

## FORSCHUNGSVORHABEN

### **MARCKO 700: Werkstoffqualifizierung für das 700/720 °C-Kraftwerk**

Gefördert vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie aufgrund eines  
Beschlusses des Deutschen Bundestages

Förderkennzeichen: 0326894

und der Stiftung Stahlanwendungsforschung,

Projekt AVIF A215 / S 24/10073/03

MPA-Auftragsnummer: 8329 000 000

### **Abschlussbericht** *Final Report*

Vorhabenszeitraum: 01.08.2004 bis 31.12.2009

**Forschungsleiter:**

Prof. Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos

Das im Folgenden dargestellte Forschungsprojekt

**Werkstoffqualifizierung für das 700/720 °C-Kraftwerk (MARCKO 700)**

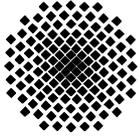
wurde gefördert:

- vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) unter dem Förderkennzeichen 0326894 aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages
- von der gemeinnützigen Stiftung Stahlanwendungsforschung im Stifterverband für die Deutsche Wissenschaft e.V. Zweck der Stiftung ist die Förderung der Forschung auf dem Gebiet der Stahlverarbeitung und -anwendung in der Bundesrepublik Deutschland. Geprüft wurde das Forschungsvorhaben von einem Gutachtergremium der Forschungsvereinigung der Arbeitsgemeinschaft der Eisen und Metall verarbeitenden Industrie e.V. (AVIF), das sich aus Sachverständigen der Stahl anwendenden Industrie und der Wissenschaft zusammensetzt.

Begleitet wurde das Projekt von einem Arbeitskreis des Forschungsverbandes Stahlbau und Energietechnik.

Der nachstehende Abschlussbericht fasst Zielsetzung und wichtigste Ergebnisse des Forschungsprojektes zusammen.

Die Verantwortung für den Inhalt dieser Veröffentlichung liegt beim Autor. Die MPA Stuttgart und die Berichtsersteller übernehmen keine Haftung für Schäden, die aufgrund von weiterführenden oder fehlerhaften Anwendungen der in diesem Bericht dargestellten Ergebnisse entstehen.



## FORSCHUNGSVORHABEN

### **MARCKO 700: Werkstoffqualifizierung für das 700/720 °C-Kraftwerk**

Gefördert vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages

Förderkennzeichen: 0326894

und der Stiftung Stahlanwendungsforschung,

Projekt AVIF A215 / S 24/10073/03

MPA-Auftragsnummer: 8329 000 000

### **Abschlussbericht *Final Report***

Vorhabenszeitraum: 01.08.2004 bis 31.12.2009

#### **Verfasser:**

Dipl.-Ing. K. Schmidt, Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart (MPA)

Dr.-Ing. A. Klenk, Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart (MPA)

#### **Unter Mitarbeit von:**

Dipl.-Ing. R.U. Husemann, Hitachi Power Europe GmbH, Duisburg

Dr. T. Gräß, BHR Hochdruck-Rohrleitungsbau GmbH, Essen

Dipl.-Ing. A. Helmrich, Alstom Power System GmbH, Stuttgart

Dipl.-Ing. J. Heinemann, UTP Schweißmaterial GmbH, Bad Krozingen

Dr. B. Hahn, Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, Duisburg

Dipl.-Ing. E. Muthmann, Salzgitter Mannesmann Grobblech GmbH, Mühlheim

Dr. G. Overbeck, Schmidt & Clemens Edelstahlwerke, Lindlar

Dipl.-Ing. H. Schinkel, Babcock Borsig Service GmbH, Oberhausen,

Dipl.-Ing. P. Schraven, Salzgitter Mannesmann Stainless Tubes GmbH, Mühlheim

#### **Projektentwicklung:**

Dipl.-Ing. J.. Mußmann Fachverband Dampfkessel-, Behälter- und Rohrleitungsbau e. V. (FDBR)

Berichtsdatum / Publication date: 06/2010

Berichtsnummer / Report number 832900000



## Kurzfassung

In naher Zukunft wird in Europa und vor allem in Deutschland ein großer Ersatzenergiebedarf entstehen. Dies ist vor allem darauf zurückzuführen, dass ein Großteil der fossilbefeuerten Kraftwerke am Ende ihrer lukrativen Lebensdauer angekommen sind und somit nicht nach aktuellem Stand der Technik und dem damit verbundenen höheren Wirkungsgrad Energie erzeugen können. Unterstützt wird dies zudem durch den viel diskutierten Ausstieg aus der nuklearen Energieerzeugung. Da der erwähnte Ersatzbedarf nicht ausschließlich mit Hilfe regenerativer Energieerzeugung gedeckt werden kann, werden fossil befeuerte Kraftwerke auch in Zukunft eine tragende Rolle in der Energieerzeugung Europas spielen. Um die Belastung der Umwelt so niedrig wie möglich zu halten und zudem einen verantwortungsvollen Umgang mit fossilen und somit endlich verfügbaren Ressourcen zu gewährleisten, muss die CO<sub>2</sub>-Emission und der Brennstoffverbrauch so niedrig wie möglich gehalten werden. Dies kann nur über die Steigerung der Wirkungsgrade fossilbefeueter Kraftwerke realisiert werden. Um eine solche Wirkungsgradsteigerung technisch zu ermöglichen, müssen die Dampfparameter Druck und Temperatur angehoben werden, was wiederum eine gesteigerte Anforderung an die Kraftwerkskomponenten und somit der Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe aber auch der Kessel- und Membranwandwerkstoffe bedeutet.

Ziel dieses Forschungsvorhaben ist die Qualifizierung der Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe sowie der Kessel- und Membranwandwerkstoffe für ein 700 °C/720 °C Kraftwerk, welches Wirkungsgrade über 50 % ermöglichen soll. Für die Klasse der Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe wurden dickwandige Rohre aus Alloy 617 mod., VM12 und P92 gefertigt und anschließend mittels zweier unterschiedlicher Schweißverfahren Umfangsnähte hergestellt und grunderprobt. Weiterhin wurden Induktivbiegungen, sowie Sammler-Nippel-Schweißungen mit Hilfe der dickwandigen Rohre durchgeführt. Im Falle der Kessel- und Membranwandwerkstoffe wurden aus den Werkstoffen Alloy 617 mod, VM12-SHC, T92 und T24 Kesselrohre gefertigt und ebenfalls Umfangsnähte hergestellt und grunderprobt. Zudem wurden einige Rohr-Steg-Schweißungen angefertigt. An beiden Werkstoffklassen wurden umfangreiche Zeitstanduntersuchungen durchgeführt.

Ein Schwerpunkt der durchgeführten Untersuchungen bildet der an der MPA Stuttgart entwickelte Membranwandprüfstand mit dessen Hilfe membranwandähnliche Prüfkörper unter annähernd realen Betriebsbedingungen untersucht werden können. Hierzu werden zwei Kesselrohre der Prüflinge mit Dampf aus einer Wasseraufbereitungsanlage beaufschlagt, zwei weitere Kesselrohre unter identischem Druck und identischer Temperatur mit Stickstoff belastet. Zusätzlich wird eine senkrecht der Kesselrohrachse wirkende Zugkraft auf den Prüfkörper aufgebracht. Die Belastung der Membranwandprüflinge wurde so ausgelegt, dass in einem vorher definierten Zeitraum von 2.000 h bis 5.000 h eine deutlich sichtbare

Kriechschädigung entsteht. Mit Hilfe umfangreicher metallografischer Untersuchungen, sowie EDX-Analysen und Elementmappings am REM, konnten anschließend die entstandenen Oxidschichten gemessen und ihre chemische Zusammensetzung bestimmt werden. Weiterhin wurden an Hand der durchgeführten Schriffe Informationen zum Schädigungszustand der Prüfkörper ermittelt. Auf diese Weise konnten die Bereiche maximaler Schädigung am Übergang vom Schweißgut der Rohr-Steg-Schweißung zum Kesselrohr, knapp unterhalb der Bauteiloberfläche identifiziert werden. Mit Hilfe mikrostruktureller Untersuchungen am TEM wurden zudem die Ausscheidungscharakteristiken einiger Zeitstandproben und der Membranwandprüfkörper nach erfolgter Kriechbelastung bestimmt.

Mit Hilfe viskoplastischer FE-Simulationen, die auf einem modifizierten Kriechgleichungsansatz nach Graham-Walles basieren wurden die Membranwandprüfkörper nachgerechnet und ausgewertet. Es konnte gezeigt werden, dass mit einem homogenen Modell eine gute Übereinstimmung von Experiment und Modell erzielt werden konnte. Lediglich der Bereich tertiären Kriechens wurde in der Simulation nicht erreicht. Die Verwendung eines Modells mit jeweils drei modellierten Wärmeeinflusszonen mit unterschiedlichen Kriecheigenschaften führte zur Akkumulation von etwas mehr Dehnungen als mit einem rein homogenen Modell. Zudem kann der Bereich maximaler Schädigung mit Hilfe der modellierten Wärmeeinflusszonen noch genauer abgebildet werden.

## Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung .....	I
Inhaltsverzeichnis .....	III
Abkürzungen und Formelzeichen .....	V
1 Einleitung .....	1
2 Zielsetzung des Vorhabens.....	3
3 Stand der Technik; Ausgangsbasis.....	5
3.1 Kraftwerkstechnologien .....	5
3.2 Werkstoffentwicklung.....	7
3.2.1 Werkstoffe für Kraftwerks-Membranwände .....	10
3.2.2 Sammler und Rohrleitungen im Kraftwerksbau .....	12
3.3 Schweißverbindungen im Anlagenbau .....	14
4 Theoretische Grundlagen.....	17
4.1 Werkstoffverhalten unter Hochtemperaturbeanspruchung .....	17
4.2 Einfluss der Mehrachsigkeit auf das Kriechverhalten .....	21
4.3 Schweißen: Gefügeveränderungen durch Wärmeeinbringung .....	22
4.4 Mikrostrukturelle Eigenschaften und deren Veränderungen unter Hochtemperaturbeanspruchung.....	25
4.4.1 9 % - 12 % Cr-Stähle .....	25
4.4.2 Die Nickelbasislegierung Alloy 617 mod. ....	29
5 Projektablauf und –planung / Arbeitsteilung.....	33
6 Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe .....	39
6.1 Fertigung der Komponenten und Grunderprobung der Werkstoffe und Schweißverbindungen.....	40

6.1.1	Alloy 617 mod. ....	41
6.1.2	VM12 .....	45
6.1.3	P92 .....	48
6.2	Durchführung der Induktivbiegungen.....	50
7	Kesselrohr- und Membranwandwerkstoffe.....	55
7.1	Mechanisch technologische Erprobung der WIG-Nähte.....	55
7.1.1	Alloy 617 mod. ....	56
7.1.2	T24.....	58
7.1.3	VM12-SHC.....	60
8	Zeitstanduntersuchungen.....	63
8.1	Versuchsergebnisse am Werkstoff Alloy 617 mod. ....	63
8.2	Versuchsergebnisse am Werkstoff VM12 und VM12-SHC.....	70
8.3	Versuchsergebnisse am Werkstoff P92.....	76
8.4	Versuchsergebnisse am Werkstoff T24 .....	80
9	Werkstoffverhalten nach Verarbeitung unter realistischen Betriebsbedingungen (Bauteilversuch) .....	85
9.1	Aufbau des Membranwandprüfstandes .....	85
9.1.1	Wasseraufbereitungsanlage .....	85
9.1.2	Der Prüfkörper und dessen Beanspruchung.....	86
9.1.3	Instrumentierung .....	89
9.2	Versuchs- und Belastungsübersicht .....	90
9.3	Versuchsergebnisse des VM12-SHC-Prüfkörpers.....	92
9.3.1	Temperatur und Druckverläufe .....	92
9.3.2	Ergebnisse der Dehnungsmessung .....	93

9.3.3	Metallografische Untersuchungen.....	95
9.3.4	Untersuchung der Oxidschichten .....	97
9.4	Versuchsergebnisse des T92-Prüfkörpers.....	101
9.4.1	Temperatur und Druckverläufe .....	101
9.4.2	Ergebnisse der Dehnungsmessung .....	102
9.4.3	Metallografische Untersuchungen.....	103
9.4.4	Untersuchung der Oxidschichten .....	106
9.5	Versuchsergebnisse des T24-Prüfkörpers.....	110
9.5.1	Temperatur und Druckverläufe .....	110
9.5.2	Ergebnisse der Dehnungsmessung .....	110
9.5.3	Metallografische Untersuchungen.....	112
9.5.4	Untersuchung der Oxidschichten .....	115
9.6	Versuchsergebnisse des Alloy 617 mod.-Prüfkörpers .....	119
9.7	Untersuchung der Prüfkörper nach Versuchende.....	129
9.7.1	Kerbschlagversuche .....	130
9.7.2	Zug und Warmzugversuche .....	131
9.7.3	LCF-Versuche.....	133
9.7.4	Härtereihen .....	134
10	TEM Untersuchungen zur Gefügecharakterisierung unter Zeitstandbeanspruchung.....	137
10.1	Vorgehensweise .....	138
10.2	Ergebnisse am Werkstoff P/T92 .....	139
10.3	Ergebnisse am Werkstoff VM12-SHC .....	144
10.4	Ergebnisse am Werkstoff Alloy 617 mod. ....	151

11	Numerische Untersuchungen.....	157
11.1	Das verwendete Materialmodell .....	157
11.1.1	Der modifizierte Kriechgleichungsansatz nach Graham und Walles ....	157
11.1.2	Anpassung der Kriechgesetzparameter .....	160
11.2	Finite Elemente Simulation der Bauteilversuche .....	163
11.2.1	Modellerstellung und Randbedingungen .....	163
11.2.2	Simulationsablauf .....	165
11.2.3	Simulationsergebnisse .....	166
11.3	Schlussfolgerung aus den Membranwandprüfkörperversuchen und deren Simulation .....	176
12	Verwertung und Nutzen der Ergebnisse .....	179
13	Zusammenfassung und Ausblick .....	181
14	Literatur .....	185
15	Anhang.....	192

## Abkürzungen und Formelzeichen

AVIF	Forschungsvereinigung der Arbeitsgemeinschaft der Eisen- und Metall verarbeitenden Industrie e. V.
AGW	<u>A</u> rbeits <u>g</u> emeinschaft <u>w</u> armfeste Stähle
AGH	<u>A</u> rbeits <u>g</u> emeinschaft <u>H</u> ochtemperaturwerkstoffe
ASME	<u>A</u> merican <u>S</u> ociety of <u>M</u> echanical <u>E</u> ngineers
AZ	<u>A</u> usgangsz <u>u</u> stand
BMWi	<u>B</u> undes <u>m</u> inisterium für <u>W</u> irtschaft und Technologie
BTW	<u>B</u> öhler <u>T</u> hyssen <u>W</u> elding
CCS	<u>C</u> arbon <u>C</u> apture and <u>S</u> torage
COMTES	<u>C</u> omponent <u>T</u> est Facility
COST	„European <u>C</u> ooperation in <u>S</u> cience and <u>T</u> echnology“
DOE	United States <u>D</u> epartment <u>o</u> f <u>E</u> nergy (Energieministerium der Vereinigten Staaten)
Dr	<u>D</u> raht / Drahtanalyse
DL	<u>D</u> eck <u>l</u> age
EAG	<u>E</u> hemalige <u>A</u> ustenitkorn <u>g</u> renzen
ECCC	„European <u>C</u> reep <u>C</u> ollaborative <u>C</u> ommittee“
EDX / EDS	<u>e</u> nergy <u>d</u> ispersiv <u>e</u> <u>X</u> -ray spectroscopy / Energiedispersive Röntgenspektroskopie
EFTEM	Energiefilternde Elektronenmikroskopie
E-Hand	Lichtbogenhandschweißen mit Stabelektrode
EHR	<u>E</u> ssener <u>H</u> ochdruck- <u>R</u> ohrleitungs <u>b</u> au
EPDC	„ <u>E</u> lectric <u>P</u> ower <u>D</u> evelopment <u>C</u> ompany“, Japan
EPRI	„ <u>E</u> lectric <u>P</u> ower <u>R</u> esearch <u>I</u> nstitute“, USA
EU	<u>E</u> uropäische <u>U</u> nion
FD	<u>F</u> risch <u>d</u> ampf
FE	<u>F</u> inite <u>E</u> lemente
FIB	<u>F</u> ocused <u>I</u> on <u>B</u> eam / Ionenstrahlanlage
FL	<u>F</u> üll <u>l</u> age

GW	<u>G</u> ru <u>n</u> d <u>w</u> er <u>k</u> st <u>o</u> ff
HT-DMS	<u>H</u> o <u>c</u> h <u>t</u> e <u>m</u> per <u>a</u> t <u>u</u> r <u>d</u> e <u>h</u> n <u>m</u> e <u>s</u> s <u>s</u> t <u>r</u> e <u>i</u> f <u>e</u> n (kapazitiv)
HV	<u>H</u> ä <u>r</u> t <u>e</u> n <u>a</u> ch <u>V</u> ic <u>k</u> e <u>r</u> s
IGCC	„ <u>I</u> ntegrat <u>e</u> d <u>G</u> asif <u>i</u> cat <u>i</u> o <u>n</u> <u>C</u> ombin <u>e</u> d <u>C</u> ycle“ (Kombi-Prozess mit integrierter Vergasung)
kfz	<u>K</u> ubisch <u>f</u> lä <u>c</u> h <u>e</u> n <u>z</u> ent <u>r</u> iert
KOMET 650	Kohlebefeuerte Kraftwerke mit Dampftemperaturen bis zu 650 °C
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Chromkarbid (M besteht aus 70 % Cr, Rest Fe, Mo und W)
M <sub>2</sub> X	Karbonitrid, Cr- und V-reiche Phase, (Cr,V) <sub>2</sub> N
MARCKO	<u>M</u> aterial <u>r</u> eal <u>i</u> sier <u>u</u> ng <u>C</u> O <sub>2</sub> -armes <u>K</u> ohle <u>k</u> raft <u>w</u> er <u>k</u>
MLG	<u>M</u> artensit <u>l</u> att <u>e</u> ng <u>r</u> en <u>z</u> en
MX bzw. MN	Karbonitrid, hier: Niob-Karbonitrid (Nb(C,N)), Vanadiumnitrid (VN) oder Vanadium-Karbonitrid V(C,N)
NIMS	„ <u>N</u> ational <u>I</u> nstitute of <u>M</u> aterial <u>S</u> cience“, Tsukuba, Japan
REM	<u>R</u> astere <u>l</u> ektronen <u>m</u> ikroskop
RT	<u>R</u> aum <u>t</u> emperat <u>u</u> r
SG	<u>S</u> chwei <u>ß</u> g <u>u</u> t
SL	<u>S</u> tüt <u>z</u> l <u>a</u> g <u>e</u>
Sm	<u>S</u> ch <u>m</u> e <u>l</u> z <u>e</u>
SOFC	<u>S</u> olid <u>O</u> xide <u>F</u> uel <u>C</u> ell (Festoxidbrennstoffzelle)
St	<u>S</u> tü <u>c</u> k / <u>S</u> tü <u>c</u> k <u>a</u> n <u>a</u> ly <u>s</u> e
SV	<u>S</u> chwei <u>ß</u> v <u>e</u> r <u>b</u> in <u>d</u> u <u>n</u> g
TEM	<u>T</u> ransmission <u>s</u> e <u>l</u> ektronen <u>m</u> ikroskop
THERMIE	Promotion of Energy Technology
PA	Wannenposition beim Schweißen
PC	Horizontal beim Schweißen
PF	Senkrechtposition beim Schweißen
UP	<u>U</u> nter <u>p</u> ulver Schweißverfahren
USC	„ <u>U</u> ltra <u>S</u> uper <u>C</u> ritical“
VdTÜV	<u>V</u> erband <u>d</u> er <u>T</u> Ü <u>V</u> e.V.
V & M	<u>V</u> allourec & <u>M</u> annesmann

vWIG	<u>V</u> ollmechanisches <u>W</u> IG Schweißen
WEZ	<u>W</u> ärmeeinflusszone
WEZ1	Grobkörnige <u>W</u> ärmeeinflusszone
WEZ2	Feinkörnige <u>W</u> ärmeeinflusszone
WEZ3	Interkritische (Wärmeeinfluss)Zone, äußere Feinkornzone
WIG	<u>W</u> olfram- <u>I</u> nertgasschweißverfahren
WIG/E-Hand	Wurzel: WIG; Füll- und Decklage: E-Hand
WIG/UP	Wurzel: WIG; Füll- und Decklage: UP
Wz	<u>W</u> urzel

A	mm <sup>2</sup>	Ausgangsfläche
A <sub>5</sub>	% bzw. -/-	Bruchdehnung Proportionalstab
D	-/-	Schädigung
D bzw. D <sub>a</sub>	mm	Außendurchmesser
D bzw. d <sub>i</sub>	mm	Innendurchmesser
E	MPa bzw. GPa	Elastizitätsmodul
ε	% bzw. -/-	Dehnung
ε <sub>0</sub>	% bzw. -/-	Plastische Anfangsdehnung
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
L	mm	Länge
λ	W/mm · K	Wärmeleitfähigkeit
μ	-/-	Querkontraktionszahl
n	-/-	Nortonexponent
N <sub>A</sub>	1/mm	Experimentell ermittelten Porendichte
p bzw. p <sub>i</sub>	MPa	Druck bzw. Innendruck

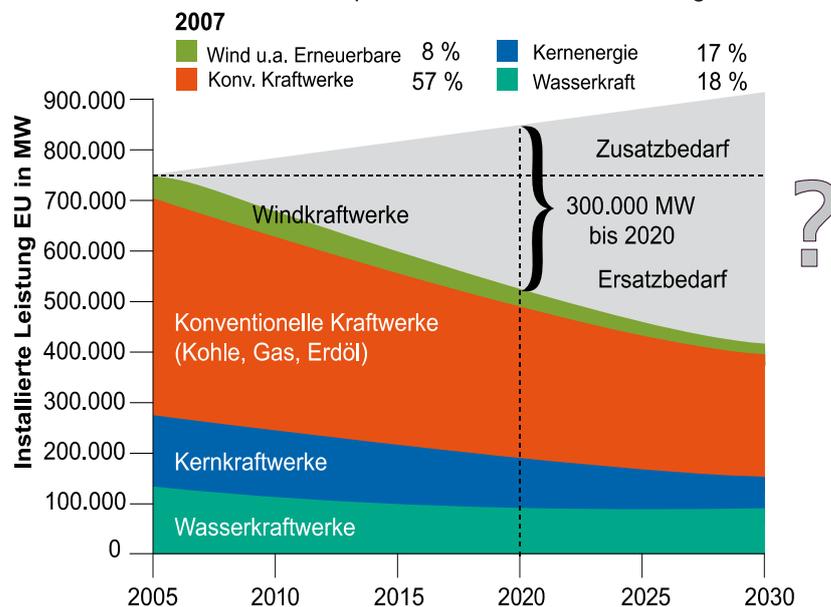
$q$	-/-	Mehrachsigkeitsquotient
$\rho$	$\text{g/mm}^3$	Dichte
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{m/t/\vartheta}$	MPa	Zeitstandfestigkeit bei einer bestimmten Zeit (oft $10^5$ h) und Temperatur
$R_{p0,2}$	MPa	Ersatzstreckgrenze
$R_{p0,2/\vartheta}$	MPa	0,2 %-Dehngrenze bei einer bestimmten Temperatur
$R_{p1/t/\vartheta}$	MPa	1 %-Dehngrenze bei einer bestimmten Zeit (oft $10^5$ h) und Temperatur
$R_{p1}$	MPa	1 %-Dehngrenze
$s$	mm	Wanddicke
$\sigma$	MPa	Spannung
$\bar{\sigma}$	MPa	Effektive Spannung
$\sigma_{\text{hyd}}$	MPa	Hydrostatische Spannung
$\sigma_i$ ( $i = 1,2,3$ )	MPa	Hauptspannungen
$\sigma_{\text{okt}}$	MPa	Oktaedernormalspannung
$\sigma_v$	MPa	Vergleichsspannung
$\sigma_{vM}$	MPa	Vergleichsspannung nach von Mises
T bzw. $\vartheta$	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur
t	h	Zeit
$t_B$	h	Zeit bei Bruch
$\tau_{\text{okt}}$	MPa	Oktaederschubspannung
$\vartheta_{\text{peak}}$	$^{\circ}\text{C}$	Spitzentemperatur bei thermischer WEZ Simulation
$T_S$	$^{\circ}\text{C}$	Schmelztemperatur
Z	%	Brucheinschnürung

Weitere Bezeichnungen werden im Text erläutert.

## 1 Einleitung

Der europaweite Bedarf an Energie wird in den nächsten 25 Jahren weiter anwachsen. Der so entstehende Mangel an ca. 300.000 MW (im Jahre 2020 [1]) elektrischer Leistung (Bild 1.1) muss möglichst klimaschonend und effektiv gedeckt werden. Neben dem viel diskutierten Ausstieg aus der nuklearen Energieerzeugung geraten viele fossilbefeuerte Kraftwerke in Europa und besonders in Deutschland an das Ende Ihrer lukrativen „Lebenszeit“. Dies bedeutet, dass neue und besonders effektive Kraftwerke entwickelt werden müssen, die den entstehenden Mehrbedarf an Energie bei möglichst geringem CO<sub>2</sub>-Ausstoß abdecken können. Leider ist eine vollständige Abdeckung des Gesamtenergiebedarfes durch regenerative Energien nicht durchführbar. Die schlechte Plan- und Vorhersehbarkeit von Wind-, Wasser- und Solarkraftwerken macht den zukünftigen Betrieb von fossilbefeuerten Kraftwerken zur Abdeckung einer verfügbaren Grundlast unabdingbar. Weiterhin ist diese schlechte Planbarkeit der regenerativen Energieeinspeisung ein Grund für ansteigende Anforderungen an fossilbefeuerte Kraftwerke, da ein immer schnelleres und häufigeres An- und Abfahren der Anlagen notwendig wird.

### Kraftwerkserneuerungsbedarf durch Alterung<sup>1)</sup> des bestehenden Kraftwerksparks und Verbrauchsanstieg



1) Die realen Betriebsjahre der Kraftwerkstypen sind unterschiedlich. Alterungsverlauf daher nur qualitativ.

Bild 1.1: Kapazitäten der Energieversorgung Europas in den Jahren 2005 bis 2030 (Schätzung) [1]

Ein effektives Mittel zur Steigerung der Effizienz und somit der „Umweltfreundlichkeit“ durch Reduzierung des CO<sub>2</sub>-Ausstoßes stellt die Erhöhung des Wirkungsgrades der Kraftwerke dar. Eine Steigerung des Wirkungsgrades bedeutet gleichzeitig eine Erhöhung der Frischdampfparameter (Druck und Temperatur) und somit einhergehend eine gesteigerte Anforderungen an die Werkstoffe im Dampf- und Kesselbereich dieser Anlagen. Durch die Qualifizierung und Ertüchtigung von Werkstoffen für das 700/720 °C Kraftwerke, was die Ziele dieses hier vorgestellten Forschungsvorhabens sind, werden somit fossilbefeuerte Anlagen mit einem Wirkungsgrad von mehr als 50 % möglich. Der in einer modernen Kraftwerksanlage umsetzbare Wirkungsgrad liegt derzeit bei etwa 43 % (Braunkohlekraftwerk) bis 46 % (Steinkohlekraftwerk) und ist nicht ausreichend um eine Speicherung der CO<sub>2</sub>-Emissionen („CO<sub>2</sub> capture and storage“) vornehmen zu können. Voraussetzung für eine wirtschaftliche Stromproduktion mit Speicherung der CO<sub>2</sub>-Emissionen sind Wirkungsgrade von über 50 %.

Die aktuellen Forschungs- und Entwicklungsprojekte der Europäer stehen im direkten Konkurrenzkampf zum amerikanischen Forschungsprogramm des Department of Energy „Materials for Supercritical Steam Power Plants“ und einer in Japan betriebenen Studie der EPDC. Hier sollen ebenfalls Kraftwerke mit Dampftemperaturen von über 700 °C entwickelt werden. In den USA ist das Ziel sogar noch ehrgeiziger und es werden Dampftemperaturen von 760 °C angestrebt. Neben der Verbesserung des Rufes deutscher Kohlekraftwerke in der deutschen Bevölkerung gilt es also zudem im internationalen Wettbewerb zu bestehen. Mit der Beteiligung an der Ertüchtigung der Werkstoffqualifizierung von 700/720 °C Kraftwerken wird ein großer und wichtiger Schritt in Richtung der Realisierung von schadstoffarmen oder sogar schadstofffreien Kohlekraftwerken realisiert. Dies wird zu einer deutlichen Verbesserung des Rufes fossilbefeueter Kraftwerke in der Bevölkerung führen. Weiterhin kann die Position Deutschlands und Europas im internationalen Wettbewerb weiter gestärkt und ausgebaut werden.

## 2 Zielsetzung des Vorhabens

Auch in der weiteren Zukunft wird Kohle einen wichtigen Beitrag zur Energieerzeugung liefern. Ein ressourcenschonenderer Einsatz in Dampfkraftwerken wird möglich über die Verwendung neuer Technologien, die eine signifikante Steigerung des Wirkungsgrades beinhalten und damit auch eine effiziente Reduzierung des Schadstoffausstoßes mit sich bringen. Diese neuen Technologien müssen es ermöglichen alte Kraftwerke zu ersetzen und damit einen Beitrag zur Einhaltung der Vereinbarungen zum Klimaschutz zu leisten. Der Einsatz und die Verwendung von neuen Werkstoffen im Druckbehälterbau erfolgt - neben gesetzlichen Regelungen - vorwiegend auf der Grundlage des Standes von Wissenschaft und Technik. Hiermit soll sichergestellt werden, dass Gefährdungen von Mensch und Umwelt nicht auftreten.

Bei der Feststellung bzw. Ermittlung des Standes der Wissenschaft und Technik ist es besonders anspruchsvoll die statistische Absicherung der Werkstoffeigenschaften unter Berücksichtigung unterschiedlicher chemischer Zusammensetzungen (Schmelzen), Wärmebehandlungen, Verarbeitungen (und Abmessungen des Vormaterials), Verarbeitungseigenschaften, realistische Betriebs- und Verarbeitungsbeanspruchungen sowie Validierung der Werkstoffeigenschaften zu berücksichtigen.

Die Werkstoffe, die mit steigenden Temperaturen eingesetzt werden müssen, weisen einen zunehmenden Grad an Komplexität, z. B. im Hinblick auf chemische Analyse und Wärmebehandlung auf. Dieser zunehmende Grad an Komplexität ergibt sich aus der an die zeit- und temperaturabhängigen Eigenschaften, Festigkeit/Duktilität und Schweißbarkeit, gestellten Forderungen. Während im Bereich bis 550 °C vorwiegend niedriglegierte Stähle zum Einsatz kamen, deren Langzeitverhalten (Festigkeit, Verformung, Kriechen) gut erforscht war, ist diese Basis für die martensitischen Stähle noch eingeschränkt und bei den Nickelbasiswerkstoffen nur lückenhaft vorhanden.

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

mit den einzusetzenden Werkstoffen ist eine wissenschaftliche Begleitung zur Basis-Absicherung der Auslegungs-Werte unabdingbar.

Die Ergebnisse dieses Vorhabens sollen es zudem ermöglichen, in Abhängigkeit von der betrieblichen Beanspruchung zum Ausschluss vorzeitigen katastrophalen Versagens, eine werkstoffangepasste wiederkehrende Prüfung zu planen. Ferner eröffnen sich Möglichkeiten, moderne, sich in die technische Praxis einführende Methoden der Auslegung - Design by Analysis – zu nutzen. Es ist damit zu rechnen, dass die Standardauslegung (Design by Formula) das Werkstoffpotenzial nicht voll ausnutzen können wird, was bei Konstruktionen mit z. B. großen Wanddicke zu nicht optimalen Wirkungsgraden führt. Diese Erfahrung konnte bereits bei der Auslegung des Hochtemperaturreaktors bzw. des schnellen Brüters gewonnen werden, bei denen ähnliche Werkstoffe bei allerdings anderen Temperaturen eingesetzt werden sollten.

### 3 Stand der Technik; Ausgangsbasis

#### 3.1 Kraftwerkstechnologien

Wie bereits in Kapitel 1, Bild 1.1 gezeigt, wird in Europa bis zum Jahre 2020 ein Ersatzenergiebedarf von etwa 300.000 MW entstehen, der in erster Linie durch das Auslaufen alter Anlagen mit im Vergleich zu modernen Anlagen schlechtem Wirkungsgrad verursacht wird [2]. Der notwendige Ersatz dieser „alten“ Anlagen betrifft vor allem kohlebefeuerte Dampfkraftwerke alter Technologie, die am Ende ihrer lukrativen Betriebszeit angekommen sind. Die Altersstruktur der Kohlekraftwerke in der EU (Bild 3.1) zeigt, dass der Großteil der europäischen Kohlekraftwerke älter als 25 Jahre ist. Ein Austausch der „alten“ zu ersetzenden Kraftwerke auf Basis der bereits verfügbaren Technologien würde bereits heute zu einer direkten Minderung der CO<sub>2</sub>-Emission um etwa 20 % führen. Ist es möglich den Wirkungsgrad weiter zu steigern und somit auf Werte von über 50 % anzuheben, so sind weitere Einsparungen in CO<sub>2</sub>-Emission erreichbar. Derzeit liegen die maximal erreichbaren Wirkungsgrade bei etwa 45 %. Bild 3.2 zeigt die Fortschritte der Wirkungsgradentwicklung von Braunkohlekraftwerken, die durch eine konsequente Anwendung neuer Technologien bereits jetzt großtechnisch erreicht wurden.

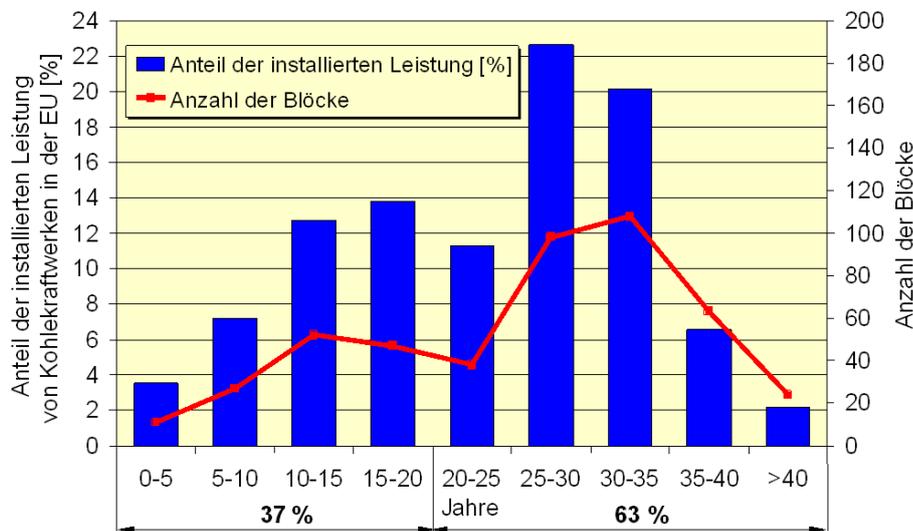
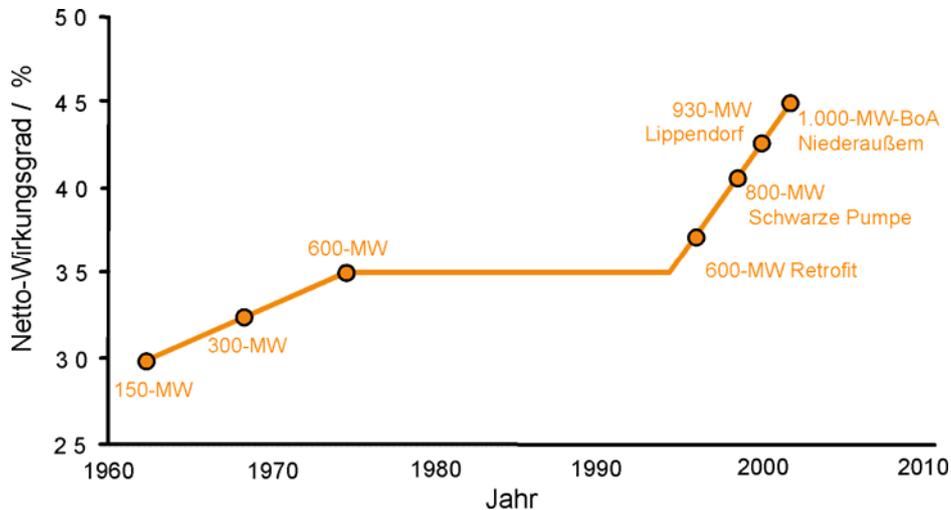


Bild 3.1: Kapazitäten der Energieversorgung Europas in den Jahren 2005 bis 2030 (Schätzung) [3]

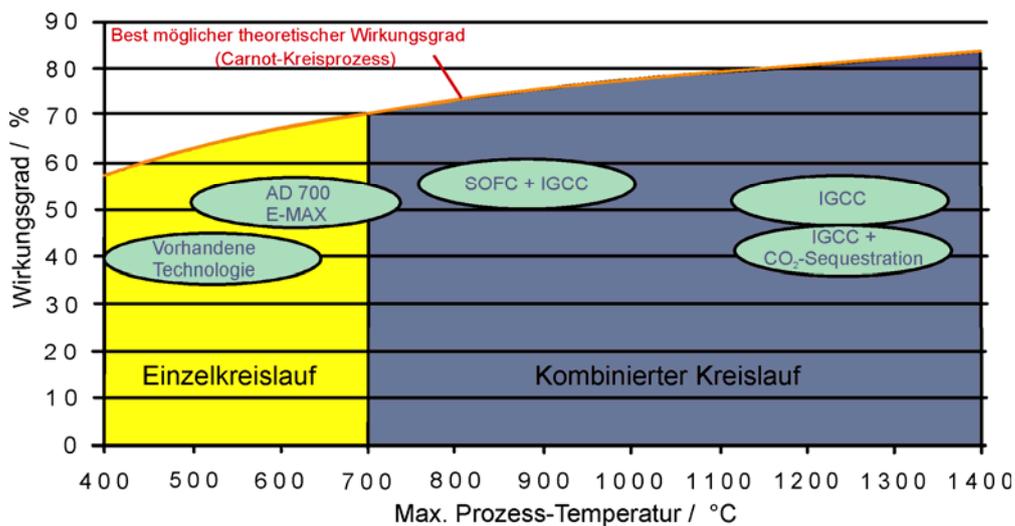
Die jetzt umzusetzende Technologie der 700/720 °C Kraftwerke begründet sich, neben Anderem, im Wesentlichen auf die signifikante Anhebung der Frischdampf Temperatur auf rund 700 °C. Auf diese Weise wird ein Wirkungsgrad von >50 % realisierbar. Die Einführung dieser Technologie ist somit eine Voraussetzung und auch notwendige Basis für die logische Fortentwicklung in Richtung schadstoffarmer bis hin zu schadstofffreier Energieerzeugung (Bild 3.3). Wirkungsgrade über 50 % bilden zudem die Grundvoraussetzung für einen

erfolgreichen und lukrativen Einsatz der geplanten „carbon capture and storage (CCS)“ Technologie, da hier durch den Betrieb der CO<sub>2</sub>-Speicherung Wirkungsgradeinbußen ausgeglichen werden müssen.



**Bild 3.2:** Wirkungsgradentwicklung von Braunkohlekraftwerken

Die deutschen und europäischen F&E-Programme stehen in direkter Konkurrenz zum amerikanischen Programm des Department of Energy „Materials for Ultra-Supercritical Steam Power Plants“ (bis 760 °C Dampftemperatur) und der japanischen Studie der EPDC. Hier werden ebenfalls die Ziele angestrebt, Kraftwerke mit erhöhtem Wirkungsgrad bei Dampftemperaturen von 700 °C zu entwickeln.



**Bild 3.3:** Theoretisch erzielbare Wirkungsgrade im Vergleich

### 3.2 Werkstoffentwicklung

Höhere thermische Wirkungsgrade, die über eine CO<sub>2</sub>-Minderung und der damit verbundenen Brennstoffeinsparung auch eine geringere Umweltbelastung zur Folge haben, lassen sich in fossil befeuerten Kraftwerken über verfahrenstechnische Maßnahmen, wie beispielsweise doppelter Zwischenüberhitzung oder Anhebung der Dampfparameter erreichen [2], [4]. Bei der Realisierung einer Anhebung der Dampfparameter auf Temperaturen bis 720 °C kommt dem Werkstoff eine zentrale Bedeutung zu. Martensitische 9 % - 12 % Cr-Stähle weisen hier eine deutlich zu geringe Zeitstandfestigkeit auf und können bei diesen Temperaturen nicht mehr eingesetzt werden. Dennoch stellen sie weiterhin den Strukturwerkstoff in weiten Bereichen des Kessels bzw. den Bereichen in denen die Temperaturen nicht die erwähnten Spitzenwerte erreichen dar [5], [6], [7].

Ohne den Werkstoff Stahl ist eine ökonomisch und ökologisch sinnvolle Realisierung von Hochleistungskraftwerken mit der Zielrichtung schadstofffreie Energieerzeugung unmöglich. Die auf die Realisierung eines 700/720 °C-Kraftwerkes ausgerichteten Projekte sind in Tabelle 3.1 aufgeführt. Ihr gemeinsames Ziel ist die Werkstoffqualifizierung zum Bau eines solchen modernen umweltfreundlicheren Kraftwerkes.

Tabelle 3.1: Übersicht der nationalen und internationalen Forschungsvorhaben zur Werkstoffqualifizierung moderner Werkstoffe im Kraftwerksbau

Forschungsvorhaben	Dauer	Werkstoffe	Dampferzeugerkomponenten	Land
Cost 522	06/98 - 12/03	E911, VM12	Sammler, Rohrleitungen Membranwand,	
		T24	Rohrleitungen	
Thermie (AD700) Phase 1 + 2	01/98 - 12/03	Nickelbasislegierungen: Alloy 625, Alloy 617 Alloy 263; Austenite	Sammler Rohrleitungen Überhitzerrohre, Membranwand	
COMTES 700 (nächste Stufe AD700)	2003 - 2009	T24, HCM 12, TP 310 N, HR 3 C, Alloy 174, Alloy 617, Alloy 740	Umfassungswände, Überhitzer, Sammler, Hochdruckumleitstation – Sicherheitsventile	
DOE Vision 21	06/02 - 12/96	Haynes 230, Inconel 740, CC617, HR6W, Super 304H, Save12, T92, T23	Rohrleitungen, Überhitzerrohre, Zwischenüberhitzerrohre	
700°C USC Project	Beginn 2002			
AVIF A77	01/94 - 12/98	T24	Membranwand, Rohrleitungen und Sammler, Überhitzerrohre	
AVIF A129	01/98 - 12/01	E911		
AVIF A109	06/96 - 06/00	T91, E911	Sammler, Überhitzerrohre (Austenit - Ferrit)	
AVIF A170	01/01 - 12/02	X3CrNiMoN17-13		
AVIF A130	04/99 - 12/04	Inconel 617, Alloy 617	Sammler, Überhitzerrohre	
AVIF A180	04/02 - 03/06	VM12	Membranwand, Rohrleitungen	
AVIF A215	08/04 - 12/09	Alloy 617, P/T92, T24, VM12	Membranwände, Sammler und Rohrleitungen	
KOMET 650	01/98 - 12/02	Nickelbasislegierungen, Austenite	Sammler, Rohrleitungen, Überhitzerrohre	
AGW	01/01 - 12/03	Warmfeste Werkstoffe, Nickelbasislegierungen, Austenite	Membranwand, Sammler, Rohrleitungen, Armaturen, Überhitzerrohre	

Ende der 70er Jahre wurde die Zielsetzung der Realisierung von 600 °C-Kraftwerken formuliert was zu einer Vielzahl von Forschungs- und Entwicklungsarbeiten auf diesem Gebiet führte. Die Werkstoffentwicklung der 9 % - 12 % Cr-Stähle wurde aus diesem Grund enorm vorangetrieben. Im Focus der ersten Arbeiten, die zunächst in Japan und den USA ihren Ursprung hatten, lagen zunächst Stähle zur Ausführung von Frischdampfleitungen und Turbinen. Auf europäischer Seite wurden nun auch verschiedene EU geförderte Vorhaben gestartet, wie beispielsweise das Projekt COST 501. All diese F & E-Arbeiten strebten an, für Temperaturen  $\geq 600$  °C ferritische Stähle mit einer Zeitstandfestigkeit von 100.000 h bei einem Belastungsniveau von 90 bis 100 MPa zu entwickeln, welche zudem noch wirtschaftlich sinnvoll hergestellt werden können.

Auf Grund der oben erwähnten Vorhaben können wir heute auf eine Reihe von Legierungen zurückgreifen, für die teilweise (und deren Schweißverbindungen) umfangreiche Daten bis in den Langzeitbereich vorliegen (z. B. [32]). Als Beispiel sei hier der Rohrstuhl P/T91 (X10CrMoVNb9-1; 1.4903) genannt, der bereits im ASME Code aufgenommen wurde und vielfach bei erhöhten Dampfparametern Anwendung findet. Auf japanischer Seite konzentrieren sich die aktuellen Weiterentwicklungen in der 9 % - 12 % Cr-Stahlgruppe derzeit auf den Stahl NF 616, der in Europa und den USA unter der ASME-Code Bezeichnung P/T92 geführt wird, sowie den Stahl HCM 12A, ASME-Code P/T122. Besonders interessant für die Realisierung eines 700/720 °C-Kraftwerkes ist der eben erwähnte martensitische 9 % - 12 % Cr-Stahl P/T92, bei dem über eine Reduzierung von Molybdän und die Zugabe von Wolfram und Bor, sowie die Feinabstimmung der Gehalte von C, Cr und V, eine weitere Festigkeitssteigerung erreicht werden konnte. Er ist somit ein interessanter Strukturwerkstoff für die Bereiche in denen Temperaturen bis 625 °C erreicht werden und somit Untersuchungsgegenstand dieses Vorhabens. Der mit Zusätzen aus Wolfram, Niob und Kupfer versehene 12 % Cr-Stahl HCM 12A ist auf Grund seines hohen  $\delta$ -Ferrit Anteils nur erschwert schmiedbar.

