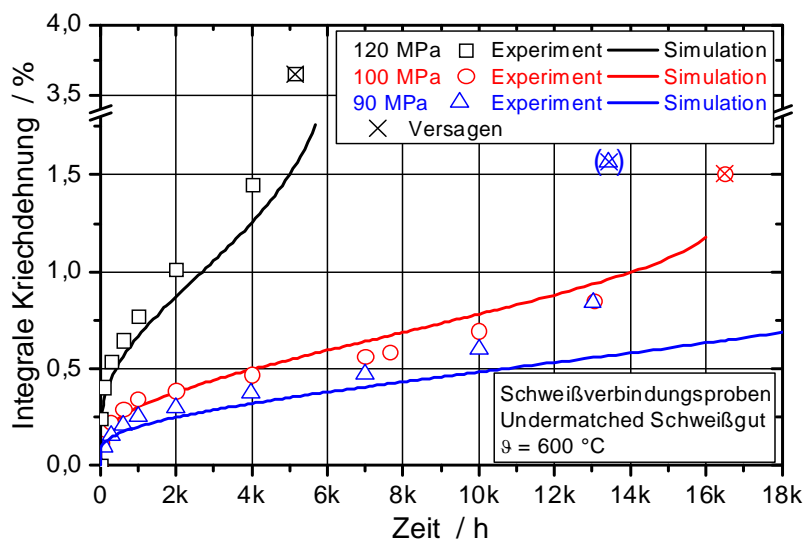
Die in Bild 5.14 und Bild 5.15 auftretenden Unstetigkeiten im Verlauf der Mehrachsigsigkoeffizienten des Spannungszustandes bzw. der Schädigung, rühren von der Tatsache her, dass im Zuge der Modellierung einer SN mit WEZ, Bereiche mit stark unterschiedlichem Werkstoffverhalten aneinander grenzen.



**Bild 5.15:** Axialer Verlauf des (normierten) Schädigungsparameters D in der Probenmitte unter Verwendung verschiedener Schweißgüter.

Validierung der numerischen Simulation mit experimentellen Ergebnissen

Eine Validierung der numerischen Simulationen mit den experimentellen Ergebnissen der Laborproben erfolgt zum einen durch den Vergleich des integralen Dehnungsverlaufs, zum anderen werden Verteilungs-Plots ausgewertet um zu zeigen, dass die hier vorgestellten numerischen Verfahren den Versagensort beschreiben können. In **Bild 5.16** sind die gemessenen integralen Dehnungen über die gesamte Messlänge, den numerisch ermittelten Dehnungsverläufen der undermatched geschweißten Schweißverbindungsproben für verschiedene Belastungen gegenübergestellt.

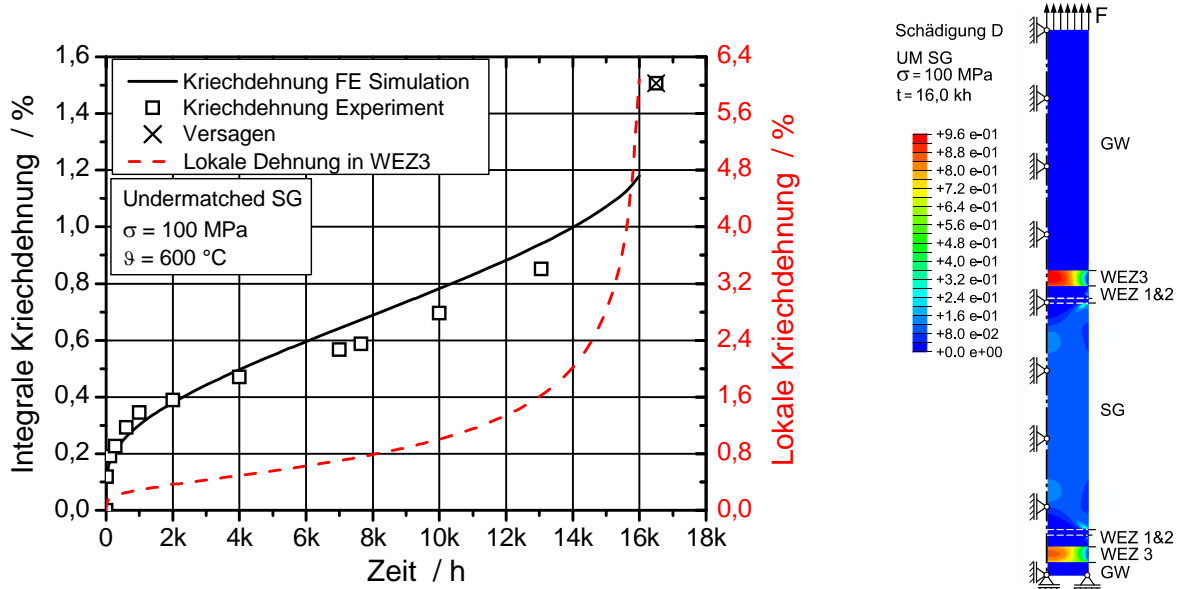


**Bild 5.16:** Vergleich der integralen Dehnung (Simulation / Experiment) von Schweißverbindungsproben mit undermatched ausgeführter Schweißnaht.

Es fällt auf, dass das Materialmodell den Primär- und Sekundärbereich gut abbildet. Entscheidend ist dabei die Dehnrate im Sekundärbereich – auch hier kann eine sehr gute Übereinstimmung von Simulation und Experiment festgestellt werden. Gleiches gilt für die in Bild A 12 und Bild A 13 dargestellten zeitlichen Verläufe der Dehnung der Schweißverbindungsproben mit matched und overmatched geschweißten Nähten.

Bei der Validierung der overmatched geschweißten Proben in Bild A 13 fällt auf, dass im Experiment die mit 90 MPa belastete Probe eine relativ hohe Anfangsdehnung zeigt. Aus diesem Grund liegt die akkumulierte Dehnung dieser Probe - trotz der im weiteren zeitlichen Verlauf niedrigeren Dehnrate im Vergleich zur höher belasteten Probe (100 MPa) - oberhalb dieser Probe. Aufgrund dieser (untypischen) hohen Anfangsdehnung, ist in diesem Fall die numerische Abbildung der integralen Dehnung weniger exakt möglich als für alle anderen hier durchgeführten Experimente. Die Dehnrate im sekundären Kriechbereich wird vom Modell aber wiederum sehr gut abgebildet.

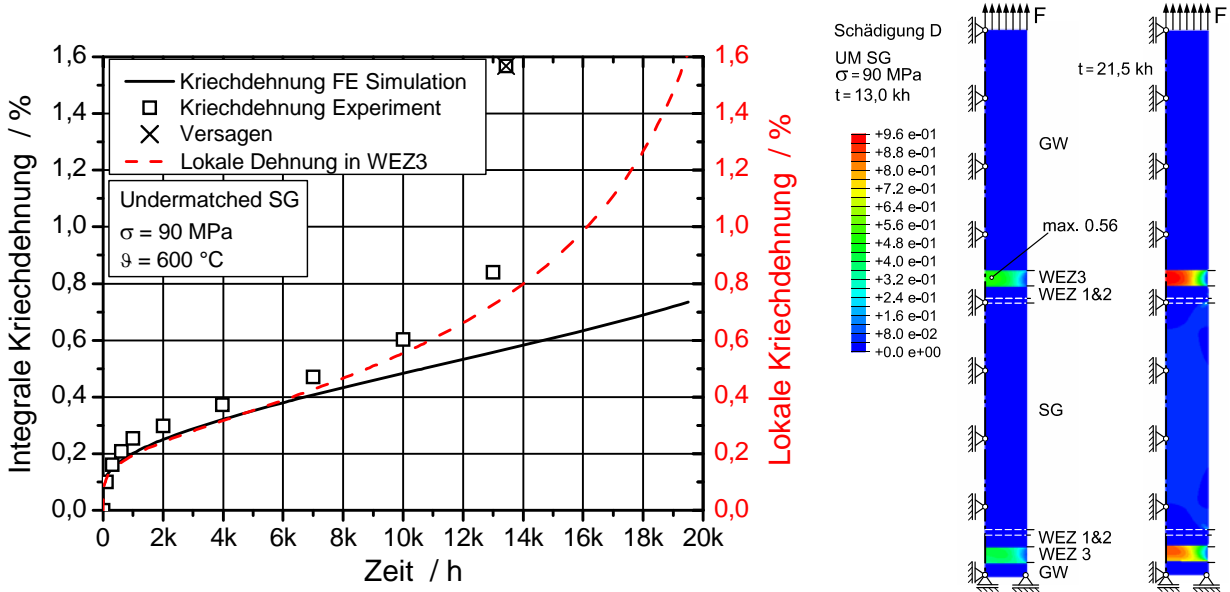
Die maximale Kriechschädigung und die größten plastischen Verformungen im tertiären Kriechbereich spielen sich in einem relativ kleinen Bereich (bezogen auf die komplette Messlänge der Schweißverbindungsprobe) ab. Aus diesem Grund ist es numerisch – zumindest mit dem im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Werkstoffmodell – nicht möglich den integralen Dehnungsverlauf im Tertiärbereich exakt abzubilden. Ein Abknicken der Kurve vom linearen Dehnungsverlauf im sekundären Kriechbereich kann aber in Bild 5.16 und ebenfalls in den im Anhang dargestellten Validierungsrechnungen der Schweißverbindungsproben festgestellt werden. Eine Vorhersage des Versagenszeitpunkts der Proben ist aber dennoch möglich, wie im Folgenden exemplarisch an der mit 100 MPa belasteten, undermatched geschweißten Probe gezeigt wird. Betrachtet man, wie in Bild 5.17 dargestellt zu der numerisch berechneten integralen Dehnung auch die lokalen Dehnungsverhältnisse im maximal beanspruchten / geschädigten Bereich der Probe, ist eine Lebensdauerabschätzung möglich. Für die hier diskutierte Probe liegt im Experiment ein typischer Type IV Bruch in der äußeren feinkörnigen WEZ vor, siehe Tabelle 4.4.



**Bild 5.17:** Integrale und lokale Dehnung von Schweißverbindungsproben, Schädigung in der Probe nach ca. 16.000 h Simulationszeit.

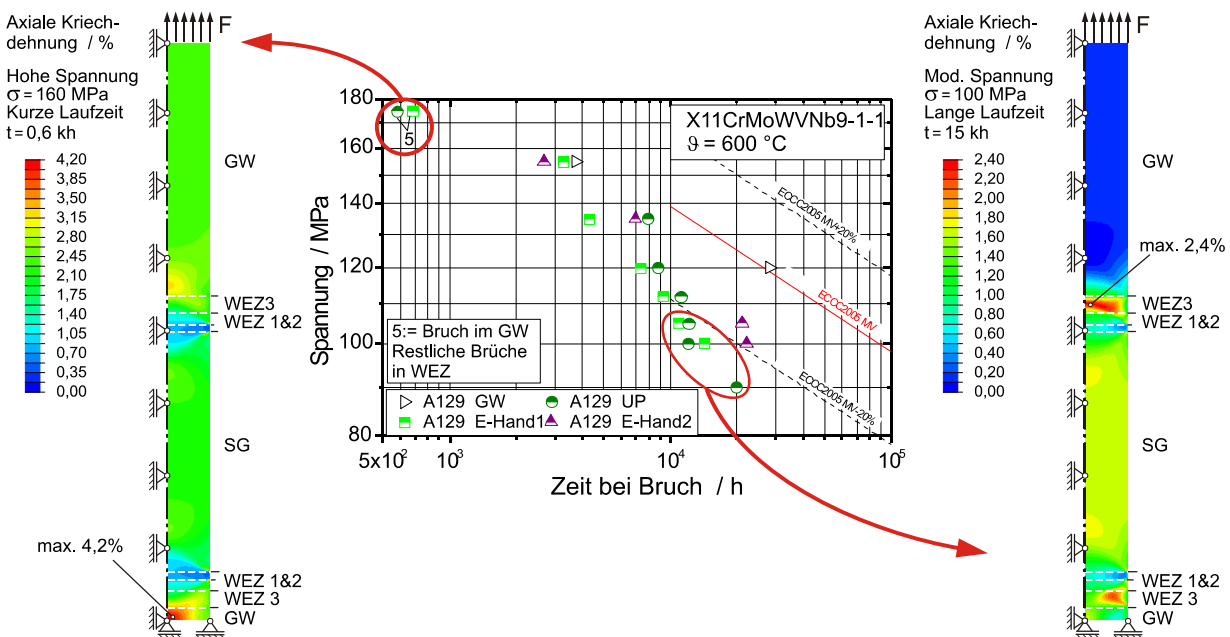
Die im Bild 5.17 gestrichelt eingezeichnete, numerisch ermittelte lokale Dehnung am Ort maximaler Dehnung in der WEZ3, hat zum Bruchzeitpunkt des Experiments Werte von über 6 % Dehnung erreicht. In diesem Bereich der Schweißverbindungsprobe ist der Werkstoff also längst im tertiären Kriechbereich und aufgrund der extrem hohen Kriechrate nahe dem „End of Life“. Dies wird umso deutlicher, wenn man den Kontur-Plot des Schädigungsparameters D (aus Gleichung 5.17 und 5.18) über dem Probenquerschnitt betrachtet, Bild 5.17 (rechts). Die Auswertung dieses Parameters ermöglicht eine exakte Vorhersage des Orts der maximalen Schädigung bzw. des Versagens der Probe. Aufgrund des im Materialgesetz implementierten Konzepts der effektiven Spannung (Gleichung 5.9) stellt  $D = 1$  eine Singularität dar und ist definitionsgemäß mit dem Versagen der Komponente gleichzusetzen.

Mit Hilfe der hier entwickelten und modifizierten Berechnungsmethodik kann die Annahme gestützt werden, dass es sich beim unerwartet frühen Bruch der mit 90 MPa belasteten, undermatched geschweißten Schweißverbindungsprobe um einen Ausreißer handelt. Betrachtet man sowohl die integrale Dehnung als auch die lokale Dehnung der Probe in Bild 5.18, stellt man fest, dass anhand der numerischen Ergebnisse eine Laufzeit von ca. 20.000 h zu erwarten gewesen wäre. Eine Auswertung des Schädigungsparameters D bei 13.000 h zeigt zudem, dass zu diesem Zeitpunkt erst Werte um 0,56 erreicht worden sind. Erst bei ca. 21.500 h Simulationszeit erreicht D kritische Werte nahe 1,0.



**Bild 5.18:** Integrale und lokale Dehnung von Schweißverbindungsproben, Schädigung in der Probe nach ca. 13.000 h und 21.000 h Simulationszeit.

Der bereits in Kapitel 3.2 (siehe Bild 3.13) beschriebene typische Bruchlagenwechsel bei Schweißverbindungsproben vom Grundwerkstoff (hohe Beanspruchungen, kurze Laufzeiten) in die äußere WEZ (niedrige bzw. einsatznahe Beanspruchung, lange Laufzeiten), wird von dem hier verwendeten Materialmodell wiedergegeben. In **Bild 5.19** sind die Simulationsergebnisse von zwei matched geschweißten Proben experimentellen Ergebnissen aus der Literatur [80] gegenübergestellt.



**Bild 5.19:** Bruchlagenwechsel bei veränderter Belastungshöhe, simulierte Axialdehnung bei hoher (160 MPa) und moderater Belastung (100 MPa)

Bei der mit 160 MPa belasteten Probe kann eine Dehnungskonzentration im Grundwerkstoff festgestellt werden. Bei längeren Simulationszeiten (bei dementsprechend niedrigeren Spannungen, hier: 100 MPa) verlagert sich der Ort höchster Dehnungen in die interkritische (äußere) WEZ.

## 5.5 Finite-Elemente-Simulation der Bauteilversuche

Zur Verifizierung der Materialmodelle und zur Untersuchung des Einflusses der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes auf das Umlagerungs- bzw. Zeitstandverhaltens von geschweißten Komponenten werden FE- Simulationen der Bauteilversuche durchgeführt und mit experimentellen Ergebnissen validiert. Weiterhin kann der Einfluss der Schweißnahtgeometrie (hier hauptsächlich des Flankenwinkels) anhand einer Parameterstudie ermittelt werden. Ergänzend wurden FE-Simulationen der angeschweißten Deckel (Halbkugelböden) durchgeführt, um deren Integrität während des Versuchs zu überprüfen. Die Ergebnisse der Deckeluntersuchungen werden allerdings im Rahmen dieses Berichts nicht weitergehend diskutiert.

### 5.5.1 Modellerstellung

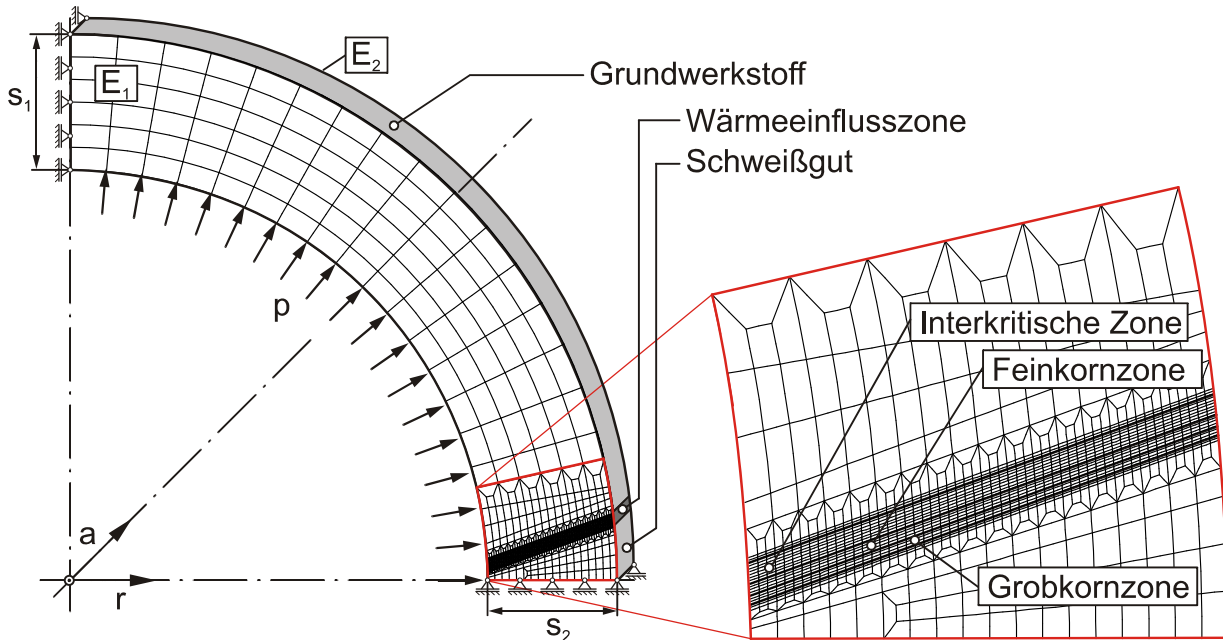
Im Gegensatz zur größtenteils zweidimensionalen Modellierung der Laborproben (Rotationssymmetrie), müssen die Komponenten wegen der auftretenden Axialspannungen dreidimensional modelliert werden. Dabei werden, wie in [Bild 5.20](#) dargestellt, vorhandene Symmetrien ausgenutzt und lediglich ein Viertelmodell mit radialem Freiheitsgrad erstellt. Aufgrund der extrem feinen Vernetzung der WEZ und um die Rechenzeit zu reduzieren, ist in Kauf genommen worden, dass im FE-Modell die beiden gegenüberliegenden Schweißnähte immer gleich (matched, under- oder overmatched) simuliert werden und nicht wie im Bauteil (matched – undermatched bzw. matched – overmatched).