Im Bereich der 9 % - 12 % Cr-Stähle wurde in Europa der Stahl E911 innerhalb der Forschungsinitiative COST 501 entwickelt. Gegenüber dem japanischen NF 616 bzw. P/T92 (ASME Code) weist dieser Stahl einen höheren Mo-Gehalt und einen niedrigeren Wolfram-Anteil auf. Die Entwicklung der 9 % - 12 % Cr-Stähle ist derzeit noch nicht abgeschlossen. Es existieren derzeit noch Defizite und Verbesserungspotenzial dieser Werkstoffklasse im Bereich der Zeitstandfestigkeit und Oxidationsbeständigkeit [8]. Problematisch ist hier die Suche nach dem optimalen Cr-Gehalt. Bewirkt eine Erhöhung des Cr-Gehaltes in der Regel eine Verbesserung der Oxidationsbeständigkeit, so bewirkt diese Erhöhung meist eine gleichzeitige Verminderung der Zeitstandfestigkeit [9]. Ein interessanter 12 % Cr-Stahl mit der Bezeichnung VM12 konnte von VALLOUREC & MANNESMANN entwickelt werden. Zwar konnten die hohen Erwartungen an die Zeitstandfestigkeit dieses Werkstoffes zunächst nicht ganz gehalten

werden [10], [11], sie bewegt sich etwa im Bereich des unteren Streuband des oben beschriebenen P92, so weist er allerdings hervorragende Oxidationseigenschaften auf. Dies macht ihn vor allem für einen Einsatz im Kesselbereich moderner Kraftwerke interessant. Typische, durch Dampfoxidation hervorgerufene Probleme der 9 % Cr-Stähle wie die Erhöhung der Temperatur im Werkstoff durch eine isolierende Oxidschicht zwischen Dampf und Kesselrohr, ein Materialabtrag durch Oxidschichten, der zu Spannungsüberhöhungen führen kann oder abplatzende Oxidschichten, welche die Kesselrohre verstopfen und Erosion in den Turbinen verursachen, treten beim VM12 stark vermindert oder gar nicht auf.

Wie bereits erwähnt können die bisher aufgezeigten Stähle bei Temperaturen im Bereich von 700 °C nicht eingesetzt werden. Auf Grund der guten Korrosions- und Hochtemperatureigenschaften von Nickelbasislegierungen liegt deren typischer Anwendungsbereich derzeit in Brennkammern von fliegenden und stationären Gasturbinen, sowie Hochtemperatur-Wärmetauscher und gasgekühlte Hochtemperatur-Reaktoren. Diese Eigenschaften machen die Werkstoffe jedoch auch für den Einsatz im Kesselbereich von Kraftwerken attraktiv und sollen zukünftig den Betrieb oberhalb von 625 °C ermöglichen. Besonders interessant ist hier die Nickelbasislegierung Alloy 617 des Typs NiCr22Co12Mo. Diese mischkristall- und karbidverfestigende Legierung wird im lösungsgeglühten Zustand eingesetzt und besitzt hohe Festigkeits- und Kriecheigenschaften, sowie eine gute Beständigkeit gegen Aufkohlung und eine Oxidationsbeständigkeit bei Temperaturen bis 1100 °C [12], [13].

Im Projekt MARCKO-DE2 [14] wurde eine Einschränkung der vorliegenden in einem VdTÜV-Blatt niedergelegten chemischen Analyse der Nickelbasislegierung Alloy 617 erzielt werden, die nachweislich zu einem Werkstoff führte, der die gewünschten Eigenschaften in Bezug auf Verarbeitbarkeit und Zeitstandfestigkeit erfüllte. Die eingeschränkte Analyse wurde in großtechnisch hergestellten Schmelzen und Vormaterial für Schweißzusätze umgesetzt. Mit diesem Werkstoff können bei 700 °C bzw. 750 °C Zeitstandfestigkeiten von 185 MPa bzw. 121 MPa bei 10.000 h und 119 MPa bzw. 69 MPa bei 100.000 h erreicht werden. Die Verarbeitbarkeit wurde durch Herstellung und Untersuchung von Kesselrohren (Glattrohre und Biegungen verschiedener Radien) und dickwandigen Rohren (Geradrohre und Induktivbögen) nachgewiesen. Im weiteren Verlauf dieses Berichtes werden dickwandige Rohr teilweise mit dem Begriff pipe, Kesselrohre mit dem Begriff tube gekennzeichnet. Untersuchungen zur Optimierung von Schweißzusätzen ergaben die Notwendigkeit die chemische Zusammensetzung innerhalb der vorgesehenen Spezifikationen gezielt einzustellen. Mit derart optimierten Schweißzusätzen und Schweißverfahren wurden die Schweißungen durchgeführt. Mechanisch-technologische Untersuchungen der Schweißverbindungen führten zu im Hinblick auf die zu verwendenden Regelwerke ausreichenden Kennwerten für Festigkeit, Verformungsfähigkeit und (Kerbschlag)zähigkeit.

Die Haupt- und Schlüsselkomponenten im Bereich des Dampferzeugers sind die Membranwand, die Sammler- und Rohrleitungen sowie die Überhitzerrohre. Um als Ziel eine Dampftemperatur von 700/720 °C zu erreichen, sind unterschiedliche Materialtemperaturen und daher unterschiedliche Werkstoffkombinationen für die genannten Hauptkomponenten zu betrachten.

### 3.2.1 Werkstoffe für Kraftwerks-Membranwände

Der neue, deutsche, bainitische Stahl T24 (7 CrMoVTiB 10-10) soll das Temperaturfenster zwischen 490 °C und 535 °C Materialtemperatur abdecken. Hier stehen Basisdaten aus einer Schmelze und einer Wärmebehandlung zur Verfügung. Durch den bei diesem Werkstoff auf ca. 2,3 % begrenzten Chromgehalt müssen, für Temperaturen oberhalb von ca. 535 °C, aus Oxidationsgründen andere Werkstoffe gewählt werden. Für diesen Einsatzbereich kommen Werkstoffe aus dem COST 522-Programm und dem MARCKO-DE 2-Programm [14] (AVIF A130) in Frage: VM12 (12CrCoMo) und Alloy 617 mod. Der erstgenannte Werkstoff VM12 stellt eine Alternative zu den japanischen Entwicklungen dar. Für die beiden Werkstoffe, VM12 und Alloy 617, liegen (Ausgangsbasis des Vorhabens) für einen Einsatz bei Temperaturen oberhalb von 535 °C Basisdaten vor (eine Schmelze, eine Wärmebehandlung, eine Abmessung). Es sollen mit den genannten Werkstoffen folgende Metalltemperaturbereiche für den Membranwandeinsatz abgedeckt werden:

- VM12 > 535 °C – 565 °C
- Alloy 617 mod. > 565 °C - 620 °C

**Tabelle 3.2:** Chemische Zusammensetzung (Gew.- %) möglicher neuer Werkstoffe für Membranwände (Min./Max.- bzw. Vorgabewerte)

Werkstoff	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Ti	W	N	B	Cu
X10CrMoVNb9-1 T91	0,08 0,12	0,20 0,50	0,30 0,60	,020	,010	,040	8,0 9,5	0,40	0,85 1,05	0,18 0,25	0,06 0,10			,030 ,070		
HCM 12	0,10						12,0		1,0	0,25	0,05		1,0	0,03		
HCM 2S T 23	0,04 0,10		0,10 0,60	,030	,010	,030	1,90 2,60		0,05 0,30	0,20 0,30	0,02 0,08		1,45 1,75	,030	,0005 ,006	
7CrMoVTiB10-10 T24	0,50 0,95	0,15 0,45	0,30 0,70	,020	,010	,020	2,20 2,60		0,90 1,10	0,20 0,30		0,05 0,10		,010	,0015 ,0070	
NiCr 23 Co 12 Mo Alloy 617	0,05 0,10	0,7	0,7	,012	,008	0,6 1,5	20 23		8 10			0,2 0,5				10 13
12CrCoMo VM12	0,10						11,0		0,40	0,22	0,06		2,0	0,06	,003	

Die chemische Zusammensetzung möglicher neuer Werkstoffe ist in Tabelle 3.2 aufgeführt. Aus den vorliegenden Ergebnissen vergangener Projekte können die in Bild 3.5 und Bild 3.4 dargestellten Zeitstandfestigkeiten und zulässigen Wandtemperaturen abgeleitet werden. Aus diesen Darstellungen geht hervor, dass die vorhandenen Werkstoffe für die weitere Entwicklung in Richtung höhere Dampftemperaturen  $> 620\text{ °C}$  nur bedingt einsetzbar sind. Darüber hinaus weist der Werkstoff HCM12 eine komplexe Gefügestruktur mit hohen Ferritanteilen auf und ist folglich kein Kandidat für die Weiterentwicklung in Richtung eines Einsatzes im höheren Temperaturbereich. Im Forschungsvorhaben AVIF A180 [15] wurden für den ebenfalls in diesem Vorhaben berücksichtigten kobalt- und molybdänlegierten Stahl VM12 Untersuchungen zur Ermittlung von Basisdaten durchgeführt.

Im Hinblick auf die bei den Temperaturen  $> 600\text{ °C}$  auftretenden Oxidationseffekte sind Werkstoffe erforderlich, die ausreichende Cr-Gehalte besitzen. Aus Forschungsvorhaben liegen Basisdaten für den Werkstoff T/P92 und E911 vor. Wie bereits oben erwähnt, liegen ebenfalls Basisdaten für die Neuentwicklungen VM12 und Alloy 617 vor.

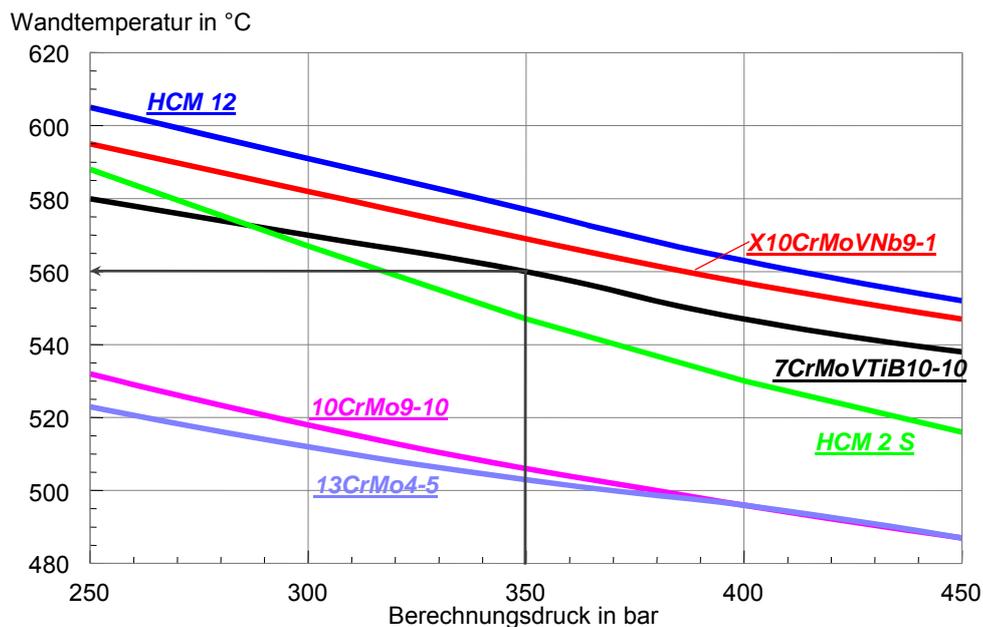
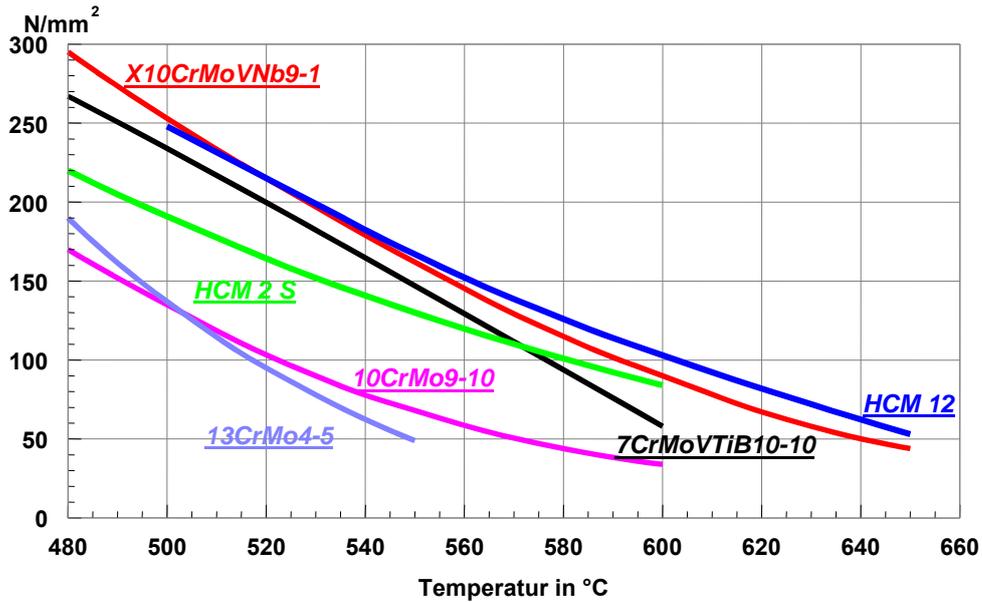


Bild 3.4: Zulässige Wandtemperaturen für Membranwände aus ferritischen Stählen ( $d_0 = 38\text{ mm}$ ,  $s_0 = 6,3\text{ mm}$ )



**Bild 3.5:** Zeitstandfestigkeit (10<sup>5</sup> h - Werte) ferritischer Stähle

### 3.2.2 Sammler und Rohrleitungen im Kraftwerksbau

In der Klasse der Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe existieren Werkstoffe für den Temperaturbereich bis 750 °C. Die chemische Zusammensetzung dieser möglichen neuen Werkstoffe ist in Tabelle 3.3 aufgeführt.

**Tabelle 3.3** Chemische Zusammensetzung (Gew.-%) möglicher neuer Werkstoffe für Sammler- und Rohrleitungen (Min./Max.- bzw. Vorgabewerte)

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Ti	W	N	B	Co
X10CrMoVNb9-1 P91	0,08 0,12	0,20 0,50	0,30 0,60	,020	,010	,040	8,0 9,5	0,40	0,85 1,05	0,18 0,25	0,06 0,10			,030 ,070		
X20CrMoV12-1	0,17 0,23	0,50	1,00	,030	,030		10,0 12,5	0,30 0,80	0,80 1,20	0,25 0,30						
X10CrMoVNb9-2 P92	0,07 0,13	0,5	0,30 0,60				8,5 9,5	0,40	0,30 0,60	0,15 0,25	0,04 0,09		1,5 2,0	0,03 0,07	,001 ,006	
E911	0,09 0,13	0,10 0,30	0,30 0,60	,020	,010	,025	8,50 9,50	0,10 0,40	0,90 1,10	0,15 0,25	0,06 0,10		0,90 1,10	0,60 0,80		
NiCr 23 Co 12 Mo Alloy 617	0,05 0,10	0,7	0,7	,012	,008	0,6 1,5	20 23		8 10			0,2 0,5				10 13
12CrCoMo VM12	0,10						11,0		0,40	0,22	0,06		2,0	0,06	,003	

**Bild 3.6** und **Bild 3.7.** stellen jeweils deren Zeitstandfestigkeiten (100.000 h Werte) und zulässigen Temperaturen dar. Hierbei ist zu beachten, dass die Kurve des Werkstoffes Inconel 617 (Alloy 617) der Mittelwertkurve des entsprechenden VdTÜV-Werkstoffblattes [16] entspricht. Diese Mittelwertkurve stellt eine sehr konservative Bewertung von durchgeführten Zeitstandversuchen an Alloy 617 dar, welche in der Mehrheit bei deutlich höheren Versuchstemperaturen durchgeführt wurde. Im Forschungsvorhabens MARCKO-DE2 (AVIF A130) [14] wurde, im Gegensatz zum VdTÜV-Werkstoffblatt, eine

Zeitstandcharakterisierung bei entsprechend niedrigeren Temperaturen vorgenommen. So konnte auf der Basis der Spezifikation des Alloy 617 ein Werkstoff bestimmt werden, der Zeitstandfestigkeiten in angestrebter Höhe von 100 MPa bei Temperaturen deutlich über 700 °C aufweist. Die in diesem Vorhaben ermittelten Zeitstandfestigkeiten sind in Bild 3.6 mit der Bezeichnung „Alloy 617 A130“ versehen und stellen somit für den vorhergesehenen Anwendungsbereich die relevantere Kurve dar. Im Jahre 1991 wurde im Rahmen eines Qualifizierungsprogramms für den Hochtemperaturreaktor [17] die Nickelbasislegierung Alloy 617 ebenfalls untersucht. Betrachtet man die hier ermittelte Datenbasis, so wird deutlich, dass im Langzeitbereich nur eine geringe Versuchsbelegung vorlag. Für eine Auslegung im Bereich von 200.000 h ist daher eine erweiterte Datenbasis notwendig. Zudem wurden im erwähnten Vorhaben Auslegungskennwerte ermittelt, welche jedoch nicht als ausreichend abgesichert betrachtet werden können bzw. den damaligen Stand der Wissenschaft und Technik widerspiegeln. Für die Auslegung von Hochleistungsdampfkraftwerken stellen die ermittelten Kennwerte jedoch keine ausreichende Basis dar. Zudem liegt der geplante Einsatzbereich deutlich höher als im dort vorliegenden Programm. Die Untersuchungsschwerpunkte waren somit auch bei niedrigeren Temperaturen angesetzt.

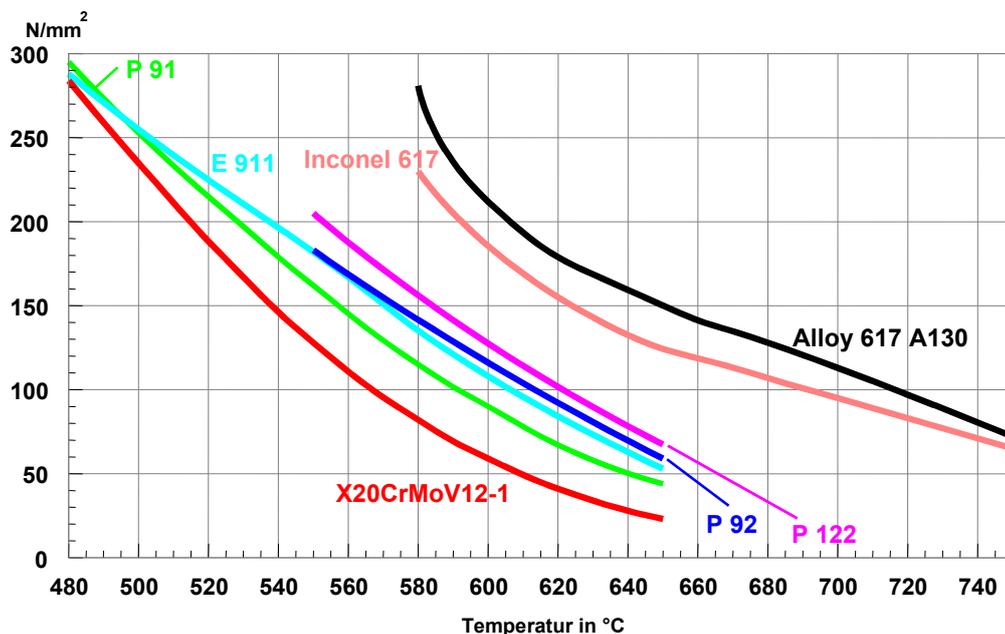
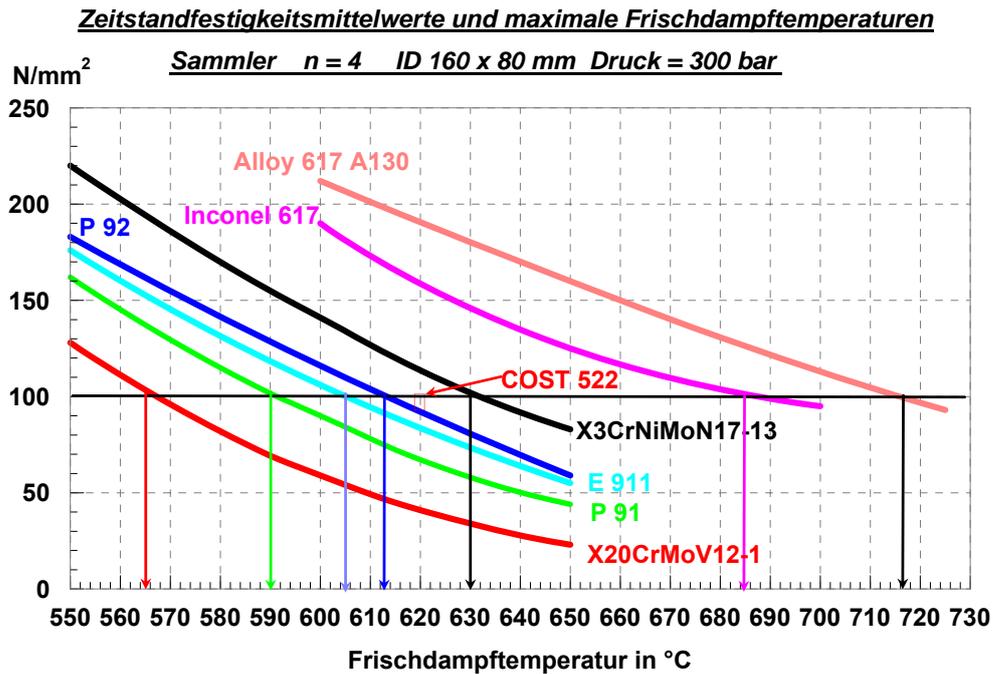


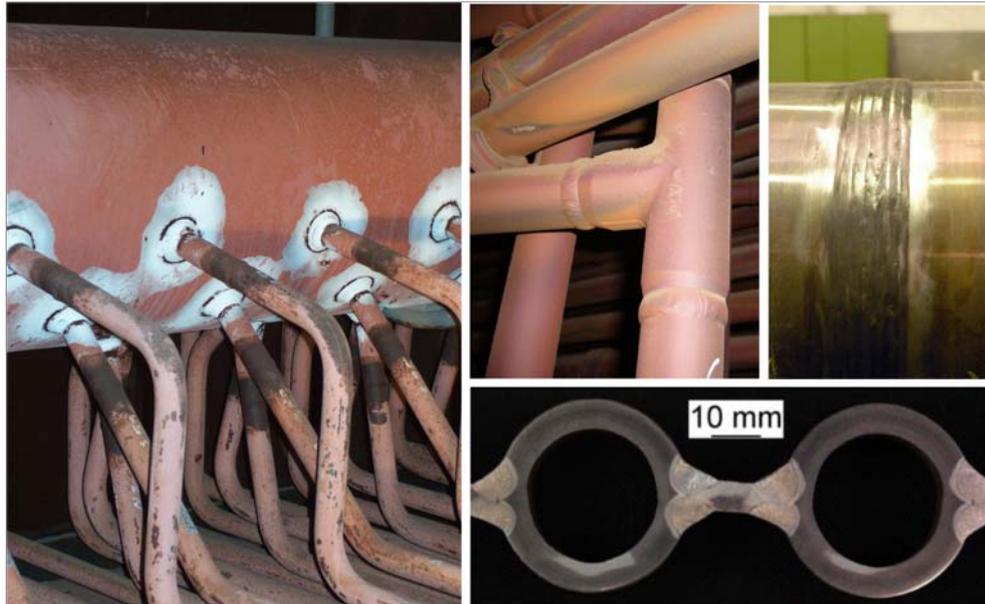
Bild 3.6: Zeitstandfestigkeit (10<sup>5</sup> h-Werte) von Sammlerwerkstoffen



**Bild 3.7:** Zulässige Temperaturen für Sammlerwerkstoffe

### 3.3 Schweißverbindungen im Anlagenbau

Schweißverbindungen stellen eine etablierte und unabdingbare Technik im Kraftwerksbau dar [18] (siehe Bild 3.8). Beim Bau eines modernen Kraftwerks werden ca. 120.000 Druckteilnähte geschweißt, wovon ca. 60 % in der Werkstatt und 40 % direkt auf der Baustelle angefertigt werden (Zahlen am Beispiel Schwarze Pumpe). Die Verwendung von optimierten warmfesten Stählen, wie in den vorherigen Kapiteln beschrieben, setzt daher voraus, dass diese gut schweißbar sind und die hergestellten Schweißverbindungen weitgehend den Anforderungen der Grundwerkstoffe genügen. Aus diesem Grund werden im Kraftwerksbereich bevorzugt gut schweißbare ferritische und martensitische Stähle eingesetzt, für die sowohl im Kesselbau als auch bei dickwandigen Rohrleitungen bzw. Guss- und Schmiedeteilen langjährige praktische Erfahrungen vorliegen. Allerdings treten bei den hier erwähnten martensitischen Stählen bekannte Probleme in der Wärmeeinflusszone der Schweißverbindung auf (siehe Kapitel 4.3). Auf Grund der Wärmeeinbringung beim Schweißprozess entsteht eine Änderung im Gefüge, welche eine „metallurgische Kerbwirkung“ mit sich bringen. Hier empfiehlt sich eine anschließende Wärmebehandlung entsprechend der Liefervorschriften des geschweißten Stahls um die entstandenen Gefügeänderungen weitgehend rückgängig zu machen. Auf diese Weise können Zeitstandfestigkeiten ähnlich dem ungeschweißten Grundwerkstoff realisiert werden. Voraussetzung hierfür ist die Verwendung eines artgleichen Schweißgutes mit identischer Zeitstandfestigkeit. Zudem gestaltet sich die Wärmebehandlung von Baustellennähten als äußerst schwierig und ist auf Grund des hohen Aufwandes sehr kostenintensiv.



**Bild 3.8:** Schweißverbindungen im Kraftwerks- und Anlagenbau

Die Schweißung von Nickelbasislegierungen ist, besonders bei Bauteilen mit großen Wanddicken, sehr komplex. Für die Gewährleistung eines sicheren und zuverlässigen langzeitigen Einsatzes von Komponenten mit Schweißverbindungen ist neben dem Zeitstandverhalten auch die Gewährleistung eines möglichst fehlerfreien Zustandes der Schweißverbindungen entscheidend [12]. Ein bekanntes Problem der Nickelbasislegierung Alloy 617 ist der Abbrand von Legierungselementen während des Schweißprozesses, welcher jedoch durch Verfahrensoptimierung [19] und Optimierung der chemischen Zusammensetzung [29] verbessert werden kann. Weiterhin besitzt der Werkstoff Alloy 617 eine erhöhte Empfindlichkeit gegenüber der Ausbildung von Fehlern, insbesondere von Schweißfehlern. Im Projekt MARCKO-DE2 (AVIF A130, [14]) wurden Schweißverbindungen an Kesselrohren aus Alloy 617 genauer untersucht und qualifiziert. Zudem wurden die Nickel- und Chromgehalte der Schweißzusätze optimiert und untersucht. Die Ergebnisse dieser Arbeit können in diesem Vorhaben verwendet und ausgebaut werden.



## 4 Theoretische Grundlagen

### 4.1 Werkstoffverhalten unter Hochtemperaturbeanspruchung

#### Unterteilung in Temperatur-Zeit-Grenzbereiche:

Das Verformungsverhalten eines Bauteils oder einer Probe unter statischer, d.h. zeitlich konstanter Beanspruchung hängt von der eingestellten Temperatur, der Zeit und dem Werkstoff sowie seines Gefügestand ab. Aus technischen Gesichtspunkten wird zwischen zeitabhängigen und zeitunabhängigem Verhalten unterschieden. Bei zeitunabhängigem Verhalten wird davon ausgegangen, dass sich zwischen Belastung und Verformung ein Gleichgewichtszustand einstellt, was theoretisch jedoch auch bei niedrigen Temperaturen nicht der Fall ist. Das bedeutet, dass auch dann noch die Verformungsgeschwindigkeit größer Null ist. Da diese Vorgänge aber technisch irrelevant sind, werden Temperatur-Zeit-Grenzbereiche definiert. Diese berücksichtigen das besondere zeitab- bzw. zeitunabhängige Werkstoffverhalten für Werkstoffauswahl, Auslegung und Betrieb. Für metallische Werkstoffe, die im Kraftwerks- und Anlagenbau verwendet werden, können folgende Temperatur-Grenzbereiche angegeben werden, Bild 4.1.

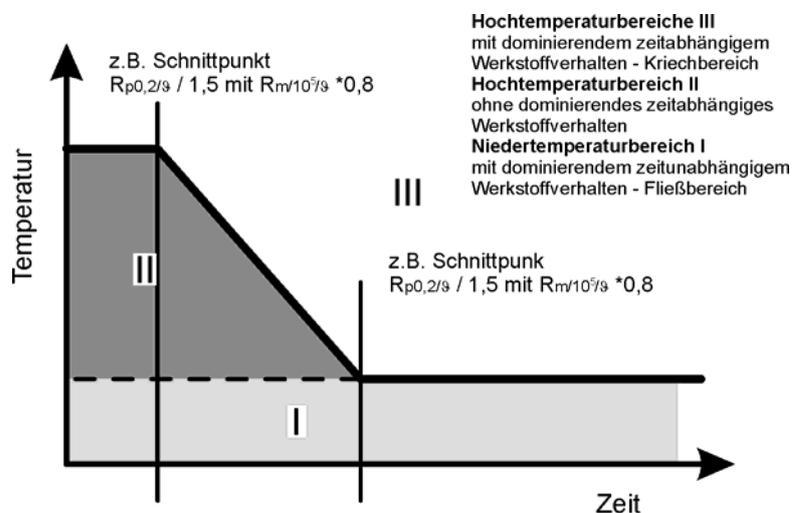
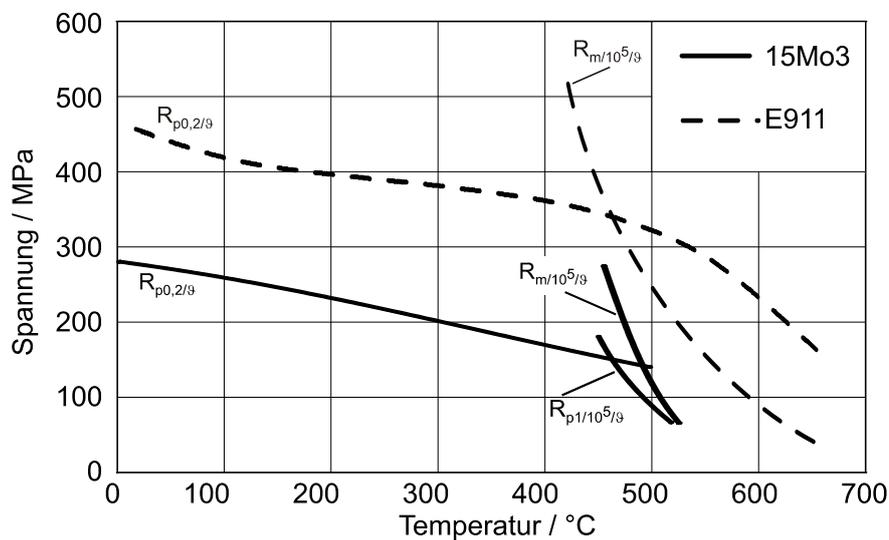


Bild 4.1: Temperatur-Grenzbereiche für Stähle im Kraftwerksbau [23]

Im Niedertemperaturbereich I treten hauptsächlich rein elastische Verformungen auf. In Einzelfällen können hier aber auch zeitunabhängige plastische Verformungen vorliegen. Im Gegensatz dazu kann im Hochtemperaturbereich II, zusätzlich zum zeitunabhängigen Werkstoffverhalten, vergleichsweise niedriges zeitabhängiges Verhalten auftreten. Ausgeprägtes zeitabhängiges Werkstoffverhalten zeichnet den Hochtemperaturbereich III aus. Auch bei einer konstanten Last unterhalb der Warmstreckgrenze  $R_{p0,2\theta}$  stellt sich kein Gleichgewicht zwischen der Beanspruchung und der Verformung ein, der Werkstoff kriecht.

Eine physikalische Temperaturgrenze gibt es hierbei nicht. Die in dem obigen Schaubild gezeigten Bereiche sind technischen Ursprungs. Daraus lässt sich ablesen, welcher Verformungsmechanismus bei einer bestimmten Temperatur in der Lebensdauer eine entscheidende Rolle spielt.

Es ist jedoch auch eine einfachere Einteilung des temperaturabhängigen Werkstoffverhaltens möglich. So lässt sich nach der VGB-Richtlinie „Wiederkehrende Prüfungen an Rohrleitungsanlagen in fossil befeuerten Kraftwerken“ [20], die Grenze zwischen zeitabhängigem und –unabhängigem Verhalten als Schnittpunkt der Kurve der Warmstreckgrenze  $R_{p0,2/\theta}$  dividiert durch den Sicherheitsbeiwert 1,5 und der Kurve der Zeitstandfestigkeit  $R_{m/200.000/\theta+5} \text{ } ^\circ\text{C}$  multipliziert mit 0,8 definieren. Beide Kurven werden über der Temperatur aufgetragen



**Bild 4.2:** Festigkeitsschaubild in Abhängigkeit von der Temperatur [22]. Für die 1 %-Zeitdehnlinie und die Zeitstandlinie sind 100.000 h angesetzt.

Entsprechend der obigen Darstellung in Bild 4.2 lassen sich die Grenztemperaturen bestimmen, sollten diese für einen Werkstoff nicht vorliegen. Dabei ist zu beachten, dass diese zeitabhängig festgelegt werden. Sollen andere Werkstoffkennwerte wie z. B.  $R_{m/200.000/\theta+5} \text{ } ^\circ\text{C}$  herangezogen werden, ändern sich mit den Schnittpunkten auch die Grenztemperaturen. Aber auch unter den ermittelten Grenztemperaturen sind zeitabhängige Verformungen möglich, die zusammen mit zeitunabhängigen Verformungen das Bauteil ungünstig beeinflussen können (Temperaturbereich II).

### Definition: Kriechen:

Der Begriff Kriechen bezeichnet in der Werkstoffkunde die sowohl zeit-, also auch temperaturabhängige plastische Verformung eines Werkstoffes unter mechanischer Beanspruchung. Der Verformungswiderstand des Werkstoffes nimmt hier mit zunehmender Temperatur ab. Technisch relevant wird das Kriechen in der Regel bei einer Temperatur  $T > 0,4 \cdot T_s$ , wobei  $T_s$  die Schmelztemperatur des betrachteten Werkstoffes darstellt [21], [22], [23] und [24].

Experimentell wird das Kriechverhalten eines Werkstoffes mit Hilfe eines einachsigen Kriechversuches ermittelt. Dieser Versuch liefert unter konstanter Zugbelastung und Temperatur den Zeitdehnverlauf des untersuchten Werkstoffes, die Kriechkurve. Dieser Zeit-Dehnverlauf ist in Bild 4.3 a aufgeführt. Er unterteilt sich grundsätzlich in drei charakteristische Bereiche. Den Bereich des Übergangskriechens, auch Primärbereich genannt (I), den Bereich des stationären Kriechens, der auch mit Sekundärbereich (II) bezeichnet wird und den Tertiärbereich (III).

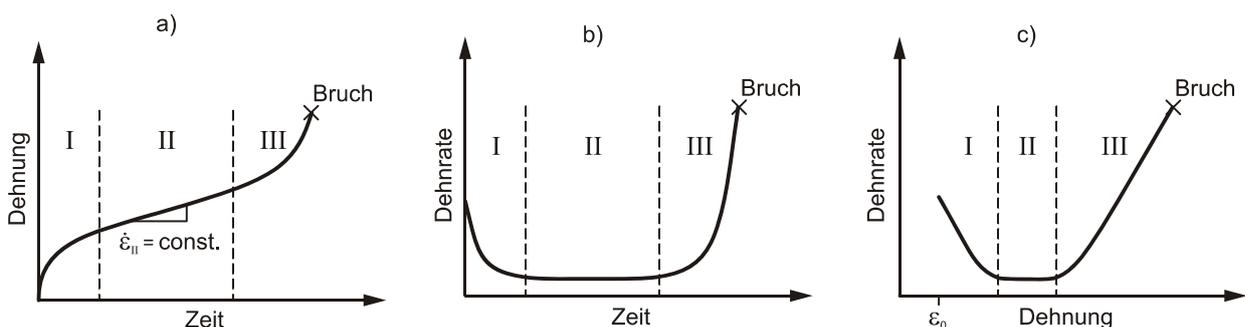


Bild 4.3: Schematische Darstellung des Kriechens [25]

Die primäre Kriechphase (I) beginnt mit einer hohen Dehnrates, welche stark abnimmt. Dies wird durch den degressiven Verlauf der Dehnrates (Ableitung der Kriechdehnung nach der Zeit) über der Zeit in Bild 4.3 b) und über der Dehnung in Bild 4.3 c) deutlich. Die Ursache hierfür liegt im Wesentlichen in verfestigenden Vorgängen, wie beispielsweise der Zunahme von Versetzungsdichten.

Im stationären Kriechbereich (II) ist die Kriechrate konstant. Es stellt sich in diesem Kriechbereich ein Gleichgewicht zwischen verfestigenden und entfestigenden Vorgängen ein. Die Verfestigung ist hier erneut durch Versetzungsaufstauungen und Behinderungen in der Versetzungsbewegung zu erklären. Entfestigend hingegen wirkt beispielsweise Quergleiten von Schraubenversetzungen oder Klettern von Stufenversetzungen. Die Vorgänge, welche während des primären und sekundären Kriechens ablaufen, sind reversibel. Sie lassen sich somit, durch eine entsprechende Wärmebehandlung wie beispielsweise Kristallerholungsglügen oder Rekristallisationsglügen wieder rückgängig machen.

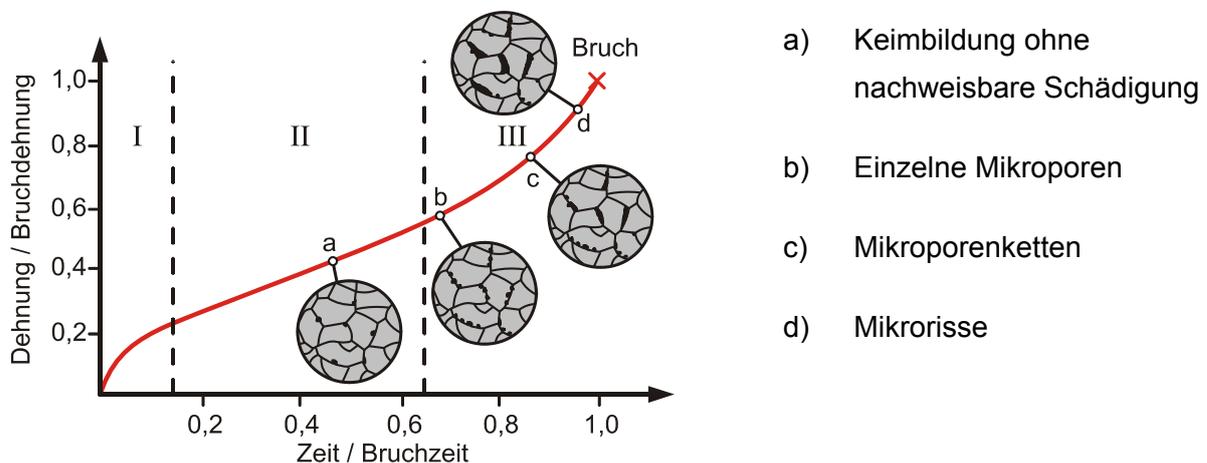
Das Ende des sekundären Kriechbereiches und somit der Beginn des Tertiärbereiches (III) ist mit dem Beginn von irreversiblen Schädigungsvorgängen gekennzeichnet, was einen progressiven Anstieg der Dehnrates zur Folge hat (Bild 4.3). Typische Schädigungsformen des tertiären Kriechbereiches sind Subkornwachstum, Teilchenvergrößerung und Vergrößerung des Teilchenabstandes, sowie die Bildung von Kriechporen. Besonders letzteres ist stark vom untersuchten Werkstoff und den Belastungsparametern Spannung und Temperatur abhängig. Die während des tertiären Kriechens entstehenden entfestigenden Vorgänge lassen sich also auf Änderungen in der Mikrostruktur, sowie dem Einsetzen von Schädigung innerhalb des Werkstoffes zurückführen [22].

#### Kriechschädigung:

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

Die Metallografie spielt eine entscheidende Rolle in der Beurteilung der Kriechschädigung eines Bauteils oder einer Probe. Nur mit Hilfe von metallografischen Untersuchungen kann Kriechschädigung, wie beispielsweise Porenbildung, nachgewiesen werden. Da, wie bereits erwähnt, die Ausbildung von Kriechschädigung werkstoffabhängig ist und unterschiedliche Werkstoffe unterschiedlich stark zu Kriechschädigung neigen, ist eine genaue Kenntnis des Schädigungsverhaltens des untersuchten Werkstoffes zur Beurteilung seines Schädigungsverhaltens zwingend erforderlich. Da auch der Zeitpunkt der Porenbildung verschiedener Werkstoffe differieren kann, ist für den Fall, dass sich keine Kriechschädigung nachweisen lässt, ein baldiges Kriechversagen des Werkstoffes nicht unbedingt auszuschließen, falls der betrachtete Werkstoff zu einer sehr späten Porenbildung neigt [26], [27]. Dennoch kann, mit Hilfe einer auf die Bruchzeit normierten Zeitachse (Abszisse) und einer auf die Bruchdehnung normierten Dehnungsachse (Ordinate), das Schädigungsverhalten eines Zeitstandversuches für niedriglegierte, Hochtemperaturstähle in Bild 4.4 skizziert werden [24]. Der in dieser Darstellung aufgeführte Schädigungsverlauf ist somit für viele warmfeste Stähle in weiten Spannungs- und Temperaturbereichen schematisch, aber nicht generell übertragbar. Die in Bild 4.4 im Bereich a) gekennzeichnete Keimbildung beginnt, laut Theorie,

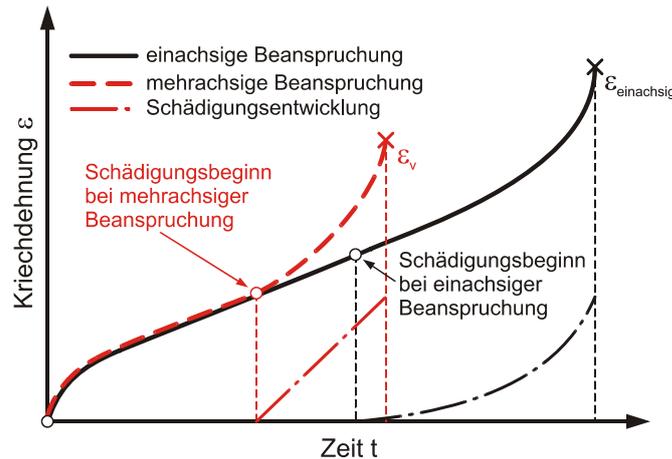
bereits im primären Kriechbereich, was jedoch mit herkömmlichen metallografischen Methoden nicht nachweisbar ist. Zu Beginn des tertiären Kriechbereiches treten einzelne Mikroporen auf. Diese bilden sich etwa proportional der Kriechdehnung, was bedeutet dass deren Anzahl mit steigender Kriechdehnung zunimmt. Es kommt zu Porenwachstum und schließlich zur Ausbildung von Porenketten (Bild 4.4 im Bereich c)), welche deutlich einfacher nachweisbar sind. Die entstandenen Porenketten wachsen weiter zusammen, es entstehen Mikrorisse. (Bild 4.4 im Bereich d)) Der Kriechprozess wird durch diesen Effekt zusätzlich beschleunigt, da die Spannung auf Grund des immer kleiner werdenden tragenden Querschnittes, immer schneller anwächst. Die Probe schnürt ein, was zur Bildung eines mehrachsigen Spannungszustandes führt. Letztendlich führen die Abnahme des Probenquerschnittes und der Anstieg der Spannung auf Grund des Risswachstums zu Versagen der Probe durch einen Restgewaltbruch.



**Bild 4.4:** Schematische Beschreibung der Kriechschädigung an einer normierten Kriechkurve (niedriglegierter, Hochtemperaturstahl) [24]

## 4.2 Einfluss der Mehrachsigkeit auf das Kriechverhalten

Das Kriechverhalten verschiedener Werkstoffe wird experimentell mit Hilfe eines einachsigen Kriechversuches nach DIN EN ISO 204: 2009-2010 ermittelt. Hier werden eindeutige Werkstoffkennwerte wie Zeitdehngrenze und Zeitstandfestigkeit ermittelt. In Bauteilen des Kraftwerks- und Anlagenbaus liegt in der Regel ein mehrachsiger Spannungszustand vor, welcher zum einen aus der Bauteilgeometrie und zum anderen aus einer Überlagerung von Primär- und Sekundärlasten hervorrührt. Vergleicht man das Kriechverhalten einer einachsig belasteten Probe mit dem Kriechverhalten eines Bauteils unter mehrachsiger Beanspruchung bei gleicher Vergleichsspannung nach von Mises, so entsteht der in [Bild 4.5](#) dargestellte Verlauf.



**Bild 4.5:** Einfluss der mehrachsigen Beanspruchung auf die Kriechschädigung und -dehnung

Bei diesem Vergleich wird vorausgesetzt, dass der bei Kriechvorgängen dominierende Schädigungsprozess die Ausbildung von Poren darstellt. Ein mehrachsiger Spannungszustand innerhalb eines Bauteils oder einer Probe wirkt, im Vergleich zur einachsigen Belastung, verformungsbehindernd. Diese Verformungsbehinderung führt zu einem verstärkten Wachstum der Kriechporen, was mit einer früher bzw. stärker einsetzenden Schädigung einher geht. Im Verlauf der in Bild 4.5 aufgeführten Kriechkurven zeigt sich dies durch einen deutlichen früheren Anstieg der Kriechdehnungen im Anschluss an den Sekundären Kriechbereich der Probe unter mehrachsiger Belastung (rote Kurve). Die Schädigung und somit der Tertiäre Kriechbereich setzt also deutlich früher ein als bei einachsiger Belastung (schwarze Kurve). Weiterhin führt eine mehrachsige Belastung zur Abnahme der Verformungsfähigkeit des Werkstoffes. Die unter mehrachsiger Belastung erreichten Bruchdehnungen liegen unter den Bruchdehnungen, erzielt bei einachsiger Belastung.

An der MPA Stuttgart wurde dies im Forschungsvorhaben „Schädigungsentwicklung II“ am Werkstoff P91 mit Hilfe von Hohlzylinderproben unter Innendruck und überlagerter Axiallast nachgewiesen [27]. Die geprüften Hohlzylinder wiesen, trotz Fertigung aus gleicher Charge und Belastung bei gleicher Vergleichsspannung nach von Mises, teilweise deutlich verringerte Versagenszeiten auf als die einachsige belasteten Zeitstandproben.

### 4.3 Schweißen: Gefügeveränderungen durch Wärmeeinbringung

Eine Schweißverbindung (SV) an sich stellt eine metallurgisch heterogene Verbundstruktur aus Schweißgut (SG), Wärmeeinflusszone (WEZ) und Grundwerkstoff (GW) dar. Die WEZ wiederum besteht, als Folge des Wärmeeintrags durch das Schweißen, aus unterschiedlichen, ineinander übergehenden Gefügebereichen, die sich in ihren Eigenschaften, insbesondere des Kriechverhaltens, von denen des Grundwerkstoffes und des Schweißgutes unterscheiden. Optimierte Eigenschaften eines Grundwerkstoffes in diesem Bereich werden durch die

ungünstige Temperaturbeaufschlagung eingebüßt. Auf Grund der erwähnten Gefügeinhomogenität stellt sich der durch eine Kriechbeanspruchung hervorgerufene und durch Spannungsumlagerungen bzw. Mehrachsigkeit der Beanspruchung gekennzeichnete Schädigungsprozess sehr komplex dar. Eine WEZ ist somit eine Art „metallurgischer Kerbe“, welche Auswirkungen auf das Versagensverhalten im Zeitstandbereich hat. Die Festigkeitseigenschaften der Schweißverbindung können in Verbindung mit bestimmten konstruktiven Voraussetzungen die Dimensionierung des gesamten Bauteils beeinflussen. Es wurden daher zu dieser Fragestellung in der Vergangenheit zahlreiche Untersuchungen zur Qualifizierung der Schweißverbindungen verschiedener Werkstoffe durchgeführt.

In der Praxis hat sich für ferritische und martensitische Werkstoffe die Einteilung einer Schweißverbindung in fünf Zonen durchgesetzt. Diese Einteilung ist in Bild 4.6, links dargestellt.



**Bild 4.6:** links: Einteilung einer Schweißnaht in fünf Zonen  
rechts: Rissklassifizierung einer gleichartigen Schweißverbindung nach AGW [28]

Die Einteilung der Schweißnaht in fünf Zonen bedeutet, dass neben Schweißgut und Grundwerkstoff eine weitere Unterteilung der Wärmeeinflusszone in drei Teilbereiche vorgenommen wird. Von der Fusionslinie aus startend erreicht man zunächst die Grobkornzone (WEZ1). Wie der Name bereits suggeriert, besteht die Grobkornzone aus sehr großen Körnern, welche auf Grund der hier herrschenden hohen Temperaturen während des Schweißvorganges auftreten. Diese hohen Temperaturen bewirken eine komplette Austenitisierung des Werkstoffes in diesem Bereich. Alle Ausscheidungen sind hier in Lösung. Die Austenitkörner können ungehindert wachsen. Auf Grund der so bei der Abkühlung entstandenen groben Kornstruktur weist diese Zone sehr gute Zeitstandeigenschaften und Härten auf. Zu beachten ist jedoch dass sie eine Abnahme der Verformungsfähigkeit des Werkstoffes mit sich bringt.

Im weiteren Verlauf von Schweißgut zum Grundwerkstoff wird nach der Grobkornzone die Einteilung in eine Feinkornzone (WEZ2) vorgenommen. Auch hier beschreibt die Bezeichnung

dieser Zone den sich einstellenden Gefügestand. Im Gegensatz zur Grobkornzone sind während des Schweißvorganges hier nicht alle Ausscheidungen in Lösung. Sie behindern somit das Kornwachstum und führen zur Ausbildung eines feineren Gefüges. In der Regel bewirkt ein feines Gefüge einen negativen Einfluss auf das Zeitstandverhalten eines Werkstoffes, da hier mehr Korngrenzen vorhanden sind an denen Korngrenzgleiten auftreten kann.

Den Übergang der Wärmeeinflusszone in den Grundwerkstoff wird von der interkritischen Zone (WEZ3) dargestellt. Auch hier liegt ein sehr feines Gefüge vor, da hier während des Schweißprozesses ein noch geringerer Teil der Ausscheidungen in Lösung geht und somit das Kornwachstum noch stärker behindert wird. Da diese Zone die geringste Härte in der Schweißverbindung besitzt, wird sie auch als „soft zone“ bezeichnet. Sie weist zudem die schlechtesten Zeitstandeigenschaften auf.

In Bild 4.6, rechte Abbildung, ist die Rissklassifizierung nach den Richtlinien der Arbeitsgemeinschaft Warmfeste Stähle (AGW) aufgeführt. Hier werden drei Versagens- oder Anrisspositionen unterschieden. Liegt der Riss im Schweißgut der Schweißverbindung, so wird die Probe mit einer 3 versehen. Liegt der Riss oder die Versagensstelle in den Wärmeeinflusszonen, so wird die Bruchlage mit einer 4 gekennzeichnet. Dies entspricht der im Angelsächsischen gebräuchlichen Bezeichnung „Type 4-Cracking“. Diese Bezeichnungen sind in den Diagrammen der in diesem Bericht vorgestellten Zeitstanduntersuchungen übernommen worden.

Innerhalb des hier beschriebenen Projektes wurden Zeitstanduntersuchungen an Schweißverbindungsproben ferritischer und martensitischer Werkstoffe durchgeführt. Sofern innerhalb dieser Untersuchungen das Schweißgut selbst nicht eine signifikant niedrigere Zeitstandfestigkeit aufweist als der Grundwerkstoff, die Brüche also im Schweißgut erfolgen, kann mit zunehmender Beanspruchungsdauer eine Wanderung der Bruchlage vom Grundwerkstoff in den Bereich der äußeren WEZ beobachtet werden. Man spricht hier von einem Bruchlagenwechsel. Der Zeitpunkt (Dauer der Belastung) eines solchen Wechsels der Bruchlage in die äußere WEZ ist sowohl werkstoff-, als auch temperaturabhängig, [30], [31], [32], [33], [34] und [69]. Bei Stählen wie dem 14MoV6-3 bzw. dem 13CrMo4-5 tritt der Bruch in diesem Bereich bei vergleichsweise höheren Spannungen und damit kürzeren Zeiten auf, als beispielsweise beim 10CrMo9-10 oder X20CrMoV12-1. Betrachtet man den gleichen Werkstoff, so tritt der Wechsel der Bruchlage mit zunehmender Temperatur zu einem früheren Zeitpunkt auf. Zudem ergibt sich durch die Bruchlagenwanderung im Zeitstandschaubild einer solchen Schweißverbindung ein früherer Abfall der Zeitstandbruchkurve im Vergleich zu der des Grundwerkstoffes, mit entsprechend niedrigerer Zeitstandfestigkeit im Langzeitbereich. Im Zeitstandschaubild äußert sich der Abfall der Zeitstandbruchkurve der Schweißverbindungen,

im Vergleich zum Grundwerkstoff, mit dem für den Bruchlagenwechsel charakteristischen „S-Schlag“. In Bild 4.7 ist exemplarisch ein Zeitstandschaubild des Werkstoffes E911 bei einer Temperatur von 600 °C aufgeführt. Der Abfall der Zeitstandfestigkeiten der Schweißverbindungen (hier oliv dargestellt) im Vergleich zum Grundwerkstoff (hier schwarz dargestellt) auf Grund des Bruchlagenwechsels ist deutlich erkennbar. Bei Verbindungen von austenitischen Werkstoffen oder Nickelbasislegierungen tritt diese Problematik nicht auf, da keine Gefügeveränderungen dieser Art in der Wärmeeinflusszone auftreten.

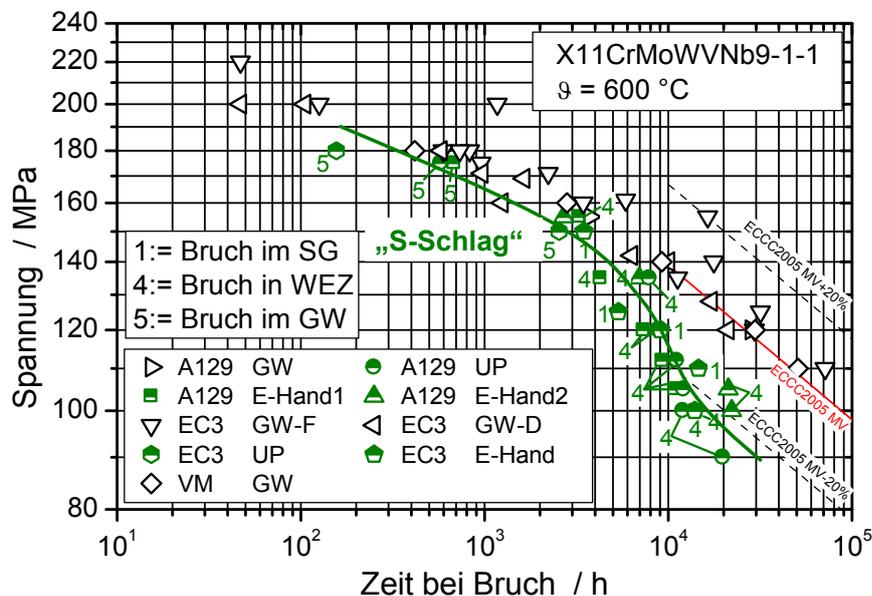


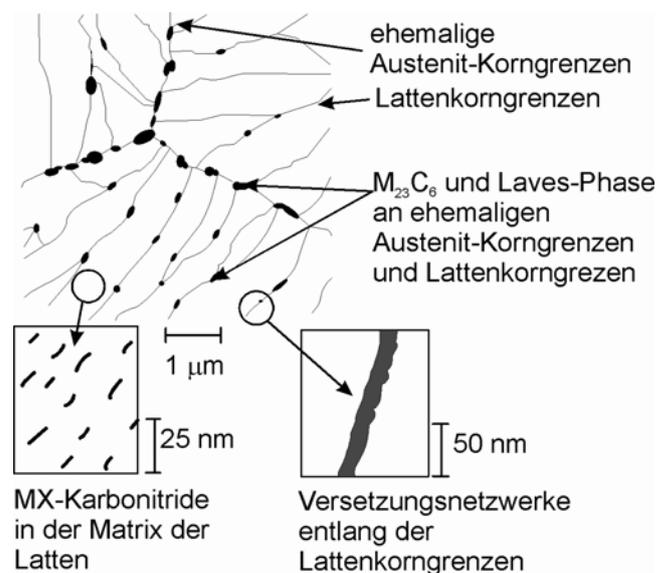
Bild 4.7: Zeitstandschaubild des Werkstoffes E911 und dessen Schweißverbindungen bei 600 °C [35]

## 4.4 Mikrostrukturelle Eigenschaften und deren Veränderungen unter Hochtemperaturbeanspruchung

### 4.4.1 9 % - 12 % Cr-Stähle

Generell können in 9 - 12 % Cr-Stählen Karbide, Nitride, Karbonitride und verschiedene intermetallische Phasen ausgeschieden werden. Da die metallischen Anteile der Ausscheidungen zumeist Mischungen aus mehreren im Stahl vorhandenen Metallatomen darstellen, 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. Existiert in der Ausscheidungszusammensetzung des Werkstoffes ein vorkommendes Element, so wird dieses auch in der Bezeichnung verwendet (z. B.  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  statt  $M_{23}\text{C}_6$ ).

Die mikrostrukturelle Zusammensetzung der 9 % - 12 % Cr-Stähle besteht aus angelassenem Martensit. Dieser entsteht in der Regel während dem abschließenden Normalglühen und Anlassen und bildet sich nach dem Normalglühen bei 1050 °C – 1150 °C nach Luftabschreckung. Durch ein Anlassen bei 680 °C – 780 °C im Anschluss an das Abschrecken an Luft erhält der 9 - 12 % Cr-Stahl seine Verformungsfähigkeit und Zähigkeit zurück. Wird dieses Anlassen bei tiefen Temperaturen durchgeführt, so resultiert dies in einer hohen Zugfestigkeit, was den Werkstoff für einen späteren Einsatz beispielsweise als Turbinenläufer empfiehlt. Ist ein Einsatz beispielsweise als Druck führende Dampfleitung vorgesehen, muss mit höheren Temperaturen angelassen werden. Auf diese Weise werden hohe Zähigkeiten erreicht [36]. Innerhalb des Anlassvorgangs werden hauptsächlich Chromkarbide und verschiedene Nitride an Versetzungen in Subkörnern ausgeschieden. Während des späteren Betriebes unter Temperaturbeanspruchung kommt es zur Änderung der Ausscheidungsstruktur in Form von Ausscheidungen bzw. Wachsen und Vergrößern der primären Ausscheidungen. Zu den Ausscheidungsformen während des Betriebes gehören die Laves-Phase, die während einer Beanspruchung bei erhöhter Temperatur ausscheidet, sowie die Z-Phase.



**Bild 4.8:** Schematische Übersicht der charakteristischen Mikrostruktur eines 9 - 12 % Cr-Stahls

Angelassener Martensit setzt sich aus zahlreichen Latten zusammen. Cr-Karbide  $M_{23}C_6$  werden in der Regel entlang der Lattengrenzen dieser Lattenstruktur und entlang der ehemaligen Austenit-Korngrenzen ausgeschieden. Feine MX-Karbonitride (V, Nb)(C, N), welche kohärent in die Ferritmatrix der Latten eingebaut sind, sowie Versetzungsnetzwerke bilden sich entlang der Lattengrenzen und/oder der Subkorngrenzen. Es wird angenommen, dass die Zeitstandfestigkeit von 9 % - 12 % Cr-Stählen eng mit der Stabilisierung der MX-Karbonitride und der Versetzungsstruktur verbunden ist. Weiterhin geht man davon aus, dass

in W-haltigen Stählen, die Festigkeit durch unterdrückte Erholung und Rekristallisierung der Martensitstruktur während des Kriechens entsteht [37]. Eine schematische Übersicht der charakteristischen Mikrostruktur eines 9 % - 12 % Cr-Stahls ist in Bild 4.8 dargestellt. Eine Übersicht der Teilchen die während des Anlassens, aber auch im späteren Betrieb ausgeschieden werden ist in Tabelle 4.1 zusammengestellt.

Tabelle 4.1: Ausscheidungen in 9-10 %Cr Stählen [38]

Phase	Stöchiometrie	Kristallstruktur	Keimbildungsorte	Größe	Form	Vorteilhaft fürs Kriechen	Bemerkung
$M_{23}C_6$	$(Cr,Fe,Mo)_{23}C_6$	kfz	EAG, MLG	grob	Sphäroide	nein	ausgeschieden während des Anlassens
$M_2X$	$(Cr,V)_2N$	hexagonal	Versetzungen, MLG	fein	Nadel	ja	ausgeschieden während des Anlassens
MX	Nb(C,N)	kfz	Innerhalb der Latten	fein	Sphäroide, plattenförmig	ja	ungelöst nach der Austenitisierung
MX	V(C,N)	kfz	Innerhalb der Latten	fein	polygonal	ja	ausgeschieden während des Anlassens
Laves-Phase	$(Fe,Cr)_2(Mo,W)$	hexagonal	EAG, MLG, innerhalb der Latten	grob	Sphäroide, irregulär	kurzfristig	ausgeschieden nach der Kriechbeanspruchung
Z-Phase	Cr(V,Nb)N	tetragonal	EAG	grob	Plattenförmig	nein	ausgeschieden nach der Kriechbeanspruchung

MLG = Martensitlattengrenzen; EAG = Ehemalige Austenitkorngrenzen

### $M_{23}C_6$

Die Cr-reiche Phase  $Cr_{23}C_6$ , tritt häufig in Stählen mit hohem Cr-Gehalt als Gleichgewichtsphase auf. Sie bildet sich auf vorherigen Austenitkorn- und Martensitlattengrenzen [39] und entsteht entweder nach der Bildung der Phase  $M_7C_3$  oder Phase  $M_2X$ . Die Teilchen sind groß und tragen nicht zur Kriechfestigkeit bei, jedoch in [40] wurde festgestellt, dass sie die Vergrößerung des Gefüges verzögern können, indem sie Martensitlattengrenzen stabilisieren.

### MX

In 9 % - 12 % Cr-Stählen treten MX-Phasen in der Regel in Form von Karbonitriden (Niob-Karbonitrid, Vanadiumnitrid oder Vanadium-Karbonitrid) auf und besitzen ein kubisch flächenzentriertes Gitter. In abgeschreckten Stahl können zudem feine, sphäroide MX-Teilchen beobachtet werden die auch nach erfolgter Austenitisierung noch nachweisbar bleiben [41]. Aufgrund der feinen Verteilung und der Stabilität können Ausscheidungen des Types MX als günstig bezüglich des Kriechwiderstandes bezeichnet werden.

## $M_2X$

$M_2X$  tritt in Form von Nadeln oder Stangen entlang von Versetzungen und Martensitlattengrenzen auf. Besonders die Phase  $(Cr, V)_2N$  besitzt einen hohen Einfluss auf die Kriechfestigkeit des Stahls. In Stählen mit hohem Cr-Gehalt löst sich diese Phase relativ schnell auf. Bei einem Cr-Gehalt von 12 % stabilisiert sie allerdings, was zu einer Sekundärverhärtung führt. Es sei allerdings erwähnt, dass die Ausscheidung von  $M_2X$ , die Bildung von unerwünschtem  $\delta$ - Ferrit fördert.

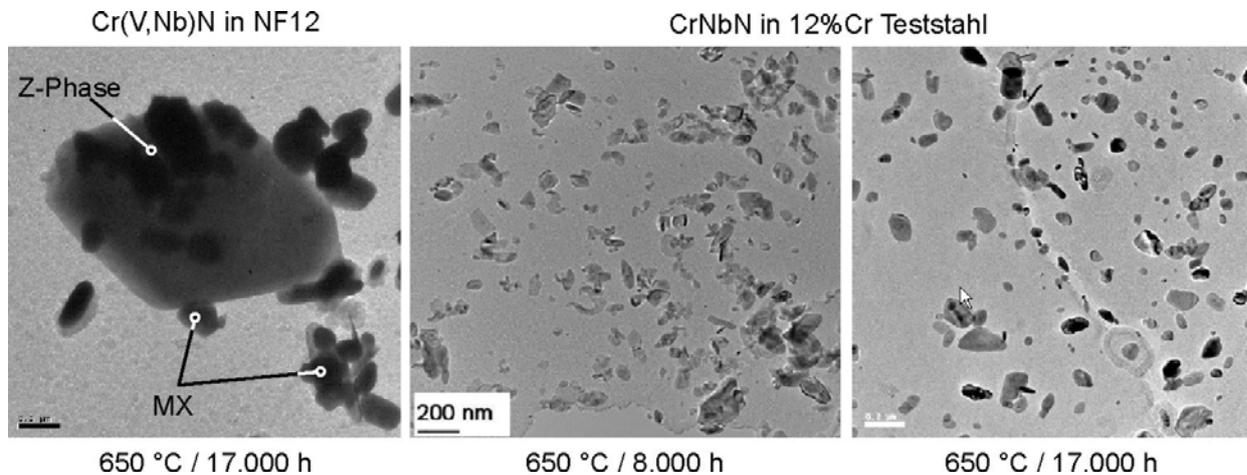
## Laves-Phase

Diese intermetallische Phase mit der Bezeichnung  $(Fe, Cr)_2(Mo, W)$  stellt eine Gleichgewichtsphase in Mo und W legierten 9 % - 12 Cr-Stählen dar. Bevorzugt bilden sich Keime an ehemaligen Austenitkorgrenzen, sie können auch an Lattengrenzen auftreten. Bei langen Haltezeiten scheidet sich Laves-Phase auch innerhalb der Martensitlatten aus. In einigen Forschungsarbeiten [42] wird davon ausgegangen, dass die Laves-Phase, wegen ihrer Grobkörnigkeit und des Abbaus von Mo und W in der Matrix, nicht wünschenswert ist. Im Gegensatz dazu wird in [43] festgestellt, dass die Anwesenheit der Laves-Phase an ehemaligen Austenitkorgrenzen zur Kriechfestigkeit beiträgt. Die Vergrößerungsrate der Laves-Phase ist allerdings sehr hoch [44], so dass dieser Festigkeitssteigerungseffekt nicht langfristig genutzt werden kann.

## Z-Phase

Die Z-Phase  $Cr(V, Nb)N$ , welche bevorzugt in der Nähe ehemaliger Austenitkorgrenzen ausscheidet [46], kann nach langzeitiger Kriechbeanspruchung beobachtet werden [45], [46], [38]. Neben der Z-Phase kann auch eine modifizierte Z-Phase in 9-10 %Cr Stählen auftreten. Der Unterschied der modifizierten Z-Phase zur Z-Phase [47] liegt darin, dass in ihrer chemischen Zusammensetzung teilweise Nb durch V ersetzt ist. Die modifizierte Z-Phase löst durch Vanadiumentzug feine VN und  $M_2X$  in der unmittelbaren Umgebung auf [48], was die Lebensdauer eines Werkstoffes beeinträchtigen kann [49]. Bei Kriechbeanspruchung kommt es zu keiner Änderung der chemischen Zusammensetzung der Z-Phase, was bedeutet, dass die Ausscheidung dieser Phase in der chemischen Gleichgewichtszusammensetzung erfolgt. Diese ist wiederum abhängig von der Zusammensetzung des jeweiligen Stahls [46]. Bei Anwesenheit von  $M_2X$  als relativ instabiler Ausscheidungsphase wurde die Bildung der Z-Phase auf Kosten von  $M_2X$  beobachtet. Dementsprechend wird erwartet, dass gerade das Gefüge mit hoher Kurzzeitfestigkeit, bedingt durch fein verteiltes  $M_2X$ , besonders stark an Festigkeit verliert. Im Gegensatz zur Laves-Phase hat die Z-Phase bzw. modifizierte Z-Phase einen bedeutenden Einfluss auf das Zeitstandverhalten der 9 % - 12 % Cr-Stähle. Sie kann MX-Karbonitride, welche maßgeblich zur Kriechfestigkeit beitragenden, vollständig auflösen

(Bild 4.9, links) und wächst hierbei zu sehr großen Partikeln an. Die negative Rolle der V-haltigen Z-Phase wurde in [50] bestätigt.



**Bild 4.9:** Z-Phase in martensitischen Werkstoffen, links NF12, Mitte und rechts modifizierter Werkstoff, TU Dänemark [51]

Generell kann festgestellt werden, dass die Größe und Anzahl der ausgeschiedenen Teilchen einen entscheidenden Einfluss auf das Zeitstandfestigkeitsverhalten besitzen. Die Legierungselemente eines Stahls können somit entweder in vielen, fein verteilten Teilchen vorliegen, oder sich in wenigen großen Teilchen lokal konzentrieren. Ein Teilchen kann, nach heutigem Kenntnisstand, eine Versetzung festhalten. Hierbei ist die Größe des Teilchens, solange es sich über einer kritischen Größe befindet, nicht entscheidend. Diese kritische Größe liegt bei etwa 2 nm. Ist ein Teilchen kleiner als die kritische Größe, ist es nicht in der Lage eine Versetzungsbewegung deutlich zu behindern. Eine feine Ausscheidungsverteilung ist also, sofern die Teilchen über der kritischen Größe liegen, stets als positiv einzustufen, eine Lokalisierung und Vergrößerung der Teilchen als negativ.

#### 4.4.2 Die Nickelbasislegierung Alloy 617 mod.

Wie die chemische Zusammensetzung in Tabelle 3.2 und Tabelle 3.3 deutlich macht, besteht die Nickelbasislegierung Alloy 617 mod. hauptsächlich aus Chrom, Molybdän und Kobalt. Der Zulegierung von Chrom (ca. 22 %) verdankt die Legierung die Oxidations- und Heißkorrosionsbeständigkeit, als auch die Bildung von Karbiden vom Typ  $M_{23}C_6$ . Ein Mo-Gehalt von durchschnittlich 9 % und ein Co-Gehalt von ca. 12 % sorgen für hohe Warmfestigkeit des Werkstoffes aufgrund der Mischkristallverfestigung. Molybdän bildet außerdem  $M_6C$ -Karbide. Die Elemente Aluminium und Titan begünstigen Bildung der  $\gamma'$ -Phase, darüber hinaus ist Titan Bildner von Karbiden (Typ MC). Die Anwesenheit von Bor verbessert Zeitstandfestigkeit und Kriecheigenschaften.

## Wärmebehandlung

Mischkristallverfestigte Superlegierungen werden einer Lösungsglühbehandlung unterzogen. Bei Abkühlung kann bereits die optimale Karbidverteilung erreicht werden. Der typische Temperaturbereich des Lösungsglühens für den Alloy 617 beträgt nach [16] 1140 °C bis 1200 °C mit unterschiedlichen Haltezeiten für verschiedene Halbzeuge. Nach [13] liegt die untere Grenze bei 1130 °C. Bei Schmiedeteilen und geschweißten dickwandigen Rohren aus Alloy 617 ist zu beachten, dass sie wegen Abkühlspannungen nur bedingt abgeschreckt werden können. Somit liegen sie nicht mehr im reinen lösungsgeglühten Zustand, sondern in der Regel in einem teilausgehärteten Zustand vor und unterscheiden sich so von den bisherigen dünnwandigen, lösungsgeglühten und abgeschreckten Blechen und Rohren. Für geschweißte Bauteile (wie z. B. Wellen; Kesselrohre, FD-Rohrleitungen) wird die Bewertungsgruppe B nach DIN EN ISO 5817 verlangt.

## Gefüge

Das Gefüge des Alloy 617 besteht aus einer austenitischen Matrix mit relativ ungleichmäßig verteilten Karbiden. Der Werkstoff weist meist zahlreiche Zwillinge auf und neigt zur Bildung von zeiligen Strukturen. Die Korngröße in diesem Werkstoff ist inhomogen (siehe Bild 4.10, a) und b)).

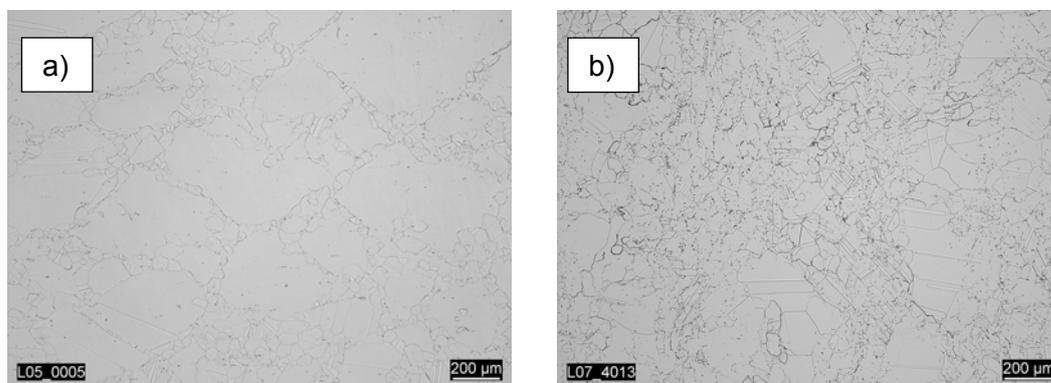


Bild 4.10: Lichtoptisches Gefüge mit Korngrößenverteilung, Alloy 617, Ausgangszustand, a) Kesselrohr [14]; b) Schmiedewerkstoff

Zu den primären Ausscheidungen gehören Titan-Karbonitride  $M(C, N) - Ti(C, N)$ , die ungleichmäßig im Gefüge verteilt sind (Größe: 4-10 µm). Weiterhin primäre und sekundäre chromreiche Karbide vom Typ  $M_{23}C_6$  ( $(Cr, Mo)_{23}C_6$ ) (Größe: 0,2-1 µm), die sich sowohl an den Korngrenzen, Zwillingsgrenzen, als auch im Korninneren ausscheiden (Bild 4.11). Üblicherweise werden  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen an den Korngrenzen deutlich größer im Vergleich zum Korninneren, da die Wachstumskinetik von inter- und intrakristallinen Ausscheidungen unterschiedlich ist [14], [52]. Molybdän- und chromreiche  $M_6C$ -Karbide sind ebenfalls an den Korngrenzen und im Korninneren zu finden [52], [53]. Im Ausgangszustand

wurde  $\gamma'$ -Phase selten nachgewiesen [52], [54]. Diese wird erst nach thermischer bzw. thermisch-mechanischer Beanspruchung im Korninneren identifiziert und der Anteil dieser Phase bleibt unterhalb von 8 Vol. % [55]. Durch die Kriechbeanspruchung wird die Zahl und Größe der  $M_{23}C_6$  Ausscheidungen nicht wesentlich verändert. Allerdings ist aufgrund der Größe der  $\gamma'$ -Teilchen kein Effekt auf die Kornfestigkeit zu erwarten, die im Wesentlichen durch die Mischkristallhärtung beeinflusst wird. Die bisher vorliegenden Ergebnisse der Untersuchungen geben daher keinen Hinweis darauf, ob und wie sich die Kornfestigkeit, die einen signifikanten Einfluss auf die Möglichkeiten der Relaxationsrissbildung hat, auswirkt. Weitere Ausscheidungen, die sich infolge der thermisch-mechanischen Beanspruchung bilden können, sind Karbonitride Cr, Mo(C, N), Nitride TiN sowie  $\delta$ -Phase [52], [53], [56]. Die Ausscheidungs-härtung/verfestigung erfolgt in erster Linie durch die Bildung von Karbiden  $(Cr,Mo)_{23}C_6$ . In Tabelle 4.2 wurden die im Alloy 617 ausscheidenden Phasen zusammengefasst.

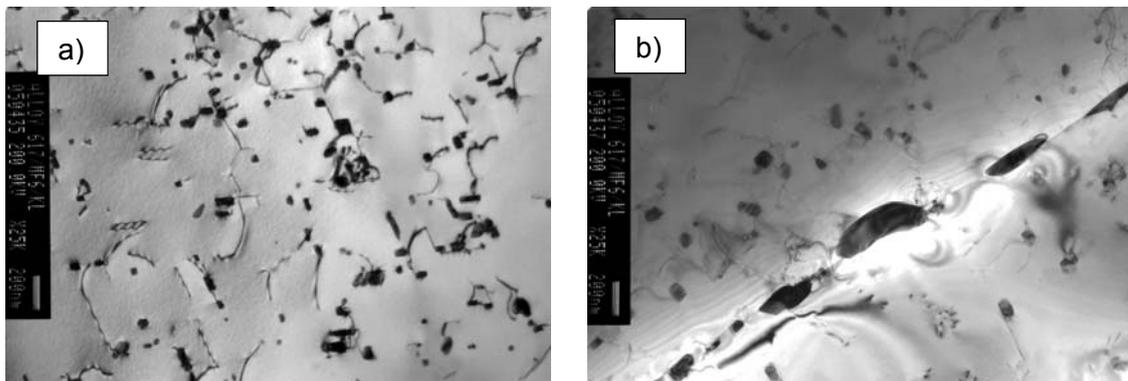


Bild 4.11: Alloy 617 TEM-Aufnahme (Metallfolie): Rohrwerkstoff, Ausgangszustand,  
a) Korninneres mit  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen und Versetzungen;  
b) Korngrenze mit  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen

Tabelle 4.2: Ausscheidungen der Nickelbasislegierung Alloy 617

Phase	Stöchiometrie	Ausscheidungen während
$M_{23}C_6$	$(Cr,Mo)_{23}C_6$	Ausgangszustand
$M_6C$	$(Cr,Mo,Fe)_6C$	Ausgangszustand
M (C,N)	Cr,Mo(C,N), Ti(C,N)	Ausgangszustand
$\gamma'$	$Ni_3(Al,Ti)$	thermische (mechanische) Beanspruchung
$\delta$	$Ni_3Mo$	thermische (mechanische) Beanspruchung



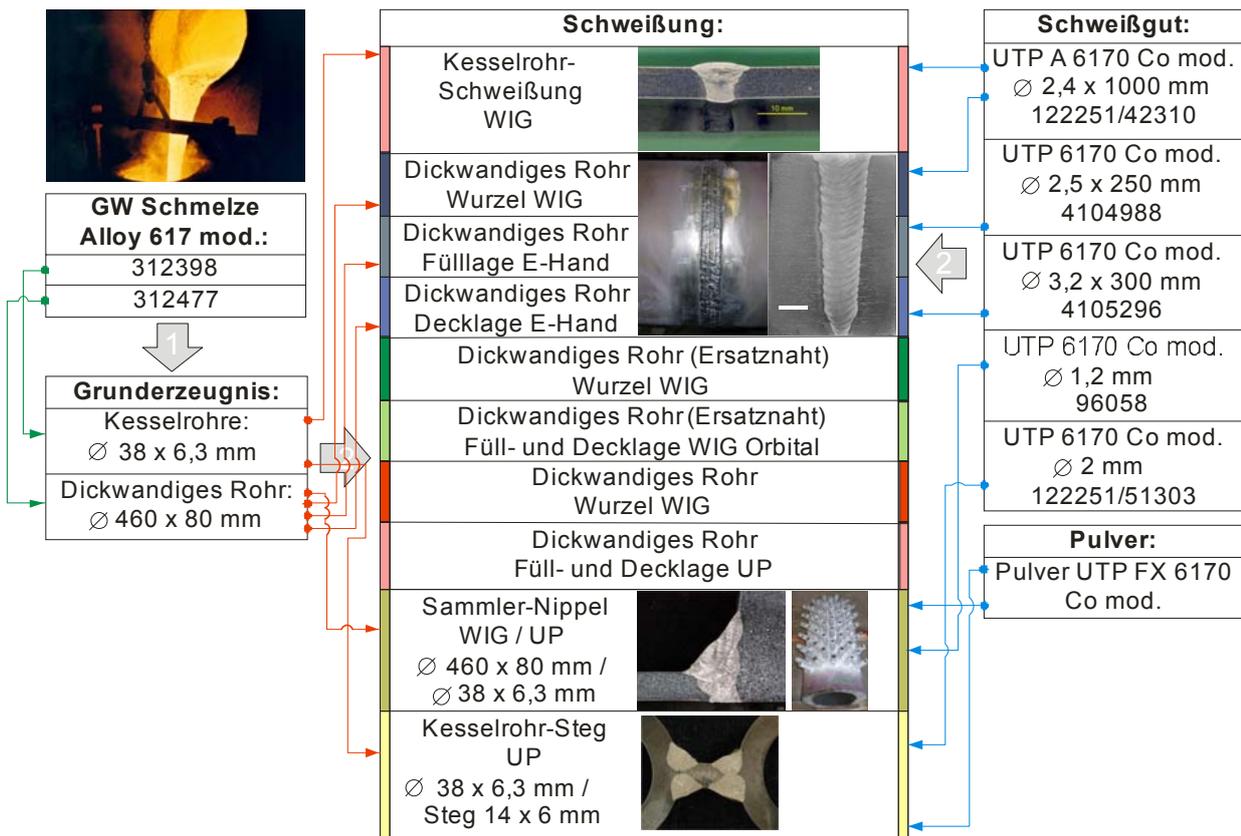
## 5 Projektablauf und –planung / Arbeitsteilung

Im Rahmen des Projekts MARCKO 700 wurden Komponenten des Kraftwerksbaus mit industriellen Technologien hergestellt und untersucht. Die Arbeiten zur Herstellung und Grundqualifizierung wurden von den beteiligten Industriepartnern durchgeführt. Die Koordination der Projektaufgaben und Aufteilung der verschiedenen Arbeitspakete erfolgte in einem projektbegleitenden Lenkungsausschuss, dessen Mitglieder im Anhang aufgeführt sind. Die Aufteilung der unterschiedlichen Arbeitspakete ist in Tabelle 5.1 aufgeführt.

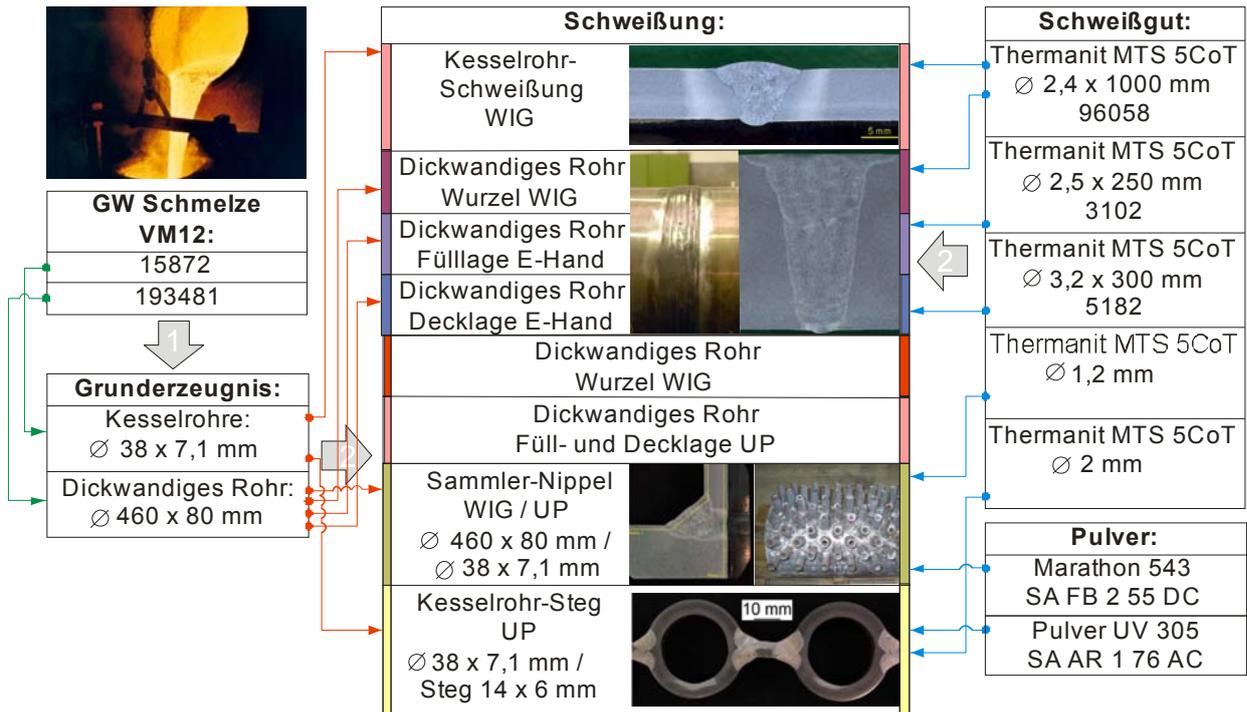
Tabelle 5.1: Übersicht der beteiligten Unternehmen und Aufteilung der Arbeitspakete

Arbeitspaket	Werkstoffart	Durchgeführt von
<b>Membranwandwerkstoff</b>		
Herstellung Kesselrohre	Nickelbasis	
Bereitstellung Schweißgut	Nickelbasis	
	Ferrite, Martensite	
Herstellung und Erprobung Membranwandprüfkörper	Ferrite, Martensite, Nickelbasis	
Herstellung Längsnähte, UP-Verfahren	Ferrite, Martensite, Nickelbasis	
Herstellung Rundnähte, WIG-Verfahren	Nickelbasis, Martensite	
	Ferrite	
Mechanisch-technologische Erprobung	Ferrite, Martensite, Nickelbasis	
	Martensite	
Membranwandversuche	Ferrite, Martensite, Nickelbasis	
<b>Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe</b>		
Herstellung dickwandige Rohre	Ferrite, Martensite, Nickelbasis	
Bereitstellung Schweißgut	Nickelbasis	
	Ferrite, Martensite	
Sammler-Nippel-Schweißungen und Erprobung	Ferrite, Martensite, Nickelbasis	
Herstellung Sammler Rundnähte	Nickelbasis	
	Ferrite, Martensite	
Erprobung Sammler Rundnähte	Nickelbasis	
	Ferrite, Martensite	
Durchführung und Erprobung der Induktivbiegung	Ferrite, Martensite, Nickelbasis	
<b>Zeitstanduntersuchungen</b>		
Grundwerkstoff	Ferrite, Martensite, Nickelbasis	
Schweißverbindungen	Ferrite, Martensite, Nickelbasis	
<b>Numerische Arbeiten</b>		
Simulation der Membranwandversuche	Ferrite, Martensite, Nickelbasis	

In Bild 5.1 bis Bild 5.3 ist je Werkstoff eine Übersicht der hergestellten Erzeugnisse aufgeführt. Es wird ersichtlich aus welchen Schmelzen die jeweiligen Grunderzeugnisse hergestellt wurden und mit welchen Schweißgütern diese zu den unterschiedlichen Schweißverbindungen gefügt wurden. Im Falle der Werkstoffe Alloy 617 mod., VM12 und P/T92 wurden jeweils zwei Schmelzen verwendet. Eine zur Herstellung der dickwandigen Komponenten und eine zur Herstellung der dünnwandigen Kesselrohre. Da aus dem Werkstoff T24 lediglich dünnwandige Komponenten hergestellt wurden, kam hier nur eine Schmelze zum Einsatz. Für die hier aufgeführten Verbindungen und Grundwerkstoffe sind zudem mechanisch technologische Untersuchungen durchgeführt worden. Einen Auszug aus diesen Untersuchungen der dickwandigen Komponenten, sowie der an diesen Rohren durchgeführten Schweißverbindungen ist in Kapitel 6 aufgeführt. Eine Zusammenstellung der Untersuchungen an Membranwand- und Kesselrohrwerkstoffen und deren Schweißverbindungen ist in Kapitel 7 zu finden. Zudem wurde ein detailliertes Programm an einachsigen Zeitstandversuchen sowohl der dickwandigen, als auch der dünnwandigen Komponenten zusammengestellt, welches in Kapitel 7 dargestellt ist.

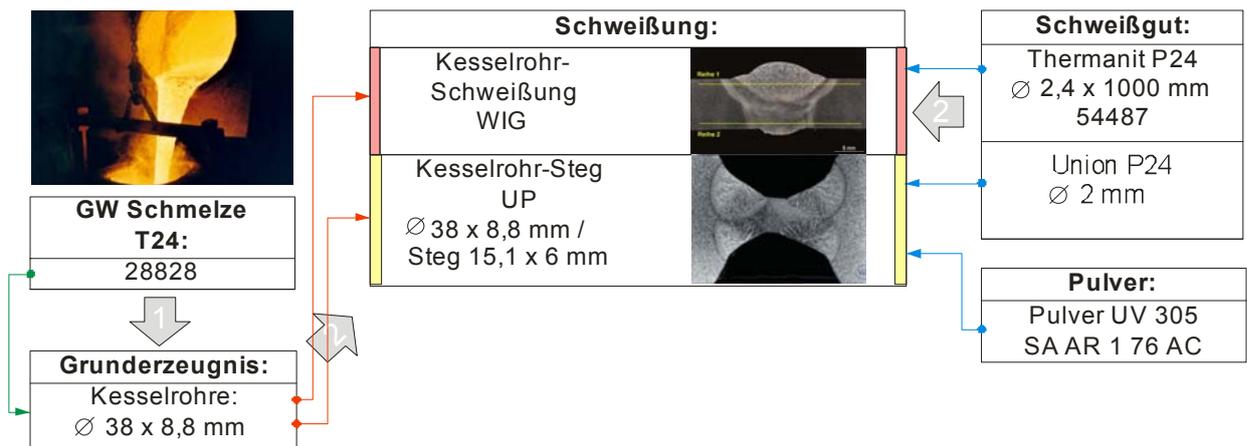


**Bild 5.1:** Übersicht der Erzeugnisse, Schmelzen und verwendeten Schweißgüter des Werkstoffes Alloy 617 mod.

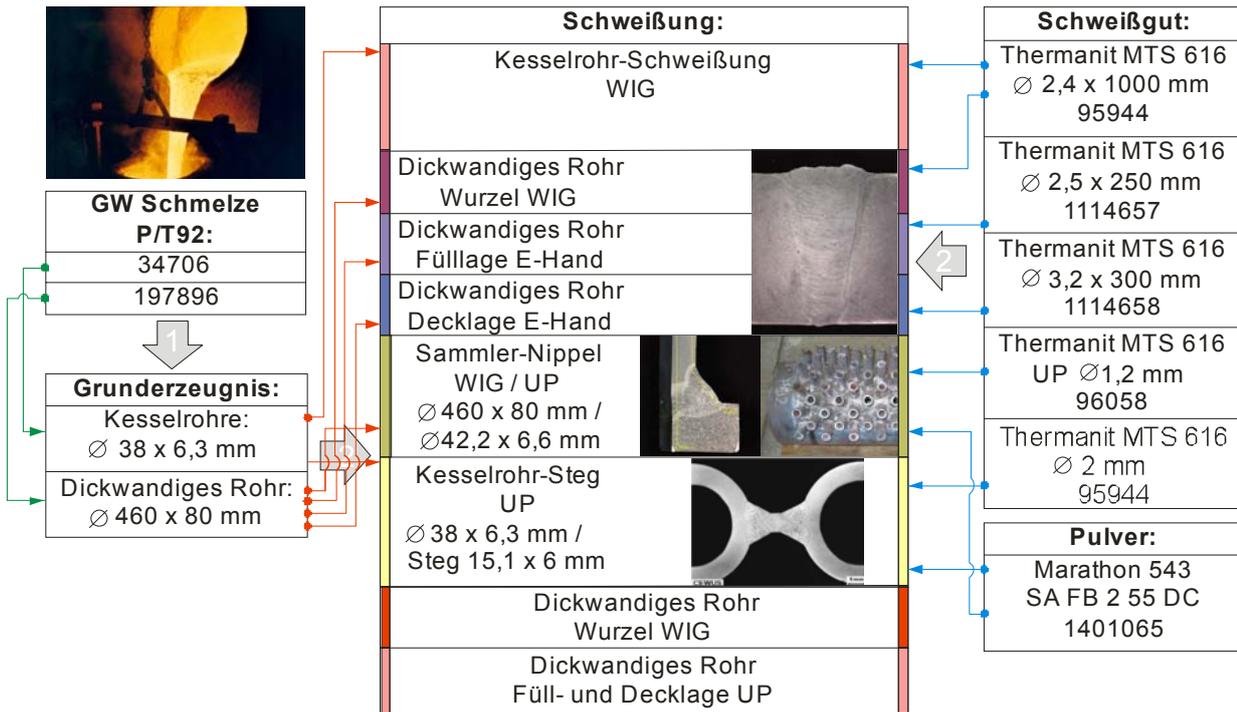


**Bild 5.2:** Übersicht der Erzeugnisse, Schmelzen und verwendeten Schweißgüter des Werkstoffes VM12

Weiterhin wurden durch die beteiligten Industriepartner Sammler-Nippel-Schweißungen und Kesselrohr-Steg-Schweißungen hergestellt und mit entsprechenden Verfahrensprüfungen erfolgreich qualifiziert.