Im Bauteil liegen die in [Bild 4.37](#) dargestellten unterschiedlichen Wanddicken vor. Deswegen werden verschiedene Modelle mit den, der jeweiligen Konfiguration angepassten Wanddicken  $s_1$  und  $s_2$ , eingesetzt:

- PK1 matched:  $s_1 = 44 \text{ mm}$  ,  $s_2 = 42 \text{ mm}$
- PK1 undermatched:  $s_1 = 44 \text{ mm}$  ,  $s_2 = 47 \text{ mm}$
- PK2 matched:  $s_1 = 44 \text{ mm}$  ,  $s_2 = 47 \text{ mm}$
- PK2 overmatched:  $s_1 = 44 \text{ mm}$  ,  $s_2 = 42 \text{ mm}$

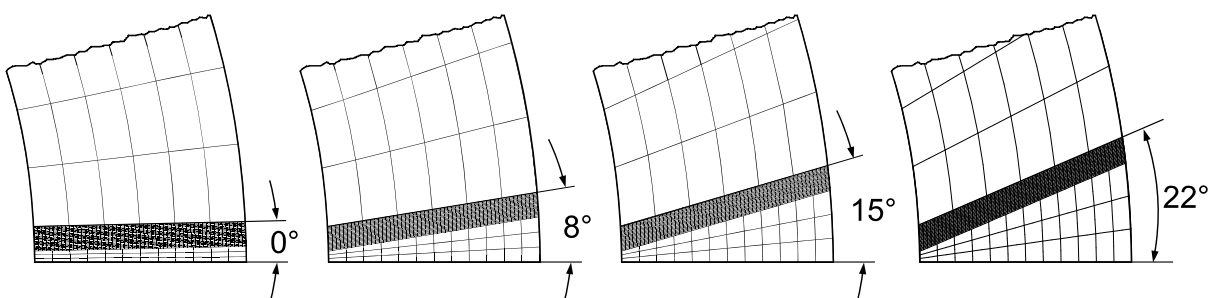
Anmerkung: Im Folgenden wird die Terminologie „dünnwandig“ für die Wanddicke  $s = 42 \text{ mm}$  und „dickwandig“ für die Wanddicke  $s = 47 \text{ mm}$  im Bereich der SN verwendet.

Die Verschiebung der Ebene  $E_1$  in Axialrichtung ist durch Randbedingungen vollständig behindert, auf die Ebene  $E_2$  wird die aus dem Innendruck resultierende Axialspannung (Annahme geschlossene Rohrleitung) aufgebracht.



**Bild 5.20:** Dreidimensionales FE-Modell der längsgeschweißten Rohre.

Um den Einfluss des Flankenwinkels auf das Bauteilverhalten zu untersuchen, werden ähnlich wie bei den Simulationen der Schweißverbindungsproben Modelle mit Flankenwinkeln von  $0^\circ$  bis  $22^\circ$  eingesetzt, siehe [Bild 5.21](#). Die  $22^\circ$  repräsentieren dabei die größten nach Fertigungszeichnung von EHR möglichen Flankenwinkel. Um die Anzahl der Elemente der Modelle zu reduzieren, wurden zwischen der fein vernetzten WEZ und dem GW bzw. dem SG Kontakte (tied contact) modelliert.



**Bild 5.21:** FE-Modelle längsgeschweißter Rohre mit unterschiedlichen Flankenwinkeln.

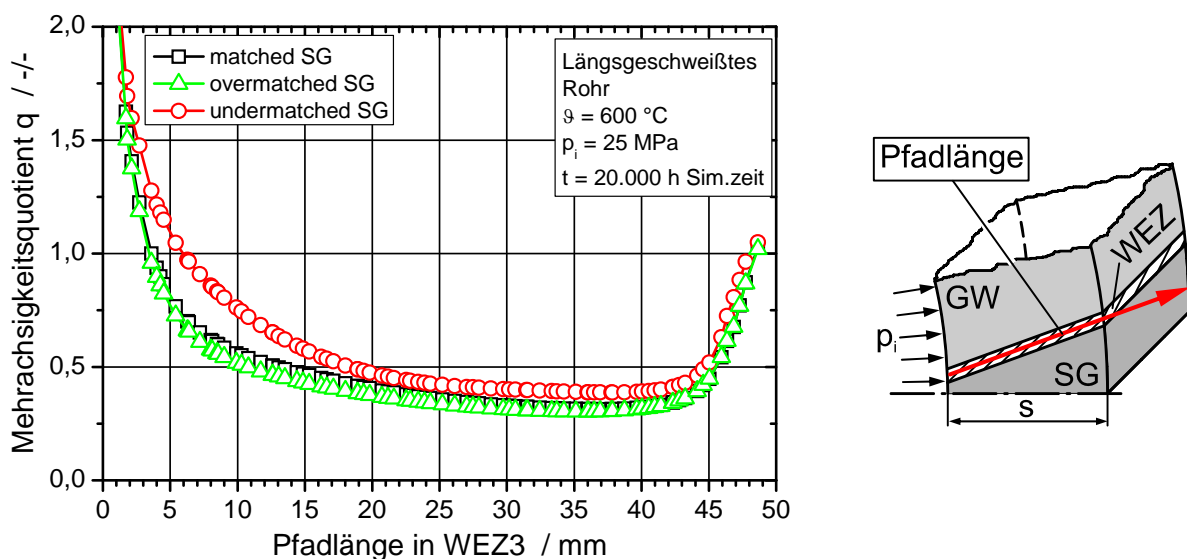
### 5.5.2 Simulationsergebnisse

Im folgenden Unterkapitel sind Ergebnisse von inelastischen FE-Simulationen dargestellt, um den Einfluss verschiedener Faktoren zu bewerten:

- Zusammenhang zwischen Spannungsmehrrachsigkeit und Schädigung im Bauteil.
- Einfluss der Zeitstandfestigkeit des Schweißguts auf die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes und somit auf die Lebensdauer bzw. das Schädigungs- und Verformungsverhalten im Bauteil.
- Einfluss des Flankenwinkels auf die Spannungsumlagerung und Schädigung im Bauteil.

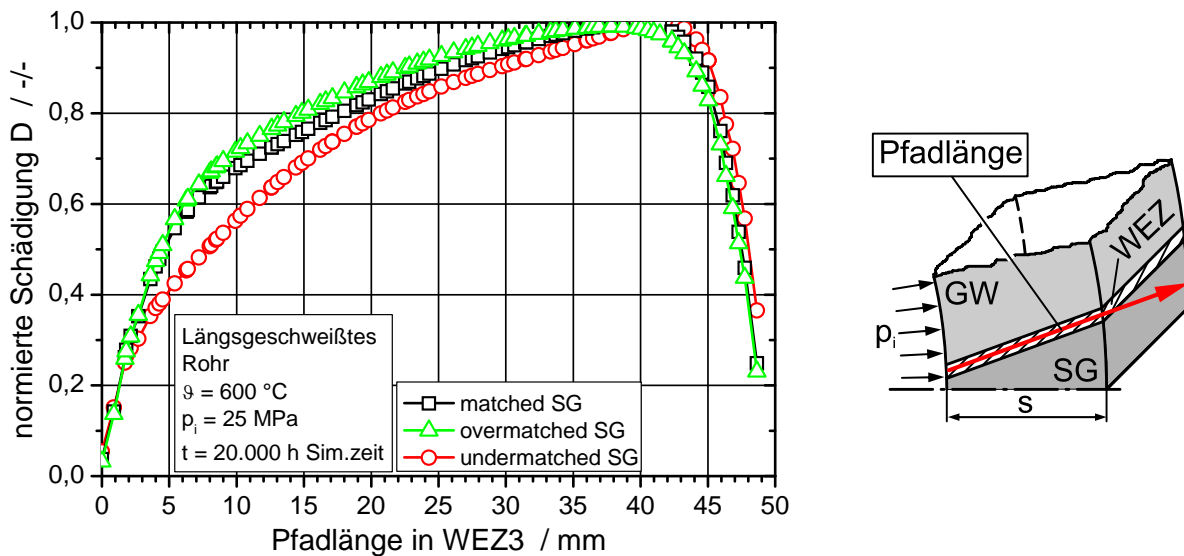
#### Untersuchungen zum Einfluss der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes auf die Schädigungsentwicklung

In Bild 5.22 ist der Verlauf des Mehrachsigkeitsquotienten  $q$  in einem Pfad in der WEZ3 eines längsnahtgeschweißten Rohres, mit jeweils unterschiedlichen Schweißgütern nach 20.000 h Simulationszeit dargestellt. Generell fällt auf, dass am Außenrand des Rohres ein kritischerer Spannungszustand (niedrigerer Mehrachsigkeitsquotient, höhere Mehrachsigkeit) vorherrscht. Unter Verwendung des undermatched Schweißguts kann allerdings eine Reduzierung der Spannungsmehrrachsigkeit unter der Bauteiloberfläche – im Vergleich zu den beiden anderen Schweißgutvarianten – erreicht werden. Der Einfluss ist jedoch bei der Komponente geringer als bei der in Bild 5.12 dargestellten Kleinprobe.



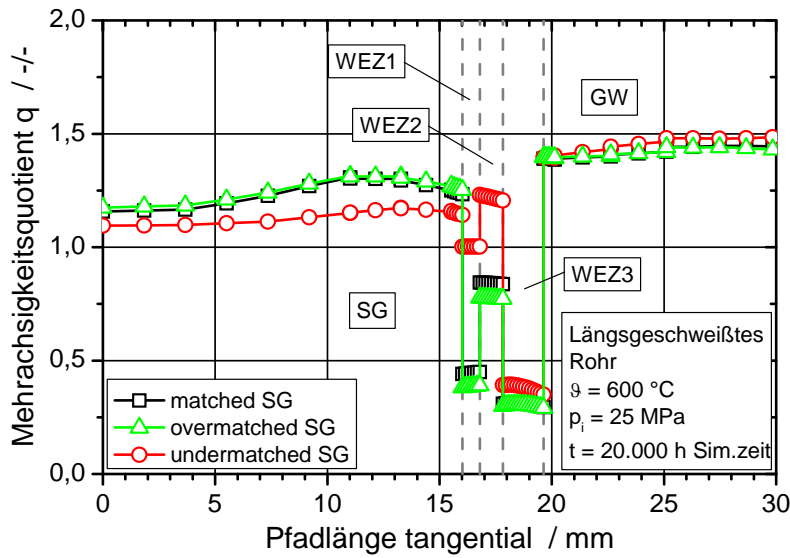
**Bild 5.22:** Radialer Verlauf des Mehrachsigkeitsquotienten  $q$  in der WEZ 3 über der Pfadlänge unter Verwendung verschiedener Schweißgüter.

Betrachtet man den in [Bild 5.23](#) dargestellten normierten Schädigungsparameter  $D$  in der interkritischen WEZ vom Innenrad des Rohrs zur Außenseite, ist nur ein vernachlässigbar geringer Einfluss des zeitstandschwächeren (undermatched) SG zu erkennen. Dies steht im Gegensatz zu dem in [Bild 5.13](#) gezeigten Verlauf des Schädigungsparameters bei den Kleinproben, da dort der Einsatz des undermatched SGe auch zu einer erheblichen Entschärfung des Spannungszustandes und zur Reduzierung der Mehrachsigkeit geführt hat.



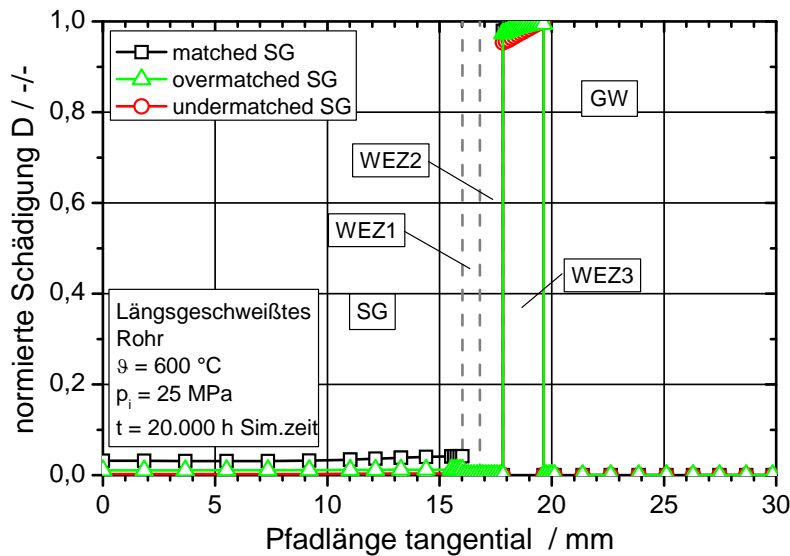
**Bild 5.23:** Radialer Verlauf des (normierten) Schädigungsparameters  $D$  in der WEZ 3 über der Pfadlänge unter Verwendung verschiedener Schweißgüter.

Betrachtet man einen Pfad der tangential durch Schweißgut, WEZ und GW führt, siehe [Bild 5.24](#), wird eine Parallele zur Kleinprobe deutlich: Die Reduzierung des Mehrachsigkeitsquotienten  $q$  in der WEZ bei der undermatched Schweißkonfiguration führt zu einer Verschärfung des Spannungszustandes im Schweißgut.



**Bild 5.24:** Verlauf des Mehrachsigeitsquotienten q über der Pfadlänge tangential zum Außendurchmesser unter Verwendung verschiedener Schweißgüter.

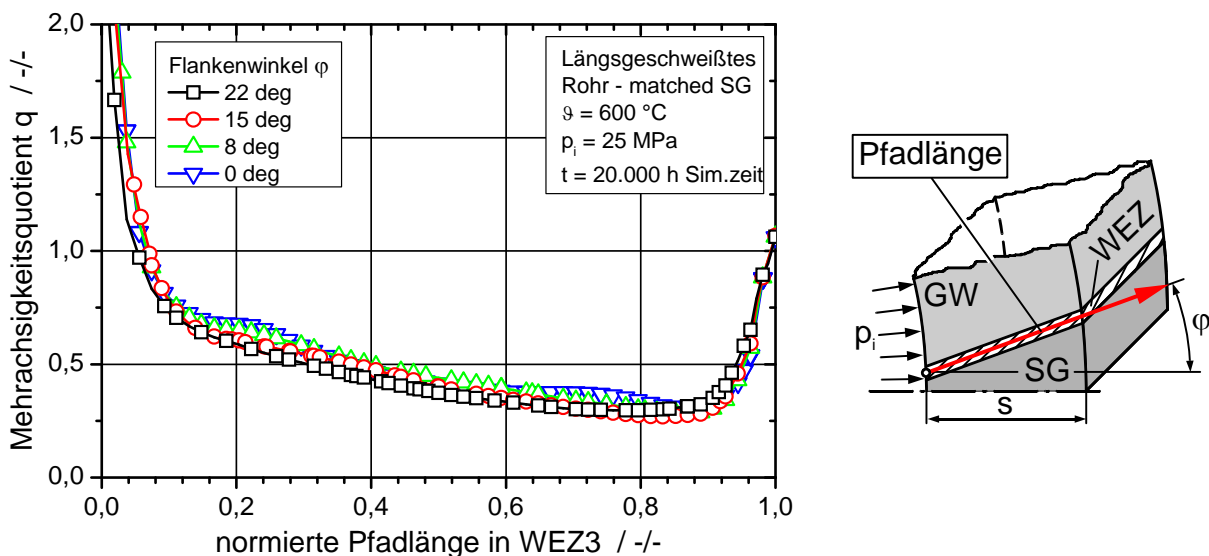
Stellt man den Schädigungsparameter D entlang des tangentialen Pfades durch die verschiedenen Werkstoffe bzw. Wärmeeinflusszonen dar, siehe [Bild 5.25](#), fällt auf, dass sich die Schädigung nach 20.000 h Simulationszeit lediglich auf den Bereich der WEZ3 konzentriert.



**Bild 5.25:** Verlauf des Schädigungsparameters D (normiert) über der Pfadlänge tangential zum Außendurchmesser unter Verwendung verschiedener Schweißgüter.

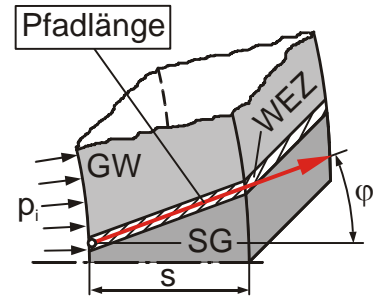
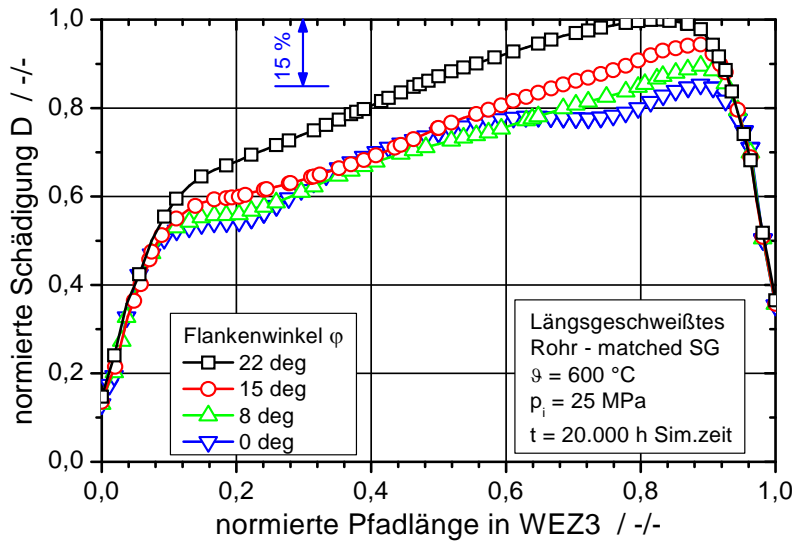
Um den Einfluss verschiedener Flankenwinkel auf das Bauteilverhalten zu untersuchen, sind FE-Simulationen an mit matched SG längsgeschweißten Rohren mit unterschiedlichen Flankenwinkeln durchgeführt worden. Für alle hier durchgeführten Simulationen ( $0^\circ$  bis  $22^\circ$ ) stellt sich der schon aus vorangegangenen Untersuchungen bekannte, typische Verlauf des Mehrachsigsigkeitsquotienten  $q$  – mit dem Maximum der Mehrachsichtigkeit des Spannungszustandes nahe der Außenoberfläche ein, siehe [Bild 5.26](#).

Betrachtet man einen Querschnitt senkrecht zur 1. Hauptspannung, hat dieser bei großen Flankenwinkeln Anteile aus verschiedenen Gefügen der WEZ. Bei kleinen Flankenwinkeln liegen jedoch Querschnitte (in radialer Richtung, orthogonal zur 1. Hauptspannung) vor, die ausschließlich aus interkritischem WEZ Gefüge bestehen. Dies begünstigt das Relaxationsverhalten im Bereich der WEZ.



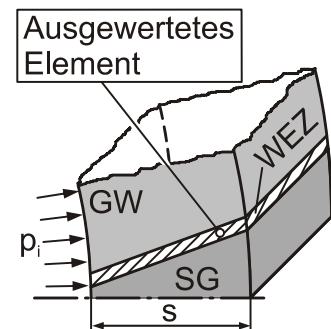
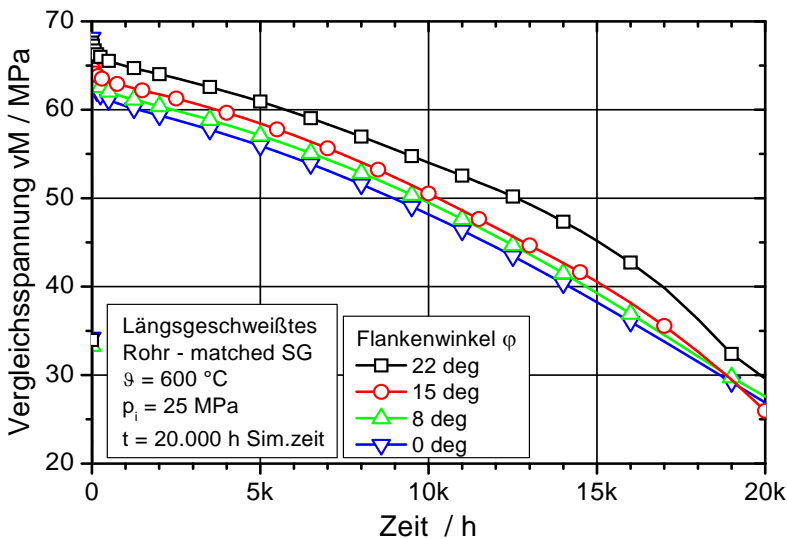
**Bild 5.26:** Verlauf des Mehrachsigsigkeitsquotienten  $q$  über der Pfadlänge in der WEZ bei verschiedenen Flankenwinkeln.

Wie schon bei den FE-Simulationen der Kleinproben hat die Veränderung des Flankenwinkels auch bei den Komponenten keinen großen Einfluss auf den Mehrachsigsigkeitsquotienten  $q$  in der WEZ. Beim in [Bild 5.27](#) abgebildeten Schädigungsparameter wird aber deutlich, dass ein kleiner Flankenwinkel nach 20.000 h Simulationszeit wesentlich weniger Schädigung (ca. 15 %) in der interkritischen Wärmeinflusszone hervorruft als große Flankenwinkel.



**Bild 5.27:** Verlauf des Schädigungsparameters D (normiert) über der Pfadlänge in der WEZ3 bei verschiedenen Flankenwinkeln.

Dies kann damit begründet werden, dass bei kleinen Flankenwinkeln die Spannungen in der WEZ3 schneller zu niedrigeren Werten relaxieren als dies bei großen Flankenwinkeln der Fall ist, siehe **Bild 5.28**. Dabei wird der zeitliche Verlauf der Spannung im Element mit maximaler Schädigung D ausgewertet.



**Bild 5.28:** Spannungsrelaxation in der WEZ3 bei verschiedenen Flankenwinkeln (Ausgewertet wird das Element mit maximaler Schädigung D).

Im Folgenden wird untersucht, in wie weit sich eine Kombination aus Geometrieänderung (Flankenwinkel) und der Verwendung von Schweißgütern verschiedener Zeitstandfestigkeiten (overmatched, undermatched und matched) auf die Lebensdauer geschweißter Komponenten auswirkt.

In Bild 5.29 ist der Verlauf des Mehrachsigsigensquotienten  $q$  in der WEZ für die drei verschiedenen SG bei  $0^\circ$  Flankenwinkel dargestellt.

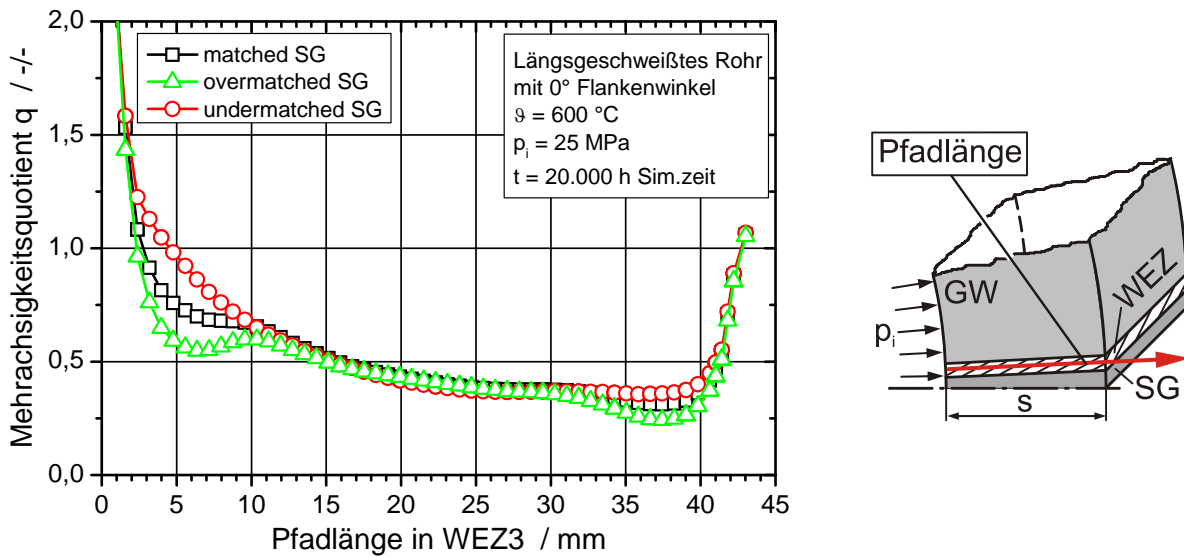


Bild 5.29: Radialer Verlauf des Mehrachsigsigensquotienten  $q$  in der WEZ 3 über der Pfadlänge unter Verwendung verschiedener Schweißgüter.

Aus Bild 5.29 geht hervor, dass unter Verwendung des undermatched Schweißgutes im Bereich der höchsten Mehrachsigsigens eine Entschärfung des Spannungszustandes erreicht werden kann.

Diese Reduzierung führt bei SN mit  $0^\circ$  Flankenwinkel auch zu einer Verringerung der Schädigung in der WEZ, wie in Bild 5.30 zu erkennen ist.

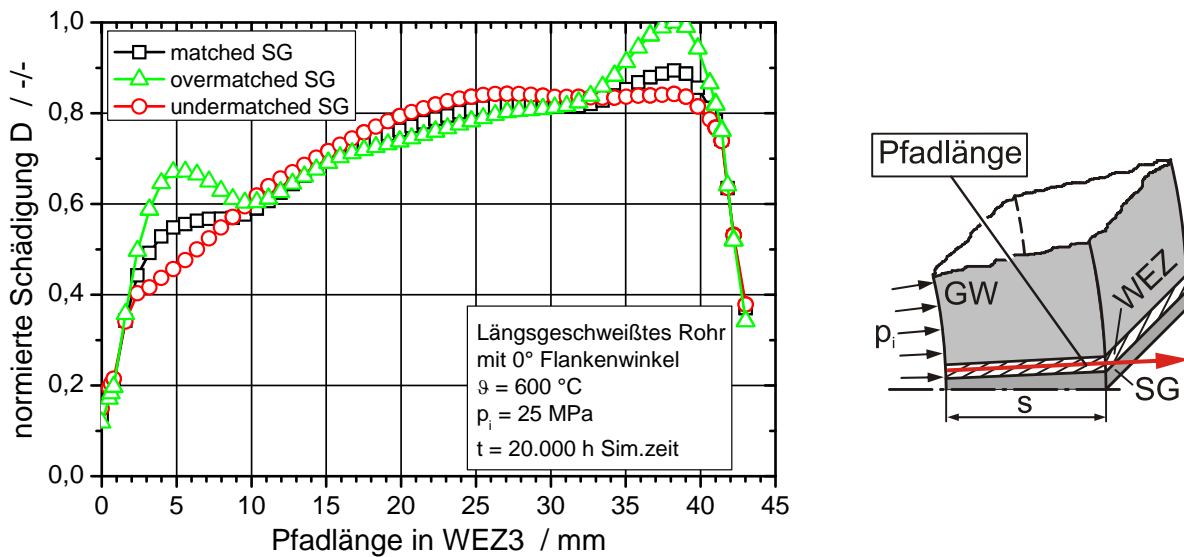


Bild 5.30: Radialer Verlauf des (normierten) Schädigungsparameters  $D$  in der WEZ 3 über der Pfadlänge unter Verwendung verschiedener Schweißgüter.

Die dargestellten Simulationsergebnisse zeigen, dass mit einer Optimierung des Flankenwinkels der SN – einhergehend mit der Entschärfung des Spannungszustandes durch das undermatched Schweißgut – eine erhebliche Reduzierung der Schädigung in der interkritischen WEZ erreicht werden kann.

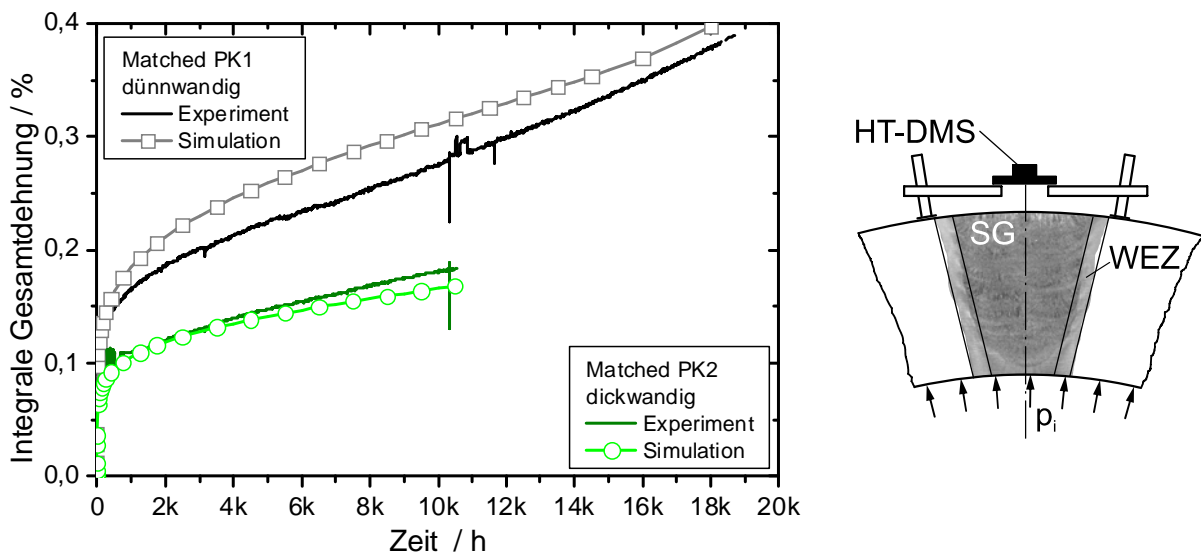
### Validierung der numerischen Simulation mit experimentellen Ergebnissen

Zur Validierung der FE-Simulationen werden integrale Dehnungsmessungen über die gesamte Schweißnaht inklusive WEZ, Bild 4.42, mit den numerischen Berechnungen verglichen. Dabei werden sowohl die verschiedenen Schweißgüter, als auch die unterschiedlichen Wanddicken der Komponenten, siehe Bild 4.37, berücksichtigt.

In Bild 5.31 ist die integrale Gesamtdehnung (elastischer + plastischer Anteil) aus der FE Simulation der kapazitiven Dehnungsmessung der matched geschweißten SN gegenübergestellt.

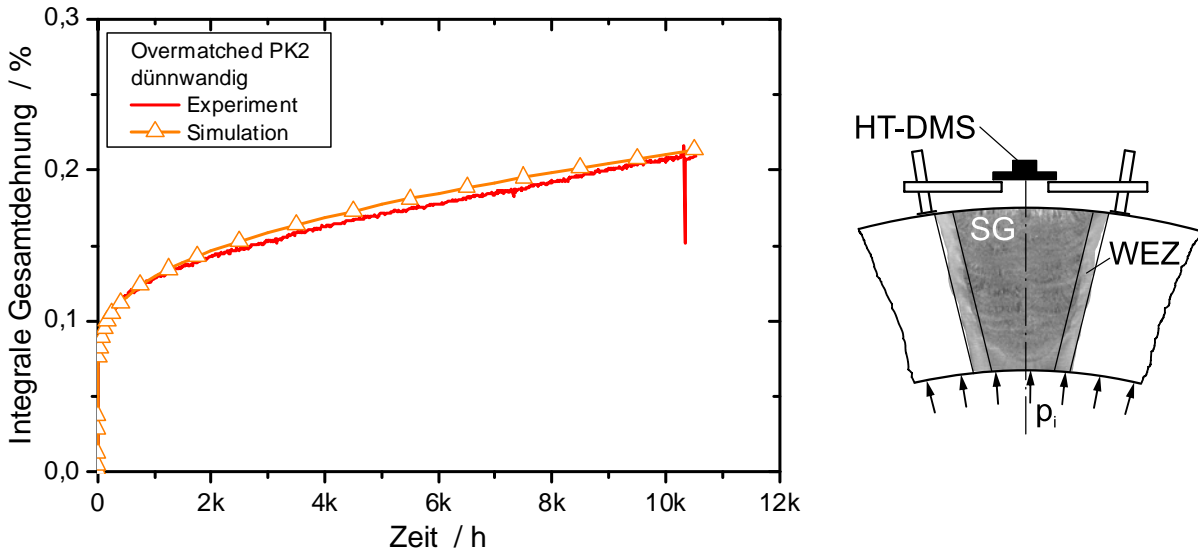
Sowohl für die große als auch für die kleine Wanddicke (Wanddickenunterschied des Ausgangsrohres, siehe Bild 4.37) kann eine gute Übereinstimmung von Experiment und Simulation festgestellt werden.

Bei der dünnwandigen matched geschweißten Naht des PK1 kann beim Experiment und der Simulation sogar schon das Abknicken der Kriechkurve in den tertiären Kriechbereich beobachtet werden.



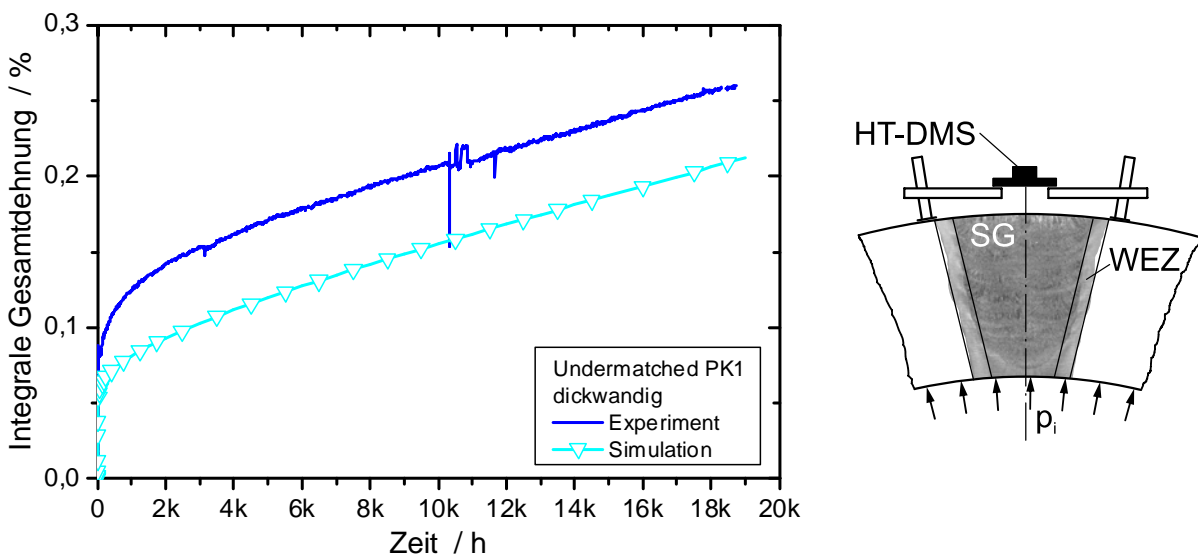
**Bild 5.31:** Gegenüberstellung der gemessenen und berechneten integralen Gesamtdehnung der matched geschweißten Nähte des PK1 (dünnwandig) und des PK2 (dickwandig).