**Bild 5.3:** Übersicht der Erzeugnisse, Schmelzen und verwendeten Schweißgüter des Werkstoffes T24



**Bild 5.4:** Übersicht der Erzeugnisse, Schmelzen und verwendeten Schweißgüter des Werkstoffes P/T92

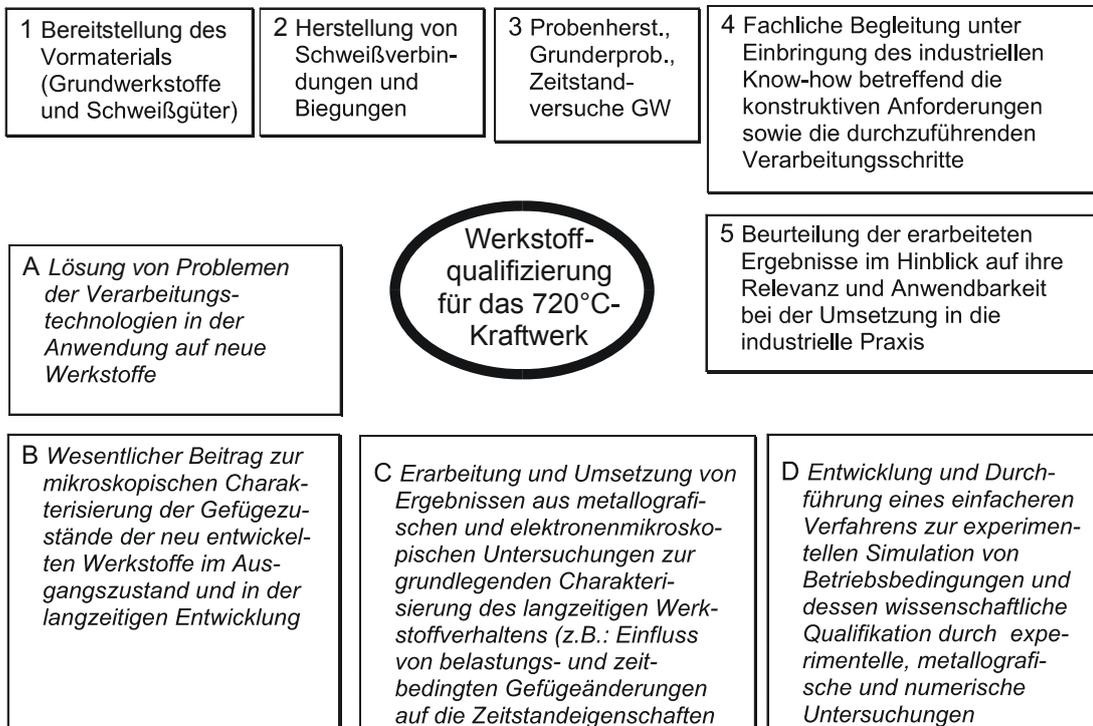
In Bild 5.5 ist der zeitliche Ablauf des Projektes dargestellt. Die Aufteilung in zwei große Teilbereiche, Membranwand und Kesselwerkstoffe, sowie Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe sind auch hier deutlich erkennbar. Es ist zudem erkennbar, dass die Durchführung der Zeitstandversuche die komplette Projektlaufzeit in Anspruch nimmt. An dieser Stelle sei noch darauf verwiesen dass innerhalb des aufgeführten Zeitplanes eine komplexe Abhängigkeitsstruktur der Arbeitspakete untereinander besteht. Die Induktivbiegung der dickwandigen Rohre beispielsweise, kann natürlich erst nach erfolgter Herstellung der Rohre an sich und anschließender Schweißung, sowie mechanisch und technologischer Erprobung der Schweißnaht, erfolgen.

Die Verknüpfung und das Zusammenwirken der durch die Industrie erbrachten Leistungen und der wissenschaftlichen Arbeiten ist im Schaubild (Bild 5.6) illustriert. Dabei liegt der Schwerpunkt der Aufgaben in den unter C und D genannten Aufgabenstellungen. Die in der Übersicht dargestellten Aufgabenstellungen sind, mit Ausnahme des Punktes D, der für die Qualifizierung der Membranwandwerkstoffe benötigt wird, sowohl für Membranwandwerkstoffe als auch für Rohr- und Sammlerwerkstoffe zu lösen. Das Arbeitsprogramm ist deshalb entsprechend aufgegliedert.

	2004		2005				2006				2007				2008				2009			
	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4
<b>Membranwand- und Kesselrohrwerkstoffe</b>																						
Herstellung																						
Verarbeitung (Biegen, Schweißen, Probenherst.)																						
Zeitstanduntersuchungen																						
Werkstoffeigenschaften unter Betriebsbedingungen																						
<b>Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe</b>																						
Herstellung Pipes																						
Herstellung Schweißnähte und Erprobung																						
Induktivbiegung und Erprobung																						
Zeitstanduntersuchungen																						
Anfertigung des Abschlussberichtes																						+2

Bild 5.5: Zeitlicher Ablauf des Projektes

INDUSTRIELEISTUNGEN



WISSENSCHAFTLICHE LEISTUNGEN

Bild 5.6: Zusammenstellung einzelner Aufgabenstellungen im Gesamtprojekt



## 6 Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe

Bei den in diesem Forschungsvorhaben untersuchten Sammler- und Rohrleitungswerkstoffen handelt es sich um den martensitischen 10 % Cr-Stahl P92, den Co- und Mo-legierten 12%-Chromstahl VM12 und die Nickelbasislegierung Alloy 617 mod.. An den vorliegenden dickwandigen Rohren ( $\varnothing$  460 x 80 mm) wurden zunächst verschiedene Umfangsschweißungen vorgenommen. Hierzu wurde an den Rohren der drei untersuchten Werkstoffe eine Schweißverbindung hergestellt, in welcher die Wurzel WIG und die Füll- und Decklagen mit Lichtbogenhandschweißen mit Stabelektrode (im Folgenden kurz mit E-Hand bezeichnet) geschweißt wurden. Im Falle des Werkstoffes VM12 wurde zusätzlich eine Schweißnaht hergestellt dessen Wurzel WIG und die Füll- und Decklagen UP geschweißt wurden. An den dickwandigen Rohren aus Alloy 617 wurde zudem eine Schweißung vorgenommen, dessen Wurzel erneut WIG und die Füll- und Decklagen v-WIGp (Orbital) geschweißt wurden. In Bild 6.1 sind die WIG/UP Schweißverbindungen aller drei Sammlerwerkstoffe dargestellt. Weiterhin wurde an den vorliegenden dickwandigen Rohren Induktivbiegungen durchgeführt. Alle Schweißverbindungen und Induktivbiegungen wurden anschließend einer ausführlichen mechanisch-technologischen Erprobung unterzogen die in den anschließenden Unterkapiteln näher erläutert werden soll. Die durchgeführten Zeitstanduntersuchungen und deren Ergebnisse werden separat in Kapitel 8 aufgeführt und beschrieben.

Zusätzlich wurden verschiedene Sammler-Nippel-Schweißungen (WIG/UP) durchgeführt und ebenfalls einigen mikrostrukturellen Untersuchungen unterzogen.

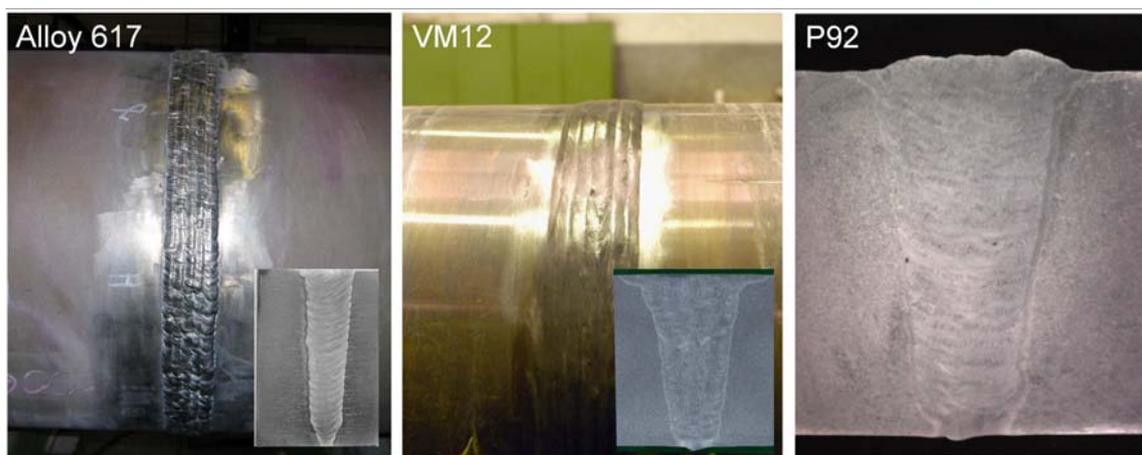


Bild 6.1: WIG/UP-Schweißungen der dickwandigen Rohre ( $\varnothing$  460 x 80 mm)

## 6.1 Fertigung der Komponenten und Grunderprobung der Werkstoffe und Schweißverbindungen

Die Werkstoffe Alloy 617 mod., VM12 und P92 sind für Sammler- und Rohrleitungskomponenten in einem 700/720 °C Kraftwerk vorgesehen. Um sie erfolgreich in Kraftwerksneubauten einsetzen zu können, muss die Herstellbarkeit nachgewiesen und die wesentlichen Eigenschaften von Grundwerkstoffen und Schweißverbindungen, sowie die Neigung dieser Werkstoffe zur Heißrissempfindlichkeit, Relaxationsrissempfindlichkeit und Aufhärtung unter verarbeitungstechnischen Beanspruchungen untersucht werden. Zudem muss die Kerbschlagzähigkeit nach Verarbeitung bestimmt und mit den Ausgangswerten verglichen, sowie das Ausdehnungsverhalten während der Verarbeitung untersucht werden. Hierzu wurden folgende Untersuchungen und Arbeiten durchgeführt:

- Fertigung von dickwandigen Rohren
- Anfertigung von Sammlerrundnähten (Wurzel: WIG, Füll- und Decklage: UP) mit anschließender mechanisch-technologischer Erprobung und Gefügeuntersuchungen
- Anfertigung von Sammlerrundnähten (Wurzel WIG, Füll- und Decklage: E-Hand) mit anschließender mechanisch-technologischer Erprobung und Gefügeuntersuchungen; (Ersatznaht: v-WIGp (Orbital))
- Sammler-Nippelschweißungen (artgleich), Wurzel v-WIG-Impuls, Füll- und Decklage UP mit anschließender eingeschränkter mechanisch-technologischer Erprobung und Gefügeuntersuchungen
- Induktivbiegungen am dickwandigen Rohr ( $\varnothing$  460 mm x 80 mm)
- Zeitstanduntersuchungen (einachsig)
- Durchführung von LCF-Versuchen bei 650 °C und 700 °C (Alloy 617 mod.)
- Bestimmung der chemischen Zusammensetzung

Die folgenden Kapitel sollen einen Auszug aus den durchgeführten Arbeiten vorstellen. Aus Gründen der Übersichtlichkeit muss hier auf eine Darstellung der kompletten Versuchsergebnisse verzichtet werden. Diese sind in den Verfahrensprüfungen, sowie deren Zeugnissen enthalten. Die kleineren Unterschiede in den Zusammenstellungen resultieren daraus, dass die mechanisch-technologischen Untersuchungen von unterschiedlichen Industriepartnern durchgeführt wurden.

**6.1.1 Alloy 617 mod.**

Die chemische Zusammensetzung der verwendeten Schmelzen, sowie der verwendeten Schweißgüter ist in Tabelle 6.1 dargestellt. Diese Tabelle enthält zudem eine chemische Analyse der geschweißten WIG/E-Hand sowie der v-WIGp (Orbital) Verbindung des dickwandigen Rohres. Die chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe der dickwandigen Rohre aus Alloy 617 mod. liegen alle innerhalb der Grenzen der für die modifizierte Version dieser Nickelbasislegierung vorgeschriebenen Grenzen. Die verwendeten Schweißgüter aus UTP A 6170 Co liegen in ihrer chemischen Zusammensetzung innerhalb der Grenzen des VdTÜV Datenblattes [16] der hochwarmfesten Nickelbasislegierung Alloy 617. Ein Schweißgut (SG 122251) und auch mit ihm die geschweißte Verbindung (St) kann zudem die Grenzen der eingeschränkten Analyse einhalten. Die übrigen Schweißgüter weisen hierfür einen leicht zu niedrigen Co- und/oder Ti-Gehalt bzw. einen leicht zu hohen Al-Gehalt auf. Im Falle der Drahtanalyse (Dr) eines Schweißgutes der WIG/UP-Schweißung liegt der Si-Gehalt zudem über dem Grenzwert des Werkstoffes Alloy 617 [16]. Die Stückanalyse zeigt jedoch einen deutlich niedrigeren Wert, welcher die Grenzen deutlich erfüllt.

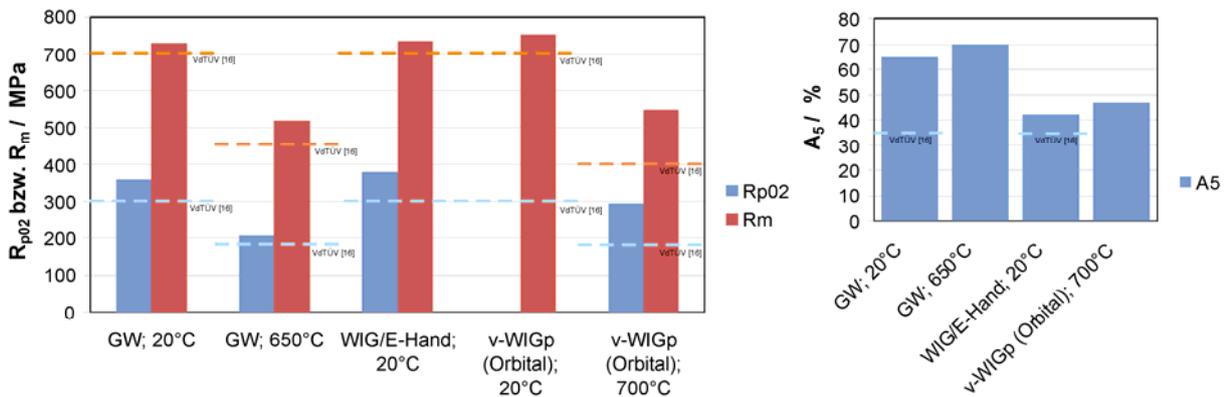
**Tabelle 6.1:** Chemische Zusammensetzung des Sammler- und Rohrleitungswerkstoffes Alloy 617 mod. und dessen Schweißgüter

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

Nr	Gegenstand	Art	Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	Fe	Mn	Si	C	P	S	As	Bi	Pb	Cu	B	N	Nb/Ta	V	W
1	VdTÜV Wbl. 485 09.2001 Werkstoff-Nr. 2.4663 [16]	min.	Rest	20,0	10,0	8,0	0,2	0,6	-	-	-	0,050	-	-	-	-	-	n.a.	n.a.				
		max.		23,0	13,0	10,0	0,5	1,5	2,00	0,70	0,700	0,100	0,012	0,008	0,010	0,001	0,007	n.a.	n.a.				
	Eingeschr. Analyse [14]	min.	Rest	21,0	11,0	8,0	0,3	0,8				0,050	-	-	-	-	-	-	0,002				
		max.		23,0	13,0	10,0	0,5	1,3	1,50	0,30	0,300	0,080	0,012	0,008	0,010	0,001	0,007	0,05	0,005				
<b>Dickwandiges Rohr Ø460x80</b>																							
2	GW Schmelze 312477	Sm		22,0	11,6	8,8	0,4	1,2	0,9	0,05	0,170	0,060	0,002	0,002	0,001	<0,0001	<0,001	0,03	0,002	0,02			
<i>WIG/E-Hand:</i>																							
3	SG 122251 Ø2,4 WZ, SL	St	56,70	21,40	11,10	8,80	0,30	1,3	0,30	0,010	0,040	0,050	0,002	0,002				0,010					
4	SG 122251/42310 Ø2,4	Dr	56,95	21,48	11,07	8,75	0,30	1,18	0,34	0,005	0,066	0,055	0,001	0,001				0,007	0,0017	0,01	0,004		
5	SG 4104988 Ø2,5, FL	St	56,40	21,36	10,49	8,37	0,28	1,47	0,38	0,007	0,800	0,060	0,001	0,001				0,030	0,002	0,017	0,003		
4	SG 4104988 Ø2,5	Dr	56,40	21,36	10,5	8,37	0,28	1,47	0,38	0,007	0,800	0,060	0,001	0,001				0,030	0,0019	0,017			
6	SG 4105296 Ø3,2	St	56,40	21,66	10,55	8,63	0,30	1,2	0,21	0,067	0,800	0,060	0,003	0,001				0,030	0,002	0,024	0,003		
4	SG 4105296 Ø3,2, FL, DL	Dr	56,40	21,66	10,31	8,63	0,30	1,2	0,21	0,067	0,800	0,060	0,003	0,001				0,030	0,0017	0,024			
<i>E-Hand: Geschweißte Verbindung</i>																							
7	GW	St	Rest	22,00	11,5	8,80	0,28	1,1	0,94	0,07	0,160	0,050	<0,005	<0,005	n.b.	n.b.	<0,01	0,04	0,0012	n.b.	0,04	0,01	0,1
	SG Decklage	St	Rest	21,50	10,3	8,60	0,22	1,4	0,15	0,08	0,820	0,060	<0,005	<0,005	n.b.	n.b.	<0,01	<0,01	0,0008	n.b.	0,02	0,01	0,02
	SG Mitte	St	Rest	21,70	10,3	8,60	0,21	1,4	0,16	0,08	0,800	0,060	<0,005	<0,005	n.b.	n.b.	<0,01	<0,01	0,0008	n.b.	0,02	0,01	0,02
	SG Wurzel	St	Rest	21,50	10,3	8,50	0,20	1,4	0,22	0,06	0,840	0,060	<0,005	<0,005	n.b.	n.b.	<0,01	<0,01	0,0008	n.b.	0,02	0,01	0,02
<i>WIG Orbital: (Ersatznaht)</i>																							
8	GW	St	54,7	21,80	11,8	8,60	0,41	1,3	1,13	0,06	0,010	0,060	0,006	0,001				0,03	0,002	0,020	0,05	0,01	
	SG	St	57,4	21,20	11,8	8,60	0,33	1,3	0,4	0,03	0,030	0,050	0,004	0,001				0,01	0,002	0,013	0,02	0,01	
<i>WIG/UP:</i>																							
4	SG 122164 Ø1,6	St	56,6	21,80	11,0	8,60	0,30	1,26	0,2	0,01	0,050	0,060	0,002	0,002				0,01					
	SG 122164 Ø1,6	Dr	56,4	21,49	10,85	8,47	0,19	0,7	1,38	0,022	0,390	0,042	0,004	0,001				0,02	0,0016	0,021	0,009		

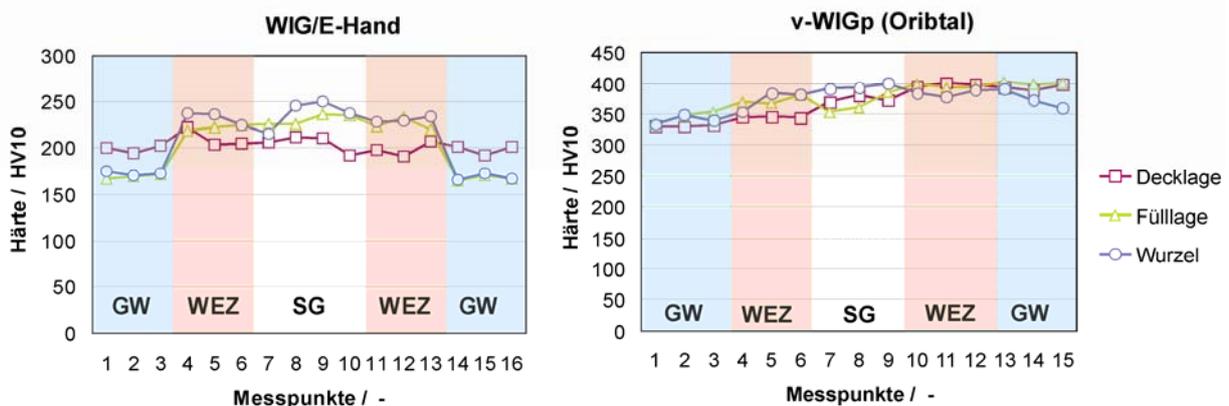
1 Vorgabewerte aus [14] und [16]  
 2 V&M Tubes: Inspection Certificate 3.1.B ACC TO EN 10204: 1991 + a1:1995; Nr. 36317  
 3 UTP Werkzeignis 3.1: UTP A 6170 Co mod.; Nr.: 500735/Ra  
 4 Mail J. Heinemann, 13.06.2007, B-Gehalt Mail C. Henrich 28.10.08  
 5 UTP Werkzeignis 3.1: UTP 6170 Co mod.; Nr.: 500899/Ra  
 6 UTP Werkzeignis 3.1: UTP 6170 Co mod.; Nr.: 600035/Ra  
 7 Hitachi Power Europe GmbH: Verfahrensprüfung; Optische Emissionsspektralanalyse; Untersuchungsbericht C 2007/043 (Werte bezüglich B und Ti außerhalb der Vorgaben)  
 8 SZMF: Qualifizierung WIG Orbital Naht (8. LA)

SG = Schweißgut; GW = Grundwerkstoff; Sm = Schmelze; Dr = Draht; St = Stück, WZ = Wurzel; SL = Stützlage; FL = Füllage; DL = Decklage  
  Schweißgut der Modifikationsstufe 1 (mod. 1)



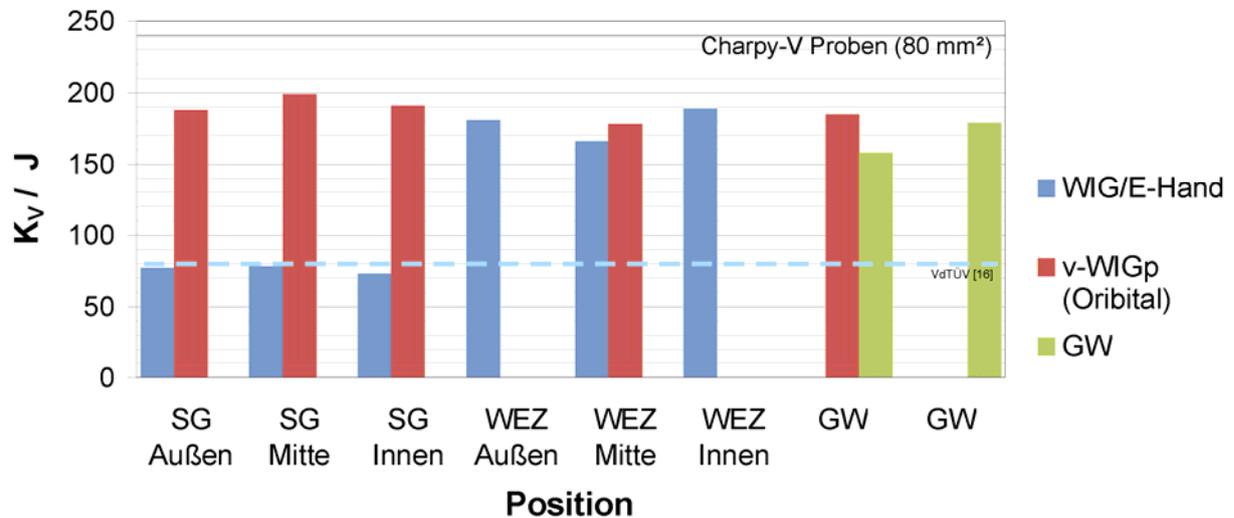
**Bild 6.2:** Festigkeiten (links) und Bruchdehnung (rechts) der Alloy 617 mod. Rohre

Neben den chemischen Analysen wurden zudem Zug- und Warmzugversuche an Grundwerkstoff, sowie den fertigen Schweißverbindungen WIG/E-Hand und v-WIGp (Orbital) durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Versuche sind Bild 6.2 dargestellt. Die Zugversuche bei Raumtemperatur der Schweißverbindungen und des Grundwerkstoffes erfüllen die an sie gestellten Anforderungen. Die 0,2 %-Dehngrenze  $R_{p0,2/20\text{ °C}}$  liegen bei Grundwerkstoff und WIG/E-Hand Schweißverbindung über den geforderten 300 MPa. Im Falle der v-WIGp (Orbital) Schweißverbindung wurde keine 0,2 %-Dehngrenze ausgewiesen. Die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur  $R_{m/20\text{ °C}}$  aller Verbindungen, sowie des Grundwerkstoffes liegen über 700 MPa. Die Bruchdehnungen  $A_{5/20\text{ °C}}$  bei Raumtemperatur (nur GW und WIG/E-Hand ausgewiesen) liegen ebenfalls über den Minimalanforderungen von 35 %. Auch die Ergebnisse bei erhöhter Temperatur durchgeführten Zugversuche erfüllen die Mindestanforderungen. Lediglich im Falle der WIG/E-Hand Schweißverbindung liegen keine Daten bei erhöhten Temperaturen vor.



**Bild 6.3:** Härteverläufe (HV10) der Schweißverbindungen; Alloy 617 mod.: links: WIG/E-Hand; rechts: v-WIGp (Orbital)

Weiterhin wurden verschiedene Härtereihen über den Schweißverbindungen erstellt. Neben HV10 wurden in den meisten Fällen zusätzlich HV1 Härtereihen erstellt. Da diese aber nicht in jedem Fall, sondern auszugsweise erstellt wurden, wird hier ein Vergleich mit Hilfe der HV10-Härtereihen durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Vergleiche sind in [Bild 6.3](#) aufgeführt.



**Bild 6.4:** Kerbschlagarbeit an den Schweißverbindungen aus Alloy 617 mod.

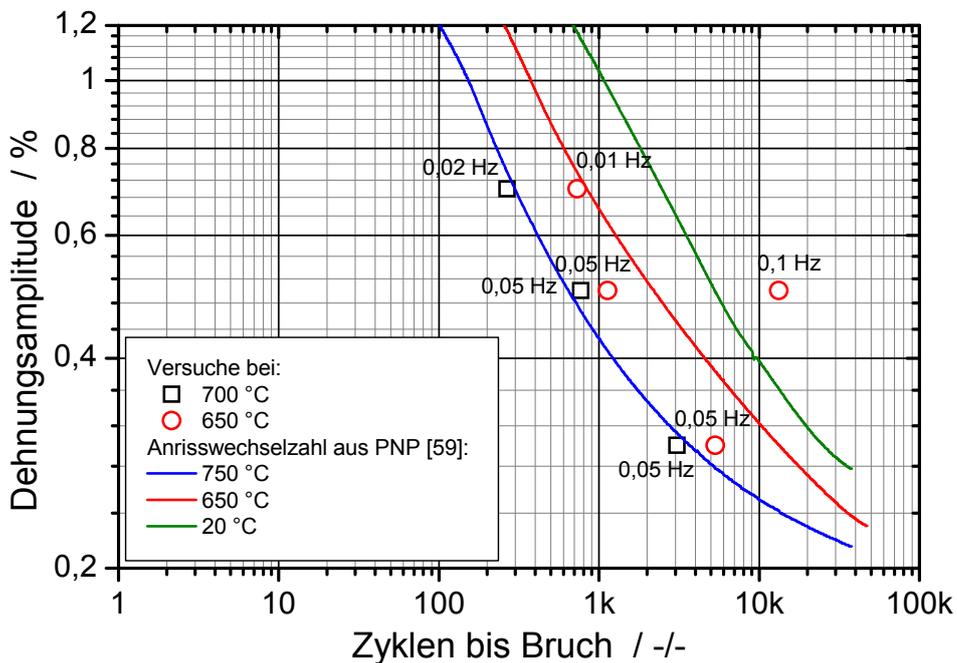
Weiterhin wurden die Kerbschlagarbeiten des Grundwerkstoffes, des Schweißgutes und der Wärmeinflusszone (WEZ) ermittelt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in [Bild 6.4](#) zusammengestellt. Hier wird deutlich, dass das Schweißgut der WIG/E-Hand Schweißverbindung eine geringere Kerbschlagarbeit aufweist.

**Tabelle 6.2:** Übersicht der LCF-Versuche an Alloy 617 mod., Grundwerkstoff bei 650 °C und 700 °C

Probenbezeichnung	$\epsilon_m$ [%]	$\epsilon_a$ [%]	T [°C]	$N_f$ [h]	f [Hz]	Dehnrage
AGU04	0	±0,7	700	266	0,02	5,6E-04
AGU24	0	±0,7	650	730	0,01	2,8E-04
AGU33	0	±0,5	700	770	0,05	1,0E-03
AGU02	0	±0,5	650	13237	0,1	2,0E-03
AGU51	0	±0,5	650	1041	0,05	1,0E-03
AGU53	0	±0,3	700	3070	0,05	6,0E-04
AGU43	0	±0,3	650	4414	0,05	6,0E-04

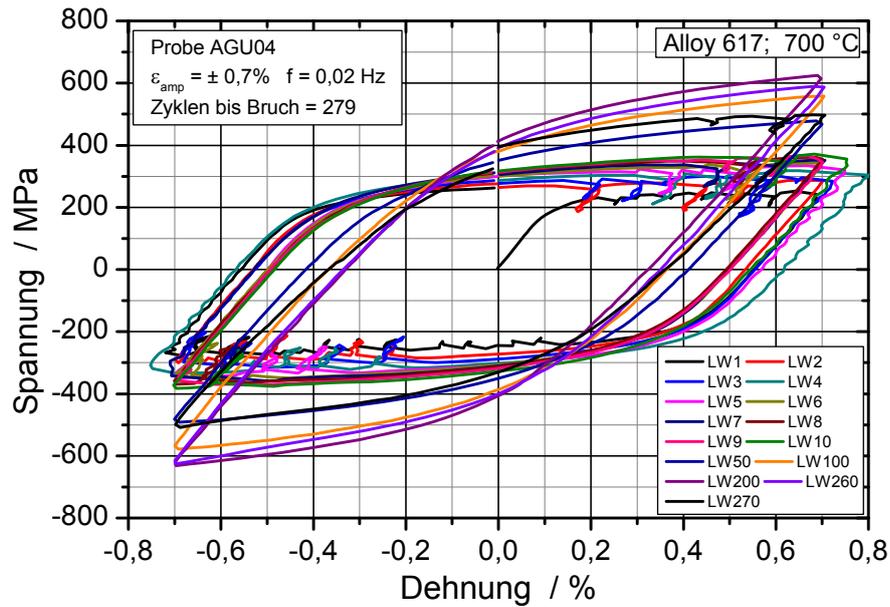
Im Falle des Alloy 617 wurden neben dem üblichen Programm zur mechanischen und technologischen Erprobung zusätzlich LCF-Versuche am Grundwerkstoff durchgeführt. Das durchgeführte Versuchsprogramm und die hier erzielten Ergebnisse sind in [Tabelle 6.2](#) zusammengestellt. An dieser Stelle sei zudem erwähnt, dass zunächst die geplanten Versuche bei einer Frequenz von 1 Hz durchgeführt wurden. Eine Prüfung unter dieser

Frequenz stellte sich jedoch, auf Grund des bei diesem Werkstoffes auftretenden Portevin – Le Chatelier – Effekt [57], [58], auch als dynamische Reckalterung bezeichnet, als schwierig heraus. Als dynamische Reckalterung wird das unstetige Verformungsverhalten von Mischkristallen aufgrund Wechselwirkungen zwischen gleitfähigen Versetzungen mit Fremdatomen im Temperaturbereich von  $0,2 T_s - 0,5 T_s$  ( $T_s$ : Schmelztemperatur in K) bezeichnet. Dies bewirkt einen Einfluss auf das Verformungsverhalten während plastischer Verformung, welcher sich bei den hier durchgeführten LCF-Versuchen durch „schlagartige“ Lastabfälle bemerkbar machte.

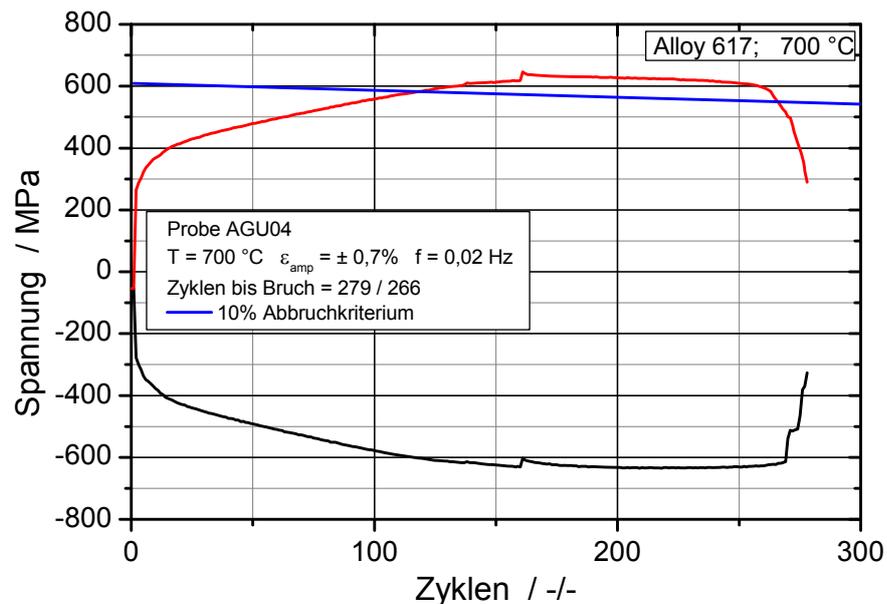


**Bild 6.5:** Ergebnisse der durchgeführten LCF-Versuche an Alloy 617 mod., sowie Anrisswechselzahlen aus PNP [59]

In Bild 6.6 und Bild 6.7 sind exemplarisch für alle an der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod. durchgeführten LCF-Versuche die Hysteresen und erzielten Spitzenwerte am Beispiel der Probe AGU04 ( $\epsilon_{amp} = 0,7 \%$  bei  $T = 700 \text{ °C}$ ) aufgeführt. Es fällt auf, dass die schlagartigen Lastabfälle bedingt durch den Portevin – Le Chatelier – Effekt im ersten Zyklus am deutlichsten erkennbar sind. Mit steigender Zyklenzahl werden die Verläufe glatter bis schließlich keine Lastabfälle mehr auftreten. Generell konnte festgestellt werden, dass der Einfluss des Portevin – Le Chatelier – Effektes bei einer Prüftemperatur von  $700 \text{ °C}$  stärker zu beobachten ist als bei niedrigerer Temperatur ( $650 \text{ °C}$ ). Die dargestellten Spitzenwerte des exemplarisch aufgeführten Versuches zeigen deutlich das für den Werkstoff typische verfestigende Verhalten. Eine Bestimmung des Anrisszeitpunktes wurde mit Hilfe des dargestellten 10 %-Anrisskriteriums durchgeführt.



**Bild 6.6:** Ausgewählte Hysteresen der Probe AGU04

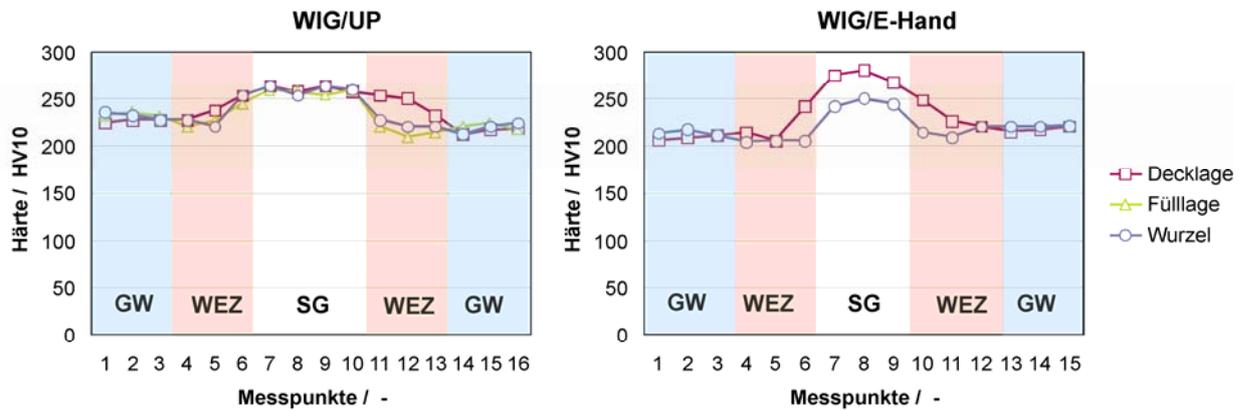


**Bild 6.7:** Spitzenwerte und 10 %-Anrisskriterium der Probe AGU04

### 6.1.2 VM12

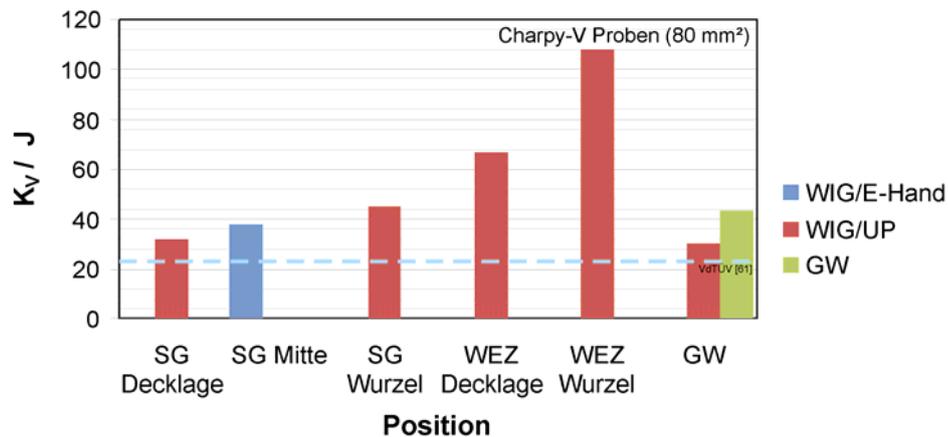
Die chemische Zusammensetzung der verwendeten Schmelzen, sowie der verwendeten Schweißgüter ist in [Tabelle 6.3](#) dargestellt. Diese Tabelle enthält zudem eine chemische Analyse der geschweißten WIG/E-Hand sowie der WIG/UP Verbindung des dickwandigen Rohres.





**Bild 6.9:** Härteverläufe (HV10) der Schweißverbindungen; VM12

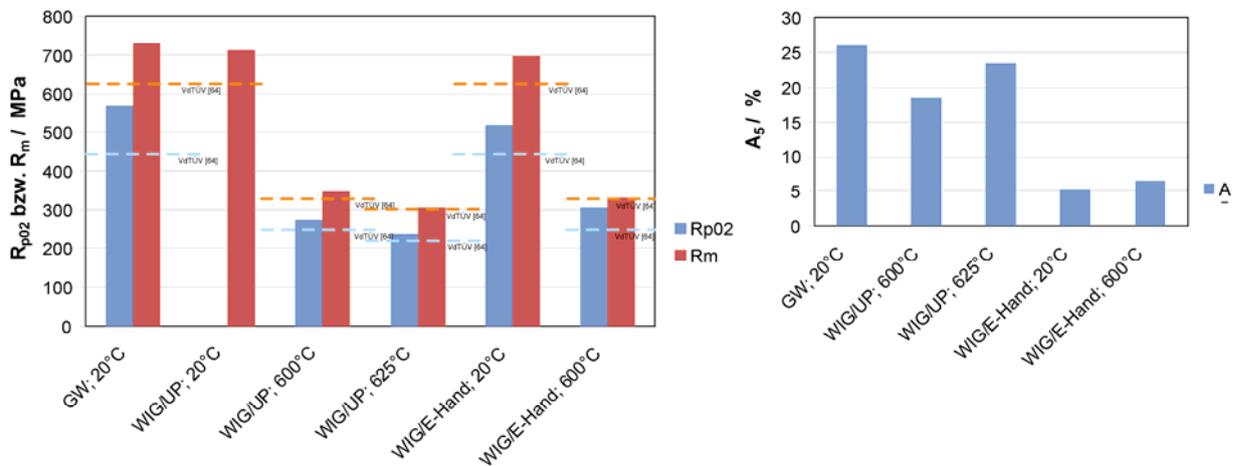
Weiterhin wurden verschiedene Härtereihen über den Schweißverbindungen erstellt. Neben HV10 wurden in den meisten Fällen zusätzlich HV1 Härtereihen angefertigt. Da diese aber nicht in jedem Fall, sondern lediglich auszugsweise erstellt wurden, wird hier ein Vergleich mit Hilfe der HV10-Härtereihen durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Vergleiche sind in Bild 6.9 aufgeführt.



**Bild 6.10:** Kerbschlagarbeit an den Schweißverbindungen aus VM12

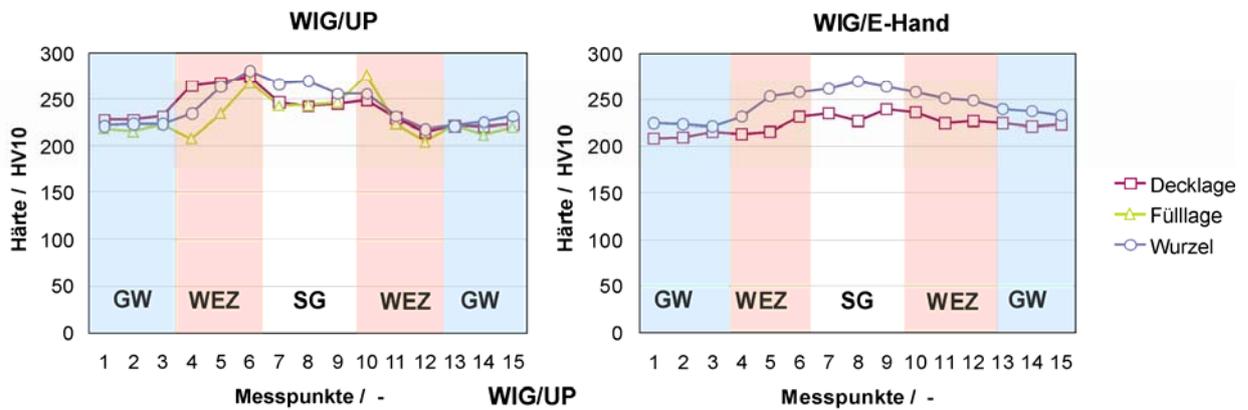
Weiterhin wurden die Kerbschlagarbeiten des Grundwerkstoffes, des Schweißgutes und der Wärmeinflusszone (WEZ) ermittelt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Bild 6.10 zusammengestellt. Die im VdTÜV geforderten mindest Kerbschlagarbeiten von 27 J (quer) wurden erzielt.





**Bild 6.11:** Festigkeiten (links) und Bruchdehnung (rechts) der P92 Rohre

Weiterhin wurden verschiedene Härtereihen über den Schweißverbindungen erstellt. Neben HV10 wurden in den meisten Fällen zusätzlich HV1 Härtereihen angefertigt. Da diese aber nicht in jedem Fall, sondern lediglich auszugsweise erstellt wurden, wird hier ein Vergleich mit Hilfe der HV10-Härtereihen durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Vergleiche sind in Bild 6.12 aufgeführt.



**Bild 6.12:** Härteverläufe (HV10) der Schweißverbindungen; P92

Weiterhin wurden die Kerbschlagarbeiten des Grundwerkstoffes, des Schweißgutes und der Wärmeinflusszone (WEZ) ermittelt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Bild 6.13 zusammengestellt.