Die in [Bild 5.32](#) abgebildete integrale Gesamtdehnung der mit overmatched Schweißgut ausgeführten SN, wird von der FE-Simulation sehr gut wiedergegeben. Der Primärbereich von Simulation und Experiment ist deckungsgleich, die Dehnraten im Sekundärbereich stimmen sehr gut überein.



**Bild 5.32:** Gegenüberstellung der gemessenen und berechneten integralen Gesamtdehnung der overmatched geschweißten Naht des PK2 (dünn).

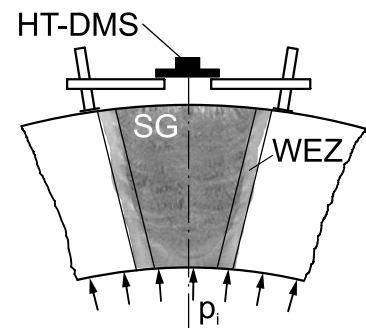
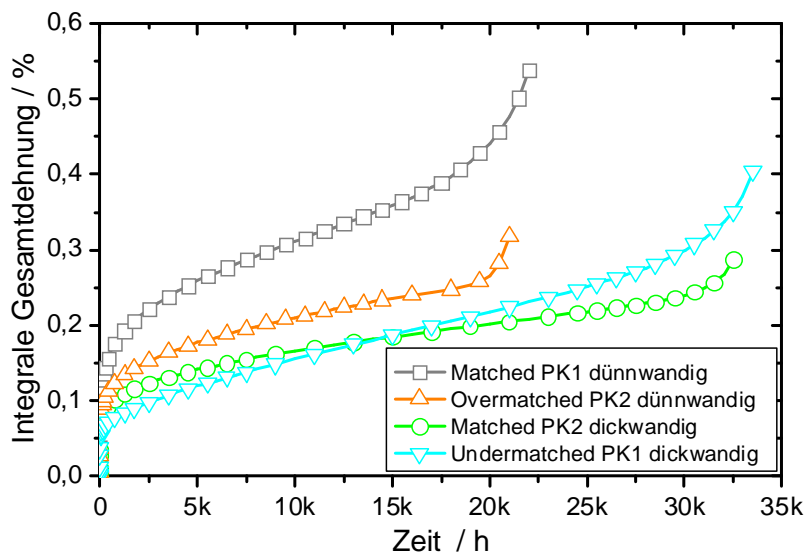
Bei der Nachrechnung der mit zeitstandschwächerem P91 SG gefertigten SN des PK1 fällt ein nichtkonservativer Versatz der simulierten Kriechkurve im Vergleich mit dem Experiment auf, siehe [Bild 5.33](#).



**Bild 5.33:** Gegenüberstellung der gemessenen und berechneten integralen Gesamtdehnung der undermatched geschweißten Naht des PK1 (dick).

Allerdings wird auch hier ein wichtiges Bewertungskriterium für die Qualität der Simulation erfüllt, die Dehnrates im sekundären Kriechbereich wird gut wiedergegeben. Die plastische Anfangsdehnung wird bei der undermatched ausgeführten Schweißnaht der Prüfkörper vom Materialmodell für diese Schweißnahtkonfiguration allerdings nur mit größeren Abweichungen wiedergegeben.

Vergleicht man jeweils die simulierten Dehnungsverläufe bei gleichen Wanddicken miteinander, siehe Bild 5.34, zeigt die matched SN erwartungsgemäß wesentlich höhere Dehnungswerte als die overmatched geschweißte Naht (beide dünnwandig). Allerdings ist der Anstieg der Dehnrates im tertiären Kriechbereich bei der overmatched SN wesentlich stärker, was dazu führt, dass der Versagenszeitpunkt beider Nähte in etwa identisch sein wird. Bei den beiden dickwandigen SN zeigt die undermatched SN – vorbehaltlich der oben erwähnten Abweichung zwischen Experiment und Simulation – bis ca. 15.000 h geringere Gesamtdehnungen, akkumuliert aber bei längeren Simulationszeiten aufgrund der höheren Dehnrates mehr Dehnung als die matched geschweißte Naht.



**Bild 5.34:** Gegenüberstellung der berechneten integralen Gesamtdehnungen.

Die Validierung (Laborproben und bauteilähnliche Komponenten) der numerischen Ergebnisse mit experimentellen Daten hat gezeigt, dass mit den hier abgeleiteten Algorithmen in Abhängigkeit des Mehrachsigen Grad des Spannungszustands zum einen eine Beschreibung des viskoplastischen Verformungsverhaltens und insbesondere der Schädigungsentwicklung hochtemperaturbeanspruchter, geschweißter Bauteile sowie eine Lebensdauerabschätzung dieser Komponenten mit Vorhersage des Versagensorts und der Versagenszeit möglich ist.



## 6 Zusammenfassung und Fazit

Bei Schweißverbindungen moderner 9-12 %-Chromstähle weist das Schweißgut in der Regel Festigkeitseigenschaften auf, die äquivalent zu denen des Grundwerkstoffs sind. In solchen Schweißverbindungen unter Hochtemperaturbeanspruchung stellt die Wärmeeinflusszone im Grundwerkstoff für betriebsnahe, niedrige Beanspruchung den kritischen Bereich hinsichtlich der Zeitstandfestigkeit und dem damit verbundenen vorzeitigen Versagen dar. Dies liegt zum einen an der niedrigen Zeitstandfestigkeit, zum anderen an der Verschärfung des Spannungszustands in der äußeren Wärmeeinflusszone.

Das Ziel dieser Arbeit ist die Steigerung der Lebensdauer von Schweißverbindungen durch eine gezielte Beeinflussung der Mehrachsigsigkeitsverhältnisse in diesem Bereich. Durch die Optimierung der Schweißguteigenschaften – stets angepasst an die Werkstoffeigenschaften des Grundwerkstoffs – und der Schweißnahtgeometrie, kann eine Entlastung der Wärmeeinflusszone erreicht werden. Dabei sind die damit verbundenen Potenziale zur Lebensdauererlängerung der Schweißnaht gezielt untersucht worden. Untersucht wurden Schweißgüter, die eine zum Grundwerkstoff höhere (overmatched), äquivalente (matched) oder niedrigere (undermatched) Zeitstandfestigkeit besitzen. Durch die unterschiedlichen Zeitstandfestigkeiten werden sowohl der Spannungszustand, d.h. die Mehrachsigsigkeitsgrade, als auch die absoluten Spannungs- und Dehnungsgrößen in den einzelnen Werkstoffzonen beeinflusst. Im Hinblick auf die Optimierung der Schweißnahtgeometrie wurden unterschiedliche Flankenwinkel der SN untersucht.

Die genaue Kenntnis der Ausdehnung und vor allem der jeweiligen Spitztemperatur des Gefüges bei der Entstehung der Wärmeeinflusszone während des Schweißprozesses ist für die Durchführung der hier vorgestellten Untersuchungen unerlässlich. Aus diesem Grund wurde ein E-Hand Schweißprozess einer Mehrlagenschweißnaht aufwändig mit Thermoelementen instrumentiert und das Temperaturfeld als Funktion der Zeit und des Ortes hochaufgelöst ermittelt. Begleitende numerische Simulationen des Temperaturfeldes in der WEZ wurden mit den Messergebnissen erfolgreich validiert. Somit steht eine Methode zur Simulation der WEZ auch bei komplexen Bauteilgeometrien wie z. B. T-Stücken oder Sammlern zur Verfügung.

Weiterhin wurden im Rahmen dieser Arbeit zahlreiche Laborproben (Zugversuche, Warmzugversuche und Zeitstanduntersuchungen) zur Basischarakterisierung des Grundwerkstoffs, der Schweißgüter und der einzelnen Wärmeeinflusszonen experimentell untersucht.

Um das Werkstoffverhalten der Wärmeeinflusszonen unter Hochtemperaturbeanspruchung zu charakterisieren, wurden Grundwerkstoffproben einem dem Schweißprozess nachempfundenen Temperaturzyklus mit unterschiedlichen Spitzentemperaturen unterzogen und nachfolgend zeitstandbeansprucht.

Spitzentemperaturen von 1300 °C bzw. 1100 °C repräsentieren die schmelzliniennahen Werkstoffzonen. Zur Erzeugung des Gefüges der interkritischen Wärmeeinflusszone wurden die Spitzentemperaturen bei der WEZ-Simulation von 900 °C bis 780 °C variiert, um die Temperatur zu ermitteln, bei der die Zeitstandfestigkeit des erzeugten Gefüges minimal ist.

Weiterhin wurden Schweißverbindungsproben der verschiedenen Schweißkonfigurationen geprüft. Diese dienen zum einen der Untersuchung des Einflusses der Zeitstandfestigkeit des Schweißguts auf die Lebensdauer einer Schweißverbindung, zum anderen werden die numerischen Simulationsmethoden anhand der Ergebnisse der Schweißverbindungsproben validiert.

An zwei Bauteilversuchen (längsgeschweißte Rohre unter Innendruck) mit jeweils einer matched und einer under- bzw. overmatched ausgeführten Schweißnaht wird der Einfluss der Zeitstandfestigkeit detailliert untersucht und die entwickelten numerischen Methoden an bauteilähnlichen Komponenten validiert.

Bei der Auswertung der Experimente (Laborproben) kann bei betriebsnahen, niedrigen Spannungen, unter Verwendung des undermatched Schweißguts, eine Optimierung der Lebensdauer der Schweißverbindungsproben beobachtet werden. Eine Auswertung des Schädigungsparameters sowie der Mehrachsigkeit des Spannungszustands der numerischen Nachrechnungen bestätigen diese Beobachtungen. Bei hohen Spannungen versagen diese Proben erwartungsgemäß im zeitstandschwächeren Schweißgut. Zwischen den overmatched und den matched geschweißten Proben ist kein signifikanter Unterschied feststellbar.

Bei der Prüfung der längsgeschweißten Bauteile werden die integralen Dehnungen über den Schweißnähten erfasst und bei definierten Intervallen Replika-Untersuchungen an den Nähten durchgeführt, um die Schädigungsentwicklung zu dokumentieren.

Der Bauteilprüfkörper PK2 (matched – overmatched Schweißkonfiguration) hat nach ca. 10.000 h im Grundwerkstoff versagt. Die Ursache dafür konnte trotz intensiver Untersuchungen nicht abschließend geklärt werden. Schliffuntersuchungen der beiden Nähte liefern dennoch wertvolle Informationen für das Verständnis, welchen Einfluss die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes auf die Lebensdauer zeitstandbeanspruchter, geschweißter Bauteile hat.

So konnte bei diesem Prüfkörper anhand von Querschliffen für beide Schweißkonfigurationen in der interkritischen Wärmeeinflusszone eine deutliche Zunahme der Schädigung vom Innenrand der Rohre zum Außenrand festgestellt werden – in exzellenter Übereinstimmung mit Ergebnissen der Auswertungen des Schädigungsparameters und des Mehrachsigenquotienten versuchsbegleitender Finite-Elemente-Simulationen.

Die Wärmeeinflusszone der overmatched geschweißten Naht zeigt einen wesentlich höheren Schädigungszustand als die matched geschweißte Seite. Allerdings muss hier ein Wanddickenunterschied von ca. 5 mm berücksichtigt werden. Der zweite Prüfkörper (matched – undermatched Schweißkonfiguration) hat zum Zeitpunkt dieses Berichts eine Laufzeit von ca. 20.000 h erreicht und ist noch nicht versagt.

Die bisher vorliegenden metallographischen Untersuchungen zur Schädigungsentwicklung sowie die Dehnungsmessungen bei den Komponenten deuten darauf hin, dass bei großen Bauteilen ein nennenswerter Lebensdauergewinn durch Verwendung von undermatched Schweißgut nicht realisiert werden kann. Diese Erkenntnis wird von den Finite-Elemente-Simulationen bestätigt, die zwar eine Entschärfung des Spannungszustandes – aber keinen nennenswerten Einfluss auf die Schädigung – durch ein zeitstandschwächeres Schweißgut zeigen.

Für die inelastischen Berechnungen wurde in ein Graham-Walles Kriechgesetz ein von der Mehrachsigen des Spannungszustandes abhängiger Schädigungsparameter implementiert. Dieses Werkstoffmodell wird zuerst mit Hilfe eines genetischen Algorithmus und nachfolgend mit einem Simplex-Verfahren phänomenologisch an die zur Verfügung stehenden Versuchsdaten angepasst. Für die Finite-Elemente-Simulationen kommt ein Fünf-Materialien-Modell – bestehend aus Grundwerkstoff, interkritischer Wärmeeinflusszone (WEZ), feinkörniger WEZ, grobkörniger WEZ und Schweißgut – zum Einsatz. Verschiedene Einflussfaktoren (Zeitstandfestigkeit des Schweißgutes, Flankenwinkel der Naht sowie eine Variation der Wanddicken) auf die Lebensdauer von geschweißten Komponenten werden numerisch untersucht und bewertet.

Numerische Simulationen der Kleinproben zeigen übereinstimmend mit den Experimenten einen positiven Effekt des undermatched Schweißgutes auf die Schädigungsentwicklung in der Probe. Unter Verwendung dieses Schweißgutes kommt es zu einer Reduzierung der Mehrachsigen des Spannungszustandes und folglich zu einer Verringerung der Schädigung in der äußeren feinkörnigen Wärmeeinflusszone (interkritische Zone).

Eine Variation des Flankenwinkels von  $0^\circ$  –  $22^\circ$  zeigte bei Finite-Elemente-Simulationen von Kleinproben (Schweißverbindungsproben) keinen nennenswerten Einfluss auf die Mehrachsighkeitsverhältnisse und die Schädigung. Eine Auswertung von Finite-Elemente-Simulationen längsgeschweißter Rohre unter Innendruck mit verschiedenen Flankenwinkeln zeigte jedoch, dass kleine Flankenwinkel (z. B. Engspaltschweißnähte) bei den hier untersuchten Werkstoffen eine um 15 % reduzierte Schädigung aufweisen. Allerdings liegt dies weniger an der Reduzierung der Spannungsmehrachsigkeit als vielmehr am geänderten Relaxationsverhalten.

Des Weiteren zeigen Finite-Elemente-Simulationen, dass durch eine Kombination des optimierten Flankenwinkels und dem zeitstandschwächeren Schweißgut eine weitere Reduzierung des Schädigungsgrads – verglichen mit artgleich oder overmatched geschweißten Komponenten – erzielt werden kann.

Das in dieser Arbeit entwickelte Materialmodell wurde anhand von Schweißverbindungsproben und den Dehnungsmessungen an den Komponenten erfolgreich validiert. Gemessene und simulierte Dehnungen stimmen für einen Großteil der Experimente sehr gut überein. Lediglich bei der Nachrechnung der undermatched geschweißten Naht der Komponente PK1 kommt es zu Abweichungen aufgrund der plastischen Anfangsdehnung. Die Dehnrate im sekundären Kriechbereich, ein entscheidendes Gütekriterium der Finite-Elemente-Simulation, wird vom Modell aber auch für diesen Fall gut wiedergegeben.

Die Validierung hat gezeigt, dass mit den hier abgeleiteten Algorithmen in Abhängigkeit des Mehrachsighkeitsgrads des Spannungszustands zum einen eine Beschreibung des viskoplastischen Verformungsverhaltens und insbesondere der Schädigungsentwicklung hochtemperaturbeanspruchter, geschweißter Bauteile sowie eine Lebensdauerabschätzung dieser Komponenten mit Vorhersage des Versagensorts und der Versagenszeit möglich ist.

Abschließend kann festgestellt werden, dass mit der Optimierung der Schweißguteigenschaften in Kombination mit der Optimierung der Bauteilgeometrie eine Einflussnahme auf die Lage und Größe der kritischen Parameter wie der Mehrachsigkeit, der Schädigung und der absoluten Größe von Spannungen- und Dehnungen in geschweißten Bauteilen möglich ist. Um eine deutlichere Lebensdauererlängerung geschweißter Bauteile erreichen zu können, kann auf die hier gesammelte Erfahrung und die entwickelte Methodik zurückgegriffen werden. Durch eine sinnvolle Verknüpfung mit bereits abgeschlossenen oder noch laufenden Vorhaben (A198 [159] und A257 [160], Langzeitkennwerte warmfester Stähle, bzw. A105 [4], A152 [5] und A229 [6], Schädigungsentwicklung) kann ein ideal auf den jeweiligen Grundwerkstoff abgestimmtes Schweißgut entwickelt werden, um die Lebensdauer geschweißter Komponenten zu maximieren oder Wartungsintervalle zu verlängern.