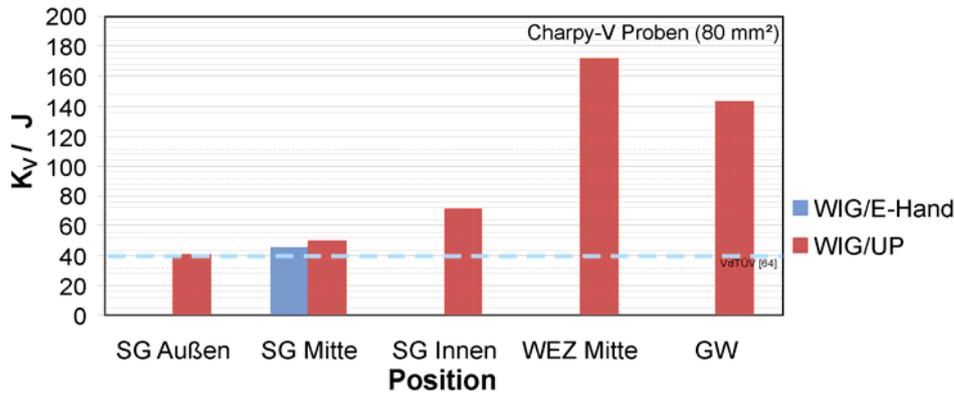


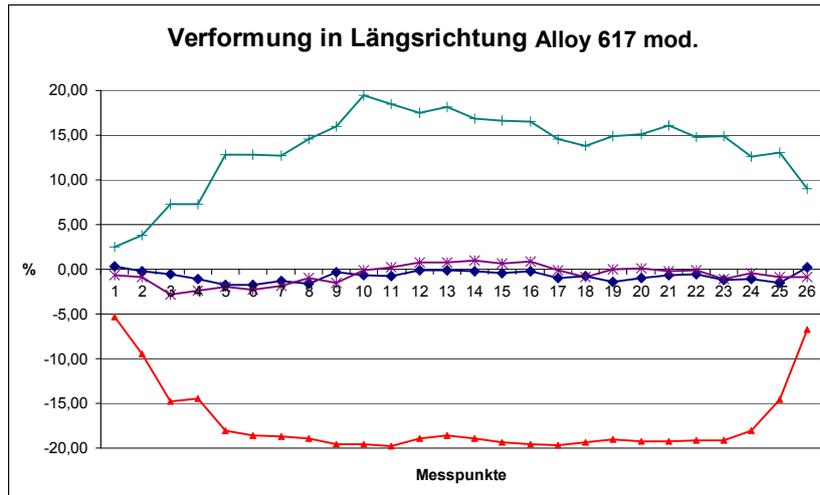
Bild 6.13: Kerbschlagarbeit an den Schweißverbindungen aus P92

### 6.2 Durchführung der Induktivbiegungen

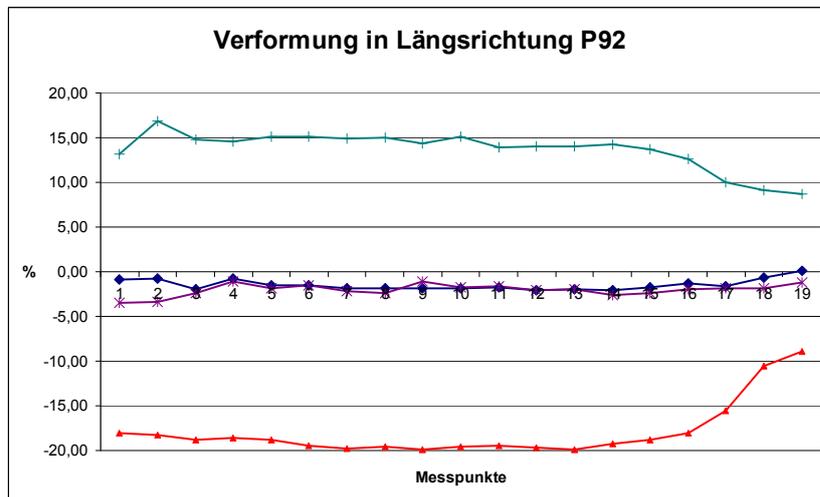
Aus der Rohrfertigung bei V & M stand je Werkstoff eine Rohrlänge von 2 m bis 4 m der Abmessung  $\varnothing_a$  460 mm x 80 mm Wanddicke für die Fertigung von je einer Induktivbiegung bei SALZGITTER MANNESMANN zur Verfügung. Im vorgesehenen Biegebereich wurden an jedem Rohr vor dem Biegen entlang der Zug- und Druckzone (Extradados und Intrados) sowie beider neutralen Fasern ein Messraster aufgebracht (Punktabstand 100 mm). Die gleichen Stellen wurden nach dem Biegen wiederum vermessen. Außerdem wurden die mechanisch bearbeiteten Rohre (innen gebohrt – außen gedreht) vor dem Biegen einer rekristallisierenden Glühung unterzogen, um die Kaltverfestigungen im Oberflächenbereich zu beseitigen. Alle Bögen wurden mit einem Radius von 1380 mm (= 2,9  $D_a$ ) und einem Biegewinkel zwischen 40° und 60°, je nach zur Verfügung stehenden Rohrlänge, gebogen. Das Verformungsverhalten der Rohre beim Biegen zeigen Tabelle 6.5 und Bild 6.14 bis Bild 6.16 (Ergebnis der Rastermessung vor und nach dem Biegen).

Tabelle 6.5: Verformungsverhalten der dickwandigen Rohre beim Biegen

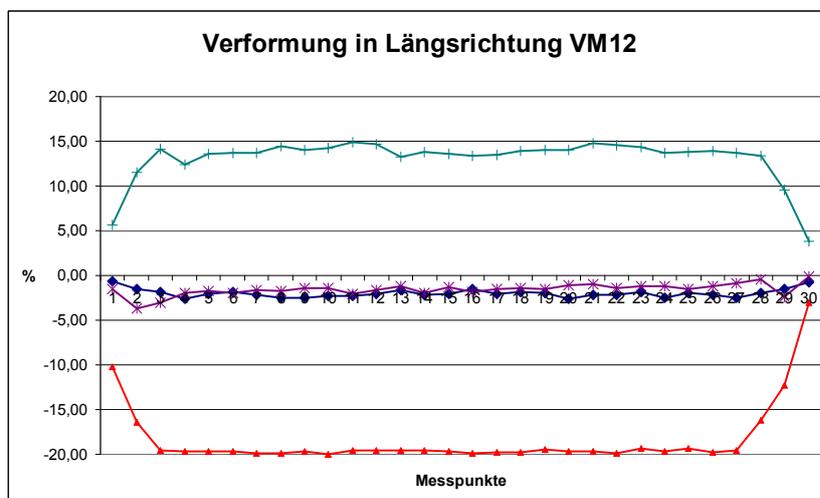
	Verformung in Längsrichtung		Wanddickenveränderung		max. Ovalität
	Stauchung DZ	Dehnung ZZ	max. Aufstauchung DZ	max. Wandverschwächung ZZ	
Alloy 617 mod.	19,8 %	12,7–19,5 %	13,8 %	7,2 %	0,6 %
P92	19,9 %	14,0–15,1 %	19,9 %	8,9 %	0,2 %
VM12	20,0 %	13,0–14,9 %	19,8 %	8,9 %	0,3 %



**Bild 6.14:** Verformung in Längsrichtung während der Rohrbiegung Alloy 617 mod.



**Bild 6.15:** Verformung in Längsrichtung während der Rohrbiegung P92



**Bild 6.16:** Verformung in Längsrichtung während der Rohrbiegung VM12

Der Alloy 617 mod.-Bogen wurde anschließend lösungsgeglüht (1150 °C / 80' / Wasser). Die Bögen aus Werkstoff P92 und VM12 wurden vergütet (Härten: 1060 °C / 80' / bewegte Luft + Anlassen: 770 °C / 160' / ruhende Luft). Nach Entzundern der Oberflächen durch Strahlen wurden alle Bögen einer Oberflächenrissprüfung unterzogen. Hierbei wurde der Alloy 617 mod.-Bogen FE-geprüft, während die beiden Bögen aus martensitischen Cr-Stählen MP-geprüft wurden. Es wurden keinerlei Fehleranzeigen gefunden.

Anschließend wurde an allen Bögen die Maßkontrolle und Härtemessungen (HV) an der Oberfläche durchgeführt, bevor aus den unterschiedlichen Zonen (Extrados, Intrados und gerader Schenkel) Segmente für die zerstörende Prüfung ausgearbeitet wurden. Bild 6.17 zeigt am Beispiel des Alloy 617 mod.-Bogens die Lage der Probenentnahme sowie eine Übersicht aller entnommenen Proben.



**GSGW:** gerader Schenkel Grundwerkstoff

**BBDZ:** Biegebereich Druckzone

**BBZZ:** Biegebereich Zugzone

**Probenumfang:**

- 1 Rundzugprobe
- 1 Warmzugprobe (+600°C bzw. +700°C)
- 1 Satz Kerbschlagproben längs (+20°C)
- 1 Satz Kerbschlagproben quer (+20°C)
- 1 Satz Kerbschlagproben längs (+100°C)
- 1 Schliff längs
- Zeitstandproben nur aus BBDZ und BBZZ

Bild 6.17: Probenentnahme der Induktivbiegungen am Beispiel Alloy 617 mod. Bogen

Die Ergebnisse der mechanisch-technologischen Erprobung zeigten für die geprüften Zonen je Bogen (Zugzone, Druckzone und gerader Schenkel) im Rahmen der üblichen Streuung homogene Werte. Die Festigkeitseigenschaften (Ersatzstreckgrenze  $R_{p0,2}$  und Zugfestigkeit  $R_m$ ) lagen sowohl bei Raumtemperatur als auch bei der Warmzugprüfung für allen drei Bögen oberhalb der spezifizierten Mindestwerte. Die  $A_5$ -Dehnungswerte der martensitischen Cr-Stähle (P92 und VM12) lagen mit 20 – 25 % im Bereich der Mindestanforderung. Die gemessenen Kerbschlagzähigkeitswerte bei Raumtemperatur lagen

lediglich bei dem VM12 Bogen unterhalb der angestrebten Mindestanforderung von 41 J als Einzelwert sowie 68 J als Mittelwert. Die am Schliff über die Wanddicke gemessenen Härtewerte lagen bei allen drei Werkstoffen in einem Bereich zwischen 200 und 240 HV5. Bei der Gefügeuntersuchung bei 1000-facher Vergrößerung konnten keine Gefügauflockerungen oder Mikrorisse gefunden werden. Die Ergebnisse der Zeitstandproben, die aus den Induktivbiegungen entnommen wurden, sind in Kapitel 8 mit aufgeführt.

Es konnte gezeigt werden, dass sich die bei V & M im Erhardtverfahren hergestellten dickwandigen Rohre der Werkstoffe Alloy 617 mod., P92 und VM12 zum Induktivbiegen eignen.



## 7 Kesselrohr- und Membranwandwerkstoffe

Zur Qualifizierung der Kesselrohrwerkstoffe eines 700/720 °C-Kraftwerkes sollen in diesem Projekt die Stähle T24, T92, VM12-SHC und Alloy 617 mod. untersucht werden. Hierzu wurden zunächst die erforderlichen Kesselrohre mit den Abmessungen  $\varnothing 38 \times 6,3$  mm (T92 und Alloy 617 mod.),  $\varnothing 38 \times 7,1$  mm (VM12-SHC) und  $\varnothing 38 \times 8,8$  mm (T24) gefertigt. Anschließend wurden WIG-Rundnähte hergestellt und einer detaillierten mechanisch technologischen Erprobung unterzogen. Weiterhin wurden aus den Rundnähten Zeitstandproben entnommen und ein detailliertes Versuchsprogramm durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Kapitel 8 dieses Berichtes zu finden.

Ergänzend wurden Rohr-Steg-Schweißungen durchgeführt und ebenfalls mechanisch-technologisch erprobt. Ein Beispiel hierfür sind die in Kapitel 9 näher beschriebenen Membranwandprüfkörper. Diese werden unter annähernd realen Betriebsbedingungen in einem extra zu diesem Zweck entwickelten Prüfstand getestet. Einige Kesselrohre am Beispiel des Werkstoffes VM12-SHC, sowie deren Rohr-Steg-Schweißungen sind in [Bild 7.1](#) dargestellt.

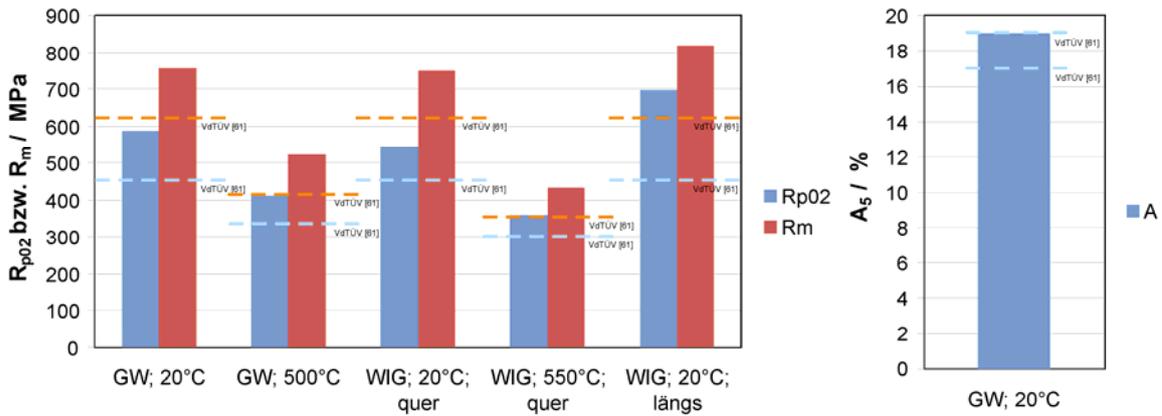


**Bild 7.1:** Kesselrohre und deren Schweißungen; Werkstoff: VM12-SHC

### 7.1 Mechanisch technologische Erprobung der WIG-Nähte

Ziel der hier aufgeführten Arbeiten - mechanisch-technologischer Erprobung der Membranwandwerkstoffe - ist die Ermittlung der Werkstoffeigenschaften bei der Verarbeitung der betrachteten Werkstoffe vor dem Hintergrund des großtechnischen Einsatzes (Relaxationsrissbildung, Heißrissbildung, Aufhärtung, Kaltverformung).

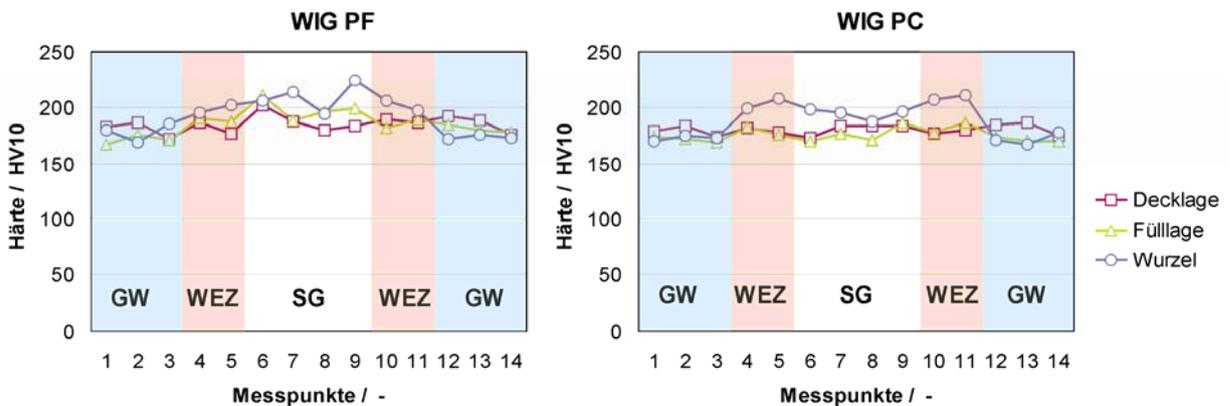




**Bild 7.2:** Festigkeiten und Bruchdehnung der Alloy 617 mod. Kesselrohre

Die chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe und Schweißgüter der Kesselrohre aus Alloy 617 mod. liegen alle innerhalb der Grenzen der für die modifizierte Version dieser Nickelbasislegierung vorgeschriebenen Grenzen.

Neben den chemischen Analysen wurden zudem Zug- und Warmzugversuche an Grundwerkstoff und der fertigen Schweißverbindung durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Versuche sind Bild 7.2 dargestellt. Die Zugversuche bei Raumtemperatur der Schweißverbindungen und des Grundwerkstoffes erfüllen die an sie gestellten Anforderungen. Die 0,2 %-Dehngrenze  $R_{p0,2/20\text{ °C}}$  liegen bei Grundwerkstoff und WIG Schweißverbindung über den geforderten 300 MPa. Die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur  $R_{m/20\text{ °C}}$  der Schweißverbindung, sowie des Grundwerkstoffes liegen über 700 MPa. Die Bruchdehnungen  $A_{5/20\text{ °C}}$  bei Raumtemperatur liegen ebenfalls über den Minimalanforderungen von 35 %. Auch die Ergebnisse der bei erhöhter Temperatur (650 °C) durchgeführten Zugversuche des Grundwerkstoffes erfüllen die Mindestanforderungen von 187 MPa (0,2 %-Dehngrenze) und 460 MPa (Zugfestigkeit) deutlich.



**Bild 7.3:** Härteverläufe (HV10) der Schweißverbindungen; Alloy 617 mod. Kesselrohre

Zusätzlich wurden verschiedene Härtereihen über den WIG-Schweißverbindungen der Kesselrohre erstellt. Die Ergebnisse dieser Vergleiche sind in Bild 7.3 aufgeführt. PF und PC bezeichnet dabei die Schweißposition (ggf. ergänzen in Endfassung).

Weiterhin wurden die Kerbschlagarbeiten des Grundwerkstoffes, des Schweißgutes und der Wärmeeinflusszone (WEZ) ermittelt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Bild 7.4 zusammengestellt. Hier wird deutlich, dass der Grundwerkstoff eine geringere Kerbschlagarbeit als Schweißgut und Wärmeeinflusszone aufweist. Die geforderten Mindestkerbschlagarbeiten nach VdTÜV [16] von 80 J (quer) wurden erzielt.

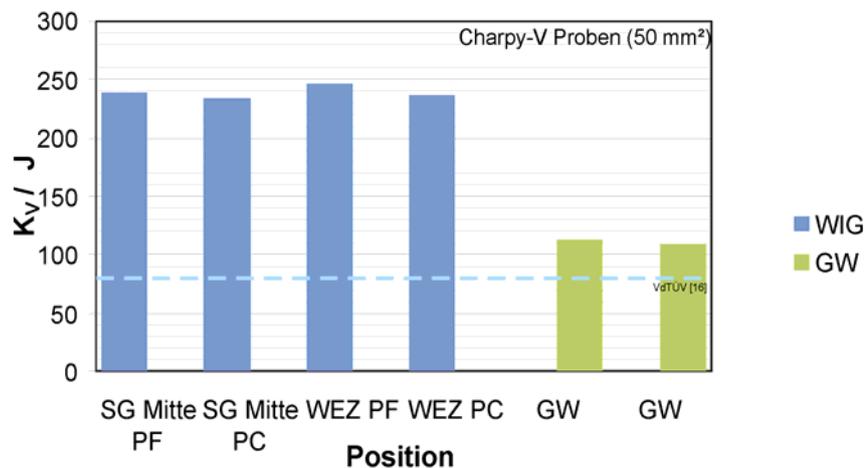


Bild 7.4: Kerbschlagarbeit an den Schweißverbindungen aus Alloy 617 mod. Kesselrohr

### 7.1.2 T24

In Tabelle 7.2 sind die chemischen Zusammensetzungen der verwendeten T24-Schmelzen, sowie deren WIG-Schweißverbindungen inkl. Schweißgüter zusammengestellt. Die zunächst angefertigten Rundnähte ( $\varnothing 38 \times 8,8$  mm), sowie die hierfür verwendeten Schweißgüter und Grundwerkstoffe, entsprechen den Richtwerten nach VdTÜV Werkstoffblatt-Nr. 533 [67]. Allerdings ist der für diese Verbindung verwendete WIG-Draht Ti-legiert. Auf Grund des Ti-Abbrandes wird nach neusten Erkenntnissen ein Nb-legierter Draht bevorzugt. Aus diesem Grund wurden fünf weitere Nähte unter Verwendung des in Tabelle 7.2 aufgeführten Nb-legierten Schweißgutes in Schweißposition PA erstellt. Es fällt auf, dass die hier verwendeten Schweißgüter einen leicht über dem Richtwert nach VdTÜV-Werkstoffblatt [67] liegenden C-Gehalt aufweisen. Die Erprobung dieser WIG-Schweißverbindungen ( $\varnothing 44,5 \times 5,6$  mm) dauern zum Zeitpunkt der Berichtserstellung noch an. Die im Folgenden auszugsweise aufgeführten Ergebnisse beziehen sich, bis auf die Zusammenstellung der chemischen Zusammensetzung, auf die WIG Schweißverbindung der Kesselrohre ( $\varnothing 38 \times 8,8$  mm) unter Verwendung des Ti-legierten Schweißgutes.

**Tabelle 7.2:** Chemische Zusammensetzung des Kesselrohrwerkstoffes T24 und dessen Schweißgüter

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

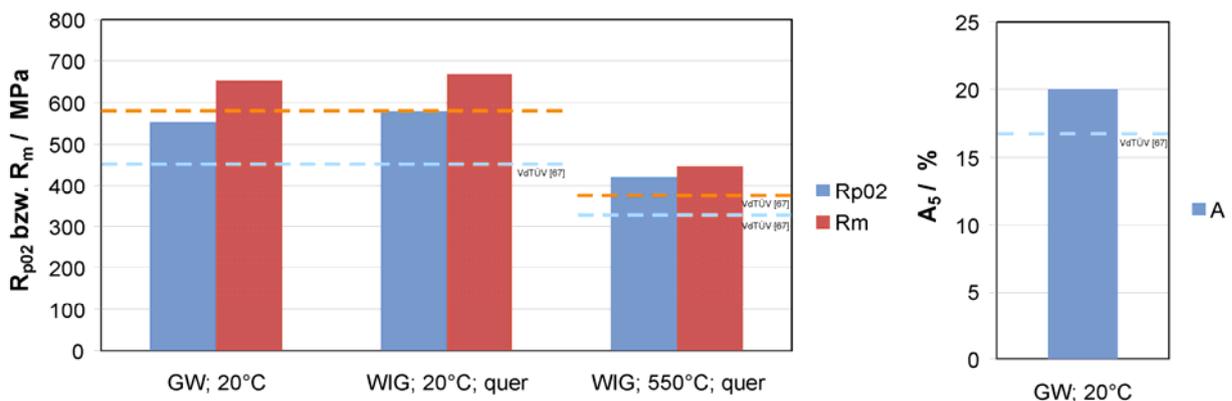
Nr	Gegenstand	Art	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Ti	Nb	V	N	B	Co	W	Sn	As	Sb	Zr	
1	Richtwerte [67] min	Sm	0,05	0,15	0,30	-	-	2,20	0,90			-	0,05		0,20	-	0,0015							
	Richtwerte [67] max	Sm	0,10	0,45	0,70	0,020	0,010	2,60	1,10			0,020	0,10		0,30	0,010	0,0070							
	Richtwerte [67] min	St	0,04	0,12	0,26	-	-	2,13	0,86			-	0,03		0,17	-	0,0012							
	Richtwerte [67] max	St	0,11	0,48	0,74	0,025	0,015	2,67	1,14			0,025	0,12		0,33	0,012	0,0075							
<b>Kesselrohre Ø38x8,8</b>																								
2	GW Schmelze 28828	St	0,060	0,290	0,45	0,013	0,004	2,290	0,970	-	-	0,017	0,07	-	0,230	0,009	0,0049	-	-	-	-	-	-	-
<b>WIG Rundnähte</b>																								
2	SG 54487 Ø2,4	Sm	0,053	0,250	0,47	0,004	0,006	2,380	0,940	0,077	0,19	0,006	0,071	0,009	0,240	0,008	0,002	0,008	-	0,005	0,002	<0,001		
<b>E-Hand</b>																								
2	SG 5183 Ø2,5	Sm	0,1	0,26	0,53	0,009	0,009	2,550	1,000	0,16	-	0,003	<0,001	0,055	0,230	0,015	-	-	0,002	-	-	-	-	-
	SG 5163 Ø3,2	Sm	0,087	0,28	0,55	0,010	0,008	2,560	1,040	0,16	-	0,004	<0,001	0,050	0,24	0,014	-	-	0,002	-	-	-	-	-
<b>Kesselrohre Ø44,5x5,6</b>																								
3	GW Schmelze 59295	Sm	0,090	0,280	0,55	0,011	0,004	2,500	0,990			0,014	0,07		0,230	0,006	0,0048							
<b>WIG Rundnähte</b>																								
4	SG 800380 Ø2,4	Dr	0,110	0,190	0,54	0,004	0,004	2,540	0,930		0,03		0,002	0,057	0,228			2 ppm						
5	SG 800380 Ø2,4	Dr	0,115	0,184	0,52	0,006	0,005	2,420	0,965	0,031	0,061	<0,001	0,002	0,066	0,245	0,0079	4 ppm	0,009	0,023	0,002	<0,001	<0,001	0,002	

1 Richtwerte: VdTUV-Werkstoffblatt 533; Werkstoff-Nr.: 1.7378; Ausgabe 12.99 [67]      3 V&M Abnahmeprüfzeugnis: 09.09.2009  
 2 Alstom: 4. LA      4 Böhler Welding Group; Test Report nach EN 10204 Nr. 1-2009-03-1693254  
 5 GLP: Prüf-Nr.: 9 11 029 MH

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

Neben den chemischen Analysen wurden zudem Zug- und Warmzugversuche an Grundwerkstoff und der fertigen WIG Rundnaht durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Versuche sind **Bild 7.5** aufgeführt. Die Zugversuche bei Raumtemperatur der Schweißverbindungen und des Grundwerkstoffes erfüllen die an sie gestellten Anforderungen. Die 0,2 %-Dehngrenze  $R_{p0,2/20}^{\circ C}$  liegen bei Grundwerkstoff und WIG Schweißverbindung über den geforderten 450 MPa. Die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur  $R_{m/20}^{\circ C}$  der Schweißverbindung, sowie des Grundwerkstoffes liegen über 585 MPa. Die Bruchdehnungen  $A_{5/20}^{\circ C}$  des Grundwerkstoffes bei Raumtemperatur liegen bei etwa 20 %. Auch die Ergebnisse der bei erhöhter Temperatur (550 °C) durchgeführten Zugversuche der Schweißverbindung erfüllen die Mindestanforderungen von 321 MPa (0,2 %-Dehngrenze) und 381 MPa (Zugfestigkeit) deutlich.

Zusätzlich wurde eine Härtereihe über der WIG Rundnaht des T24-Kesselrohres erstellt. Die Ergebnisse dieses Vergleiches sind in **Bild 7.6** aufgeführt.



**Bild 7.5:** Festigkeiten und Bruchdehnung der T24-Kesselrohre

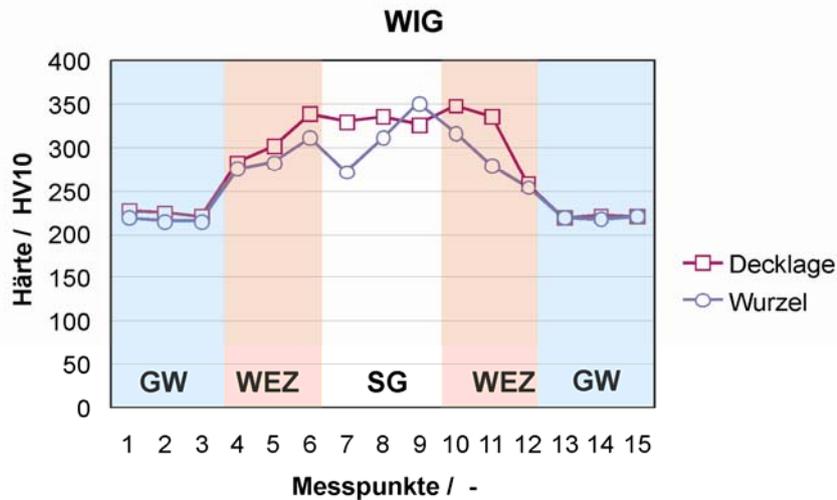


Bild 7.6: Härteverlauf (HV10) der WIG-Schweißverbindung; T24-Kesselrohr

### 7.1.3 VM12-SHC

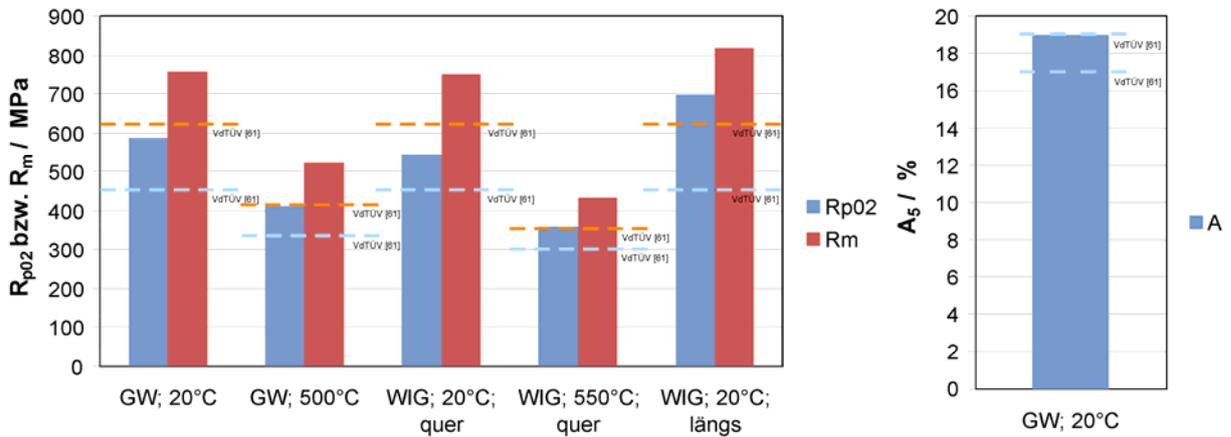
Die chemische Zusammensetzung der verwendeten Schmelzen der VM12-SHC Kesselrohre, sowie der verwendeten Schweißgüter sind in Tabelle 7.3 dargestellt. Weiterhin enthält diese Tabelle eine chemische Analyse der geschweißten WIG-Rundnähte (Positionen PF und PC). Alle verwendeten Schmelzen liegen innerhalb der Vorgabewerte,

Tabelle 7.3: Chemische Zusammensetzung des Kesselrohrwerkstoffes VM12-SHC und dessen Schweißgüter

VM12, Chemische Zusammensetzung (Gew.-%) der Versuchswerkstoffe und Schweißgüter aus dem Vorhaben MARCKO 700																									
Nr	Gegenstand	Art	C	Cr	Co	Mo	Ti	Al	V	Mn	Si	Ni	P	S	W	Nb	Cu	B	Sn	N	Zr	As	Fe	Pb	
1	Richtwerte [61] min	Sm	0,1	11,0	1,40	0,2	-	-	0,2	0,15	0,40	0,100	-	-	1,30	0,03	-	0,003	-	0,03					
	Richtwerte [61] max	Sm	0,14	12,0	1,80	0,4	0,02	0,3	0,45	0,60	0,400	0,02	0,01	1,70	0,08	0,25	0,006	-	0,07						
	Richtwerte [61] min	St	0,08	10,9	1,30	0,16	-	0,17	0,10	0,34	0,050	-	-	1,20	0,025	-	0,002	-	0,02						
	Richtwerte [61] max	St	0,16	12,2	1,80	0,44	0,025	0,33	0,50	0,66	0,47	0,025	0,013	1,80	0,085	0,3	0,007	-	0,08						
<b>Kesselrohre Ø38x7,1</b>																									
2	GW Schmelze 15872	Sm	0,12	11,25	1,53	0,23	0,006	0,012	0,26	0,31	0,460	0,260	0,016	0,003	1,440	0,045	0,05	-	-	0,053	0,006				
<b>WIG Rundnähte</b>																									
7	SG 96058 Ø2,4	Sm	0,167	11,48	1,59	0,03	-	-	0,227	0,470	0,400	0,430	0,006	0,002	1,430	0,061	0,01	-	-	0,061	-				
	SG 96058 Ø2,4 UT	Sm	0,130	11,2	1,5	0,00	0,000	0,200	0,40	0,30	0,300	0	0	1,400	0,045	0	0,002	-	0,035						
	SG 96058 Ø2,4 MW	Sm	0,157	11,48	1,59	0,03	0,002	0,002	0,227	0,47	0,40	0,430	0,008	0,002	1,430	0,061	0,01	0,002	0,001	0,051		0,004	86,6	0,0006	
	SG 96058 Ø2,4 OT	Sm	0,150	11,8	1,6	0,10	0,005	0,250	0,50	0,45	0,500	0,01	0,005	1,600	0,065	0,05	0,005	-	0,050						
<b>Geschweißte Verbindung</b>																									
5	GW Probe PF	St	0,1	11,40	1,4	0,22	<0,01	0,013	0,25	0,32	0,440	0,260	0,013	0,004	1,60	0,05	0,04	0,0027	0,004	0,048	n.b.				
	GW Probe PC	St	0,1	11,40	1,4	0,22	<0,01	0,013	0,25	0,33	0,430	0,260	0,013	0,003	1,60	0,05	0,04	0,0029	0,003	0,047	n.b.				
	SG Probe PF	St	0,13	11,70	1,5	0,04	<0,01	0,006	0,23	0,43	0,380	0,390	0,007	0,004	1,50	0,06	0,02	0,0028	0,036	0,38	0,13				
	SG Probe PC	St	0,14	11,70	1,5	0,05	<0,01	0,006	0,23	0,43	0,380	0,390	0,007	0,004	1,50	0,06	0,02	0,0028	0,036	0,38	0,14				
6	GW G1-1	St	0,12	11,24	1,52	0,21	0,006	0,011	0,26	0,31	0,460	0,260	0,016	0,003	1,46	0,043	0,06	0,01							
	GW G1-2	St	0,10	11,40	1,4	0,22	<0,01	0,013	0,25	0,33	0,430	0,260	0,013	0,003	1,60	0,050	0,04	0,0029							
	SG SG-1	St	0,157	11,48	1,59	0,03	0,002	0,002	0,227	0,47	0,400	0,430	0,006	0,002	1,43	0,061	0,01	0,002							
	SG SG-2	St	0,14	11,70	1,5	0,05	<0,01	0,006	0,23	0,43	0,380	0,390	0,007	0,004	1,50	0,060	0,02	0,0028							

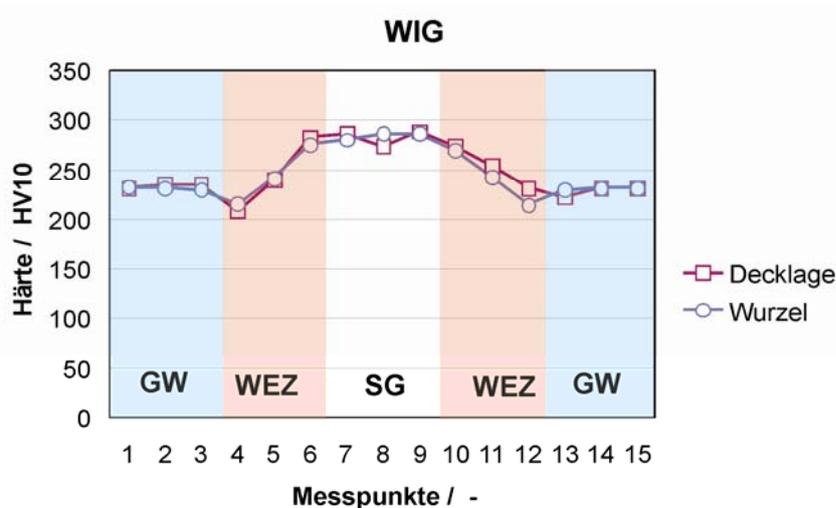
1 Richtwerte aus VdTUV-Werkstoffblatt 560/2 03.2009 [61]  
 2 Alstom: 4. LA  
 5 Babcock-Hitachi Europe: Untersuchungsbericht C.2006/021 (4. LA)  
 6 Babcock-Hitachi Europe: Vorprüfungszeugnis für Schweißverbindungen vom 29.09.2006  
 7 Bohler Thyssen Welding: Prüfbericht D.12X9.0811.2005

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



**Bild 7.7:** Festigkeiten und Bruchdehnung der VM12-SHC-Kesselrohre

Neben den chemischen Analysen wurden zudem Zug- und Warmzugversuche an Grundwerkstoff und der fertigen WIG-Rundnaht durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Versuche sind in Bild 7.7 aufgeführt. Die Zugversuche bei Raumtemperatur der Schweißverbindungen und des Grundwerkstoffes erfüllen die an sie gestellten Anforderungen. Die 0,2 %-Dehngrenze  $R_{p0,2/20\text{ °C}}$  liegen bei Grundwerkstoff und der WIG-Schweißverbindung über den geforderten 450 MPa. Die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur  $R_{m/20\text{ °C}}$  der Schweißverbindung, sowie des Grundwerkstoffes liegen über 620 MPa. Die Bruchdehnungen  $A_{5/20\text{ °C}}$  des Grundwerkstoffes bei Raumtemperatur liegen bei etwa 19 %. Zusätzlich wurden einige Warmzugversuche an Grundwerkstoff (500 °C) und an den WIG Nähten (550 °C) durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Versuche sind ebenfalls in Bild 7.7 enthalten.



**Bild 7.8:** Härteverläufe (HV10) der Schweißverbindungen; VM12-SHC-Kesselrohr

Weiterhin wurden die Kerbschlagarbeiten des Grundwerkstoffes, des Schweißgutes und der Wärmeeinflusszone (WEZ) ermittelt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Bild 7.9 zusammengestellt. Hier wird deutlich, dass das Schweißgut eine geringere Kerbschlagarbeit als die Wärmeeinflusszone aufweist. Die im VdTÜV-Werkstoffblatt [61] geforderte mindest Kerbschlagarbeit von 27 J wurde erzielt.

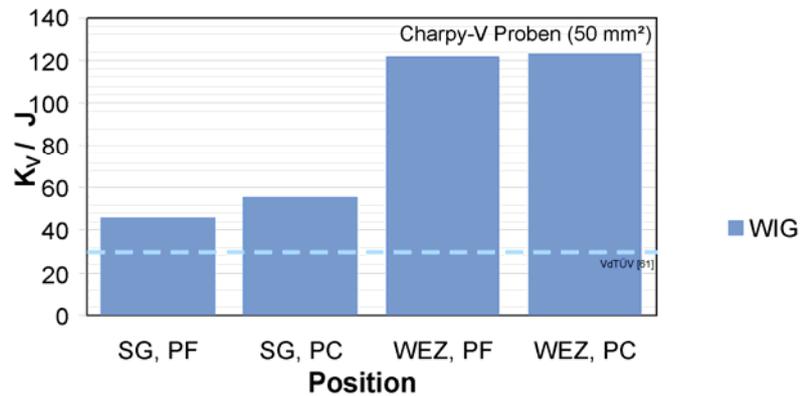


Bild 7.9: Kerbschlagarbeit an den Schweißverbindungen aus VM12-SHC-Kesselrohren

## 8 Zeitstanduntersuchungen

An den vorgestellten Kesselrohr-, Sammler- und Rohrleitungswerkstoffen wurden umfangreiche einachsige Zeitstanduntersuchungen durchgeführt. Untersucht wurden, neben den Zeitstandeigenschaften der Grundwerkstoffe, auch die der verschiedenen Schweißgüter und den typischen Schweißverbindungen. Zu diesem Zweck wurden Zeitstandproben aus den unterschiedlichen Erzeugnisarten (Kesselrohr und dickwandiges Rohr, induktiv gebogen und gerade) der Werkstoffe und deren Schweißverbindungen (WIG, UP, sowie teilweise E-Hand) gefertigt und geprüft. In diesem Kapitel sollen die Ergebnisse dieser Untersuchungen dokumentiert und vorgestellt werden.

Die Zeitstanduntersuchungen der Grundwerkstoffe wurden durch die Firma SALZGITTER MANNESMANN-FORSCHUNG GmbH, Duisburg durchgeführt. Die Prüfung der Schweißverbindungen erfolgte an der MPA Stuttgart.

### 8.1 Versuchsergebnisse am Werkstoff Alloy 617 mod.

Die umfangreichsten Zeitstanduntersuchungen innerhalb dieses Vorhabens wurden an der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod. durchgeführt. Eine Versuchsübersicht der durchgeführten Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff dieses Stahls ist in Tabelle 8.1 gegeben. Die Prüftemperaturen wurden anlehnend an die vorgesehenen Einsatztemperaturen der Bauteile gewählt, aus welchen die Proben stammen. Die Prüfung der Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe erfolgte daher bei Temperaturen von 700 °C, 725 °C und 750 °C und Spannungen von 103 MPa bis 230 MPa. Die Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff der Kesselrohre wurden bei den beiden Temperaturen 675 °C und 725 °C und einem Spannungsniveau von 150 MPa bis 300 MPa durchgeführt.

Neben der Charakterisierung des Grundwerkstoffes wurden Untersuchungen am Schweißgut (SG) und den hergestellten Schweißverbindungen (SV) an sich ausgeführt. Zur Prüfung des Schweißgutes wurden Proben aus niedergeschmolzenem Schweißgut (UP, E-Hand und WIG) gefertigt und bei 700 °C geprüft. Weiterhin wurden Proben aus Schweißverbindungen (E-Hand, UP und MSG) entnommen und im Bereich des Schweißgutes im Querschnitt verjüngt. Auf diese Art und Weise erfolgt quasi eine reine Zeitstandprüfung des Schweißgutes. Mit Hilfe dieser Proben wurden ISO-Stress-Versuche bei 100 MPa verwirklicht. Die Hauptprüftemperatur dieser Untersuchungen lag bei 750 °C. Nur im Falle des UP-Schweißgutes erfolgte die Prüfung zusätzlich bei zwei höheren Temperaturen (770 °C und 790 °C).

Tabelle 8.1: Zeitstanduntersuchungen; Grundwerkstoff Alloy 617 mod.

Probenbezeichnung	Zustand	Art	Temperatur [°C]	Spannung [MPa]	Laufzeit [h]	Status	A [%]	Z [%]
602	GW	Kesselrohr 38 x 6,3	675	300	1056	B	3,4	8
				270	2215	B	3,1	10
				220	8419	B	3,4	7
			725	225	632	B	8,5	14
				190	2542	B	11,5	17
				150	11082	B	24,9	30
574	GW	dickwandiges Rohr 460 x 80	700	225	3976	B	8,6	10
				180	20250	B	15,5	28
				164	30960	E		
			725	190	2528	B	19,4	22
				145	20587	B	21,5	37
				131	30960	E		
			750	155	2927	B	35,3	39
				115	13537	B	36,9	52
				103	27246	B	43,3	49
611	GW Intrados	dickwandig 460 x 80	725	230	974	B	12,5	19
				190	3906	B	22,3	25
				150	15063	B	30,4	39
	GW Extrados	dickwandig 460 x 80	725	230	1088	B	10,7	14
				190	2826	B	16,8	24
				150	16460	B	31,3	33

GW = Grundwerkstoff; B = Bruch; = Eingebaut

Tabelle 8.2: Zeitstanduntersuchungen; Schweißgut Alloy 617 mod.

Probenbezeichnung	Zustand	Art	Temperatur [°C]	Spannung [MPa]	Laufzeit [h]	Status	A [%]	Z [%]	
5743	SG	UP	700	220	55	B	6,2	13	
				175	294	B	5,6	11	
				140	3842	B	4,3	8,8	
5744	nieder- gesch.	E-Hand	700	220	396	B	0,97	3,1	
				175	2605	B	1,14	1,9	
				140	32021	B	3,5	5,3	
5774	SG	WIG	700	220	2943	B	1,71	3,8	
				175	12585	B	2,1	9,8	
				140	34000	E	(0,50)		
6360	SV, red.Ø in SG	E-Hand	750	100	5493	B	1,5	8,8	
				790	100	590	B	40,2	48
		UP	750	770	100	1145	B	9,2	21
				750	100	4280	B	25,1	35
6361			730	100	7001	B	14,6	27	
6361		MSG	750	100	5076	B	1,5	4	

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

**Tabelle 8.3:** Zeitstanduntersuchungen; Schweißverbindungen Alloy 617 mod.

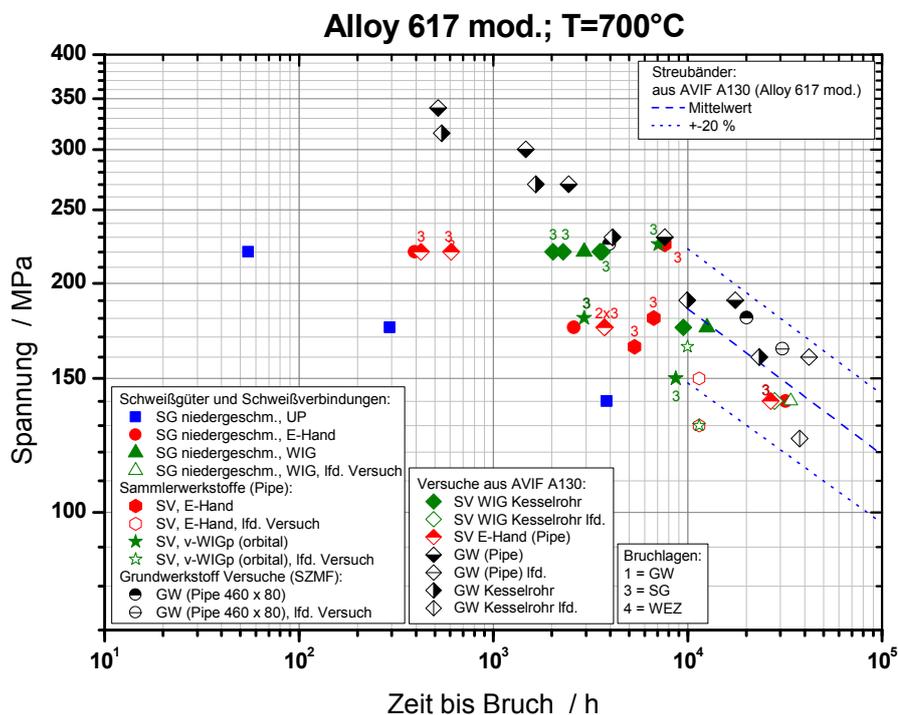
Probenbezeichnung	Zustand	Art	Temperatur [°C]	Spannung [MPa]	Laufzeit [h]	Status	A [%]	Z [%]	Bruchlage
171 172 173 174 201 202 203 204 211 212 213 214 241	SV	Kesselrohr / WIG 38 x 6,3	600	340	2450	B	8,4	-	WEZ
				320	3612	B	3	2,4	GW
			625	340	369	B	5,6	24	GW
				290	2310	B	2,5	23	GW
				270	6983	B	2,2	5,1	GW
				260	16000	E	(0,43)		
			650	240	16000	E	(0,27)		
				270	2998	B	1,6		WEZ
				240	6388	B	0,6	-	WEZ
			675	215	4000	E	(0,11)		
				270	20	AGF	(0,01)		
				215	3326	B	0,68	8,7	WEZ
				200	3500	E	0,14		
			EH 01 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20	SV	dickwandiges Rohr 460 x 80 / E-Hand	700	225	7634	B
180	6703	B					0,82	2,1	SG
165	5344	B					0,84	2	SG
150	11500	E					(0,30)		
130	11500	E					(0,13)		
725	140	10757				B	3,6	3	SG
	125	10393				B	4,1	3,7	SG
	115	12800				E	(0,35)		
	105	12800				E	(0,18)		
750	115	3220				B	11,5		GW
	100	3228				B	13,8	60	SG
AU 01 02 11 12 13 21 22 14 15 24 04	SV	dickwandiges Rohr 460 x 80 / vWIG-p (Oribtal)	700	225	7089	B	0,9	1,9	SG
				180	2938	B	1,92		SG
				165	10000	E	(0,68)		
				150	8711	B	2,2		SG
				130	11500	E	(0,15)		
			725	140	8853	B	2,9		SG
				125	5606	B	4,4		SG
				115	7500	E	(0,12)		
				105	7500	E	(0,02)		
			750	115	8000	E	(1,9)		
				100	4580	B	14,2	42	GW

GW = Grundwerkstoff; WEZ = Wärmeinflusszone; SV = Schweißverbindung; B = Bruch; E = Eingebaut; V = Vorgesehen;  
AGF = Ausgebaut auf Grund von Maschinenfehler

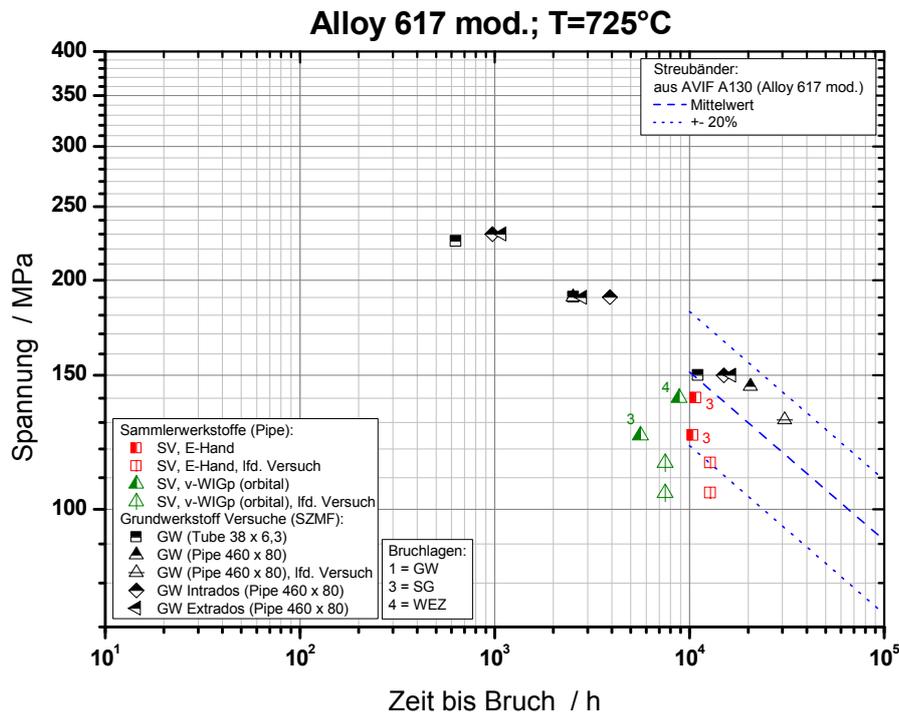
In **Bild 8.1** sind die Ergebnisse der im Rahmen von MARCKO 700 durchgeführten Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff Alloy 617 mod. und dessen Schweißverbindungen bei ihrer Hauptprüf­temperatur von 700 °C zusammengestellt. Ergänzend sind Ergebnisse aus dem Projekt MARCKO-DE2 (AVIF A130) [14] und [60] mit in das Schaubild eingetragen, ebenso wurde der in diesem Vorhaben ermittelte Mittelwert bzw. das zugehörige Streuband als Referenz verwendet. Die Zeitstandwerte der unterschiedlichen niedergeschmolzenen Schweißgüter differieren. Während die Bruchzeiten des niedergeschmolzenen WIG-Schweißgutes nahezu in der Streubandmitte liegen, ordnen sich

die Bruchzeiten des niedergeschmolzenen E-Hand Schweißgutes im unteren Streubandbereich ein. Die Bruchzeiten des UP-Schweißgutes liegen, in erster Linie infolge des unvermeidbaren Aluminium-Abbrandes, unterhalb des Streubandes.