## 7 Literatur

- [1] OECD/IEA, World Energy Outlook 2007, Paris, 2007.
- [2] Theis, K.: Cleaner Coal Technology – A new Initiative for Europe, VGB, Brussels, 2002
- [3] Riedle, K.: Global Energy Demands and its Constraints, IIW International Conference, Safety and Reliability of Welded Components in Energy and Processing Industry, Graz, 2008
- [4] Maile, K. und L. W. Meyer: Einfluss der Mehrachsigkeit der Belastung auf die Kriechporenbildung und die zeitliche Schädigungsentwicklung bei typischen Kraftwerksbaustählen, Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AVIF A105, MPA Universität Stuttgart, TU Chemnitz, 2000
- [5] Maile, K. et al.: Charakterisierung der Schädigungsentwicklung zur Lebensdauerbewertung von Rohrleitungskomponenten, Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AVIF A152, MPA Universität Stuttgart, Siempelkamp Prüf- und Gutachter Gesellschaft, 2004
- [6] Maile, K. et al.: Kriterien zur Schädigungsbeurteilung von Hochtemperaturbauteilen aus martensitischen 9-11 % Cr-Stählen, Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AVIF A229, MPA Universität Stuttgart, Siempelkamp Prüf- und Gutachter Gesellschaft, 2008
- [7] Cerjak, H.: The role of welding in the power generation industry, Houdremont lecture on the occasion of the 61st IIW annual assembly, Graz, 2008
- [8] Middeldorf, K. and D. von Hofe: Trends in Joining Technology, IIW International Conference, Safety and Reliability of Welded Components in Energy and Processing Industry, Graz, 2008
- [9] Klenk, A., H. Ruoff und H. Theofel: Qualifizierung von Längsnahtschweißungen in warmfesten Rohren aus modernen 9-11% Chromstählen, Abschlussbericht Forschungsvorhaben AVIF A 196, MPA Stuttgart, 2006
- [10] Bendick, W. et. al.: Neue Werkstoffe für den Kessel- und Rohrleitungsbereich von Kraftwerken mit erhöhten Dampfparametern, Tagungsband der 6. Werkstofftagung TU Graz, Werkstoffe für die Kraftwerkstechnik an der Schwelle zum 21. Jahrhundert, 1999
- [11] Mayer, K. H. and F. Masuyama: The development of creep-resistant steels, in Creep-resistant steels, Eds. F. Abe, T.-U. Kern and R. Viswanathan, Woodhead Publishing Limited Cambridge, pp. 50-70, 2008

- [12] VdTÜV-Werkstoffblatt 522/3, Warmfester Stahl X11CrMoWVNb9-1-1, Werkstoff-Nr. 1.4905, Verband der Technischen Überwachungs-Vereine e.V., TÜV-Verlag GmbH, Köln, 2005
- [13] VdTÜV-Werkstoffblatt 511/3, Warmfester Stahl X10CrMoVNb9-1, Werkstoff-Nr. 1.4903, Verband der Technischen Überwachungs-Vereine e.V., TÜV-Verlag GmbH, Köln, 2004
- [14] ECCC data sheet: Steel ASTM Grade 92, 2005
- [15] Hahn, B. und W. Bendick: Rohrstähle für moderne Hochleistungskraftwerke, Teil 1: Metallurgische Grundlagen – Langzeiteigenschaften – Einsatzempfehlungen, 3R international (47), Heft 7, 2008
- [16] Hald, J.: Metallography and alloy design in the COST 536 action, eds. Lecomte-Beckers J. et al, 8th Liege Conference on 'Materials for Advanced Power Engineering, Jülich, 2006
- [17] Husemann, R. U.: Neue Werkstoffe für kritische Komponenten in kohlebefeuer-ten Dampferzeugern in Kraftwerken mit erhöhten Dampfparametern, 3. Aache-ner Schweißtechnik Kolloquium, 1993
- [18] Mayer, K. H.: Werkstoffe für Hochbeanspruchte Bauteile von Dampfturbinen mit einer Eintrittstemperatur von 650 °C, Final Report, COST 522, 2001
- [19] Kubla, G. und W. Bendick: Entwicklung neuer 12%-Chromstähle für Rohre im Kraftwerksbau, 23. Vortragsveranstaltung AGW/AGHT, Düsseldorf, 2000
- [20] Mayr, P.: Evolution of microstructure and mechanical properties of the heat affected zone in B-containing 9% chromium steels, Dissertation TU Graz, 2007
- [21] Gabrel, J. et al.: VM12- a new 12% Cr steel for boiler tubes, headers and steam pipes in ultra supercritical power plants, 4th International Conference on Ad-vanced Materials Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island, 2004
- [22] Nishimura, N. et al.: Japanese experiences with steam oxidation on advanced heat-resistant steel tubes in power boilers. EPRI Workshop on Scale Growth and Exfoliation in Steam Plant, National Physical Laboratory, UK, 2003
- [23] Mayer, K.- H.: Einfluss des Cr- Gehaltes auf die Zeitstandfestigkeit der modernen 9 – 12%Cr-Stähle, 29. MPA-Seminar, Stuttgart, 2003
- [24] Ennis, P. J.: The Microstructure, Properties and further Development of High Chromium Martensitic Steels, 28. MPA-Seminar, Stuttgart, 2002
- [25] Abe, F. and S. Nakazawa: Microstructural Evolution and Creep Behaviour of Bainitic, Martensitic and Martensitic-Ferrite Dual Phase Cr – 2W Steels, Material Science and Technology, December 1992, Vol.8, pp. 1063 to 1069

- [26] Bendick, W., B. Hahn und B. Vandenberghe: Entwicklung eines neuen 12% Cr-Stahls für Rohre in Kraftwerksanlagen mit Dampfparametern bis 650 °C, 26. Vortragsveranstaltung AGW/AGHT, Düsseldorf, 2003, Germany.
- [27] Gabrel, J., B. B. Vandenberghe and C. Zakine: VM12 – a new 12% Cr steel for application at high temperature in advanced power plants – status of development; 5th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Florida, 2007
- [28] Maile, K. et al.: Consideration of Weld Behavior in Design of High Temperature Components, EPRI, Fifth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, October 2007, Florida, USA.
- [29] Roos, E.: Qualifizierung eines kobalt- und molybdänlegierten 12%-Chrom Werkstoffs als neuen Werkstoff für den Dampfkesselbau, Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AVIF A180, MPA Universität Stuttgart, 2006
- [30] Fujita, T.: Effect of Mo, V, Nb, and N on creep rupture strength of TAF steel, Trans JIM, Vol. 9, 1968
- [31] Abe, F. et. al: Feasibility of MARBN Steel for Application to Thick Section Boiler Components in USC Power Plant at 650 °C, 5th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Florida, 2007
- [32] Mayr, P. and H. Cerjak: The heat affected zone of Boron alloyed creep resistant 9% Chromium steels and their susceptibility to type IV cracking, 5th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Florida, 2007
- [33] Abe, F., T. Horiuchi and K. Sawada: High-temperature annealing for maximization of dissolved boron in creep-resistant martensitic 9Cr steel, Materials Science Forum, 2003
- [34] Mayr, P. and H. Cerjak: New steel grade to overcome Type IV cracking, 33. MPA-Seminar, Stuttgart, 2007
- [35] Abe, F. et al.: Suppression of Type IV fracture and improvement of creep strength of 9Cr steel welded joints by boron addition, Int. Journal of Pressure Vessels and Piping, 84, pp. 44-52, 2007
- [36] Kondo, M. et al.: Suppressing type IV failure via modification of heat affected zone microstructure using high boron content in 9Cr heat resistant steel welded joints, Science and Technology of Welding and Joining, 11(2), 2006
- [37] Schnabel, E., P. Schwaab und H. Weber: Stahl Eisen, 1987, 107, pp. 691-696
- [38] Strang, A. and V. Vodarek: Material Science Technology, 1996, 12, pp. 552-556

- [39] Danielsen, H. and J. Hald: Z-Phase in 9-12 % Cr steels, 4th EPRI International Conference on Advanced Materials Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island, 2004
- [40] Maile, K. et al.: Die Entwicklung von Schädigungsmerkmalen zur Beurteilung der Sicherheitsspanne von Bauteilen im Hochtemperaturbereich, 31. MPA-Seminar, Stuttgart, 2005
- [41] Kimura, K., K. Sawada and H. Kushima: Microstructural Stability and Degradation Behaviour of 12Cr Ferritic Creep Resistant Steels, International Workshop on Performance and Requirements of Structural Materials for Modern High Efficient Power Plants, MPA Universität Stuttgart und IfW Darmstadt, 2005
- [42] Sawada, K., H. Kushima and K. Kimura: Z-phase Formation during Creep and Aging in 9-12% Cr Heat Resistant Steels, ISIJ International, Vol. 46, No. 5, pp. 769 – 775, 2006
- [43] Danielsen, H. K. and J. Hald: Behaviour of Z phase in 9-12% Cr steels, Energy Materials, No. 1, pp. 49 – 57, 2006
- [44] Sawada, K. et. al.: Effect of Cr content and tempering temperature on precipitation behaviour of Z phase in 9-12% Cr steels, 33. MPA-Seminar, Stuttgart, 2007
- [45] Golpayegani, A. et. al: A study on Z-phase nucleation in martensitic chromium steels, Materials Science and Engineering A489, pp. 310 – 318, 2008
- [46] Danielsen, H. K. and J. Hald: Influence of Z-phase on long-term creep stability of martensitic 9-12%Cr steels, 34. MPA-Seminar, Stuttgart, 2008
- [47] Maile, K., H. Theofel, W. Bendick und M. Zschau: Zeitstandverhalten von P91-Schweißverbindungen, 19. Vortragsveranstaltung AGW/AGHT, Düsseldorf 1996
- [48] Gräfen, H.: Lexikon Werkstofftechnik, Springer Verlag, 1993
- [49] Roos, E. und K. Maile: Werkstoffkunde für Ingenieure, Springer Verlag, 2005
- [50] Maile, K.: Fortgeschrittene Verfahren zur Beschreibung des Verformungs- und Schädigungsverhaltens von Hochtemperaturbauteilen im Kraftwerksbau, Habilitationsschrift Universität Stuttgart, 1999
- [51] Bürgel, R.: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik, vieweg Verlag, 2. Auflage, 2001
- [52] Roos, E.: Festigkeitslehre I, Vorlesungsmanuskript, IMWF Universität Stuttgart, 2008

- [53] Kussmaul, K., K. Maile und S. Sheng: Beschreibung des Versagensverhaltens eines 1% CrMoNiV-Stahles unter mehrachsiger Kriechbeanspruchung auf Basis einer modifizierten Festigkeitshypothese, 25. Vortragsveranstaltung des DVM-Arbeitskreises "Bruchvorgänge", 1993
- [54] Maile, K. and A. Klenk: Influence of the multiaxial stress state on component failure in the creep range, International Conference on Advanced Technology in Experimental Mechanics 2003, JSME-MMD, Nagoya, 2003
- [55] Rösler, J., H. Harders und M. Bäker: Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, Teubner Verlag, 2. Auflage, 2006
- [56] Maile, K. et al.: Mikrostrukturelle Merkmale von martensitischen Chromstählen und deren Einfluss auf die Kriechfestigkeit, Praktische Metallographie 43 (2006) 7, Carl Hanser Verlag München, S. 349-363.
- [57] Lambda Online: Online Datenbank der Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle (AGW) und Arbeitsgemeinschaft Hochtemperaturwerkstoffe (AGH)
- [58] Bühner, S.: Bewertung der Zeitstandschädigung in warmfesten Stählen. MPA Universität Stuttgart. Dissertation, 1998
- [59] Hald, J. and L. Korcakova: ISIJ International, 43, No.3, 2003
- [60] Mayer, K. H.: Interne Präsentation im Rahmen von COST, 2004
- [61] Ilschner, B.: Hochtemperatur-Plastizität, Springer Verlag, 1973
- [62] Cadek, J.: The Back Stress Concept in Power Law Creep of Metals: A Review, Materials Science and Engineering, 94, 1987
- [63] Dimmler, G., P. Weinert and H. Cerjak: Analysis of steady state creep behaviour of 9-12% chromium ferritic-martensitic steels, Materials Science and Technology, 20, 2004
- [64] Holzer, I., E. Kozeschnik and H. Cerjak: Prediction of the Loss of Precipitation Strengthening in Modern 9-12% Cr Steels – A Numerical Approach, 5th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Florida, 2007
- [65] Straub, S.: Verformungsverhalten und Mikrostruktur warmfester martensitischer 12%-Chromstähle, VDI Forschungsberichte 5, VDI Verlag, 1995
- [66] Ashby, M. F.: Acta Metallurgica, 20, pp. 887 – 897, 1972
- [67] Kauffmann, F. et. al.: Optimisation of long term creep strength of martensitic steels, CF5, Kalpakkam, Indien, 2007
- [68] Götz, G.: Langzeitentwicklung der Mikrostruktur neuer 9-12% Chromstähle für den Einsatz in Kraftwerken, Dissertation, Uni Erlangen-Nürnberg, 2004

- [69] Husemann, R. U. et al.: Langzeiteigenschaften von Schweißverbindungen moderner Stähle für Dampferzeuger, 23. Vortragsveranstaltung AGW/AGHT, Düsseldorf, 2000, Germany.
- [70] Maile, K. et al.: Behavior of similar welds in T24 Tubes and E911 pipes, 3rd HIDA and Integrity Conference, Integrity of High Temperature Repair Welds, Oeiras-Lisabon, Portugal, 16-18 September, 2002, pp. 69/80.
- [71] Bauer, M. et al.: Evaluation of cross weld creep strength of 9-11% Cr steels, Proceedings Int. Conf. on Plant Life Extension, Cambridge, 2004
- [72] Takemasa, F. et al.: Type IV creep damage analysis for full size component test on welded P91 boiler hot reheat piping, International Conference on Elevated Temperature Design and Analysis, Nonlinear Analysis and Plastic Components, San Diego, ASME, 2004.
- [73] Lundin, C. D. and M. Prager: A new approach to investigation into Type IV cracking susceptibility, International Conference on Fitness-for Service Evaluations in Petroleum and Fossil Power Plants, ASME, 1998.
- [74] Ellis, F. V. and R. Viswanathan: Review of Type IV cracking in piping welds, 1st International Conference on Integrity of High Temperature Welds, London, IOM, 1998.
- [75] Brett, S. J.: Early Type IV Cracking on Two Retrofit Grade 91 Steel Headers. IIW International Conference, Safety and Reliability of Welded Components in Energy and Processing Industry, Graz, 2008
- [76] Masuyama, F., N. Komai and A. Sasada: Creep Failure Experience in Welds of Advanced Steel Boiler Components, IIW Doc. XI-795-04, International Institute of Welding, 2004.
- [77] Brett, S. J., D. L. Oates and C. Johnston: In-Service Type IV Cracking on a Modified 9Cr (Grade 91) Header, ECCO Conference: Creep & Fracture in High Temperature Components – Design & Life Assessment Issues, London, 2005.
- [78] Helmrich, J. et al.: Vergleich der Zeitstandfestigkeit von Schwarz-Weiß-Verbindungen aus unterschiedlichen Fügeverfahren (WIG-, HIP-, Laserschweißen), 21. Vortragsveranstaltung AGW/AGHT, Düsseldorf 1998.
- [79] Theofel, H. und K. Maile: Untersuchung einer artgleichen Schweißverbindung für 9%Cr 1%Mo-Stähle unter besonderen Berücksichtigung des Langzeitkriechverhaltens, Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AiF-Nr. 9300, MPA Stuttgart, 1997

- [80] Klenk, A., H. Theofel und J. Schemmel: Nachweis der Langzeiteigenschaften von Schweißverbindungen moderner Stähle für den Einsatz in Dampferzeugern im Bereich bis 620 °C, Abschlussbericht Forschungsvorhaben AVIF A 129, MPA Stuttgart, 2001
- [81] Schubert, J., A. Klenk and K. Maile: Determination of weld strength factors for the creep rupture strength of welded joints. International Conference on Creep and Fracture in High Temperature Components – Design and Life Assessment Issues, European Creep Collaborative Committee (ECCC), IOM London, 12-14 September 2005.
- [82] Tabuchi, M. and Y. Takahashi: Evaluation of creep strength reduction factors for welded joints of modified 9Cr-1Mo steel (P91), 2006 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, Vancouver, ASME, 2006.
- [83] Takahashi, Y. and M. Tabuchi: Evaluation of creep strength reduction factors for welded joints of HCM12A (P122), 2006 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, Vancouver, ASME, 2006.
- [84] DIN EN 13445-3: Unbefeuerte Druckbehälter – Teil 3: Konstruktion, Deutsche Fassung EN 13445-3:2002, November 2003
- [85] Maile, K. et al.: Einsatz längsnahtgeschweißter Rohre im Zeitstandbereich, 22. Rohrleitungstechnische Tagung, Gelsenkirchen, 2007
- [86] Bhaduri, A. K.: Numerical simulation of temperature distribution during welding, Materials Research Society of India, Mumbai, 2000.
- [87] Klenk, A., K. Karpat and C. R. Das: Feature tests and finite element simulations to assess structural integrity of weld repairs, 2nd International Conference Integrity of High Temperature Welds, London, 2003
- [88] Rosenthal, D.: Mathematical theory of heat distribution welding, cutting. Welding Research Supplement, 1941
- [89] Rosenthal, D.: The Theory of Moving Sources of Heat and its Application to Metal Treatments, Trans. ASME, 1946.
- [90] Zöllner, A., M. Bauer and A. K. Bhaduri: Numerical and Experimental Investigations on HAZ Formation in 9% Cr Steels, 34. MPA-Seminar, Stuttgart, 2008
- [91] Buchmayr, B. and A. Klenk: Data acceptability criteria and data generation, ECCC Recommendations, Volume III Part 2, Creep Data for Welds, Issue 3, European Creep Collaborative Committee, 2005
- [92] Schüller, H.J., L. Hagn and A. Woitscheck: Cracking in the Weld Region of Shaped Components in Hot Steam Pipelines – Materials Investigations, Der Maschinenschaden 47, pp. 1-13

- [93] Matsui, M. et al.: Degradation of Creep Strength in Welded Joints of 9% Cr Steel, ISIJ International, Vol. 41s, 2001
- [94] Sheng, S.: Anwendungen von Festigkeitshypothesen im Kriechbereich bei mehrachsigen Spannungs-Formänderungszuständen, MPA Universität Stuttgart, Dissertation, 1992
- [95] Clausmeyer, H., K. Kußmaul und E. Roos: Influence of Stress State on the failure behavior of cracked components made of steel, Appl. Mech. Rev. Vol. 44, 2, 1991, ASME
- [96] Schellhase, M.: Der Schweißlichtbogen-ein technologisches Werkzeug, Verlag Technik, Berlin, 1985
- [97] Paton, E. O.: Automatisches Lichtbogenschweißen, Carl Marhold-Verlag, Halle, 1958
- [98] Conn, W. M.: Die technische Physik der Lichtbogenschweißung, Springer Verlag, Berlin, 1959
- [99] DuPont, J. N. and A. R. Marder: Thermal efficiency of arc welding processes, Welding Journal, Vol. 74, 1995, pp.406s-416
- [100] Sonderegger, B.: Charakterisierung der Substruktur in modernen Kraftwerkswerkstoffen mittels der EBSD – Methode, Dissertation TU Graz, 2005
- [101] Böhler Schweißtechnik Austria GmbH, Wissenswertes für den Schweißer, Kapfenberg, 2008.
- [102] DIN EN 10002-1: Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren (bei Raumtemperatur), Dezember 2001
- [103] DIN EN 10002-5: Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur, Februar 1992
- [104] Vallourec & Mannesmann Tubes: Abnahmeprüfzeugnis Nr.: 38297, 2005
- [105] ECCC data sheet: Steel X10CrMoVNb9-1, 1995
- [106] ECCC data sheet: Steel E911 (X11CrMoWVNb9-1-1), 2005
- [107] DIN EN 10291: Einachsiger Zeitstandversuch unter Zugbeanspruchung, Januar 2001
- [108] Bendick, W., K. Haarmann und M. Zschau: E911 – Ein neuer Werkstoff für Dampfleitungen im Kraftwerksbau, VGB Kraftwerks Technik 5/2000, S. 114-118
- [109] Lindé, L. et al.: An improved assessment method for the temperature dependence of yield strength values, Steel Research, 1995, Vol. 1, pp. 27 – 30
- [110] Böhler Thyssen Welding: Schweißzusätze, Hamm, 2002

- [111] Bhaduri, A. K. et al.: Finite element modelling of the creep deformation of T91 steel weldments at 600 °C, steel research 67, No. 5, 1996
- [112] Letofsky, E. und G. Feigel: Das Verhalten von Schweißverbindungen moderner Kraftwerkswerkstoffe, Tagungsband der 6. Werkstofftagung TU Graz, Werkstoffe für die Kraftwerkstechnik an der Schwelle zum 21. Jahrhundert, 1999
- [113] Ennis, P. J.: The mechanical properties and microstructures of 9% chromium steel P92 weldments, OMMI (Vol. 1, Issue 2), 2002
- [114] Theofel, H. and K. Maile: Investigation of the Structural Formation, Toughness and Strength of the Heat Affected Zone by means of Weld Simulated Specimens of 1%CrMoV Steel, Cost 505, D17, Final Report, 1988
- [115] Buchmayr, B. et al.: Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Kriechverhalten der ungleichen Schweißverbindung GS-17CrMoV5-11 / X20CrMoV12-1, 12. Vortragsveranstaltung AGW/AGHT, Düsseldorf, 1989
- [116] Kozeschnik, E.: Thermodynamische Berechnung der Phasengleichgewichte und der Ausscheidungskinetik in metallischen Werkstoffen, Dissertation, Technische Universität Graz, 1997
- [117] Kozeschnik, E. and B. Buchmayr: MatCalc – a simulation tool for multicomponent thermodynamics, diffusion and phase transformation kinetics, Mathematical modelling of weld phenomena 5, London Institute of Materials, 2001
- [118] Sundman, B., B. Jansson and J.-O. Andersson: The Thermo-Calc databank system, CALPHAD Vol. 9, 1985, pp. 153-190
- [119] Mayr P. et al.: Long-term creep behaviour of E911 heat resistant 9%Cr steel weldments fabricated with filler metals of different creep strength, CREEP8 8th International Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures, San Antonio, 2007
- [120] Sawada, K. et al.: Numerical and Microstructural Evaluation of 9% Cr Welded Joints, 34. MPA-Seminar, Stuttgart, 2008
- [121] Tabuchi, M. et al.: Materials Science Research International, 9 (2003), pp. 23
- [122] Persönliches Gespräch mit Dr. K. Sawada am Rande der ECCC Konferenz in Dübendorf, Schweiz, April 2009
- [123] Hasegawa, Y., T. Muraki and M. Ohgami: Tetsu-to-Hagane, 92 (2006), 609.
- [124] Sawada, K. et al.: Key Eng. Mater, 171-174 (2000) 109.
- [125] Cadek, J.: Creep in Metallic Materials, Elsevier, Amsterdam, 1988
- [126] Bauer, M. and A. Klenk: Experiment and numerical simulation, analytical and numerical assessments – Feature Test 3, Final Report, INTEGRITY of Repair Welds (Growth Project GRD 1/10886), 2005

- [127] DIN EN 10216-2: Nahtlose Stahlrohre für Druckbeanspruchungen – Technische Lieferbedingungen – Teil 2: Rohre aus unlegierten und legierten Stählen mit festgelegten Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen, Juli 2004
- [128] Granacher, J. and S. R. Holdsworth: Data acceptability criteria and data generation, ECCC Recommendations, Volume III Part 1, Generic recommendations for creep, creep rupture, stress rupture and stress relaxation data, Issue 5, European Creep Collaborative Committee, 2001
- [129] Maile, K. und R. Scheck: Einfluss der metallographischen Präparationstechnik auf die Ermittlung der Zeitstandschädigung von 10% Chrom-Stählen, 11. Int. Metallographietagung, 2002, Leoben
- [130] VGB-Richtlinie TW 507: Richtreihen zur Bewertung der Gefügeausbildung und Zeitstandschädigung warmfester Stähle für Hochdruckrohrleitungen und Kesselbauteile, 2. Auflage, 2005, VGB PowerTech Service GmbH, Essen
- [131] Goldak, J. et al.: A New Finite Element Model for Welding Heat Sources, Metallurgical Transactions, Volume 15B, June, 1984, pp. 299-305.
- [132] Granacher, J. and A. Pfenning: Kriechgleichungen II – Rechnergestützte Beschreibung des Kriechverhaltens ausgewählter hochwarmfester Legierungen. FVV Forschungsvorhaben Nr. 432, 1991
- [133] Graham, A. und K. F. A. Walles: Relationships between Long- and Short-Time Creep and Tensile Properties of a Commercial Alloy, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 179, pp. 104-121, 1955
- [134] Norton, F. H.: The creep of steel at high temperatures. McGraw-Hill, London, 1929
- [135] Ringel, M., A. Klenk und K. Maile: Angepasste Werkstoffmodelle für die Bauteilberechnung bei Kriech- und Kriechermüdungsbeanspruchung, 27. Vortragsveranstaltung des VDEh, Düsseldorf, 2004
- [136] Ringel, M. et al.: Constitutive Equations of Adapted Complexity for High Temperature Loading, ECCC Conference, London, 2005
- [137] Shamas, M. S.: Predicting the remanent life of 1 Cr ½ Mo coarse-gained heat affected zone material by quantitative cavitation measurements, Report No. TPRD/L/3199/R 87, Central Electricity Research Laboratories, Leatherhead, Surrey, England. 1987
- [138] Riedel, H.: Lebensdauervorhersage bei behindertem Porenwachstum; in: Festigkeit und Verformung bei hoher Temperatur, Hrsg. K. Schneider, DGM-Informationsgesellschaft Verlag, Oberursel 1989

- [139] Gaudig, W.: Untersuchung der Korrelation von Porenwachstum auf Korngrenzen mit der Kriechgeschwindigkeit am Beispiel des Stahles 14MoV6-3 unter zweiachsiger Beanspruchung, Forschungsbericht MPA Stuttgart, 1991
- [140] Hutchinson, L.W.: Acta Met. 31., pp. 1079 – 1088, 1983
- [141] Klenk, A., M. Rauch und K. Maile: Influence of stress state on creep damage development in components, Proceedings Int. Conf. on Plant Life Extension, Cambridge, England, 2004.
- [142] Rauch, M., K. Maile und M. Ringel: Numerical Calculation and Experimental Validation of Damage Development in 9 Cr Steels, 30. MPA-Seminar, Stuttgart, 2004.
- [143] Hyde, T. H.: Finite Element Modelling of the Welding and Subsequent Creep Damage Analyses of P91 Pipe Welds, 3rd International Conference on Integrity of High Temperature Welds, pp. 227 – 244, London, 2007
- [144] Peravali, S. et al.: Development of an Anisotropic Damage Model for Creep of Welds, 3rd International Conference on Integrity of High Temperature Welds, pp. 267 – 284, London, 2007
- [145] Ogata, T., T. Sakai und M. Yaguchi: Creep Damage Evolution and Life Assessment of P91 Weld Joints, 3rd International Conference on Integrity of High Temperature Welds, pp. 285 – 294, London, 2007
- [146] Tabuchi, M. et al.: Damage and life assessment of high Cr steel weldment, 6th NIMS-MPA-IfW Workshop, Tsukuba, Japan, 2007
- [147] Xu, H.: Anwendung eines viskoplastischen Schädigungsmodells zur Beschreibung des Verformungs- und Versagensverhaltens einer hochtemperatur Schraubenverbindung, Dissertation, Universität Stuttgart, 1998
- [148] Kachanov, L.M.: The Theory of Creep, National Lending Library for Science and Technology, 1967
- [149] Rabotnov, Y.N.: Creep Problems in Structural Members, North-Holland Publishing Company, 1969
- [150] Stumpfrock, L. et. al: Anwendbarkeit technischer Ersatzkennwerte für duktile Rissinitiierung in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes, Abschlussbericht Reaktorsicherheitsforschung – Vorhaben-Nr. 1501302, 2009
- [151] Hencky, H.: Ermüden, Bruch und Plastizität, Der Stahlbau 23, 1943
- [152] Sandel, G. D.: Die Anstrengungsfrage, Schweizerische Bauzeitung 95, 1930

- [153] Roos, E.: Grundlagen und Notwendige Voraussetzungen zur Anwendung der Rißwiderstandskurve in der Sicherheitsanalyse angerissener Bauteile, Habilitationsschrift, Universität Stuttgart, 1992
- [154] Lemaitre, J. and J.-L. Chaboche: Mechanics of solid materials, Cambridge University Press, 1990
- [155] Ringel, M., K. Maile und A. Klenk: Werkstoffmodell Datenbank – Bereitstellung und Vergleich komplexer Stoffgesetze zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei wechselnder und stationärer Beanspruchung und Temperaturen bis zum Kriechbereich, Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AVIF A 201, MPA Universität Stuttgart, 2006
- [156] Nelder, J.A., Mead, R.: A Simplex Method for Function Minimization, Computer J., Vol. 7, pp. 308 – 313, 1965
- [157] Klenk, A., J. Schemmel und K. Maile: Numerical Modelling of ferritic welds and repair welds in P22 and P91, Proceedings of the 3rd HIDA and INTEGRITY conference, pp. 45 – 55, Lissabon, 2002
- [158] Rosenthal, D.: Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting, Welding Journal 20(5), pp. 220 – 234, 1941
- [159] Maile, K. et al.: Bewertung der Streubänder im Langzeitverhalten von warmfesten Stählen mit Hilfe der Anwendung von Data Mining-Methoden, AVIF Forschungsvorhaben A198, Abschlussbericht, MPA Universität Stuttgart, TU Bergakademie Freiberg, 2007
- [160] Maile, K. et al.: Darstellung des schmelzenspezifischen Zeitstandbruchverhaltens ausgewählter warmfester Stähle auf der Grundlage der Datenaufbereitung über Neuronale Netze, AVIF Forschungsvorhaben A257, MPA Universität Stuttgart, TU Bergakademie Freiberg

## 8 Anhang

Tabelle A 1: Schweißparameter bei der Herstellung der E-Handsweißnaht zur Temperaturfeldmessung.

Schweißspannung			U	127 V DC
Schweißstrom			I	25 A
Wirkungsgrad [96] - [99]			$\eta$	65 %
Abschnitt	Schweißraupe	Länge / mm	Schweißzeit / s	Schweißgeschwindigkeit / mm/s
A	1	70	25	2,80
	2	70	35	2,00
	3	70	30	2,33
	4	70	30	2,33
	5	95	30	3,17
	6	70	27	2,59
	7	70	25	2,80
	8	70	32	2,19
	9	70	24	2,92
	10	70	28	2,50
	11	70	33	2,12
	12	70	30	2,33
	13	70	20	3,50
	14	70	22	3,18
	15	70	30	2,33
B	1	70	35	2,00
	2	70	38	1,84
	3	70	30	2,33
	4	70	40	1,75
	5	70	42	1,67
	6	70	48	1,46
	7	70	34	2,06
	8	70	44	1,59
	9	70	37	1,89
	10	70	29	2,41
	11	70	40	1,75
	12	70	30	2,33
	13	70	30	2,33
	14	70	31	2,26
	15	70	36	1,94
C	1	95	55	1,73
	2	85	50	1,70
	3	115	52	2,21
	4	115	52	2,21
	5	110	54	2,04
	6	110	55	2,00
	7	135	55	2,45
	8	130	60	2,17
	9	130	51	2,55
	10	130	49	2,65
	11	130	56	2,32
	12	127	52	2,44
	13	133	50	2,66
	14	130	50	2,60
	15	130	46	2,83

**Tabelle A 2:** Ergebnisse der Zug- und Warmzugversuche am E911 Grundwerkstoff, Literaturdaten, [12] - [14] und [104] - [106].

Material	Bez. / Quelle	Temperatur / °C	R <sub>p0,2</sub> / MPa	R <sub>p1</sub> / MPa	R <sub>m</sub> / MPa	A <sub>5</sub> / %	Z / %	E / GPa
E911	ECCC min.	20	450	-	620	-	-	-
	V&M (spez. Schmelze)	20	571	-	751	20,0	-	-
	GWB1	20	507	619	737	21,9	70,0	210
	GWB2	20	526	617	734	20,9	71,0	210
	VdTÜV min.	600	231	-	267	-	-	-
	GWB3	600	321	355	376	30,1	89	132
	GWB4	600	323	359	379	33,3	90	137
	GWB5	600	323	355	373	29	91	134
P91	ECCC min.	20	450	-	630	-	-	-
	VdTÜV min.	600	215	-	255	-	-	-
P92	ECCC min.	20	440	-	620	-	-	-

**Tabelle A 3:** Ergebnisse der Zug- und Warmzugversuche am matched Schweißgut, Literaturdaten [12] - [14], [105] und [106].

Material	Bez. / Quelle	Temperatur / °C	R <sub>p0,2</sub> / MPa	R <sub>p1</sub> / MPa	R <sub>m</sub> / MPa	A <sub>5</sub> / %	Z / %	E / GPa
Thermanit MTS 911® matched Schweißgut	BTW min.	20	560	-	720	15	-	-
	BTW (spez. Schmelze)	20	592	622	719	18,5	64,1	-
	SGM3	20	565	595	694	20,0	67,0	203
	BTW (spez. Schmelze)	600	335	385	385	21,6	79,8	-
	SGM1	600	312	339	360	28,0	81,0	136
	SGM2	600	320	348	369	30,0	82,0	122
E911	ECCC min.	20	450	-	620	-	-	-
	VdTÜV min.	600	231	-	267	-	-	-
P91	ECCC min.	20	450	-	630	-	-	-
	VdTÜV min.	600	215	-	255	-	-	-
P92	ECCC min.	20	440	-	620	-	-	-

**Tabelle A 4:** Ergebnisse der Zug- und Warmzugversuche am undermatched Schweißgut, Literaturdaten [12] - [14], [105] und [106]

Material	Bez. / Quelle	Temperatur / °C	R <sub>p0,2</sub> / MPa	R <sub>p1</sub> / MPa	R <sub>m</sub> / MPa	A <sub>5</sub> / %	Z / %	E / GPa
Thermanit MTS 3 <sup>®</sup> undermatched SG	BTW min.	20	540	-	700	18,0	-	-
	BTW (spez. Schmelze)	20	554	582	684	20,8	66,4	-
	SGU3	20	572	600	691	20,0	69,0	208
	BTW (spez. Schmelze)	600	304	355	373	26,4	80,6	-
	SGU1	600	297	319	338	26,0	84,0	123
	SGU2	600	315	322	338	27,0	82,0	(247)
E911	ECCC min.	20	450	-	620	-	-	-
	VdTÜV min.	600	231	-	267	-	-	-
P91	ECCC min.	20	450	-	630	-	-	-
	VdTÜV min.	600	215	-	255	-	-	-
P92	ECCC min.	20	440	-	620	-	-	-

**Tabelle A 5:** Ergebnisse der Zug- und Warmzugversuche am overmatched Schweißgut, Literaturdaten [12] - [14], [105] und [106]

Material	Bez. / Quelle	Temperatur / °C	R <sub>p0,2</sub> / MPa	R <sub>p1</sub> / MPa	R <sub>m</sub> / MPa	A <sub>5</sub> / %	Z / %	E / GPa
Thermanit MTS 616 <sup>®</sup> overmatched SG	BTW min.	20	540	-	700	18,0	-	-
	BTW (spez. Schmelze)	20	592	622	719	18,7	64,1	-
	SGO3	20	589	610	713	15,0	58,0	213
	BTW (spez. Schmelze)	600	335	385	385	21,6	79,8	-
	SGO1	600	333	339	354	26,0	81,0	(223)
	SGO2	600	319	341	360	24,0	84,0	146
E911	ECCC min.	20	450	-	620	-	-	-
	VdTÜV min.	600	231	-	267	-	-	-
P91	ECCC min.	20	450	-	630	-	-	-
	VdTÜV min.	600	215	-	255	-	-	-
P92	ECCC min.	20	440	-	620	-	-	-

**Tabelle A 6:** Ergebnisse der Zug- und Warmzugversuche an WEZ simuliertem Gefüge.

$\vartheta_{\text{peak}}$ / °C	Bezeichnung	Temperatur / °C	$R_{p0,2}$ / MPa	$R_{p1}$ / MPa	$R_m$ / MPa	$A_5$ / %	Z / %	E / GPa
1300	W1.17	600	434	463	483	26,7	84,0	140693
	W1.4	600	438	472	495	28,9	82,0	141329
1100	W2.23	600	339	367	392	30,2	90,0	131780
	W2.5	600	345	378	402	31,7	89,0	141329
880	88.41	600	303	333	350	35,0	89,0	141052
	88.42	600	314	327	340	41,0	91,0	-
	88.43	600	314	325	340	37,0	91,0	-
850	85.16	600	316	346	366	46,6	91,0	137222
	85.26	600	307	337	356	38,0	90,0	136943
820	82.35	600	320	349	366	36,6	90,0	138571
800	80.18	600	327	351	368	29,6	90,0	131478
780	78.22	600	318	347	367	32,4	90,0	137580