Die Ergebnisse der Schweißverbindungsproben bestätigen im Wesentlichen die Ergebnisse aus [60] und liegen generell innerhalb des Streubandes. Die Ergebnisse für das alternativ eingesetzte Verfahren v-WIGp (Orbital) liegen ebenfalls innerhalb des Streubandes, streuen hier jedoch stark. Zwei Proben liegen am unteren Streuband und deren Verlängerung zu niedrigen Zeiten, eine Probe liegt knapp unterhalb des oberen 20 %-Streubandes. Ein dritter noch laufender Versuch hat das untere Streuband bereits deutlich überschritten und nähert sich dem Mittelwert. Zum Vergleich wurden Grundwerkstoffproben, entnommen aus einem dickwandigen Rohr, dargestellt. Die hier abgeschlossenen Versuche liegen beide im oberen Bereich des Streubandes. Ein letzter, noch laufender Versuch, hat zudem das mittlere Streuband bereits überschritten. Eingezeichnet ist in dieser, wie auch in den folgenden Darstellungen der Zeitstandergebnisse der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod., das in [60] ermittelte vorläufige Streuband.



**Bild 8.1:** Zeitstandschaubild der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod.; T = 700 °C

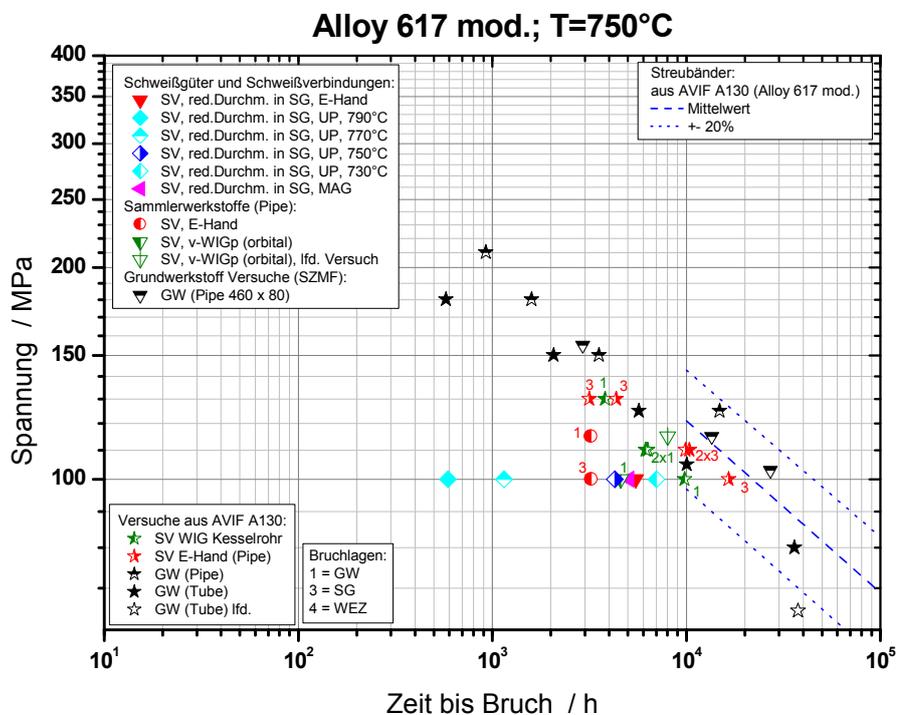


**Bild 8.2:** Zeitstandschaubild der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod.; T = 725 °C

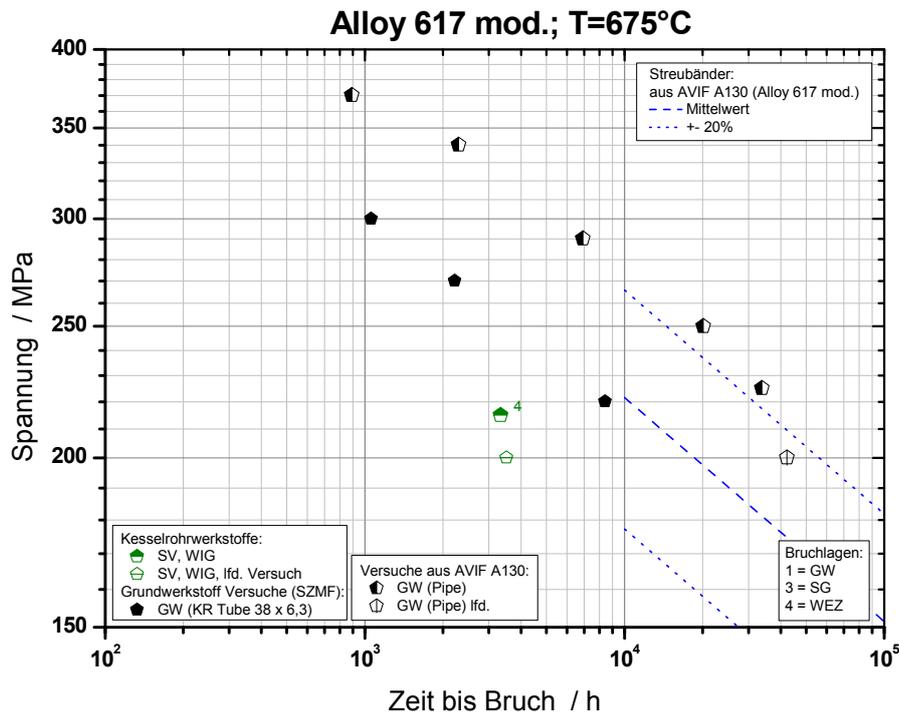
In Bild 8.2 sind die Ergebnisse der Zeitstandversuche am Werkstoff Alloy 617 mod. bei einer Temperatur von 725 °C aufgeführt. Bei dieser Temperatur werden Schweißverbindungen der E-Hand, sowie der alternativ ausgeführten v-WIGp (Orbital) Schweißung untersucht. Eine der bereits gebrochenen v-WIGp (Orbital)-Proben (125 MPa) liegt etwas unterhalb des zu niedrigeren Zeiten verlängerten Streubandes. Eine zweite gebrochene Probe (140 MPa) liegt knapp unterhalb des Streubandmittelwertes. Zwei Proben werden derzeit noch geprüft. Beide Bruchzeiten der E-Hand-Schweißverbindung (125 MPa und 140 MPa) liegen innerhalb des unteren Streubandes. Eine der beiden derzeit noch laufenden Versuche hat das untere Streuband bereits erreicht. Ein Grundwerkstoffversuch, entnommen aus einem Kesselrohr, liegt bei einer Prüfspannung von 150 MPa in etwa auf der Mittelwertkurve des eingezeichneten Streubandes. Mit zunehmenden Spannungen liegen weitere Versuche im unteren Streubandbereich (190 MPa) oder an der Untergrenze des verlängerten Streubandes (225 MPa). Im Falle der Grundwerkstoffversuche des dickwandigen Rohres liegt die Bruchzeit eines Versuches im unteren verlängerten Streuband (190 MPa). Ein weiterer Bruchzeitpunkt ist im oberen Streuband zu finden (145 MPa). Derzeit dauert die Prüfung einer Probe bei niedrigerer Spannung (131 MPa) noch an. Ihre Laufzeit hat den Streubandmittelwert bereits überschritten. Zudem wurden einige Grundwerkstoffproben an Extradados (Zugbereich) und Intrados (Druckbereich) einer Induktivbiegung entnommen. Ein Unterschied in den Laufzeiten bezüglich der Entnahmestelle ist nicht zu identifizieren. Die Bruchzeitpunkte der Versuche bei

gleichen Spannungen scheinen relativ dicht beieinander zu liegen. Allerdings liegen auch die Versuche bei relativ geringen Laufzeiten im oberen Streubandbereich. Bei Zunahme der Spannungen scheinen auch hier die Zeitstandfestigkeiten abzunehmen, da sich die Lage der Bruchpunkte in den unteren verlängerten Streubandbereich verschiebt.

**Bild 8.3** zeigt die Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen bei 750 °C. Zudem enthält die Darstellung die Ergebnisse der Schweißverbindungsproben mit verjüngtem Querschnitt im Schweißgut. Auf diese Weise erfolgt quasi eine Zeitstandprüfung des verwendeten Schweißgutes. Neben den Ergebnissen bei 750 °C sind hier auch die Ergebnisse der Isostress-Versuche (100 MPa) der Temperaturen 730 °C, 770 °C und 790 °C mit aufgenommen. Im Gegensatz zu den niedergeschmolzenen Schweißgutproben ergeben sich bei den erhöhten Prüftemperaturen der Isostress-Versuche Werte an der unteren Streubandgrenze von 750 °C. Die Bruchzeiten der Proben der E-Hand Schweißverbindung liegen bei 750 °C Prüftemperatur unterhalb der unteren Streubandgrenze (115 MPa und 100 MPa) und weisen unterschiedliche Bruchlagen (GW und SG) auf. Im Falle der v-WIGp (Oribtal) Schweißverbindung liegt der Bruchzeitpunkt eines Versuches (100 MPa) unterhalb der unteren Streubandgrenze. Die Bruchlage dieser Probe liegt ebenfalls im Grundwerkstoff (GW).



**Bild 8.3:** Zeitstandschaubild der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod.; T = 750 °C



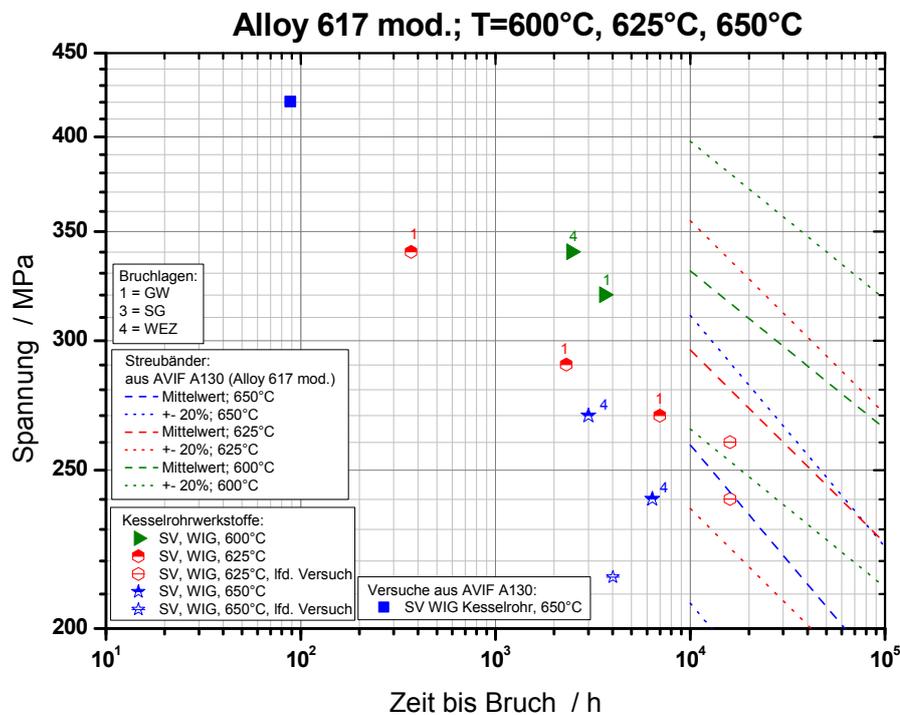
**Bild 8.4:** Zeitstandschaubild der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod.; T = 675 °C

Die Bruchzeitpunkte der Grundwerkstoffversuche entnommen aus dem dickwandigen Rohr, liegen alle knapp über dem mittleren Streuband bzw. deren Verlängerung.

In [Bild 8.4](#) ist der Stand der Zeitstanduntersuchungen der WIG-Schweißverbindung an Kesselrohren aus Alloy 617 mod. bei einer Prüftemperatur von 675 °C dargestellt. Der derzeit noch eingebaute Versuch hat eine Laufzeit von 3.500 h überschritten. Eine bereits gebrochene Probe liegt etwas über der Verlängerung des unteren 20 %-Streubandes. Die an dieser Temperatur durchgeführten Grundwerkstoffversuche aus Kesselrohren liegen alle knapp unter dem Mittelwert bzw. der Verlängerung der Mittelwertskurve.

Die Ergebnisse der Zeitstandversuche der tiefsten Prüftemperaturen 600 °C, 625 °C und 650 °C an Kesselrohren sind in [Bild 8.5](#) aufgeführt. Ein Versuch (215 MPa) der WIG-Schweißverbindung bei 650 °C wird derzeit noch geprüft und hat Laufzeit von 4.000 h überschritten. Zwei bereits gebrochene Proben liegen im unteren Streuband. Bei einer Prüftemperatur von 625 °C sind drei Proben (270 MPa, 290 MPa und 340 MPa) der WIG-Schweißverbindung im Grundwerkstoff gebrochen. Die Bruchzeiten dieser drei Proben liegen in der Verlängerung des unteren Streubandes zu niedrigeren Zeiten. Auch hier dauert die Prüfung zweier Proben noch an. Ihre Laufzeiten liegen bereits jetzt, bei Laufzeiten größer 16.000 h, im unteren Streuband. Die beiden bei 600 °C gebrochenen Proben haben sich in der

Verlängerung des unteren 20 %-Streubandes zu niedrigeren Zeit nahe dem Mittelwert angeordnet. Ihre Bruchlagen unterscheiden sich allerdings, da eine Probe im Grundwerkstoff (GW), die zweite Probe in der Wärmeeinflusszone (WEZ) versagt hat.



**Bild 8.5:** Zeitstandschaubild der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod.; T = 600 °C, 625 °C und 650 °C

## 8.2 Versuchsergebnisse am Werkstoff VM12 und VM12-SHC

Am Werkstoff VM12 (Pipes bzw. dickwandige Rohre) bzw. VM12-SHC (Tubes bzw. Kesselrohre) wurde ebenfalls ein umfangreiches Versuchsprogramm durchgeführt. Eine tabellarische Übersicht der Zeitstanduntersuchungen ist in [Tabelle 8.4](#) bis [Tabelle 8.6](#) dargestellt. In Tabelle 8.4 sind alle Untersuchungen am Grundwerkstoff des dickwandigen Rohres (VM12), sowie der Kesselrohre (VM12-SHC) zusammengestellt. Die untersuchten Schweißgutproben (SG), sowie die untersuchten Schweißverbindungen (SV) sind in Tabelle 8.5 und Tabelle 8.6 aufgeführt.

**Tabelle 8.4:** Zeitstanduntersuchungen; Grundwerkstoff VM12 / VM12-SHC

Probenbezeichnung	Zustand	Art	Temperatur [°C]	Spannung [MPa]	Laufzeit [h]	Status	A [%]	Z [%]
529	GW	Kesselrohr 38 x 7,1	525	310	1776	B	24,1	83
				280	26260	B	18,7	81
				260	41208	E		
				255	32976	E		
				245	41040	E		
				225	3197	B	21,4	85
			575	200	10320	B	18,7	82
				180	25193	B	18,6	78
				170	28554	B	13,9	71
				165	35238	B	18,1	77
				140	2849	B	22,2	81
			625	105	11942	B	16,5	63
				95	18458	B	15,2	61
				85	20371	B	12,1	55
524	GW	dickwandiges Rohr 460 x 80	600	175	866	B	32	89
				140	13770	B	21,8	79
				130	20755	B	23,9	79
				120	28660	B	24,1	75
				100	40872	E		
				140	906	B	23,5	84
			625	105	13563	B	24,7	71
				95	19071	B	19,9	61
				85	28314	B	21	56
				105	2264	B	20,2	76
				75	17055	B	16,9	52
			650	65	23778	B	16,7	48
				50	38260	B	35	63
609	GW Intrados	dickwandig 460 x 80	625	160	174	B	29,6	85
				145	905	B	26,6	86
				130	3135	B	17,8	76
				105	12567	B	20	70
				160	252	B	24,7	72
	GW Extrados	dickwandig 460 x 80	625	145	1020	B	21,9	81
				130	2514	B	21	77
				105	14925	B	21,1	56

GW = Grundwerkstoff; B = Bruch; = Eingebaut

**Tabelle 8.5:** Zeitstanduntersuchungen; Schweißgut VM12 / VM12-SHC

Probenbezeichnung	Zustand	Art	Temperatur [°C]	Spannung [MPa]	Laufzeit [h]	Status	A [%]	Z [%]
24UF	SG,	WIG Mo-frei	650	100	3561	B	8,5	28
			675	100	600	B	10,5	22
			700	100	106	B	14,2	54
24UH	Iso-stress	WIG Mo-haltig	650	100	8714	B	3,4	8
			675	100	967	B	5,2	17
			700	100	173	B	9	37
23VB	SG nieder- gesch.	E-Hand	625	140	3625	B	7,1	12
				115	4000	AG	(1,46)	
				100	9698	B	3,8	14
246P		UP	625	140	1371	B	12,8	31
				115	2624	AG	(1,49)	
				100	4000	AG	(0,93)	

SG = Schweißgut; B = Bruch; E = Eingebaut; AG = Ausgebaut

Tabelle 8.6: Zeitstanduntersuchungen; Schweißverbindungen VM12 / VM12-SHC

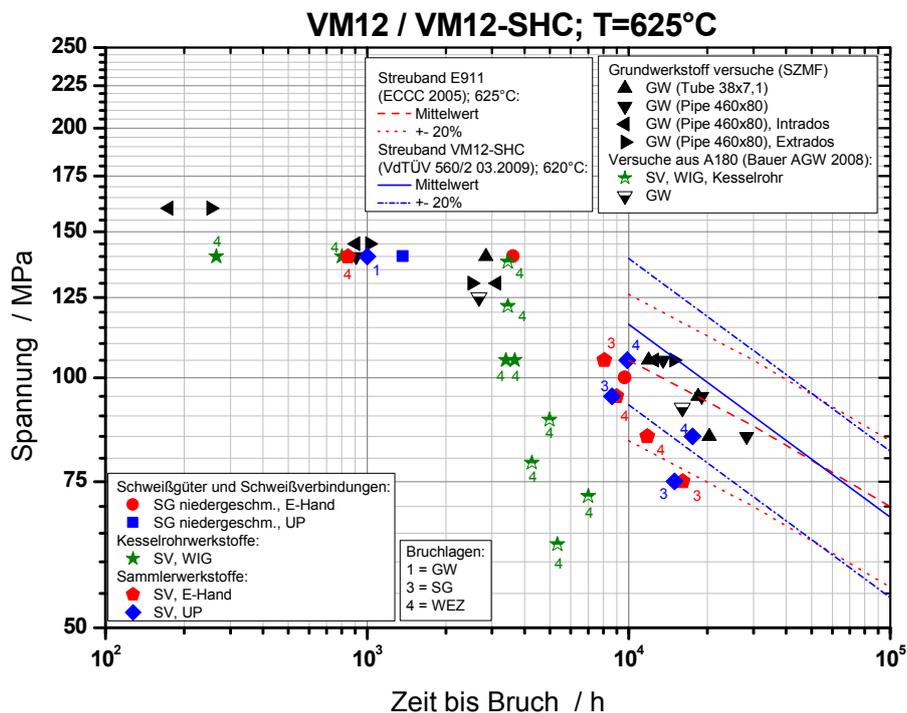
Probenbezeichnung	Zustand	Art	Temperatur [°C]	Spannung [MPa]	Laufzeit [h]	Status	A [%]	Z [%]	Bruchlage
AV11	Alst.	SV	525	310	120	B	11,9	80	GW
V31	Hit.			280	1182	B	9,2	75	GW
AV12	Alst.			260	612	B	5,6	79	GW
V32	Hit.			255	6515	B	9,1	47	WEZ
AV13	Alst.			245	7002	B	12,3	80	GW
V33	Hit.			213	2159	B	7,7	18,8	WEZ
AV14	Alst.		575	204	5638	B	3		WEZ
V34	Hit.			188	6049	B	5	56,3	WEZ
AV44	Alst.			179	8944	B	4,1	23	WEZ
V41	Hit.			172	14557	B	5		WEZ
AV42	Alst.		625	140	800	B	4,9	?	WEZ
V42	Hit.			140	265	B	7,4	52	WEZ
AV43	Alst.			105	3668	B	2,5	24	WEZ
V43	Hit.			105	3394	B	2,3	32	WEZ
VE	7	SV	600	140	8862	B	5	31	WEZ
	1			140	844	B	8,2	51	WEZ
	2		625	105	8072	B	3,2	7	SG
	3			95	8988	B	2,1	12,5	WEZ
	4			85	11791	B	2,9	3,7	WEZ
	5			75	16115	B	3,6	10,4	SG
6	650	80	5287	B	2,8	9,2	WEZ		
VU	7	SV	600	140	9290	B	4	26,5	WEZ
	1			140	999	B	11	79	GW
	2		625	105	9901	B	3,2	14,5	WEZ
	3			95	8635	B	2,5	0,5	SG
	4			85	17600	B	2,6	10,4	WEZ
	5			75	14992	B	2,1	2,7	SG
6	650	80	6420	B	8,1	19	WEZ		

GW = Grundwerkstoff; WEZ = Wärmeinflusszone; SV = Schweißverbindung; B = Bruch; E = Eingebaut

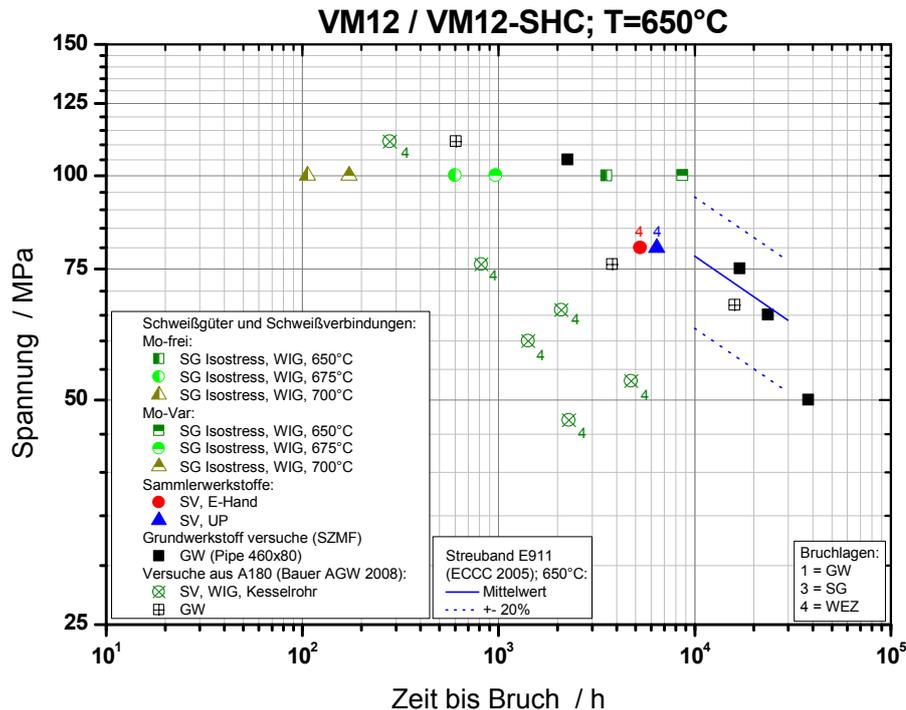
In Bild 8.6 sind die Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen des Werkstoffes VM12/VM12-SHC bei der Hauptprüf­temperatur 625 °C dargestellt. In dieser Darstellung ist neben dem VdTÜV Streuband bei 620 °C [61] auch das Streuband des 9 % Cr-Stahls E911 nach ECCC [62] bei 625 °C eingezeichnet. Der Werkstoff E911 weist dem Stahl VM12 annähernd identische Kriech­eigenschaften auf. Im angesprochenen VdTÜV-Werkstoffblatt des Stahls VM12-SHC [61] sind Zeitstandfestigkeiten nur bis zu einer Temperatur von 620 °C ausgewiesen. Daher sind in den folgenden Darstellungen bei Temperaturen über 620 °C die Streubänder des 9 % Cr-Stahls E911 [62] zur Orientierung beinhaltet. Weiterhin sind in den Zeitstandschaubildern des Stahls VM12 einige Versuche aus dem Projekt AVIF A180 [15], [63] mit enthalten. Bei 625 °C streuen die Grundwerkstoffversuche (gefertigt aus dickwandigem Rohr und Kesselrohr) relativ dicht um das mittlere Streuband des Werkstoffes E911 bei 625 °C. Die Bruchzeiten dieser Versuche liegen alle innerhalb der ±20 %-Streubandgrenzen. Die Bruchzeiten der E-Hand und UP-geschweißten Versuchskörper aus niedergeschmolzenem Schweißgut (SG) liegen im unteren Streuband bzw. deren Verlängerung zu niedrigeren Laufzeiten. Wie schon in [63] aufgeführt, zeigen die

Schweißverbindungsproben aus dickwandigem Rohr (E-Hand und UP), sowie der Kesselrohre (WIG) bei 625 °C nach dem nach ca. 5.000 h Laufzeit eintretenden Bruchlagenwechsel einen deutlichen Abfall der Zeitstandfestigkeit. Ausnahme bilden hier die bei beiden Schweißverbindungen durchgeführten Versuche bei 75 MPa. Hier liegt die Bruchlage im Schweißgut (SG). Im Falle der E-Hand Schweißverbindung erfolgt der Restbruch (ca. 1/4) dieser Probe allerdings innerhalb der WEZ.

Bei einer Prüftemperatur von 650 °C streuen die Bruchzeiten der Grundwerkstoffversuche aus dickwandigem Rohr und deren UP- und E-Hand Schweißverbindungen relativ eng um den Streubandmittelwert und deren Verlängerung zu niedrigeren Zeiten (siehe [Bild 8.7](#)). Ausnahme bildet hier nur der Versuch bei einer Spannung von 50 MPa. Er liegt am unteren Streuband. In der Darstellung in Bild 8.7 sind zudem Isostress-Versuche an niedergeschmolzenen Schweißgütern bei 100 MPa der Temperaturen 650 °C, 675 °C und 700 °C enthalten. Hier wurde bei jeder Temperatur ein Versuch mit Mo-freiem Schweißgut und einer mit Mo-haltigem Schweißgut durchgeführt. Die Mo-haltige Variante führte in allen drei Fällen zu leicht erhöhten Laufzeiten.



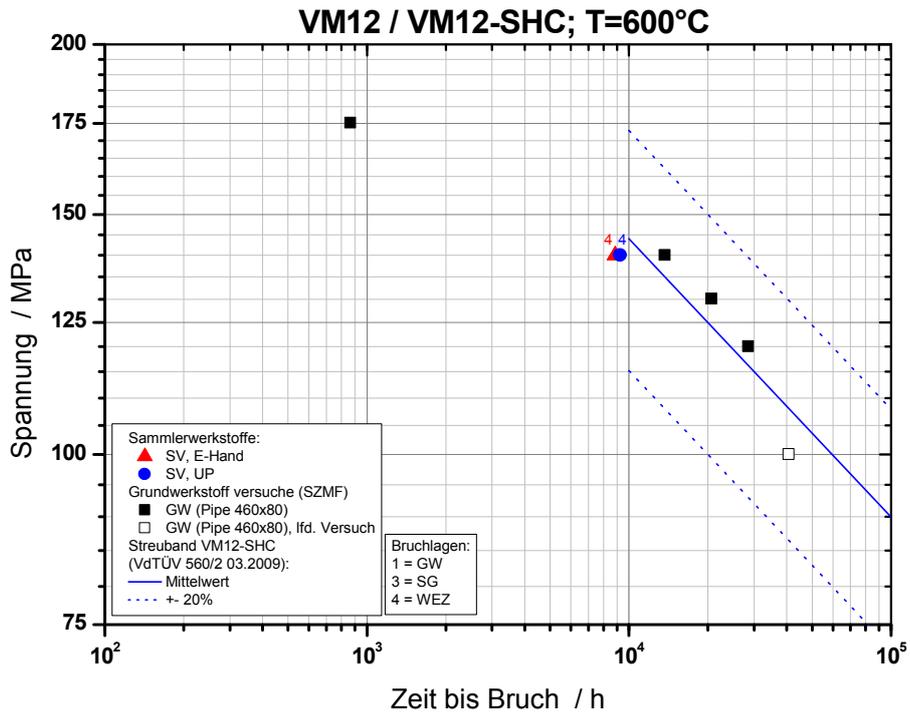
**Bild 8.6:** Zeitstandschaubild des Stahls VM12 / VM12-SHC; T = 625 °C



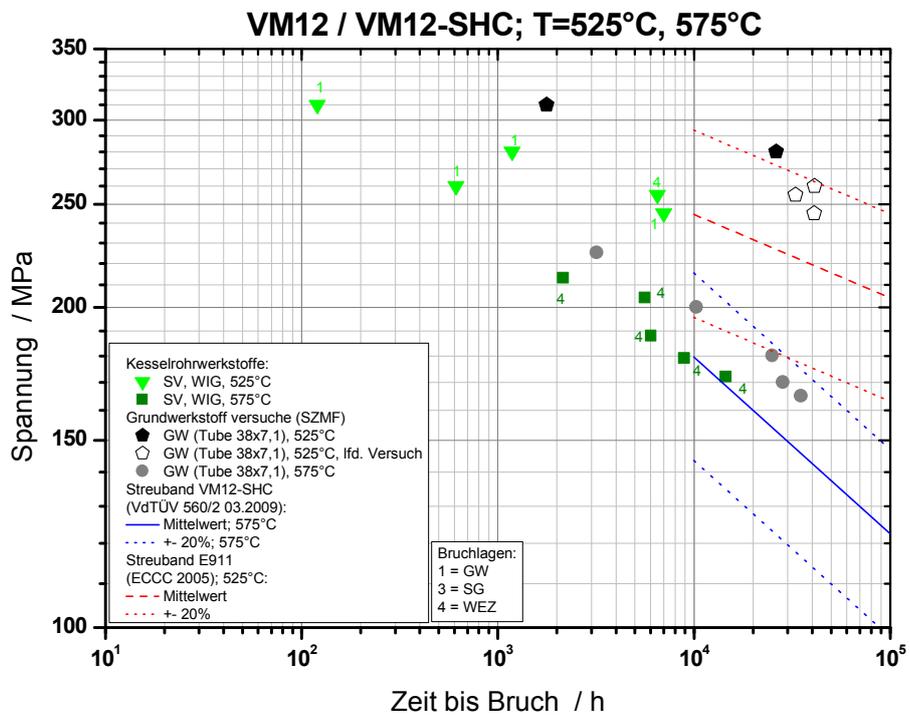
**Bild 8.7:** Zeitstandsschaubild des Stahls VM12 / VM12-SHC; T = 650 °C

In [Bild 8.8](#) sind die Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen bei einer Prüftemperatur von 600 °C dargestellt. Die Grundwerkstoffversuche (140 MPa, 130 MPa und 120 MPa) liegen hier leicht oberhalb des Streubandes nach VdTÜV [61]. Eine Ausnahme bildet der hier der Versuch bei einer Prüfspannung von 175 MPa. Seine Laufzeit ist deutlich geringer und liegt sogar unter der Verlängerung der unteren 20 %-Streubandgrenze zu niedrigeren Zeiten. Die beiden durchgeführten Zeitstandversuche an Schweißverbindungen, entnommen aus dem dickwandigen Rohr, von welchem jeweils eine Verbindung E-Hand und eine UP geschweißt wurde, liegen leicht unterhalb der mittleren Streubandgrenze. Sie haben beide in der Wärmeeinflusszone (WEZ) versagt.

Bei Prüftemperaturen von 575 °C und 525 °C wurden ebenfalls Zeitstanduntersuchungen durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in [Bild 8.9](#) abgebildet. Da das VdTÜV Datenblatt für den warmfesten Stahl VM12-SHC [61] lediglich Zeitstanddaten bis mindestens 550 °C ausweist wird hier erneut vergleichsweise das Streuband des 9 % Cr-Stahls E911 nach ECCC [62] mit berücksichtigt. Die Grundwerkstoffversuche, entnommen aus einem dickwandigen Rohr, liegen bei beiden Temperaturen im oberen Streuband bzw. deren Verlängerungen oder knapp darüber. Drei Grundwerkstoffversuche bei 525 °C, sowie ein Versuch bei 575 °C werden momentan noch geprüft. Sie liegen aber bereits im oberen Streuband.



**Bild 8.8:** Zeitstandschaubild des Stahls VM12 / VM12-SHC; T = 600 °C



**Bild 8.9:** Zeitstandschaubild des Stahls VM12 / VM12-SHC; T = 575 °C und 525 °C

Die Bruchzeiten der WIG-Schweißverbindungen der Kesselrohre bei 575 °C liegen dicht um das mittlere Streuband bzw. dessen Verlängerung hin zu niedrigeren Zeiten. Die erzielten Bruchzeiten der beiden WIG-Schweißverbindungen bei einem Spannungsniveau von 245 MPa und 255 MPa an Kesselrohren bei 525 °C streuen eng um das mittlere Streuband (E911) und deren Verlängerung zu niedrigeren Laufzeiten. Die übrigen drei Bruchzeiten der WIG-Schweißverbindungsproben (575 °C) bei höheren Spannungen (310 MPa, 280 MPa und 260 MPa) liegen alle in der Verlängerung des unteren Streubandes. Die Bruchlagen aller Versuche der WIG-Kesselrohrverbindungen (575 °C) liegen im Grundwerkstoff (GW) Einzige Ausnahme bildet hier der Versuch bei 255 MPa. Hier liegt der Versagensbereich in der WEZ. Dies könnte auf einen bevorstehenden Bruchlagenwechsel hindeuten.

### 8.3 Versuchsergebnisse am Werkstoff P92

In Tabelle 8.7 sind die Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff des 9 % Cr-Stahls P92 dargestellt. Weiterhin wurden einige Proben aus niedergeschmolzenem Schweißgut (SG) gewonnen und geprüft. Das hierzu geprüfte Versuchsprogramm ist in Tabelle 8.8 aufgeführt. An Schweißverbindungen (E-Hand und UP) aus dickwandigen Rohren wurden ebenfalls Zeitstanduntersuchungen durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind tabellarisch in Tabelle 8.9 zu finden.

Tabelle 8.7: Zeitstanduntersuchungen; Grundwerkstoff P92

Probenbezeichnung	Zustand	Art	Temperatur [°C]	Spannung [MPa]	Laufzeit [h]	Status	A [%]	Z [%]			
547	GW	dickwandiges Rohr 460 x 80	600	172	4470	B	13,2	35			
				150	17116	B	6,2	10			
				140	19865	B	5,1	8			
			625	140	3529	B	8,6	23			
				116	12760	B	5,4	7			
				108	15365	B	6,1	4			
				107	2937	B	6,9	11			
			650	85	10578	B	4,9	12			
				78	15761	B	5,3	3			
			610	GW Intrados	dickwandig 460 x 80	625	155	189	B	28	83
							145	601	B	20,8	82
120	6772	B					11,6	40			
100	18864	E									
100	18864	E									
GW Extrados	dickwandig 460 x 80	625		155	400	B	22,4	79			
				145	1422	B	17,4	64			
				120	4971	B	10,4	20			
				100	17226	B	6,4	9,2			
				100	17226	B	6,4	9,2			

GW = Grundwerkstoff; B = Bruch; = Eingebaut

**Tabelle 8.8:** Zeitstanduntersuchungen; Schweißgut P92

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

SG = Schweißgut; B = Bruch

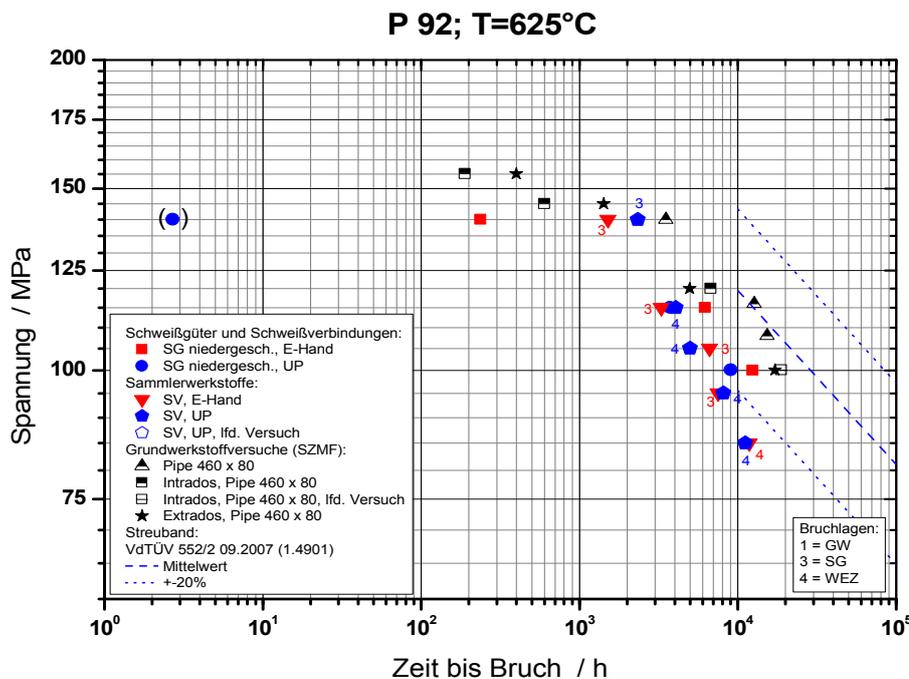
**Tabelle 8.9:** Zeitstanduntersuchungen; Schweißverbindungen P92

Probenbezeichnung	Zustand	Art	Temperatur [°C]	Spannung [MPa]	Laufzeit [h]	Status	A [%]	Z [%]	Bruchlage	
PE	SV	dickwandiges Rohr / E-Hand 460 x 80	600	175	1558	B	5,4	23	WEZ	
				150	9361	B	3,2	6,5	WEZ	
				140	6306	B	2,9	6,5	WEZ	
				130	15222	B	2,5	5,9	WEZ	
				115	16400	E	(1,23)			
			625	140	1519	B	10	58	SG	
				115	3297	B	2,3	6,4	SG	
				105	6661	B	2,1	2,3	WEZ	
				95	7519	B	1,8	0,72	WEZ	
				85	11848	B	1,5	0,5	WEZ	
				650	115	994	B	4,2	3,6	WEZ
					85	3162	B	1,9	3,2	WEZ
					70	5832	B	2,2	2,3	WEZ
PU	SV	dickwandiges Rohr / UP 460 x 80	600	175	2180	B	7,8	40	SG	
				150	9975	B	3,6	1,9	WEZ	
				140	9515	B	3,1	7,8	WEZ	
				130	13624	B	2,6	4,9	WEZ	
				115	16400	E	(0,94)			
			625	140	2342	B	4,7	13	SG	
				115	4075	B	2,6	5,2	WEZ	
				105	5005	B	2	3,2	WEZ	
				95	8152	B	1,8	3,4	WEZ	
				85	11193	B	1,6	2,3	WEZ	
				650	115	1097	B	3,7	11	WEZ
					85	3177	B	2	3	WEZ
					70	5830	B	1,8	1,4	WEZ

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

Hauptprüftemperatur stellte für den 9 % Cr-Stahl P92 die Temperatur 625 °C dar. Die erzielten Bruchzeiten, sowie das Streuband nach VdTÜV [64] bei dieser Temperatur sind in Bild 8.10 aufgeführt. Die Zeitstandversuche am nicht gebogenen Grundwerkstoff ordnen sich um das mittlere Streuband an. Die Bruchzeiten der Grundwerkstoffversuche, entnommen an Extrados (Zugbereich) und Intrados (Druckbereich) einer Induktivbiegung, liegen bei niedriger Spannung bis 120 MPa im unteren Streuband, bei höheren Spannungen leicht unter der unteren 20 %-Streubandgrenze bzw. deren Verlängerung zu niedrigen Zeiten. Bei den soeben

angesprochenen niedrigen Spannungen weist die dem Intrados entnommene Probe eine leicht höhere Zeitstandfestigkeit auf. Eine Zeitstandprobe bei 100 MPa wird derzeit noch geprüft. Vergleicht man die Bruchzeiten der der Induktivbiegung entnommenen Versuche bei höheren Spannungen (145 MPa und 155 MPa) so kehrt sich dieser Trend um. Hier weisen die dem Extrados entnommenen Proben eine höhere Zeitstandfestigkeit auf. Betrachtet man die Bruchzeiten der aus niedergeschmolzenem Schweißgut gefertigten Proben, so fällt auf, dass ein Versuch des UP-Schweißgutes (140 MPa) nach bereits 2,7 h Laufzeit versagt hat. Die anderen beiden Versuche dieses Schweißgutes (115 MPa und 100 MPa) ordnen sich um die untere 20 %-Streubandgrenze an. Die Versuche der E-Hand-Schweißverbindung bei identischen Spannungen liegen innerhalb der unteren Streubandgrenzen bzw. deren Verlängerungen. Lediglich der durchgeführte Versuch bei 95 MPa liegt unterhalb dieser Grenze.



**Bild 8.10:** Zeitstandschaubild Stahls P92; T = 625 °C

Die Schweißverbindungsproben der UP-Schweißung lassen einen Bruchlagenwechsel erkennen. Während bei einer Spannung von 140 MPa der Versagenszeitpunkt innerhalb der verlängerten unteren Streubandgrenzen und die Bruchlage im Schweißgut (SG) liegt, tritt bei niedrigeren Spannungen ein deutlicher Einbruch der Zeitstandfestigkeiten ein. Bei diesen Versuchen erfolgt der Bruch in der Wärmeeinflusszone (WEZ). Im Falle der E-Handschweißverbindung streuen die Bruchzeiten um die untere Streubandgrenze und deren Verlängerung zu niedrigeren Zeiten. Die hier geprüften Schweißverbindungen weisen, mit

einer Ausnahme, Bruchlagen im Schweißgut (SG) auf. Die erwähnte Ausnahme liegt bei einem Spannungsniveau von 85 MPa und entspricht der niedrigsten Spannung im Prüfprogramm. Bei dieser Spannung wurde die Bruchlage in der Wärmeeinflusszone identifiziert, was ebenfalls einen Bruchlagenwechsel andeuten könnte.

In Bild 8.11 sind die Zeitstanduntersuchungen bei 650 °C des untersuchten Stahls P92 aufgeführt. Die Grundwerkstoffversuche liegen bei dieser Temperatur knapp unter dem mittleren Streuband und deren Verlängerung zu niedrigeren Zeiten. Die Bruchlagen aller untersuchten Schweißverbindungsproben (E-Hand und UP) liegen in der Wärmeeinflusszone. Ihre Bruchzeiten liegen bei niedriger Prüfspannung (70 MPa und 85 MPa) leicht unter der verlängerten unteren Streubandgrenze, bei höherer Spannung (115 MPa) leicht darüber.

Bei 600 °C streuen die Grundwerkstoffversuche um den Mittelwert des Streubandes (siehe Bild 8.12). Die Zeitstandversuche der UP-Schweißverbindung weisen, wie auch schon bei 625 °C, einen Bruchlagenwechsel auf. Die Versagenszeiten der UP- und E-Hand-Schweißverbindung liegen innerhalb des unteren Streubandes bzw. deren Verlängerung zu niedrigeren Zeiten. Die derzeit noch eingebauten Proben (jeweils eine Probe pro Schweißverbindung) liegen am unteren Streuband.

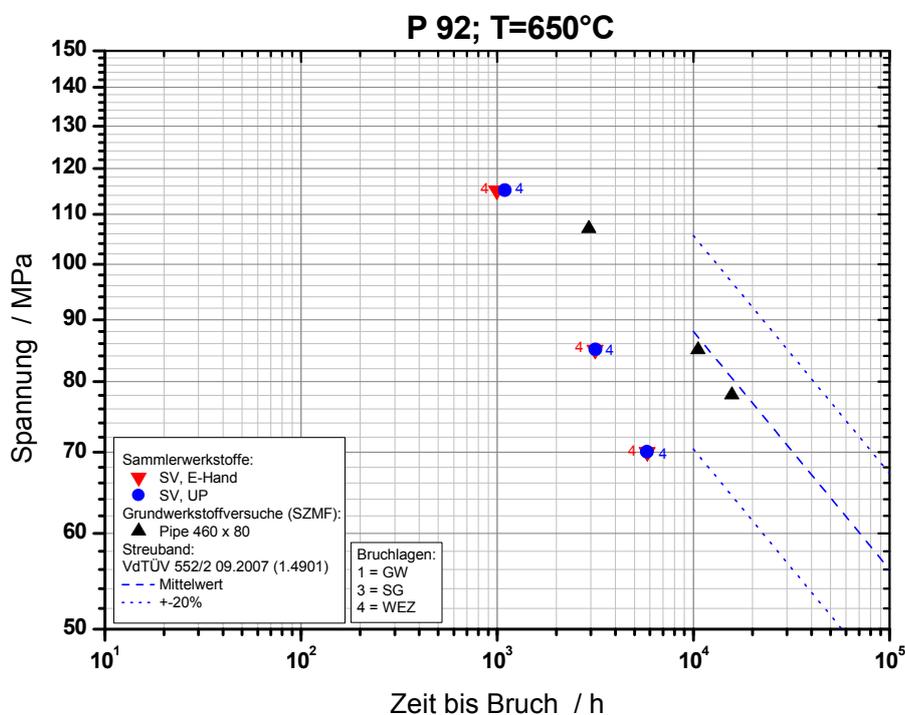


Bild 8.11: Zeitstandschaubild Stahls P92; T = 650 °C

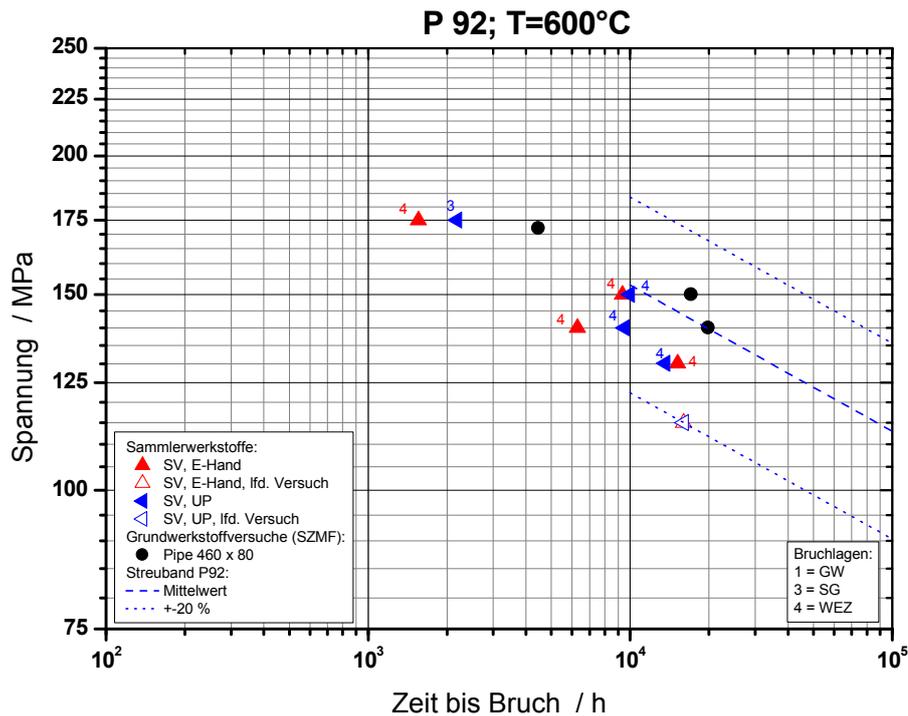


Bild 8.12: Zeitstandsschaubild Stahls P92; T = 600 °C

### 8.4 Versuchsergebnisse am Werkstoff T24

Als Vertreter typischer Kesselwerkstoffe sind zudem Zeitstandergebnisse am Werkstoff T24 erarbeitet worden. Die an diesem niedrig legierten Stahl durchgeführten Versuche sind tabellarisch in Tabelle 8.10 (Grundwerkstoff), Tabelle 8.11 (Schweißgut) und Tabelle 8.12 (Schweißverbindung) zusammengefasst.

Tabelle 8.10: Zeitstanduntersuchungen; Grundwerkstoff T24

Probenbezeichnung	Zustand	Art	Temperatur [°C]	Spannung [MPa]	Laufzeit [h]	Status	A [%]	Z [%]
538	GW	Kesselrohr 38 x 8,8	475	360	17730	B	15,9	75
				315	40032	E		
				290	32976	E		
				280	37872	E		
			525	280	1036	B	20,2	80
				245	27497	B	14,3	72
				220	32976	E		
				210	35832	E		
			575	200	3185	B	22,9	81
				175	6818	B	17,8	79
				145	10938	B	18,3	69
				135	14703	B	20,4	69
				120	16512	E		

GW = Grundwerkstoff; B = Bruch; = Eingebaut

**Tabelle 8.11:** Zeitstanduntersuchungen; Schweißgut T24

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

SG = Schweißgut; B = Bruch

**Tabelle 8.12:** Zeitstanduntersuchungen; Schweißverbindungen T24

Probenbezeichnung	Zustand	Art	Temperatur [°C]	Spannung [MPa]	Laufzeit [h]	Status	A [%]	Z [%]	Bruchlage
T	SV	Kesselrohr / WIG 38 x 8,8	475	360	5650	AG	(0,47)		
				325	19515	AG	(0,50)		
				315	19515	AG	(0,46)		
				280	19515	AG	(0,27)		
				260	19515	AG	(0,21)		
			525	270	3153	B	15,3	83	GW
				245	5104	B	1,6	4	SG
				220	13691	B	3,4	23	WEZ
				210	10947	B	1	?	SG
				575	175	1269	B	1,8	8
			145		5327	B	1,6	4	WEZ
			135		5666	B	2,1	10	SG

GW = Grundwerkstoff; WEZ = Wärmeinflusszone; SV = Schweißverbindung; SG = Schweißgut;  
B = Bruch; E = Eingebaut; AG = Ausgebaut

In **Bild 8.13** ist das Zeitstandschaubild der Untersuchungen am Werkstoff T24 bei 525 °C dargestellt. Der Grundwerkstoff liegt im oberen Bereich des Streubandes. Die Bruchzeiten der Versuche aus niedergeschmolzenem WIG-Schweißgut liegen teilweise unter der unteren 20 %-Streubandgrenze. Hierbei ist zu beachten, dass das Ti-haltige Schweißgut des T24 mittlerweile modifiziert wurde [66]. Auf Grund des Ti-Abbrandes ist die Nutzung eines Nb-legierten Schweißzusatzes vorzuziehen. Daher sind weitere WIG-Schweißungen an T24-Kesselrohren durchgeführt worden. Die Prüfung und Fertigung dieser Zeitstandproben befindet sich derzeit in Vorbereitung. Die im Rahmen des Vorhabens geprüften Schweißverbindungsproben liegen bislang alle im Streuband nach VdTÜV [67] des Grundwerkstoffs. Diese Schweißungen wurden ohne Wärmenachbehandlung durchgeführt. Zum Vergleich sind Ergebnisse aus dem Vorhaben AVIF A129 eingezeichnet [68], [69], die nach dem Bruchlagenwechsel, der bei den Proben mit Wärmenachbehandlung früher eintritt, einen Abfall unter die Streubandgrenze zeigen.

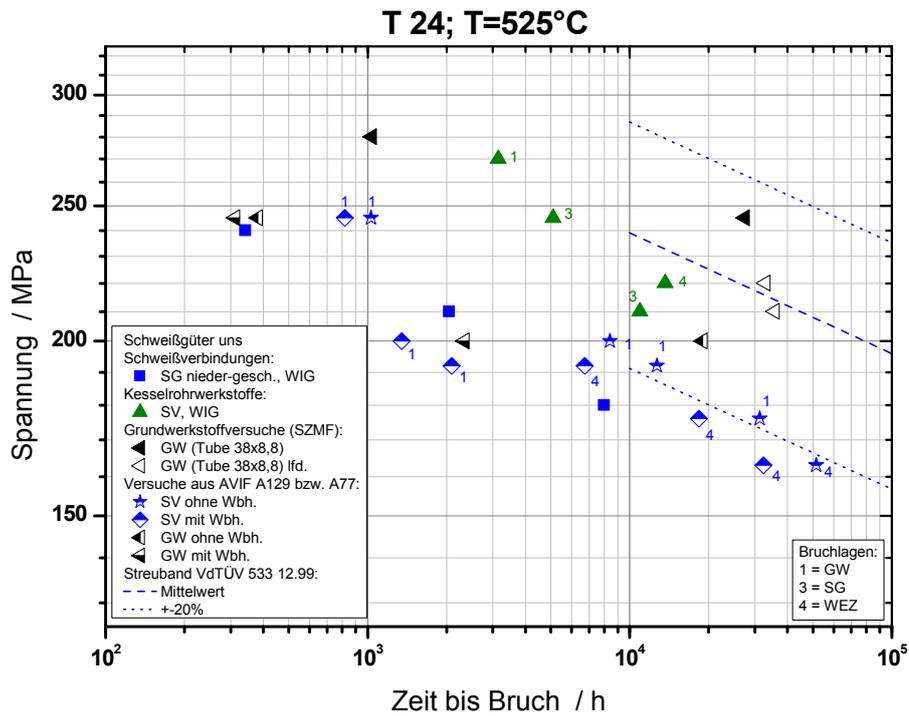


Bild 8.13: Zeitstandschaubild Stahls T24; T = 525 °C

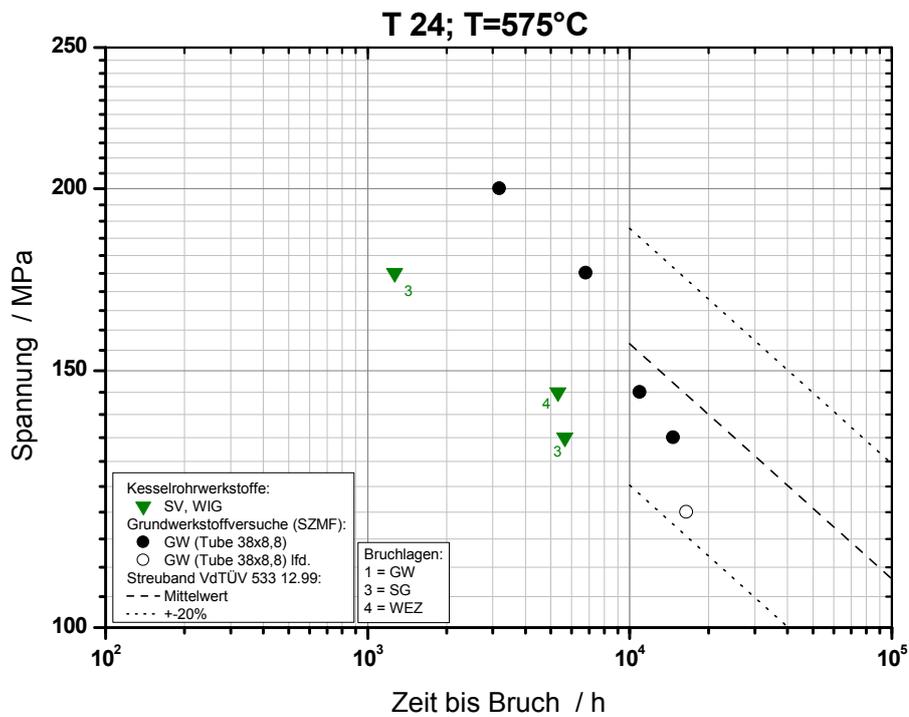


Bild 8.14: Zeitstandschaubild Stahls T24; T = 575 °C

Bei einer Prüftemperatur von 575 °C streuen die Bruchzeiten der Zeitstanduntersuchungen am Grundwerkstoff um das mittlere Streuband bzw. deren Verlängerung zu niedrigeren Zeiten. Eine derzeit noch laufende Probe hat das untere Streuband bereits erreicht. Die Bruchzeiten der WIG-Schweißverbindung der untersuchten Kesselrohre liegen in der Verlängerung des unteren Streubandes (nahe der Streubandgrenze).

Für die Darstellung der Ergebnisse der Zeitstanduntersuchungen bei 475 °C ist die Angabe eines Streubandes nicht möglich. In einem Temperaturbereich von 450 °C bis 490 °C sind im Werkstoffblatt nach VdTÜV [67] lediglich 100.000 h-Zeitstandfestigkeiten enthalten. Für die in Bild 8.15 enthaltenen Ergebnisse bei 475 °C lässt sich eine 100.000 h Zeitstandfestigkeit  $R_{m100.000 h/475\text{ °C}}$  von 296 MPa und eine 0,2 % Dehngrenze  $R_{p0,2/475\text{ °C}}$  von 350 MPa durch lineare Interpolation ermitteln.

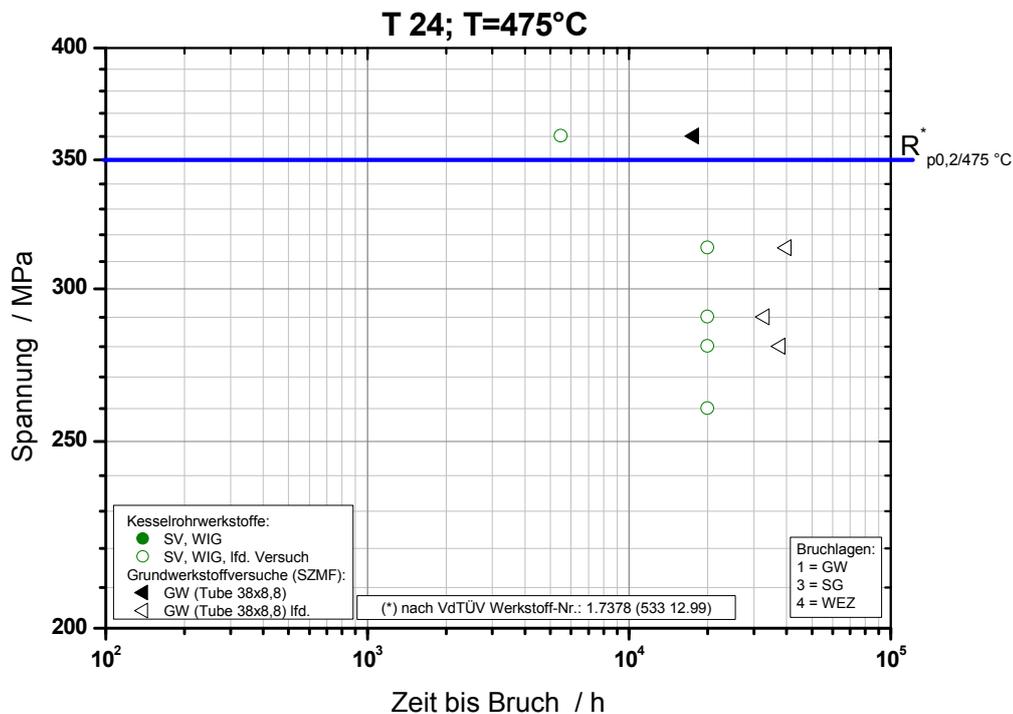


Bild 8.15: Zeitstandschaubild Stahls T24; T = 475 °C



## **9 Werkstoffverhalten nach Verarbeitung unter realistischen Betriebsbedingungen (Bauteilversuch)**

Zur weiteren Untersuchung der in diesem Vorhaben betrachteten Membranwandwerkstoffe sind Versuche unter realistischen betriebsnahen Bedingungen an bauteilähnlichen Probekörpern vorgesehen. Zu diesem Zweck wurde ein geeigneter Prüfling konstruiert der im Wesentlichen aus einem Membranwandausschnitt (Kesselrohr-Steg-Verbindung) besteht. Ein realistischer Betriebszustand soll mit Hilfe von dampfbeaufschlagten Rohren und einer Prüfung bei betriebsähnlichen Temperaturen erzielt werden. Um jedoch in einem angemessenen Zeitraum eine sichtbare Schädigung erzielen zu können, müssen die Lasten während der Versuchsdurchführung so gewählt werden, dass ein Versagen bzw. ein deutlicher Dehnungsanstieg (tertiärer Kriechbereich) nach einer Betriebszeit von möglichst 3.000 h bis 5.000 h auftritt.

In diesem Kapitel des Berichtes soll zunächst der an der MPA Stuttgart entwickelte Membranwandprüfstand vorgestellt werden und so der Versuchsaufbau, sowie die entwickelte Prüfkörpergeometrie vorgestellt werden. Anschließend werden die Versuchsergebnisse, sowie die Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen vorgestellt.

### **9.1 Aufbau des Membranwandprüfstandes**

#### **9.1.1 Wasseraufbereitungsanlage**

Das Wasserreinigungs- und Aufbereitungsaggregat dient der Bereitstellung von hochreinem Hochtemperaturwasser für die Versuchsdurchführung in einem geschlossenen Kreislauf. Das Wasser befindet sich zunächst in einem 100 l Wasservorratsbehälter, aus dem es stetig über einen Messkreislauf umgepumpt wird, wobei der Sauerstoffgehalt und die elektrische Leitfähigkeit des Mediums gemessen werden. Dieses hochreine Wasser wird in einem Reinigungskreislauf ständig über Ionentauscher und mechanische Mikrofilter umgewälzt und auf diese Weise auf das technisch mögliche Maß gereinigt. Der Sauerstoffgehalt des Wassers wird anhand der Sauerstoffmessung durch Einblasen von Sauerstoff bzw. hochreinem Stickstoff in den Vorratsbehälter drucklos auf ca. 0,25 ppm eingeregelt. Aus dem Vorratsbehälter wird das Medium mit einer LEWA<sup>®</sup>-Hochdruckpumpe mit einstellbarem Fördervolumen auf den spezifizierten Druck von 250 bar gebracht und anschließend über zwei Vorlaufheizungen und einen Rücklaufwärmetauscher aufgeheizt. Von dort gelangt es in den Membranwandprüfkörper. Auf seinem Weg in den Prüfkörper, wird das aufbereitete Wasser mit Hilfe von Heizkörpern, in der Vorheizstrecke, erhitzt und somit auf Prüftemperatur gebracht. Hierbei ist zu beachten, dass eine Erfassung der Temperatur mittels an der Rohraußenwand der Zulaufleitungen angebrachten Thermoelementen erfolgt. Eine Messung der Wasser- bzw. Dampftemperatur im Inneren der Rohre kann aus technischen Gründen

nicht erfolgen. Im Rücklauf wird das Wasser zunächst im Rücklaufwärmetauscher und anschließend in einem mit Kühlwasser betriebenen Kühler abgekühlt. Der Druckabbau auf Umgebungsdruck erfolgt mittels eines Überströmventils, welches auf den Prüfdruck von 250 bar eingestellt ist. Im Anschluss daran, werden die Leitfähigkeit und der Sauerstoffgehalt mit den entsprechenden Messzellen im Rücklauf bestimmt und das Medium anschließend zur Reinigung über Filter und Ionentauscher geleitet, bevor es zurück in den Vorratsbehälter gelangt.

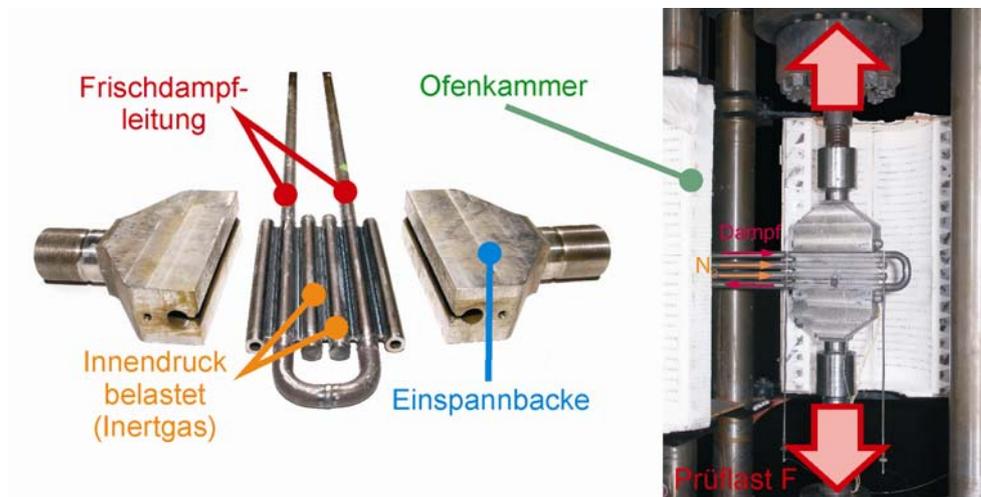
### 9.1.2 Der Prüfkörper und dessen Beanspruchung

Der zu entwickelnde Prüfkörper dient zur Untersuchung des Zeitstandverhaltens von Membranwänden wie sie in zukünftigen 700 °C bis 720 °C-Kraftwerken zum Einsatz kommen werden. Daher dient ein Membranwandausschnitt aus sechs Kesselrohren und fünf Stegen als Grundlage der Prüfkörper. Die äußersten beiden Rohre dieses Membranwandausschnittes dienen lediglich zur Kraufaufbringung und werden während der Versuchsdurchführung von zwei Spannbacken „gegriffen“, mit dessen Hilfe eine Zugkraft senkrecht zur Axialrichtung der Kesselrohre aufgebracht werden kann. Die übrigen vier Kesselrohre sollen mit einem Innendruck von  $p_i = 250$  bar beaufschlagt werden. Der Innendruck  $p_i$  bei zweien dieser Kesselrohre soll stehend mittels einer Stickstoffeinspeisung aufgebracht werden. In den weiteren beiden Rohren soll die Drucklast mit Hilfe des Dampfes (siehe vorheriger Abschnitt) aus der Dampf- Wasseraufbereitungsanlage realisiert, welcher die Kesselrohre durchströmt. Diese beiden Rohre sollen mittels Rohrbögen derart miteinander verbunden werden, dass deren Einfluss auf das zu prüfende Bauteil möglichst gering bleibt. Mit Hilfe einiger Finite-Elemente-Simulationen wurde in vorbereitenden Arbeiten eine geeignete Prüfkörpergeometrie ermittelt und insbesondere auf die Lage und Geometrie der Rohrbögen und der damit verbundenen dampfbeaufschlagten Rohre eingegangen. Hierzu wurden einige mögliche Modellkörpergeometrien unter Berücksichtigung der eben definierten Randbedingungen entwickelt und in ein FE-Modell umgesetzt und anschließend eine rein elastische Simulation der unter Aufbringung der äußeren Lasten durchgeführt. In diesen Simulationen wurde von einem zentrischen Einbau des Bauteils in der Prüfmaschine ausgegangen. Die äußeren geometrischen Randbedingungen stellten die Abmessungen des Ofeninnenraums dar. Diese Untersuchungen zeigten, dass der maximal beanspruchte Querschnitt der Membranwandprüflinge stets der Steg darstellte. Der Einfluss der Rohrbögen auf die Gesamtsteifigkeit des Systems liegt nach analytischer Berechnung im Bereich von  $<1$  %. In den Finite-Elemente-Berechnungen lag dieser Einfluss über 1 % jedoch deutlich unter 7 %. Die Unterschiede zwischen FE-Berechnung und analytischer Berechnung lassen sich auf die relativ geringe Paneelbreite zurückführen. Mit zunehmender Paneelbreite verringert sich der Einfluss des Rohrbogens auf die Gesamtsteifigkeit des Prüfkörpers.

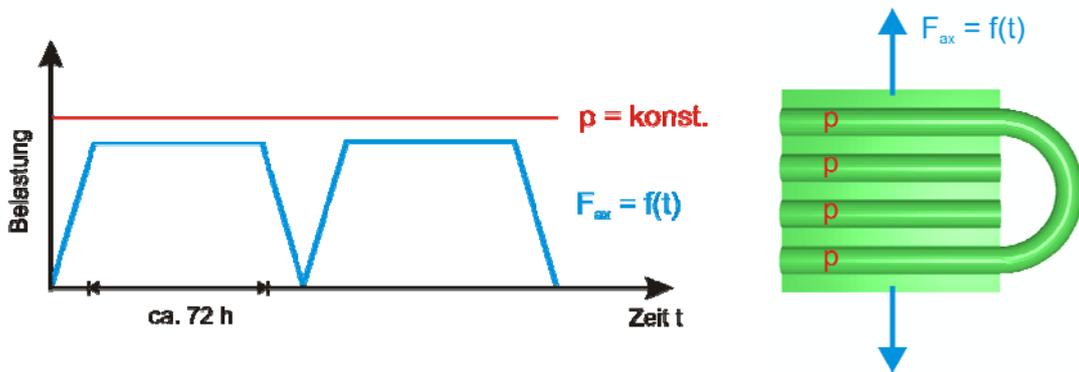


Die in [Bild 9.1](#) dargestellte Prüfkörpergeometrie stellt eine leicht zu fertigende Lösung mit geringem Einfluss des Rohrbogens auf die Systemsteifigkeit dar und wurde daher umgesetzt. Die geprüften Werkstoffe, sowie die Versuchbedingungen der einzelnen Versuche (Ofentemperatur, Zugkraft usw.) sind in Kapitel 9.2 zusammen gestellt.

Die Prüfung der Prüflinge erfolgt mittels einer Prüfmaschine des Typs W+B 5000 II. In [Bild 9.2](#) links sind die einzelnen, zur Durchführung des Versuches benötigten Komponenten dargestellt. Zu erkennen sind hier die mittleren beiden Rohrleitung, welche mit Stickstoff beaufschlagt werden. Diese beiden Rohre werden von den beiden Frischdampfleitungen eingeschlossen. Weiterhin ist der die beiden Frischdampfleitungen verbindende Rohrbogen zu sehen. Die ebenfalls aufgeführten Einspannbacken greifen die beiden äußersten Rohrleitungen, welche nicht mit Innendruck beaufschlagt sind und ermöglichen so das Aufbringen der Prüflast. Diese senkrecht zur Axialrichtung der Kesselrohre wirkende Last wird alle 72 h auf ein Grundlastniveau von 30 kN abgefahren um An- und Abfahrvorgänge im realen Kraftwerksbetrieb zu simulieren. Der Rohrinndruck an den Frischdampfleitungen sowie den Stickstoffleitungen bleibt jedoch konstant (siehe [Bild 9.3](#)). Der Prüfkörper im eingebauten Zustand, sowie die geöffnete Ofenkammer ist in [Bild 9.2](#) rechts abgebildet. Ein Überblick über die Versuchsparameter der einzelnen Membranwandprüfkörper ist in Kapitel 9.2 gegeben. Im folgenden Kapitel sind Instrumentierung und Messaufbau des Prüfstandes näher erläutert.



[Bild 9.2](#): links: Einzelkomponenten des Versuchsaufbaus;  
rechts: Eingebauter Prüfkörper



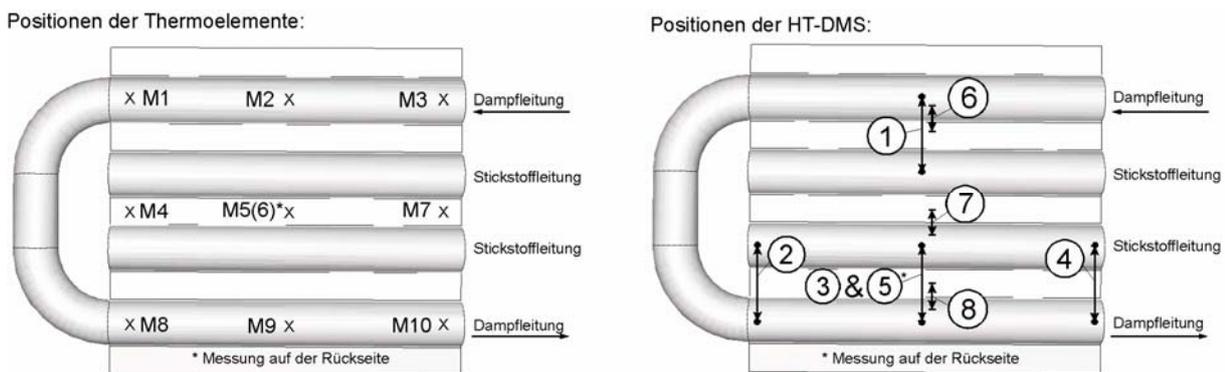
**Bild 9.3:** Belastung der Membranwandprüfkörper

### 9.1.3 Instrumentierung

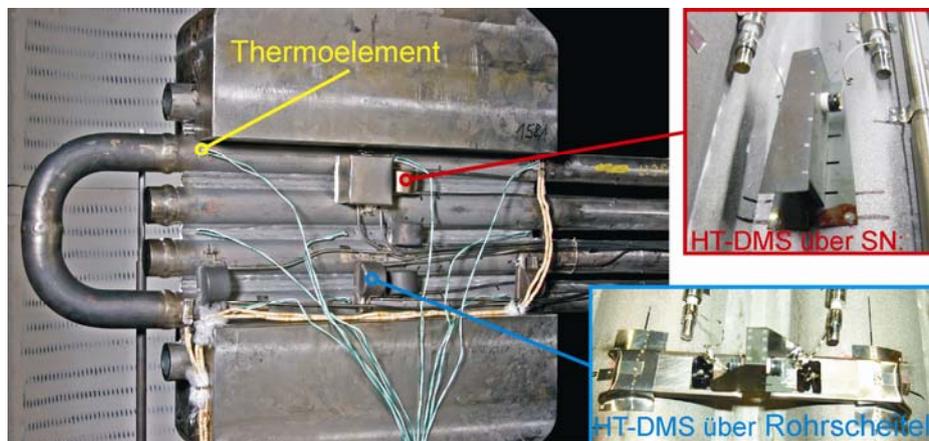
Um die Temperaturverteilung während der Versuchsdurchführung aufzeichnen zu können, werden die Prüfkörper mit Thermoelementen bestückt. Neben Thermoelementen im Bereich der Vorheizstrecke sind zehn Thermoelemente am eigentlichen Prüfkörper angebracht. Die genauen Positionen sind in [Bild 9.4](#) (links) aufgeführt. Die Messstelle mit der Bezeichnung M3 liegt am Eintrittsbereich des Frischdampfes in den Prüfkörper und fließt von dort aus weiter über die Messstellen M2 und M1 in den Rohrbogen, welcher den Frischdampf in den unteren Paneelbereich leitet. Über die Messstellen M8 und M9 setzt der Dampf seinen Weg durch das untere Rohr fort, bis er nach Messstelle M10 den Prüfkörper verlässt. Zudem befinden sich vier weitere Thermoelemente in der Paneelmitte, auf dem Steg zwischen den beiden Stickstoff führenden Leitungen (M4 bis M7). Hierbei ist zu beachten, dass sich die Messstellen M5 und M6 in der geometrischen Mitte des Prüflings, allerdings auf unterschiedlichen Paneelseiten, befinden. M5 ist auf der Paneelvorderseite, M6 auf der Paneelrückseite angebracht. Mit Vorderseite wird hier die dem Betrachter zugewandte Prüfkörperseite, mit dem Rohrbogen auf der linken Seite liegend, bezeichnet. Die Thermoelemente sind zur Datenaufzeichnung an einen PC angeschlossen. Die Aufzeichnungen der zeitabhängigen Daten erfolgt mit einer Taktung von 10 Minuten und wird mittels des Softwarepaketes VEE (Agilent™) durchgeführt. Mit diesem Programm erfolgt zeitgleich eine Aufzeichnung des Dampfdruckes.

Zur Aufzeichnung der Verformungen sind zudem kapazitive Hochtemperaturdehnmessstreifen (HT-DMS) am Prüfkörper angebracht. Die Positionierung der HT-DMS ist in [Bild 9.4](#) (rechts) abgebildet. Mit Hilfe einer „Brückenkonstruktion“ werden an fünf unterschiedlichen Stellen die integralen Dehnungen von Rohrscheitel zu Rohrscheitel einer dampfbeaufschlagten und einer Stickstoff führenden Rohrleitung (Messstellen 1 bis 5) gemessen. Weiterhin werden die integralen Dehnungen über den Schweißnähten an drei Stellen der Paneelmitte aufgezeichnet (Messstellen 6 bis 8). Die Speicherung und Verarbeitung der gemessenen Kapazitäten erfolgt mittels eines weiteren PCs, auf welchem die Software KAMES (Siemens™) installiert ist. Die

auf diese Weise ermittelten Kapazitäten werden alle 10 Minuten gespeichert. Die Anbringung der HT-DMS über den Schweißnähten, sowie die „Brückenkonstruktion“ zur Erfassung der integralen Dehnung von Rohrscheitel zu Rohrscheitel sind in Bild 9.5 dargestellt. Weiterhin sind in diesem Bild die Positionen der instrumentierten Thermoelemente sichtbar. Neben der Online-Aufzeichnung der Dehnungen mit Hilfe kapazitiver HT-DMS sind mehrere Härteeindrücke am Probenkörper angebracht. Diese werden vor und nach der Versuchsdurchführung vermessen und protokolliert und mit Hilfe dieser Daten die bleibenden Dehnungen zwischen den Härteeindrücken ermittelt.



**Bild 9.4:** Bestückung der Membranwandprüfkörper mit Thermoelementen (links) und HT-DMS (rechts)



**Bild 9.5:** Instrumentierter und eingebauter Membranwandprüfkörper

## 9.2 Versuchs- und Belastungsübersicht

Insgesamt wurden vier bauteilähnliche Versuche durchgeführt, die sich in Werkstoff und Versuchsbedingungen unterschieden. Belastungsgeometrie und Versuchsbedingungen wurden in Abstimmung mit den Industriepartnern festgelegt. Hierbei lag an allen druckbeaufschlagten Rohren (Stickstoff und Frischdampf) ein Innendruck von  $p_i = 250$  bar an. Variiert wurde, in Abhängigkeit vom Werkstoff, die Ofen- und Dampftemperatur, sowie die senkrecht zur Membranwandrohrachse angreifende Zugkraft (siehe Kapitel 9.1.2). Die zuletzt

erwähnte Zugkraft wurde so ausgelegt, dass möglichst innerhalb 3.000 bis 5.000 h ein deutlicher Anstieg in den Dehnungsverläufen der HT-DMS-Überwachung zu sehen ist oder Leckage auftritt. Um einen zu raschen Dehnungsanstieg und somit zu schnelles Bauteilversagen ausschließen zu können, wurden die Bauteilversuche meist konservativ d.h. mit einer geringen Zuglast angefahren. Anschließend wurde die Dehnungsentwicklung genau beobachtet um dann, bei einer zu langsamen oder zu schnellen Dehnungsentwicklung, eine Laststeigerung bzw. -senkung vorzunehmen.

Zur Aufbringung der Prüflasten auf den Membranwandprüfkörper sei folgendes noch angemerkt. Nach Einbau des Prüfkörpers wird in einem ersten Schritt der Wasser-/Dampfkreislauf mit einem reduzierten Druck in Betrieb genommen und ebenfalls auf die Stickstoff führenden Rohre ein reduzierter Druck aufgebracht. Anschließend wurde zunächst eine geringe senkrecht zur Kesselrohrachse wirkende Vorlast (15 kN) aufgebracht und auf Prüftemperatur aufgeheizt. Nach Erreichen der Prüftemperatur wurde der Druck an den mit Medium (Stickstoff und Wasserdampf) beaufschlagten Rohren auf den Betriebsdruck von 250 bar angehoben und anschließend die senkrecht zur Kesselrohrachse wirkende Zugkraft aufgebracht. In Tabelle 9.1 ist eine Übersicht der durchgeführten Versuche und ihrer Versuchsbedingungen aufgeführt (Nullpunkt der HT-DMS).

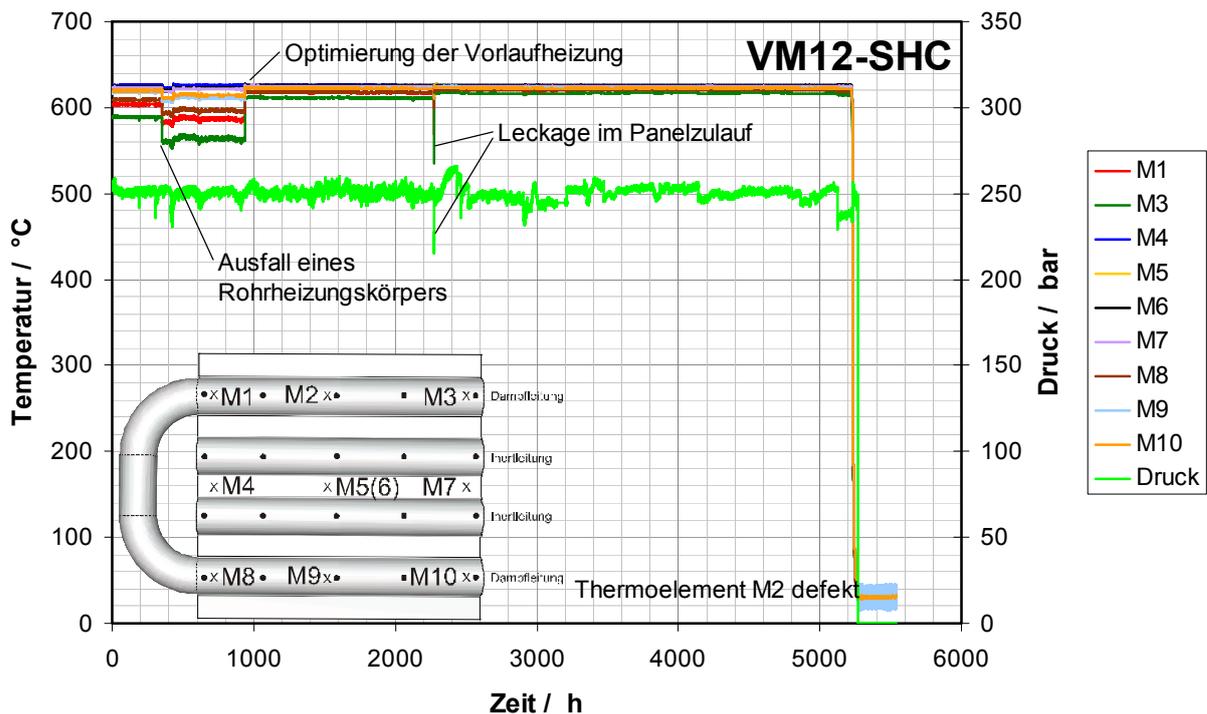
Tabelle 9.1: Übersicht der durchgeführten Bauteilversuche und deren Belastung

Nr.	Werkstoff	Kurzbez.	$p_i$ [bar]	Temp. [°C]	Last $F_{ax}$ [kN]	Last $F_{ax}$ bis Lfz [h]
1	X12CrCoWMoVNB12-2-2	VM12-SHC	250	625	110	2610
					155	5199
2	X10CrWMoVNB9-2	T92	250	625	150	6
					105	20
					125	141
					150	953
					120	640
					130	2257
3	7CrMoVTiB10-10	T24	250	550	150	626,5
					170	2176,5
					190	2991
					230	3971
					270	4399
					320	5131,5
4	NiCr23Co12 Mo	Alloy 61 7 mod.	250	700	330	Siehe Kapitel 9.6
					270	
					160	
					100	
					10	

## 9.3 Versuchsergebnisse des VM12-SHC-Prüfkörpers

### 9.3.1 Temperatur und Druckverläufe

In Bild 9.6 ist der Temperatur- und Druckverlauf des VM12-SHC-Membranwand-versuches aufgeführt. Im Temperaturverlauf der ersten 380 h ist eine deutliche Spreizung der Temperaturen erkennbar. Die Temperatur der Messstelle am Eintritt des Dampfes in das Paneel (M3) liegt sogar Temperaturen knapp unter 600 °C vor. Nach 380 h fallen die Temperaturen der dampfbeaufschlagten Rohre deutlich ab. Die Ursache hierfür liegt im Ausfall eines Rohrheizungskörpers der Vorheizstrecke. Nach ca. 900 h Betriebszeit musste die Anlage auf Grund von Wartungsarbeiten abgefahren werden. Der defekte Rohrheizungskörper der Vorheizstrecke konnte ausgetauscht werden. Zudem wurden weitere Optimierungen an der Vorheizstrecke vorgenommen, so dass nach erneutem Anfahren des Versuches eine deutlich bessere Temperaturverteilung (Zieltemperatur 625 °C) erreicht werden konnte. Die gemittelten Temperaturen lagen nun bei 618°C (M3) bis 626°C (M6). Nach etwas über 2.270 h trat eine Leckage an den Dampfzuleitungen aus VM12 (innerhalb der Vorheizstrecke) auf. Nachdem die Zuleitungen durch Alloy 617 Kesselrohre ersetzt wurden, konnte erneut mit höheren Temperaturen vorgeheizt werden, was zu einer weiteren Verbesserung der Temperaturverteilung führte. Die Mittelwerte der einzelnen Messstellen liegen, über den Zeitraum von etwa 2.270 h bis 5.200 h (Versuchende) gemittelt, bei 614°C (M3) bis 627°C (M4). Die ermittelten Temperaturfelder verdeutlichen die Kühlwirkung des Dampfes. An der Stelle des Dampfeintritts in den Prüfkörper liegen die im Mittel geringsten Temperaturen vor. Im weitem Verlauf der dampfbeaufschlagten Kesselrohre nehmen die Temperaturen weiter zu und nähern sich der Zieltemperatur von 625 °C an. Die heißeste Messstelle der dampfbeaufschlagten Rohre stellt die Austrittsstelle des Frischdampfes aus dem Membranwandprüfkörper dar (M10). Im Bereich der Stickstoff führenden Rohre, d.h. in Prüfkörpermitte liegen die deutlich heißesten Stellen (M4 bis M7). Der Druckverlauf liegt während des gesamten Versuches bei etwa 250 bar. Auf Grund des relativ trägen Regelsystems des Dampfkreislaufes ist ein leichtes Schwingen um den Prüfdruck von 250 bar erkennbar.



**Bild 9.6:** Temperatur- und Druckverlauf des VM12-SHC-Membranwandversuches

### 9.3.2 Ergebnisse der Dehnungsmessung

Der Verlauf der im Versuch ermittelten Dehnungen über der Zeit ist in [Bild 9.7](#) aufgeführt. Zur Ermittlung der hier auf der y-Achse dargestellten Kriechdehnungen wurde zunächst eine kleine Vorlast von 15 kN sowie ein reduzierter Innendruck auf den Prüfkörper aufgebracht. Anschließend wird der Prüfkörper auf Prüftemperatur aufgeheizt. Ist die Prüftemperatur erreicht wird der Innendruck der Dampf führenden und Stickstoff führenden Rohre auf Betriebsdruck gebracht und die Prüflast, senkrecht zu den Kesselrohrachsen (110 kN) aufgebracht. Die Kapazitäten die sich an den angebrachten HT-DMS unmittelbar nach Erreichen der Betriebslast einstellen, dienen in den hier dargestellten Zeit-Dehn-Verläufen als Nullpunkte. Die auf diese Weise ermittelten Dehnungen werden in den folgenden Zeit-Dehn-Verläufen der untersuchten Membranwandprüfkörper als Kriechdehnungen bezeichnet.

Allgemein stellt man fest, dass die Dehnungsentwicklungen eng mit den Temperaturverteilungen zusammenhängen. Die Prüfkörpermitte, weist auf Grund der fehlenden Kühlwirkung des Dampfes die höchsten Temperaturen auf. Hier liegt der über der Schweißnaht angebrachte HT-DMS (M7), welcher analog das größte Dehnungsniveau aufweist. Zudem nehmen die gemessenen Temperaturen mit dem Weg des Dampfes durch den Prüfkörper zu. Auch dies spiegelt sich in den Dehnungsmessungen wieder. Das Dehnungsniveau nimmt daher ebenfalls mit dem Weg des Dampfes durch den Membranwandkörper zu. Weiterhin sind die an jedem Montag und Freitag durchgeführten

Zwischenentlastung auf 15 kN Vorlast in den Dehnungsverteilung deutlich, durch immer wiederkehrende sprunghafte Abfälle in den Dehnungsverläufen, sichtbar.