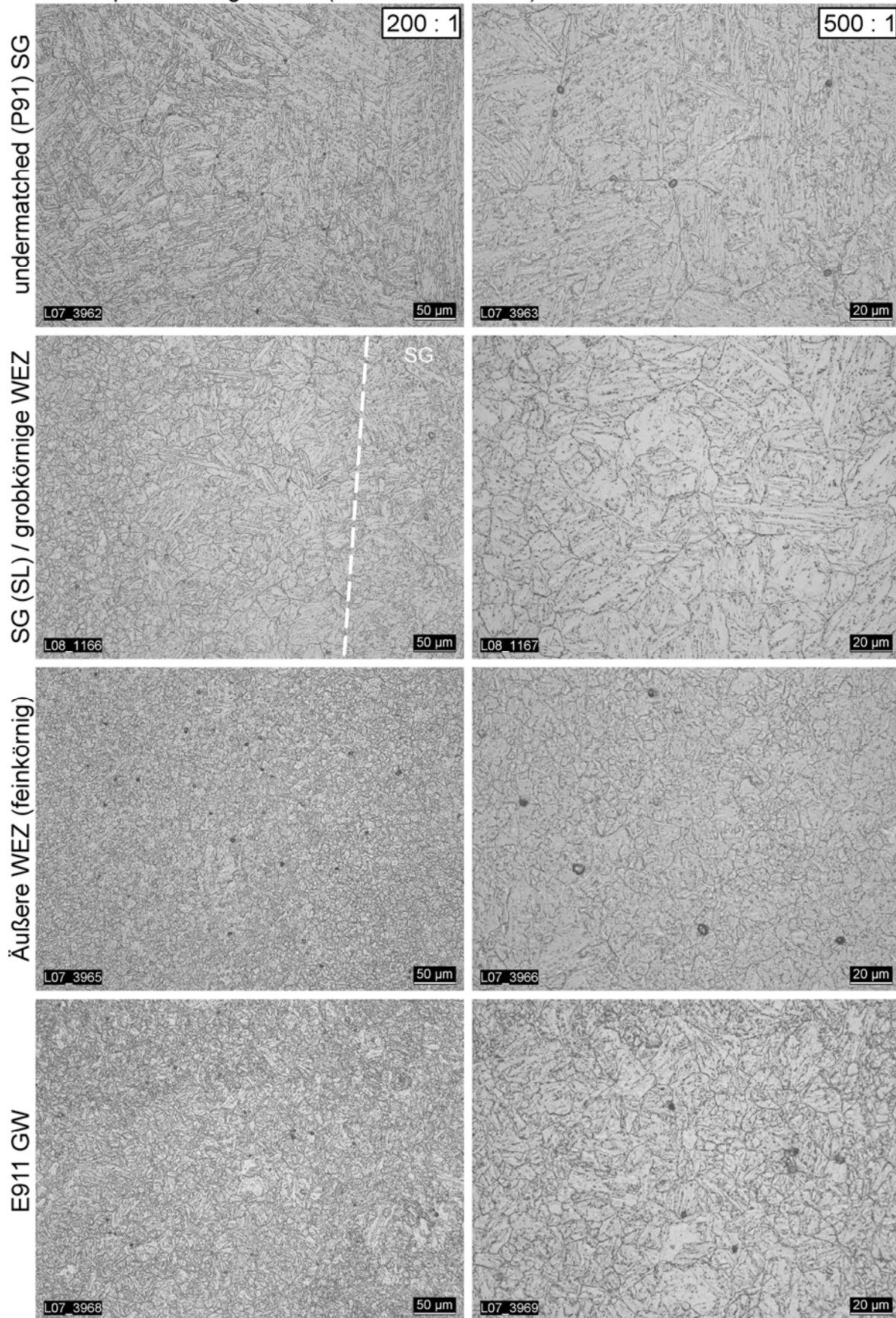
**Tabelle A 7:** Übersicht der Zeitstandversuche bei 600 °C

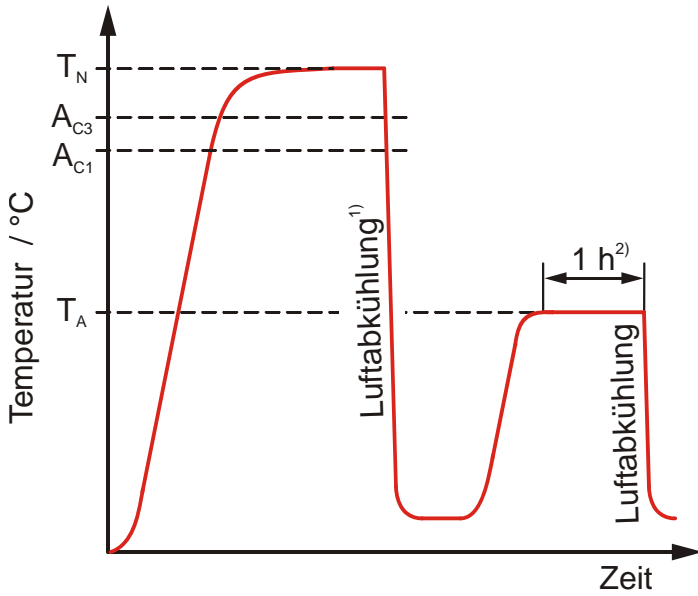
Bez.:	Gefüge	$\sigma$ / MPa	$t_B$ / h	Z / %	$\epsilon_{bl}$ / %
MMCWM5	Matched geschweißte Schweißverbindungsproben SG Thermanit MTS 911	90	21.774 <sup>#</sup>	3,8	1,82 T4
MMCWM4		100	10.842	5,7	1,79 T4
MMCWM3		120	5.538	4,3	2,67 T4
MMCWM2		160	2.002	13,4	7,40 T4
MMCWM1		110	10.888	6,1	2,15 T4
MMCWO5	Overmatched geschweißte Schweißverbindungsproben SG Thermanit MTS 616	90	17.409	7,2	1,58 T4
MMCWO4		100	12.804	2,4	1,28 T4
MMCWO3		120	7.646	6,7	1,67 T4
MMCWO2		160	1.892	66,7	9,40 T4
MMCWO1		110	11.282	6,1	1,97 T4
MMCWU5	Undermatched geschweißte Schweißverbindungsproben SG Thermanit MTS 3	90	13.426	2,6	1,57 T4
MMCWU4		100	16.504	2,9	1,51 T4
MMCWU3		120	5.153	9,1	3,65 T2
MMCWU2		160	285	77,8	13,77 T2
MMCWU1		110	7.511	6,1	3,80 T2
MMGW25	Homogener E911 Grundwerkstoff	130	10.583	39,3	16,50
MMGW27		110	21.318	28,9	5,93
MMGW32		150	5.430	55,5	14,04
*) ohne Bruch ausgebaut    #) Versuch läuft noch    T4: Bruch in WEZ    T2: Bruch in SG					

**Tabelle A 8: Übersicht der Zeitstandversuche bei 600 °C (Fortsetzung)**

Bez.:	Gefüge	$\sigma$ / MPa	$t_B$ / h	Z / %	$\epsilon_{bl}$ / %
MMSGM4	Homogenes matched SG Thermanit MTS 911	130	7.042	(7,7)	7,50
MMSGM3		150	2.100	28,0	7,54
MMSGM2		160	1.538	29,3	8,78
MMSGM1		180	335	51,0	12,08
MMSGO4	Homogenes overmatched SG Thermanit MTS 616	130	11.582	8,0	3,72
MMSGO3		150	7.032	(13,8)	3,46
MMSGO2		160	1.922	(7,0)	3,05
MMSGO1		180	942	-	5,27
MMSGU5	Homogenes undermatched SG Thermanit MTS 3	105	1.382	(4,3)	3,94
MMSGU4		130	2.551	13,0	6,89
MMSGU3		150	537	55,5	17,78
MMSGU2		160	200	59,0	17,46
MMSGU1		180	33	70,3	23,30
MMW1.24	Homogene Zeitstandprobe therm. sim. 1300 °C	150	17.008 <sup>*)</sup>	- <sup>*)</sup>	0,36 <sup>*)</sup>
MMW2.13	Homogene Zeitstandprobe therm. sim. 1100 °C	150	8.516	42,5	17,40
MM88.36	Homogene Zeitstandprobe therm. sim. 880 °C	120	11.733	45,3	15,41
MM88.20		130	13.927	82,9	17,00
MM88.34		150	1.493	87,6	25,57
MM85.30	Homogene Zeitstandprobe therm. sim. 850 °C	100	14.916 <sup>*)</sup>	- <sup>*)</sup>	0,96
MM85.2		110	14.916 <sup>*)</sup>	- <sup>*)</sup>	1,40
MM85.3		120	14.916 <sup>*)</sup>	- <sup>*)</sup>	2,16
MM85.8		130	12.090	17,3	4,75
MM85.7		150	5.649	58,6	18,60
MM82.39	Homogene Zeitstandprobe therm. sim. 820 °C	120	14.547 <sup>#)</sup>	- <sup>#)</sup>	2,30 <sup>#)</sup>
MM82.38		150	5.536	70,2	20,80
MM80.10	Homogene Zeitstandprobe therm. sim. 800 °C	120	8.375 <sup>#)</sup>	- <sup>#)</sup>	1,36 <sup>#)</sup>
MM78.19	Homogene Zeitstandprobe therm. sim. 780 °C	120	4.266 <sup>#)</sup>	- <sup>#)</sup>	0,88 <sup>#)</sup>
*) ohne Bruch ausgebaut    #) Versuch läuft noch    Werte in Klammer: Bruch außerhalb Messlänge					

**Tabelle A 9:** Replikauntersuchungen PK1LN2 nach 10.000 h Betriebsdauer  
 Prüfkörper 1 / Längsnaht 2 (undermatched SG) 10.000 h

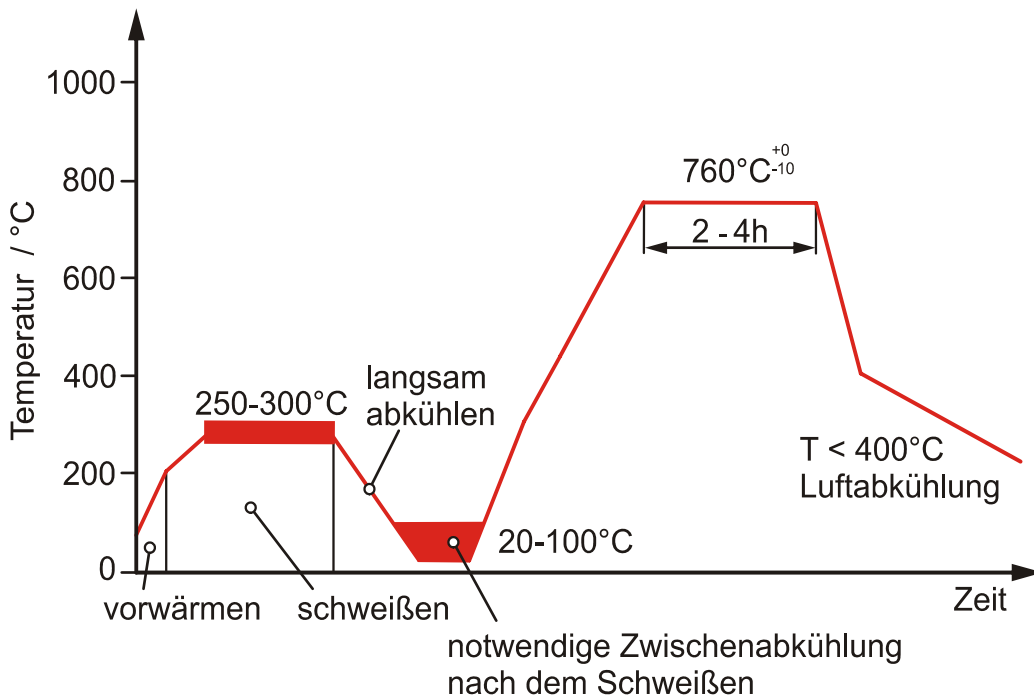




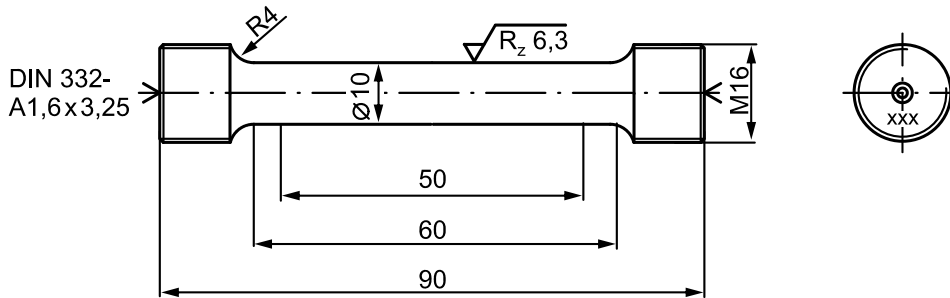
Stahlgüte	Normalisierungstemp. $T_N$ / °C	Anlasstemp. $T_A$ / °C
X20	1020 - 1070	730 - 780
T/P91	1040 - 1080	750 - 780
E911	1040 - 1080	750 - 780
T/P92	1040 - 1080	750 - 780

- 1) Bei Wanddicken > 80mm kann eine Abkühlung in Öl oder Sprühwasser durchgeführt werden.
- 2) Die Haltezeit beginnt, wenn die Temperatur im Querschnitt erreicht ist.

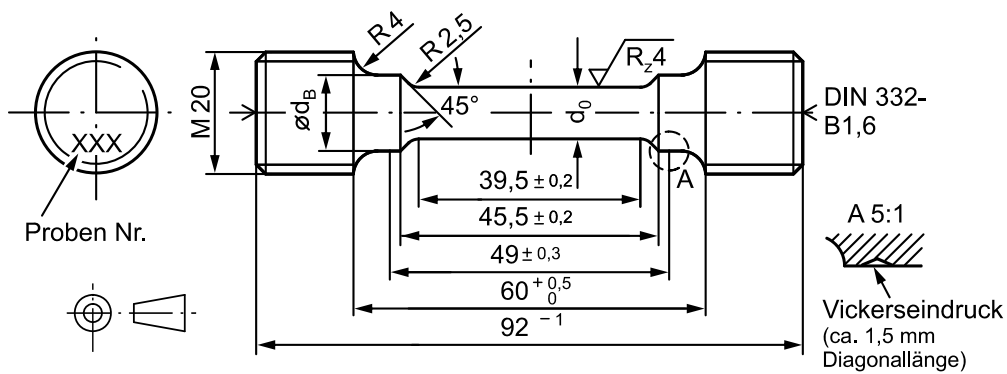
**Bild A 1:** Schematische Temperaturführung beim Vergüten, Wärmebehandlungsparameter einiger 9-12 %-Cr- Stähle, [15].



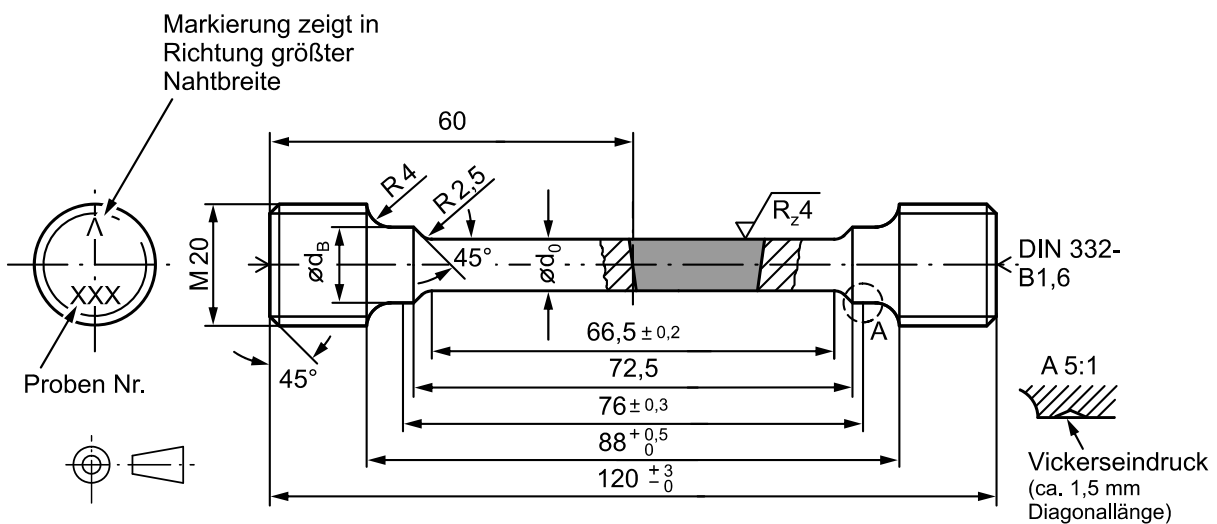
**Bild A 2:** Standardwärmebehandlung (nach dem Schweißen) für 9-12% Cr-Stähle [101].



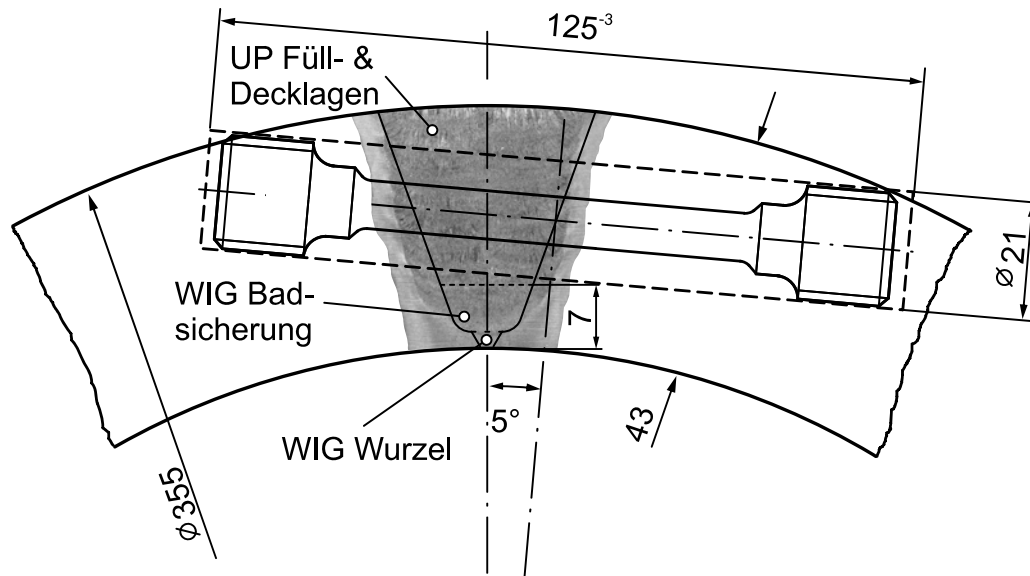
**Bild A 3:** Abmessungen der Normzugprobe für die Basischarakterisierung der Versuchswerkstoffe.



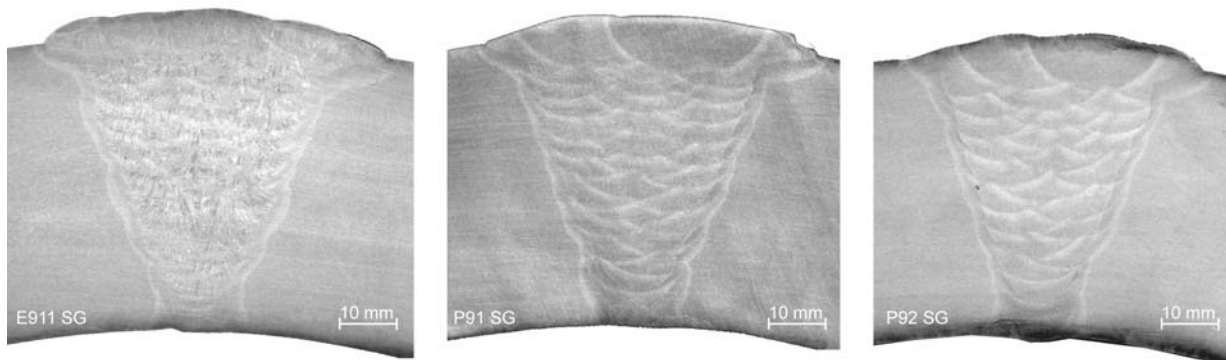
**Bild A 4:** Zeitstandprobe mit Schultern und einer über die Parallellänge hinausreichenden Messlänge.



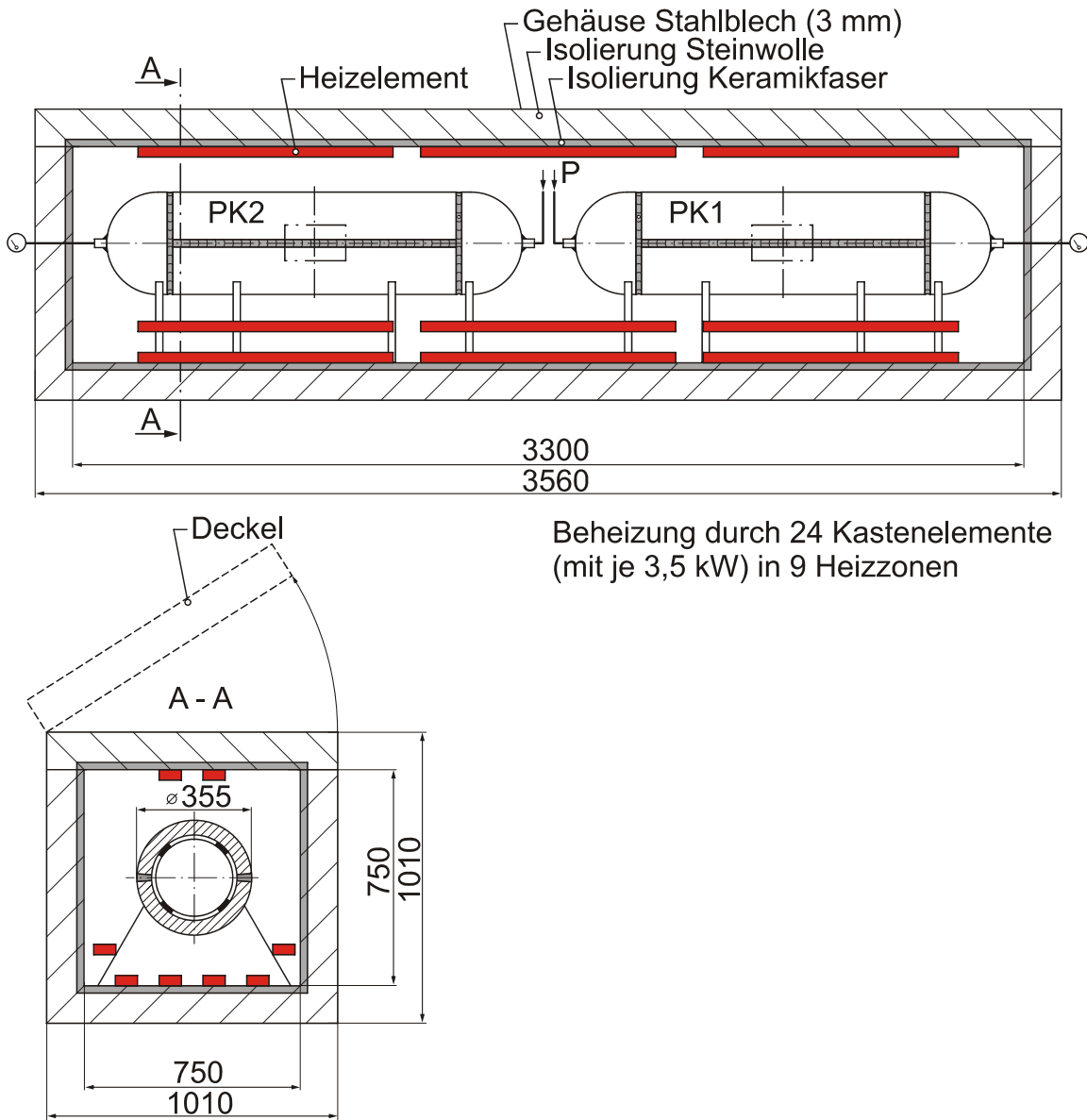
**Bild A 5:** Modifizierte Zeitstandprobe mit Schultern und einer über die Parallellänge hinausreichenden Messlänge für Schweißverbindungsproben.



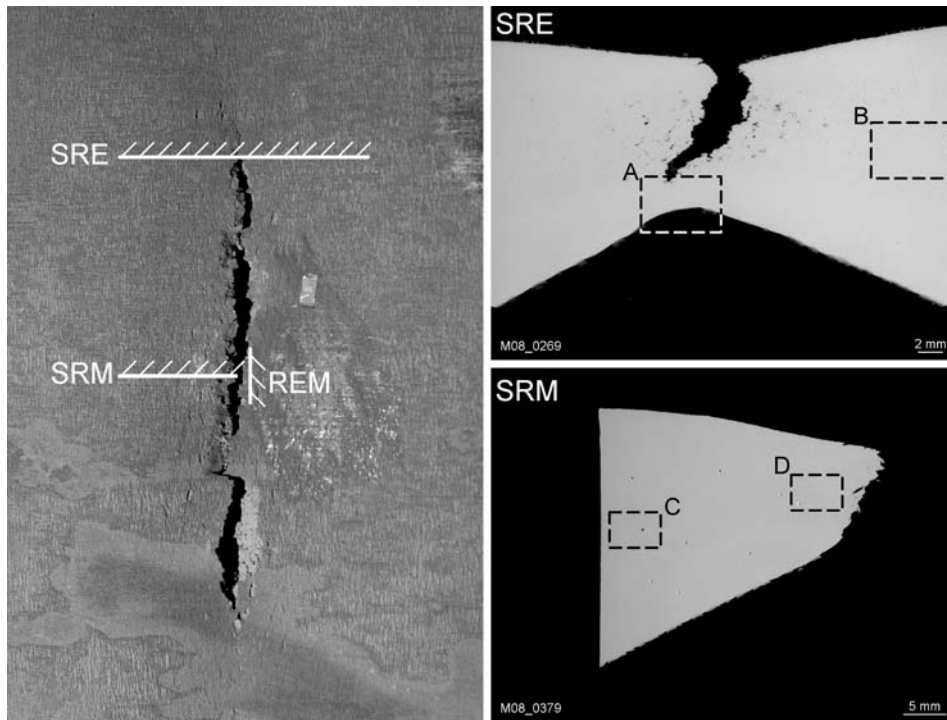
**Bild A 6:** Entnahme der Schweißverbindungsproben – eine WEZ in Probenmitte



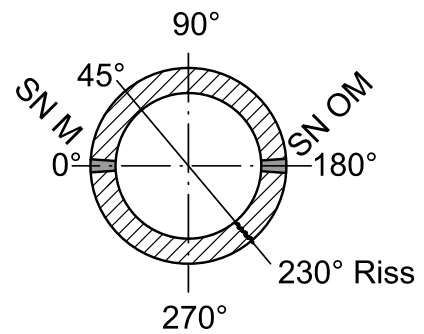
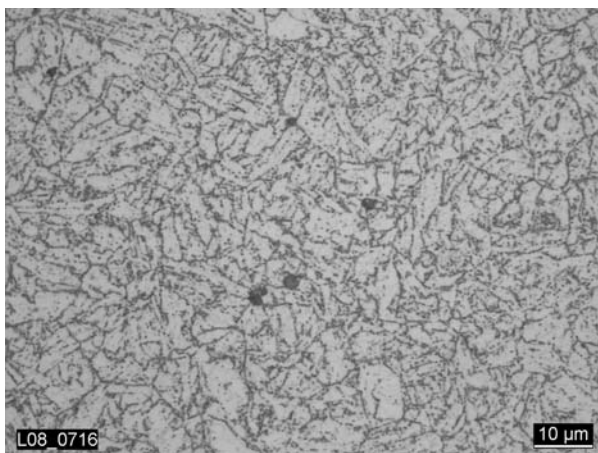
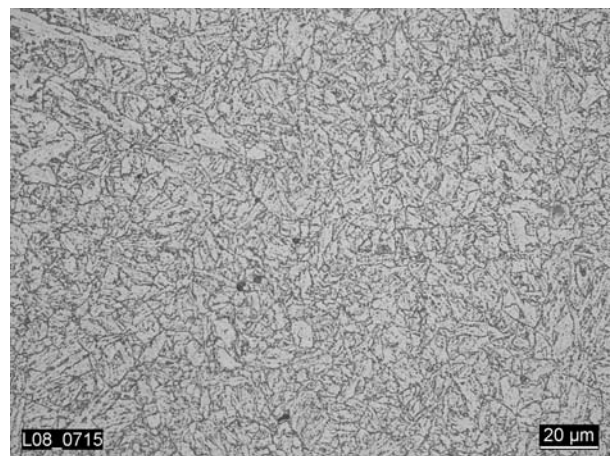
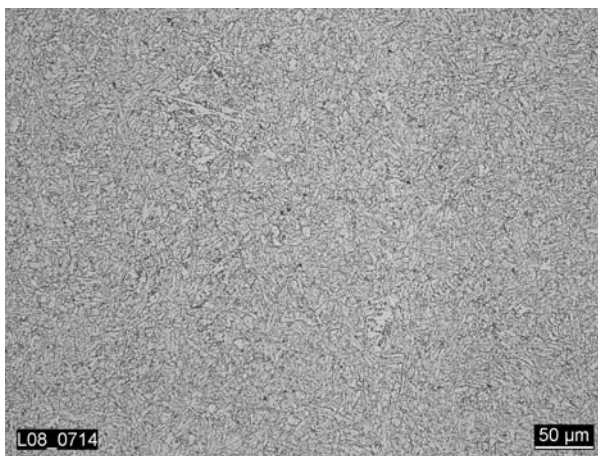
**Bild A 7:** Übersicht über den Aufbau der Längsnähte der Prüfkörper



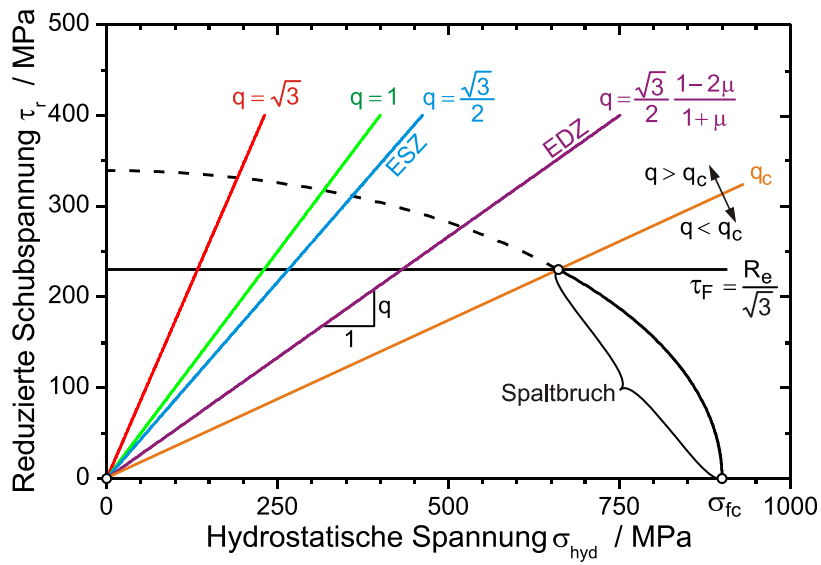
**Bild A 8:** Schematische Darstellung des Ofens mit Heizzonen und Prüfkörpern



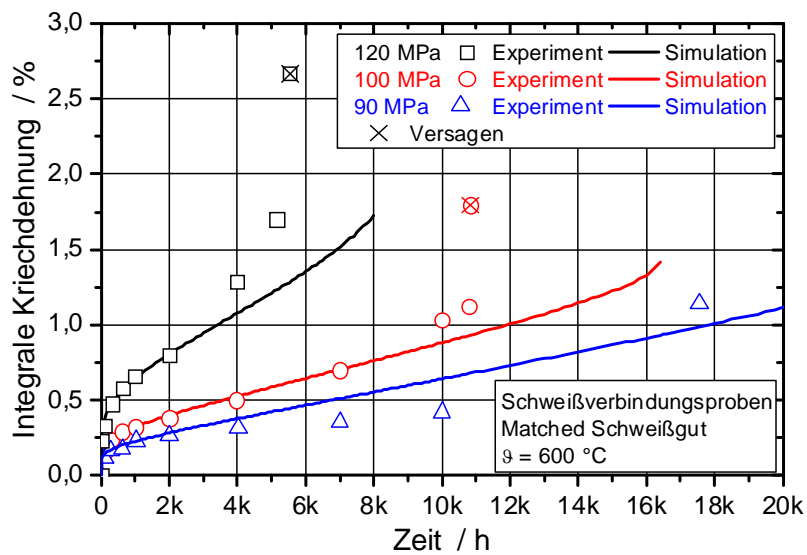
**Bild A 9:** Übersicht über die metallographischen Untersuchungen im Rissbereich des PK2



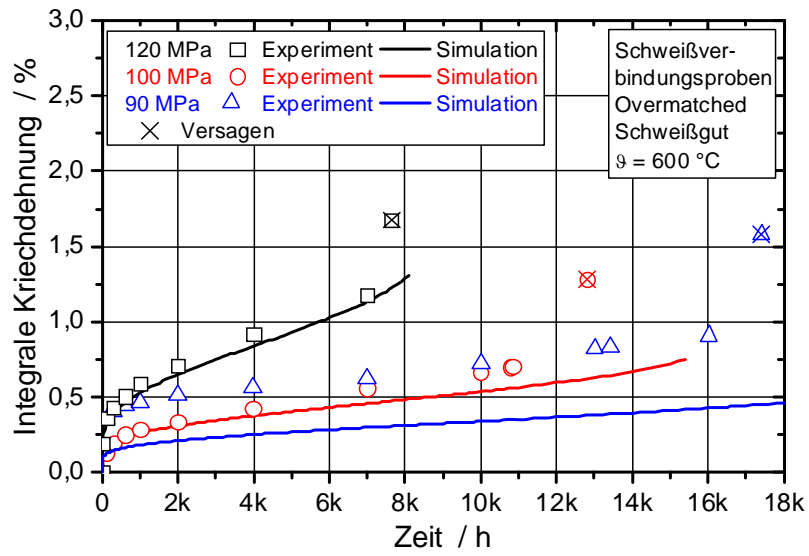
**Bild A 10:** Zeitstandgeschädigte Mikrostruktur des PK2 auf der 45 ° Position



**Bild A 11:** Sandelsche Bruchbedingung in in Henckyscher Darstellung [153].



**Bild A 12:** Vergleich der integralen Dehnung (Simulation / Experiment) von Schweißverbindungsproben mit matched ausgeführter Schweißnaht.



**Bild A 13:** Vergleich der integralen Dehnung (Simulation / Experiment) von Schweißverbindungsproben mit overmatched ausgeführter Schweißnaht.



## Lebenslauf

### Persönliche Daten:

Name: Mathias Bauer  
Geburtsdatum, -ort: 12. Oktober 1974, Tettngang  
Familienstand: verheiratet, 2 Kinder

### Schulbildung:

September 1981 - Juli 1985 Stephan-Brodmann Grund- und Hauptschule,  
Immenstaad am Bodensee  
September 1985 - Juni 1994 Graf Zeppelin Gymnasium, Friedrichshafen  
(Allgemeine Hochschulreife)

### Wehrdienst:

Juli 1994 - Juni 1995 Grundwehrdienst, Stetten am kalten Markt

### Berufsausbildung:

September 1995 - Juni 1997 Ausbildung zum Industriemechaniker,  
Kramer-Allrad Werke, Überlingen  
September 1995 - Juni 1997 Jörg-Zürn Gewerbeschule, Überlingen

### Studium:

Oktober 1997 - April 2003 Diplomstudiengang Maschinenwesen, Universität  
Stuttgart, Abschluss als Diplom-Ingenieur  
August 2001 - Oktober 2002 Auslandsstudium am National Crash Analysis Center  
(NCAC) der George Washington University (GWU),  
Washington DC, USA, Abschluss als "Master of  
Science in Transportation Safety"

### Berufstätigkeit:

Juni 2003 - April 2008 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für  
Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre  
(IMWF) der Universität Stuttgart.  
Mai 2008 – Dezember 2009 Leiter des Referates "Werkstoffprüfung" sowie stellver-  
tretender Leiter der Abteilung "Werkstoffverhalten" der  
Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart.  
Ab Januar 2010 Angestellter bei der EnBW Kraftwerke AG im Bereich  
Forschung und Entwicklung / Qualitätssicherung

Stuttgart, Dezember 2009