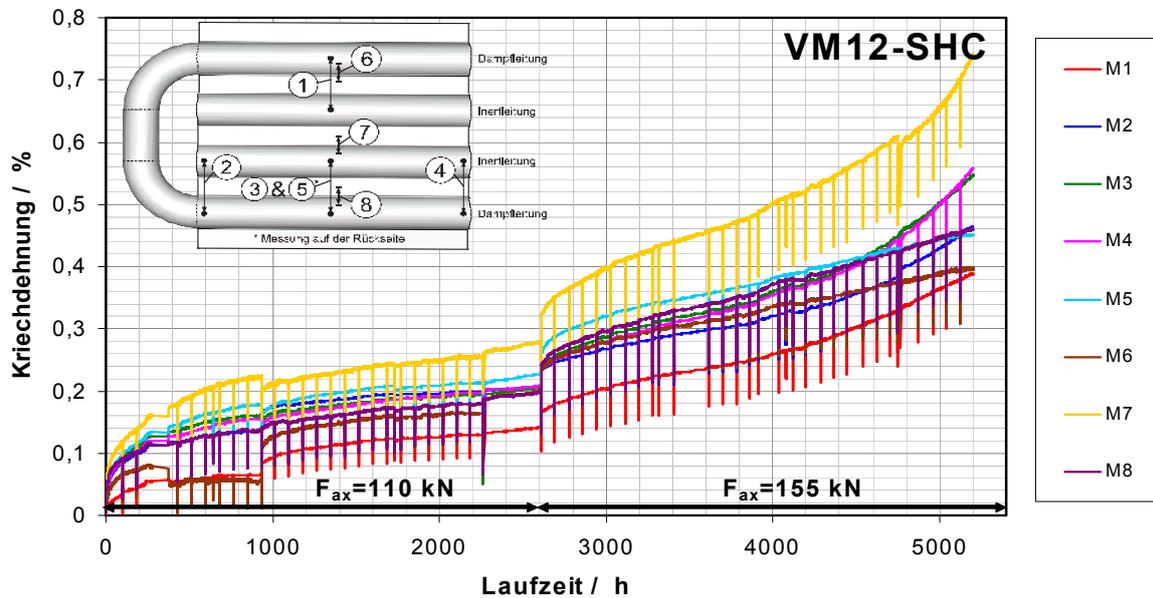


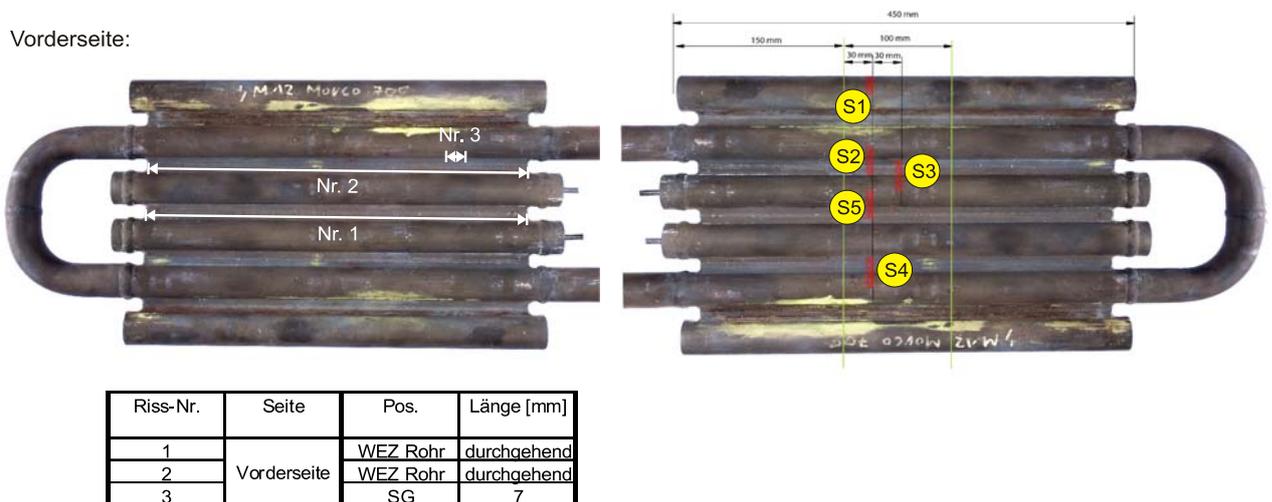
Bild 9.7: Zeit-Dehnverlauf des VM12-SHC-Membranwandversuches

Nach einer Versuchszeit von etwa 380 h ist ein Abfall in den gemessenen Kriechdehnungen zu beobachten. Wie bereits im vorherigen Abschnitt erwähnt wurde, fiel hier ein Heizkörper der Vorheizstrecke aus, was die Dampftemperatur bei Paneeleintritt verringerte. Die Temperaturen senkten sich daher in den Dampf führenden Kesselrohren auf ein niedrigeres Niveau ab. Die größte Temperaturdifferenz zeigte die dem Dampfeintritt in den Prüfkörper am nächsten liegende Stelle. Dieser Bereich zeigt auch in der Dehnungsmessung die geringste Dehnungsentwicklung (HT-DMS M1) und somit den größten Dehnungsabfall zum erwähnten Zeitpunkt. Nach ca. 900 h konnte der defekte Rohrheizkörper ausgetauscht werden, was sich auch in der Dehnungsverteilung bemerkbar macht. Besonders der Verlauf des HT-DMS M1 macht hier einen Sprung zu größeren Dehnungen, da hier wieder höhere Temperaturen erreicht werden. Nach 2.270 h trat eine Leckage in der Dampfzuführung auf. Die defekte Zuleitung wurde durch ein Alloy 617 Kesselrohr ersetzt und eine weitere Optimierung der Dampftemperatur erreicht. Nach erneutem Versuchsstart wurden bis zu einer Betriebszeit von 2.600 h keine Lastabsenkungen auf Vorlast vorgenommen. Da das Dehnungsniveau nach 2.600 h relativ niedrig lag und die weitere Dehnungsentwicklung vermutlich nicht zu einem Versagen innerhalb der ersten 3.000 h bis 5.000 h führen würde, wurde eine Steigerung der senkrecht zur Kesselrohrachse aufgetragenen Last von 110 kN auf 155 kN vorgenommen. Die ist im Dehnungsverlauf durch einen sprunghaften Anstieg der Dehnungen erkennbar. Nach etwa 4.000 h entwickelt sich an einigen Messstellen

(HT-DMS M1 bis HT-DMS M4 und HT-DMS M7) ein tertiärer Kriechbereich, was auf einen geschädigten Zustand des Prüfkörpers schließen lässt. Nach einer Betriebszeit von ca. 5.200 h war an HT-DMS M7 eine Dehnung von 0,7 % bis 0,8 % erreicht. Es wird vermutet dass ein stark geschädigter Zustand am Prüfkörper vorliegen muss. Daher wurde der Versuch zu diesem Zeitpunkt abgefahren. Die maximalen integralen Dehnungen treten in diesem Versuch an der Messstelle HT-DMS M7, über der Schweißnaht auf und liegen bei über 0,7 %. Das Dehnungsminimum befindet sich an Messstelle HT-DMS M1 (integral über Rohr-Steg-Rohr). Hier liegen die Dehnungen knapp unter 0,4 %.

### 9.3.3 Metallografische Untersuchungen

Am ausgebauten und geprüften Paneel waren zwei durchgehende Risse sichtbar. Um zu untersuchen ob auch nicht mit bloßem Auge erkennbare Anrisse am Prüfkörper vorliegen, wurde dieser einer Magnetpulverprüfung unterzogen. Das Ergebnis dieser Untersuchungen ist in Bild 9.8, links zu sehen. Die hier eingezeichneten Risse sind nicht maßstäblich und sollen lediglich die Lage am Prüfkörper verdeutlichen. Es wurden insgesamt drei Anrisse gefunden. Die beiden durchgehenden Risse befinden sich jeweils an der WEZ auf der Rohrseite der Rohr-Steg-Schweißungen der Stickstoff beaufschlagten Rohre. Zudem wurde ein weiterer Riss von ca. 7 mm im Schweißgut der untern Dampfleitung gefunden. Anhand dieser Ergebnisse wurde der in Bild 9.8 auf der rechten Seite abgebildete Schliffentnahmeplan erstellt. Die Ergebnisse der Untersuchungen an diesen Schliffen sollen im Folgenden exemplarisch aufgeführt werden.



**Bild 9.8:** links: Rissplan des VM12-SHC-Paneels (Vorderseite);  
rechts: Schliffentnahmeplan des VM12-SHC-Paneels (Entnahme an bei T24 und T92 analog)

**Tabelle 9.2:** Metallografische Untersuchungen am Lichtmikroskop; VM12-SHC

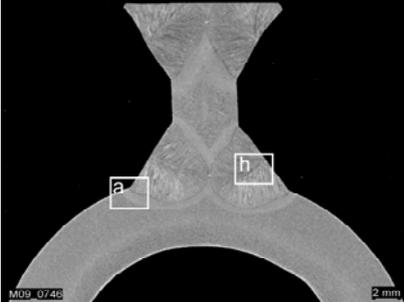
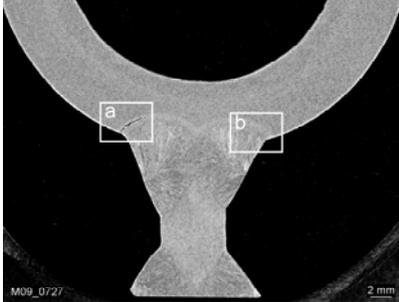
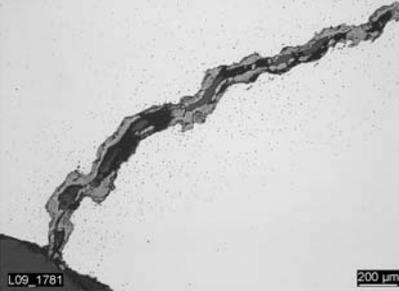
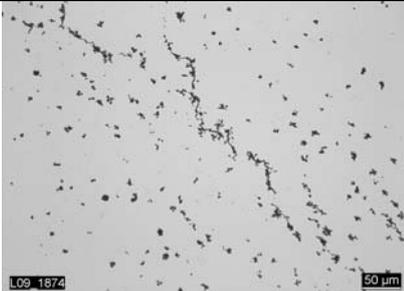
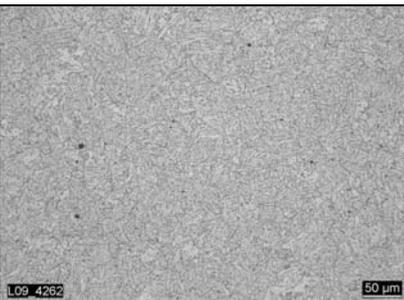
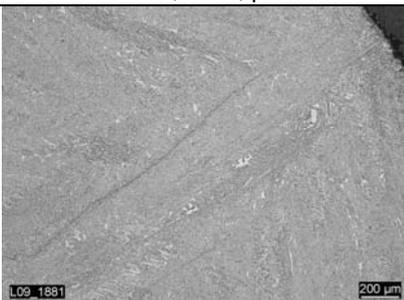
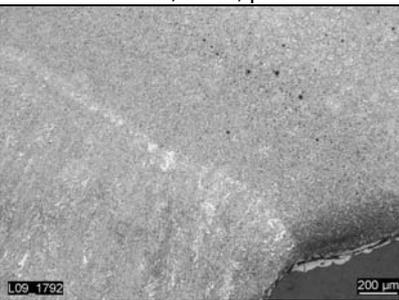
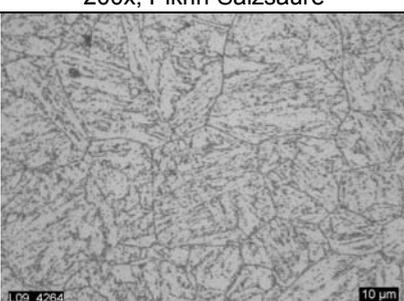
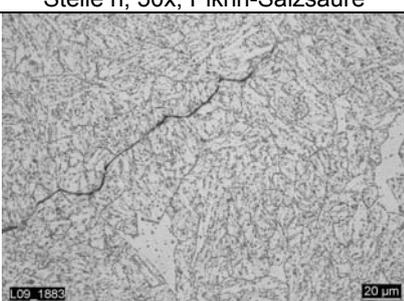
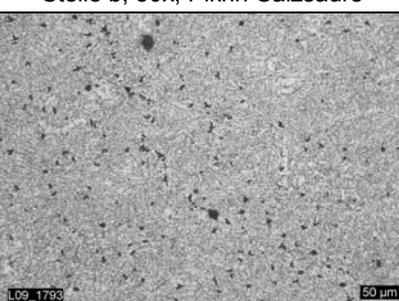
S1	S3	S5
	 <p data-bbox="699 698 805 728">Makro 3:1</p>	 <p data-bbox="1129 698 1236 728">Makro 3:1</p>
	 <p data-bbox="646 1023 853 1052">Stelle a; 50x; poliert</p>	 <p data-bbox="1082 1023 1289 1052">Stelle a; 50x; poliert</p>
	 <p data-bbox="646 1344 853 1373">Stelle a; 200x; poliert</p>	 <p data-bbox="1082 1344 1289 1373">Stelle a; 200x; poliert</p>
 <p data-bbox="194 1673 438 1702">200x; Pikrin-Salzsäure</p>	 <p data-bbox="593 1673 917 1702">Stelle h; 50x; Pikrin-Salzsäure</p>	 <p data-bbox="1024 1673 1348 1702">Stelle b; 50x; Pikrin-Salzsäure</p>
 <p data-bbox="188 1993 445 2022">1000x; Pikrin-Salzsäure</p>	 <p data-bbox="582 1993 922 2022">Stelle h; 500x; Pikrin-Salzsäure</p>	 <p data-bbox="1018 1993 1358 2022">Stelle b; 200x; Pikrin-Salzsäure</p>

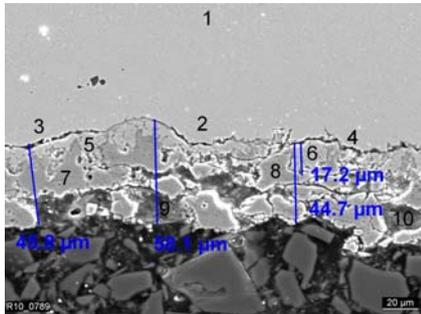
Tabelle 9.2 sind einige lichtmikroskopische Untersuchungen an den Schlifften 1, 3 und 5 aufgeführt. Schliff 1 wurde am äußersten Rohr des Membranwandprüfkörpers entnommen. Um dieses Rohr greifen lediglich die Spannbacken zur Aufbringung der Zusatzlast. Diesem Bereich kann daher eine Art Referenzzustand entnommen werden, da dieser Abschnitt des Prüfkörpers annähernd keine mechanische Last ertragen musste. Schliff 3 liegt am unteren und somit heißeren Dampf beaufschlagten Kesselrohr des Membranwandprüfkörpers. Hier ist eine starke Porenentwicklung zu erkennen. Die Poren bilden bereits erste Ketten die später einen Anriss bilden könnten. Zudem wird sichtbar, dass die dichteste Porenkonzentration nicht direkt an, sondern knapp unter der Oberfläche liegt. An dieser Stelle werden auch die größten Mehrachsigkeiten erwartet. Innerhalb des Schweißgutes sind zudem einige Deltaferrite und vermutlich ein Heißriss erkennbar. Der aufgeführte Schliff 5 verläuft durch eines der Stickstoff führenden Kesselrohre und somit durch den Bereich eines durchgehenden über den Prüfkörper verlaufenden Anrisses. Es ist deutlich zu erkennen, dass der gefundene Anriss entlang der Wärmeeinflusszone der Rohr-Steg-Schweißung auf Seiten des Rohres verläuft. Weiterhin ist die Fusionslinie deutlich erkennbar. Die gegenüber dem Anriss liegende Wärmeeinflusszone zeigt noch keinen Anriss aber eine deutlich erhöhte Porendichte.

#### **9.3.4 Untersuchung der Oxidschichten**

Mit Hilfe von EDX-Analysen, sowie einigen Elementverteilungsbildern, aufgenommen am REM, wurden vergleichend Informationen zu den mit Stickstoff beaufschlagten und Dampf führenden Kesselrohren der Membranwandprüflinge ermittelt. Die EDX-Analysen und Elementverteilungsbilder wurden an den dem Prüfling entnommenen Schlifften durchgeführt bzw. aufgenommen. Die Positionen und tabellarischen Ergebnisse der EDX-Analysen sind in Bild 9.9 und Bild 9.10 aufgeführt. Eine Übersicht der Elementverteilungsbilder ist in Tabelle 9.3 und Tabelle 9.4 dargestellt. In diesen Tabellen ist eine REM-Aufnahme in der oberen Zeile links abgebildet. Sie dient zur Einordnung und Interpretation der in der gleichen Tabelle, am identischen Ausschnitt ermittelten Elementverteilungsbilder. Bei den dargestellten Elementuntersuchungen stehen helle Bereiche für Bereiche mit hoher Konzentration des untersuchten Elementes, dunkle Bereiche stehen für einen entsprechend geringen Massenanteil des betrachteten chemischen Elementes. Im Mittel liegen die gemessenen Gesamtschichtdicken bei 49,5  $\mu\text{m}$ .

Im Folgenden wird die außen liegende (Oxid)-Schicht mit epitaktischer Schicht, die innenliegende mit topotaktischer Schicht bezeichnet.

**Membran VM12-SHC-S3, 25kV**  
Massenanteile in Gewichts--%

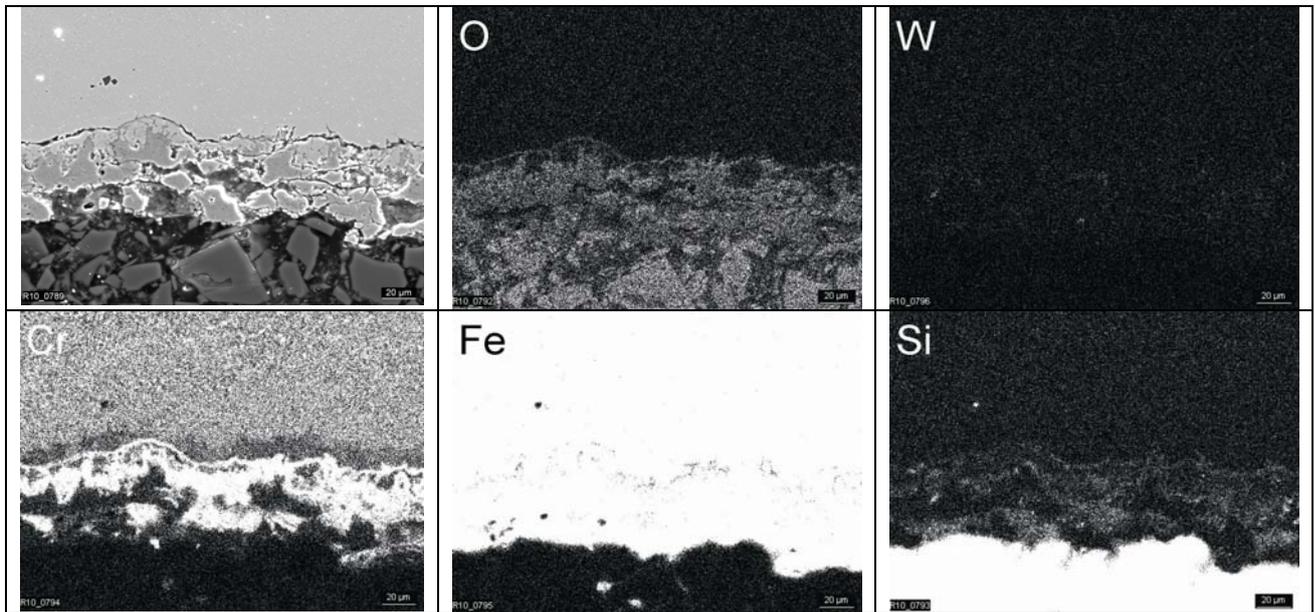


Messung	O	Si	V	Cr	Fe	Ni	W	Summe
1	0,0	0,2	0,2	10,4	87,8	0,0	1,4	100
2	0,0	0,2	0,2	6,7	91,8	0,0	1,3	100
3	0,0	0,2	0,2	6,7	92,0	0,1	0,9	100
4	0,0	0,1	0,1	5,7	92,7	0,2	1,2	100
5	0,0	0,0	0,0	4,7	92,9	0,1	2,0	100
6	0,0	0,0	0,0	3,7	93,3	0,1	1,7	100
7	7,2	0,0	0,0	1,6	91,2	0,0	0,0	100
8	7,2	0,0	0,0	1,6	91,2	0,0	0,0	100
9	5,7	0,0	0,0	4,1	87,7	0,0	0,0	100
10	0,9	0,0	0,0	4,6	93,7	0,0	0,0	100

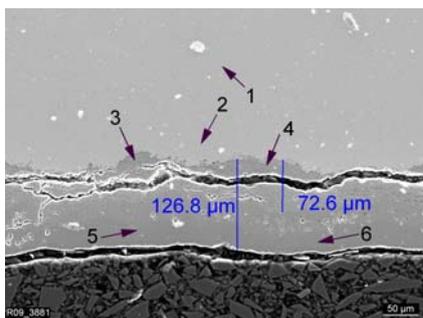
**Bild 9.9:** EDX-Analyse am VM12-SHC-Membranwandprüfkörper, Stickstoff führendes Rohr

Bei der Betrachtung der EDX-Analysen der im Grundwerkstoff liegenden Bereiche des mit Stickstoff beaufschlagten Rohes (siehe Bild 9.9) fällt auf, dass der Si- (nur an Stelle 3) und Cr-Gehalt (Stellen 2 bis 4) hier unter den Werten der Schmelze des Kesselrohres (siehe Kapitel 7.1.3) liegt. Im Falle des Cr-Gehaltes scheint dieser mit steigendem Abstand zur vorliegenden Oxidschicht in Richtung Bauteilinneres anzusteigen. Das ermittelte Cr-Elementverteilungsbild verdeutlicht dies ebenfalls (siehe Tabelle 9.3). Hier ist im Randbereich des Grundwerkstoffes, in unmittelbarer Nähe der entstandenen Schicht, ein deutlich dunklerer streifenförmiger Bereich sichtbar, welcher für einen Bereich mit niedrigem Cr-Gehalt steht. Die an diesen Bereich anschließende Schicht an sich ist deutlich heller als der Grundwerkstoff, was auf einen erhöhten Cr-Gehalt schließen lässt. Allerdings sind in diesem Schichtbereich auch dunkle Stellen, gleichbedeutend mit einem niedrigen Cr-Gehalt, identifizierbar. Betrachtet man die in diesem Schichtbereich liegenden Messstellen der EDX-Analyse (Stelle 5 und 6), so fällt auf, dass hier lediglich im dunklen Bereich gemessen wurde und somit die EDX-Analyse in diesem Schichtbereich nur relativ niedrige Cr-Gehalte aufweist. Die hier untersuchten Schichten am Stickstoff führenden Kesselrohr lassen kaum zwischen epi- und topotaktischer Schicht unterscheiden. Aus diesem Grund wird in diesem Abschnitt auf eine Unterscheidung dieser beiden Schichtbereiche verzichtet. Die untersuchte Schicht lässt sich in drei Teilbereiche unterteilen. Einen helleren, sehr dünnen und fransigen Bereich (Stelle 4 und 5), an den unmittelbar ein etwas dunklerer Teilbereich anschließt (Stelle 5 und 6). Dieser dunklere Teilbereich enthält nun einige fast schwarze, kornartige Bereiche (Stelle 7 und 8). Die beiden EDX-Analysestellen 7 und 8 weisen einen O-Gehalt von 7,2 % und einen sehr niedrigen Cr-Gehalt von 1,6 % auf. Ähnliches ist an den EDX-Analysestellen 9 und 10 zu beobachten. Allerdings ist der O-Gehalt hier niedriger, dafür der Cr-Gehalt etwas höher als an den beiden vorangegangenen beiden Analysestellen.

**Tabelle 9.3:** Übersicht der REM-Untersuchungen (Element Mapping) am VM12-SHC-Membranwandprüfkörper des Stickstoff führenden Rohres



Die Schichtdicken am Dampf führenden Kesselrohr fallen nach einer Betriebszeit von 5.200 h deutlich größer aus als am mit Stickstoff beaufschlagten Rohr. Die Schichtdicken liegen hier im Mittel über 116 µm. Die Dicke der topotaktischen Schicht liegt, ebenfalls gemittelt, bei 59 µm, womit sich Dicken der epitaktischen Schicht zu 57 µm ergeben. Beide Schichten sind als von annähernd gleicher Dicke. Hier ist zu beachten, dass bei der ersten Messung, welche eine dickere Gesamt- und topotaktische Schicht aufweist (siehe Bild 9.10, links), auf Grund der Schliffpräparation ein Spalt in der topotaktischen Schicht entstand. Die Spaltendicken geht hier in die Messung mit ein. Die Spaltenbreite liegt hier bei etwa 10 µm - 15 µm.



**Membran VM12-SHC-S2, 25kV**  
Massenanteile in Gewichts-%

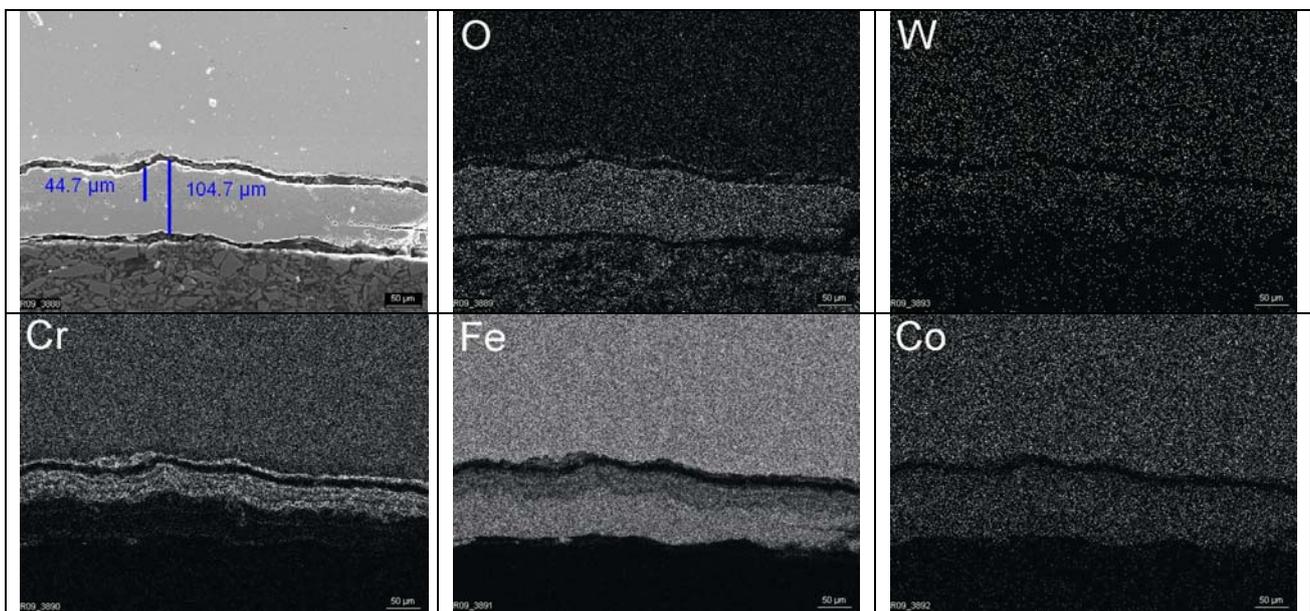
Messung	O	Si	V	Cr	Fe	Ni	W	Summe
1	0,0	0,3	0,3	11,2	86,8	0,3	1,2	100
2	0,0	0,4	0,2	11,5	86,2	0,3	1,5	100
3	0,0	0,4	0,3	12,8	82,6	0,5	3,4	100
4	0,0	0,6	0,4	14,6	78,1	1,3	5,1	100
5	0,0	0,0	0,05	0,3	98,8	0,1	0,8	100
6	7,4	0,1	0,05	0,3	91,5	0,1	0,6	100

**Bild 9.10:** EDX-Analyse am VM12-SHC-Membranwandprüfkörper, Dampf führendes Rohr

Bei der Betrachtung der Elementverteilungsbilder der mit Dampf beaufschlagten Kesselrohre (Tabelle 9.4) fällt auf, dass im Gegensatz zum Stickstoff beaufschlagten Rohr die gesamte Korrosionsschicht, also epi- und topotaktische Schicht, einen erhöhten O-Gehalt aufweist. Die Ergebnisse der EDX-Analyse können dies jedoch nur an einer (Messstelle 6) von vier

Messstellen (Messstellen 3 bis 6) bestätigen. Auffallend ist hier, dass die topotaktische Schicht einen leicht erhöhten Cr-Gehalt aufweist, in der epitaktischen Schicht jedoch auf 0,3 % absinkt. Dies ist zudem deutlich im entsprechenden Elementverteilungsbild erkennbar. Ähnlich verhalten sich die W- und Ni-Konzentrationen. Auch hier steigt der Gehalt in der topotaktischen Schicht an und fällt dann in der äußersten Schicht auf unter 1 % ab. Im Elementverteilungsbild des W-Gehaltes ist dies allerdings nur sehr undeutlich erkennbar. Die V-Konzentration nimmt in der epitaktischen Schicht deutlich ab und sinkt hier auf 0,05 % ab.

**Tabelle 9.4:** Übersicht der REM-Untersuchungen (Element Mapping) am VM12-SHC-Membranwandprüfkörper des Dampf führenden Rohres



Im Falle des VM12-SHC-Prüfkörpers lag kein zusätzliches unbeanspruchtes Kesselrohr vor, welches zur Untersuchung der Schichtzusammensetzung eines Ausgangszustandes dienen konnte. In den Untersuchungen der Schichtenbildung der T24- und T92-Prüfkörper konnten Untersuchungen an einem unbeanspruchten Kesselrohr durchgeführt werden. Auf diese Weise konnte nachgewiesen werden, dass die mit Stickstoff beaufschlagten Kesselrohre der Membranwandprüfkörper eine ähnliche Schichtzusammensetzung und Schichtendicke aufweisen, wie der unbeanspruchte Ausgangszustand (siehe Kapitel 9.4.4 und 9.5.4).

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die entstandenen Schichten nach Versuche am Stickstoff führenden Kesselrohr in drei Teilbereiche unterteilbar ist, einen hellen, einen dunkleren und einen ganz dunklen Bereich. Eine Unterscheidung zwischen epi- und topotaktischer Schicht fällt schwer. Der im Lichtmikroskop fast schwarze und somit dunkelste Bereich enthält hauptsächlich die Elemente O, Fe und Cr, wobei der dunklere der beiden Bereiche einen etwas geringeren O-Anteil aber einen höheren Cr-Anteil aufweist. Die beiden helleren, hauptsächlich innenliegenden Schichtbereiche enthalten nachweislich einen

hohen Cr-Anteil, sowie nachweislich leichte Ni- und W-Anteile. Im Grundwerkstoff werden in unmittelbarer Schichtnähe niedrigere Cr-Anteile gemessen als in etwas weiterer Entfernung.

## 9.4 Versuchsergebnisse des T92-Prüfkörpers

### 9.4.1 Temperatur und Druckverläufe

In Bild 9.11 ist der Temperatur- und Druckverlauf des T92-Membranwandversuches aufgeführt. Die während der Versuchszeit erzielten Temperaturen liegen an allen Messstellen sehr eng an der Prüftemperatur 625 °C und streuen kaum. Die Mittelwerte über der Versuchslaufzeit liegen bei 623°C (M3) bis 626°C (M6). Das Thermoelement M8 lieferte während der Versuchszeit kein Signal und fiel somit aus. Der Druckverlauf liegt im Mittel bei 253 bar (erste 300 h), scheint aber auch hier, ähnlich wie im VM12-SHC-Membranwandversuch, auf Grund des relativ trägen Regelsystems, leicht um den Prüfdruck zu schwingen. Nach einer Versuchszeit von 300 h konnte auf Grund eines defektes im Messsystem nicht wie gewohnt in einem Abstand von 10 Minuten gemessen werden, sondern lediglich mit einer deutlich höheren Abtastrate. Der Druckverlauf liegt in diesem Bereich im Mittel bei 246 bar.

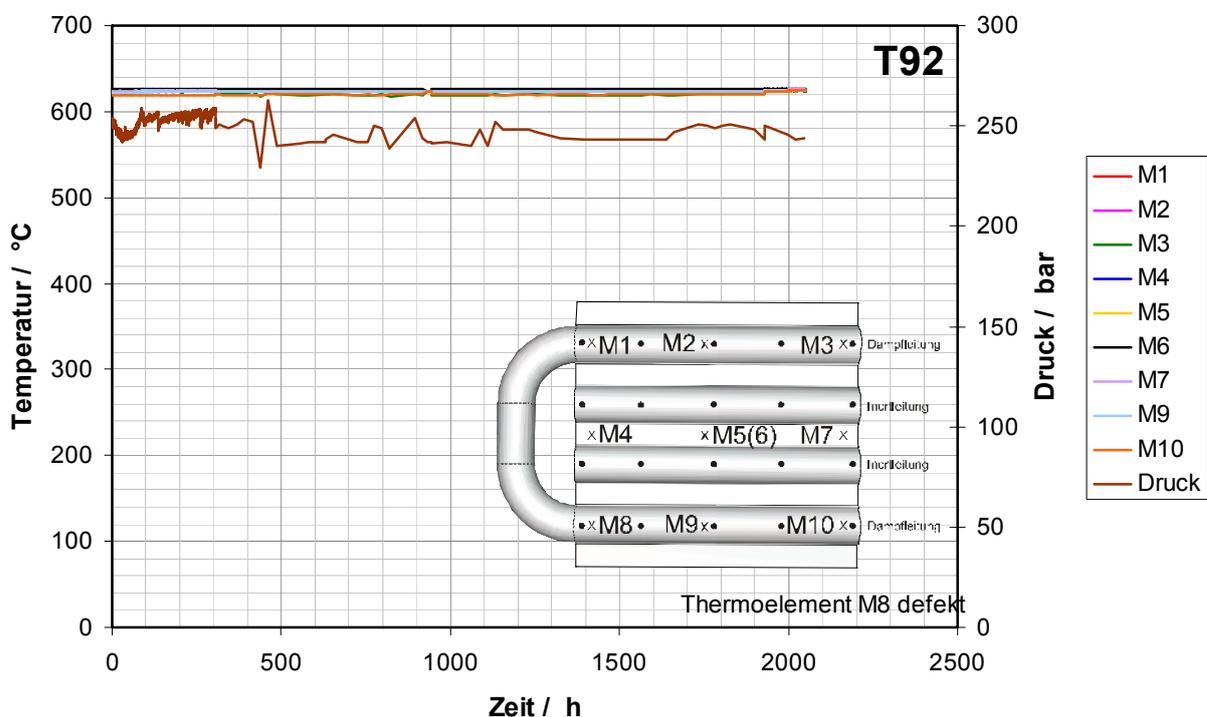


Bild 9.11: Temperatur- und Druckverläufe des T92-Membranwandversuches

### 9.4.2 Ergebnisse der Dehnungsmessung

Die während der Versuchsdurchführung gemessenen integralen Dehnungen sind in Bild 9.12 dargestellt. Die Zwischenentlastungen der Zusatzlast senkrecht zur Kesselrohrachse auf 15 kN sind auch hier deutlich zu erkennen. Allerdings wurden die Zwischenentlastungen zu Beginn des Versuches ausgesetzt, um die Dehnungsentwicklung genauer beobachten zu können. Der Membranwandversuch am T92 Prüfkörper wurde zunächst auf 150 kN angefahren. Da sich die Dehnungen nach 6 h Betriebszeit auf einem relativ hohen Niveau bewegten wurde die Prüflast auf 105 kN abgesenkt und bis 20 h gehalten. Dann erfolgte zunächst eine Steigerung der Zusatzlast auf 125 kN (bis 141 h Laufzeit) und in einem weiteren Schritt wurde auf die endgültige Prüflast von 150 kN erhöht. Dieser Bereich ist in Bild 9.12 mit dem Ausdruck Prüflast „< 150 kN“ ausgewiesen. Da die integralen Dehnungen nach knapp unter 1.000 h betrieb sehr hoch lagen, wurde nach einer Zwischenentlastung die Prüflast auf 130 kN abgesenkt. Nach ca. 1.500 h ist ein deutlicher Anstieg (tertiärer Kriechbereich) der integralen Dehnungen von M1 bzw. ein deutlicher Abfall der integralen Dehnungen von M7 erkennbar. Da von einem Anriss des Prüfkörpers ausgegangen werden kann wurde nach etwas über 2.000 h der Prüfvorgang abgeschlossen. Die bis zu diesem Zeitpunkt im Maximum erreichten Dehnungen (M7 und M5) liegen bei etwa 0,65 % - 0,7 %. Die minimalen Dehnungen werden an der Messstelle M4 erreicht und liegen knapp unter 0,4 %.

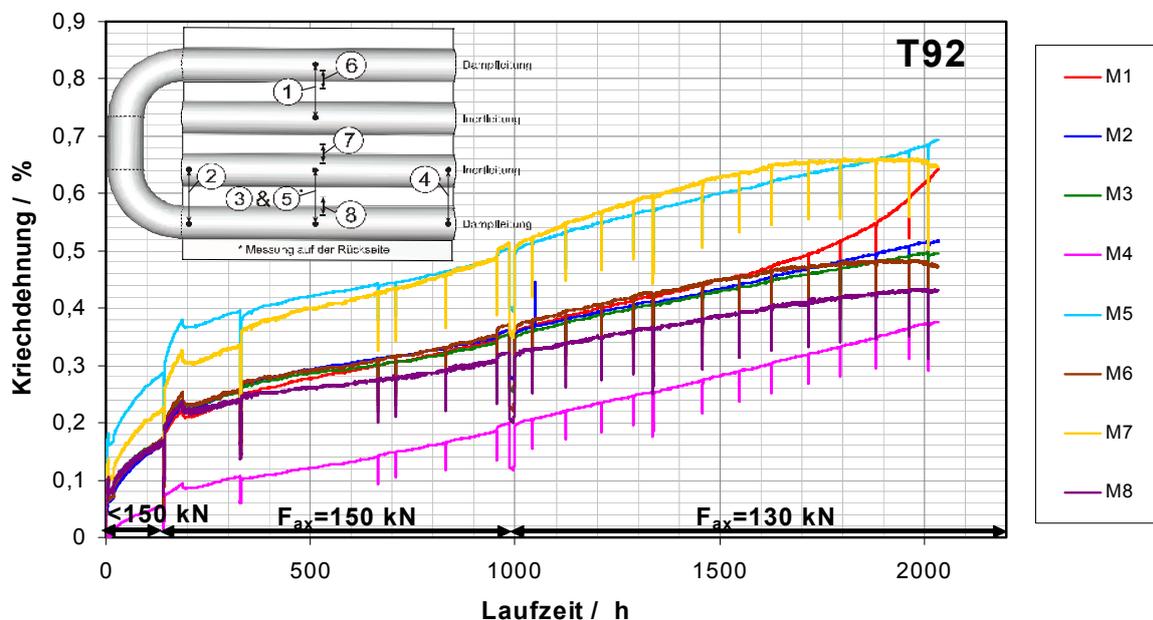
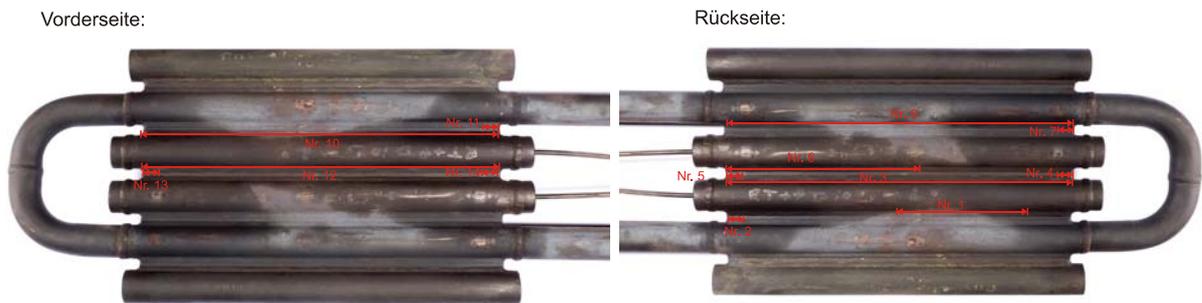


Bild 9.12: Zeit-Dehnverlauf des T92-Membranwandversuches

### 9.4.3 Metallografische Untersuchungen

Nach Ausbau des T92-Prüfkörpers wurde dieser, wie auch der VM12-SHC-Prüfkörper, einer Magnetpulverprüfung unterzogen, mit dem Ziel Anrisse ausfindig zu machen. Die so identifizierten Anrisse sind in Bild 9.13 schematisch abgebildet. Eine tabellarische Auflistung der Risslängen und Positionen ist in Tabelle 9.5 aufgeführt.



**Bild 9.13:** links: schematischer Rissplan des T92-Prüfkörpers (Vorderseite);  
rechts: schematischer Rissplan des T92-Prüfkörpers (Rückseite);

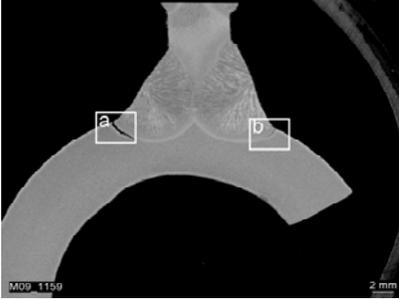
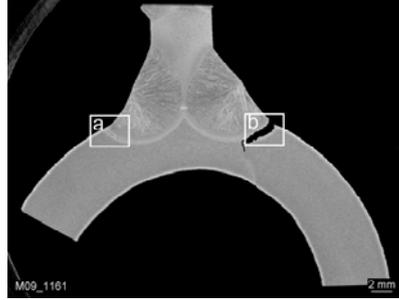
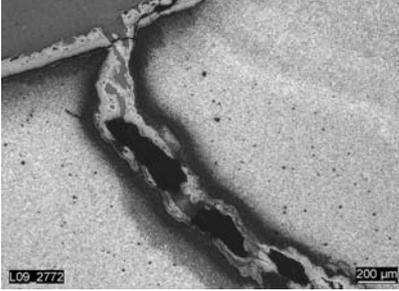
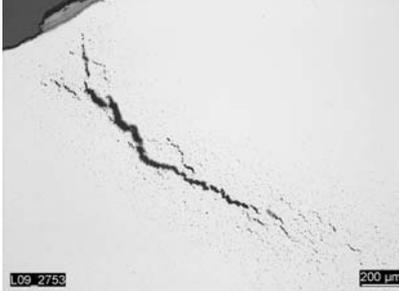
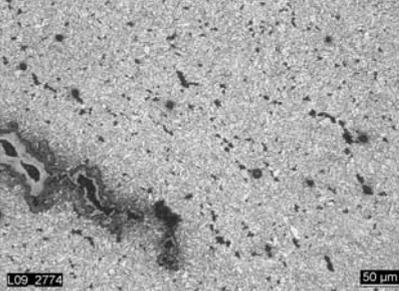
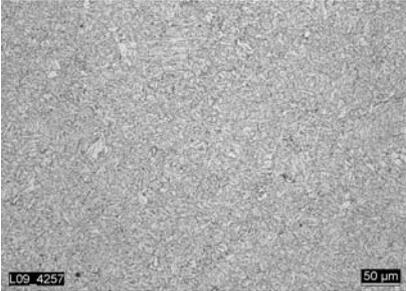
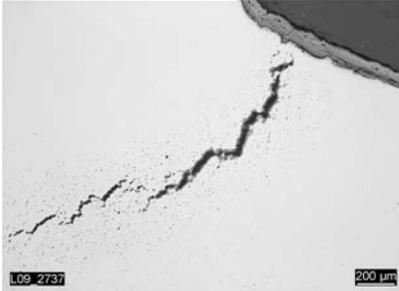
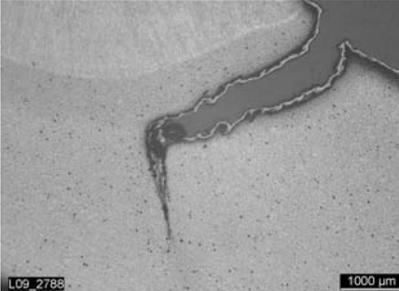
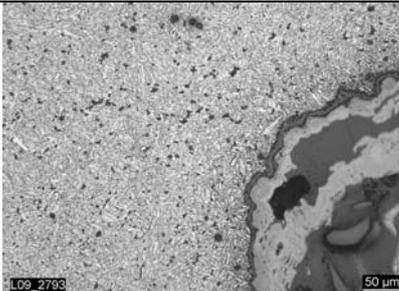
Analog den metallografischen Untersuchungen am VM12-SHC-Prüfkörper wurden fünf Schlitze entnommen (siehe Bild 9.8, rechts). Einen Auszug der lichtmikroskopischen Aufnahmen an diesen Schlitzen ist in Tabelle 9.6 dargestellt. Die Aufnahmen an Schliff 1 liefern hier erneut eine Art Referenzzustand, da außer der Temperaturbelastung hier annähernd keine mechanischen Lasten während der Versuchführung aufgebracht wurden. Schliff 3 liegt am unteren und somit heißeren Dampf führenden Kesselrohr des Membranwandprüfkörpers. An Stelle a ist ein deutlicher Riss entlang der WEZ der Rohr-Steg-Schweißung (auf der Rohrseite) erkennbar. Die Bereiche um den Riss, sowie am Rissende weisen eine Vielzahl an Poren auf, die sich im Bereich des Rissendes teilweise zu Porenketten vereinen. An Stelle b, ist kurz unterhalb der Oberfläche ein Anriss zu erkennen, welcher noch nicht ganz zur Oberfläche vorgedrungen ist. Dies lässt den Schluss zu, dass sich auch hier im Bereich der größten Mehrachsigkeiten, also knapp unter der Oberfläche, die anteilig größte Schädigung befindet. Um den Riss und besonders am Rissende ist erneut eine Vielzahl an Poren erkennbar. Auch hier können Porenketten im Bereich des Rissendes identifiziert werden. In der Mitte des Membranwandprüfkörpers, also dem in der Temperaturmessung als heißesten Bereich des Membranwandprüfkörpers identifizierten Gebietes, liegt Schliff 5. Er liegt zudem an der Rohr-Steg-Schweißung eines Stickstoff führenden Rohres und weist in der Dehnungsmessung, auf Grund der hohen Temperaturen, die größten integralen Dehnungen über der Schweißnaht auf. Auch an diesem Schliff ist ein Anriss entlang der WEZ deutlich erkennbar (Stelle b). Wie gewohnt wird der Anriss von Kriechporen, besonders im Bereich des Rissendes umgeben. Anlag zu den Untersuchungen an Schliff 3 ist ebenfalls auf der dem Anriss bis zur Oberfläche

gegenüber liegenden Seite der Schweißverbindung ein Riss knapp unterhalb der Oberfläche erkennbar. Im Bereich des Rissendes sind auch hier Poren zu finden, die in unmittelbarer Umgebung Porenketten ausbilden.

Tabelle 9.5: Risslängen und Positionen der in Bild 9.13 aufgeführten Risse am T92-Prüfkörper

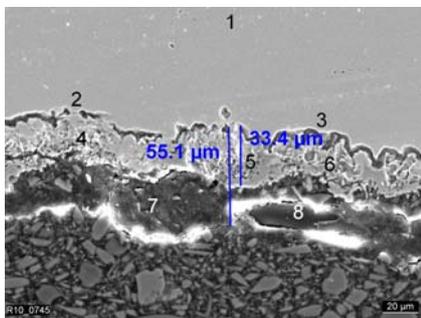
Riss-Nr.	Seite	Pos.	Länge [mm]
1	Rückseite	WEZ Rohr	155
2		WEZ Steg	6
3		WEZ Rohr	durchgehend
4		WEZ Steg	15
5		WEZ Steg	10
6		WEZ Rohr	225
7		WEZ Steg	8
8		WEZ Rohr	210
9		WEZ Rohr	durchgehend
10	Vorderseite	WEZ Rohr	durchgehend
11		WEZ Steg	3
12		WEZ Rohr	durchgehend
13		WEZ Steg	15/15
14		WEZ Steg	12

**Tabelle 9.6:** Metallografische Untersuchungen am Lichtmikroskop; T92

S1	S3	S5
	 <p data-bbox="790 689 896 719">Makro 3:1</p>	 <p data-bbox="1224 689 1331 719">Makro 3:1</p>
	 <p data-bbox="683 1010 1002 1039">Stelle a; 50x; Pikrin-Salzsäure</p>	 <p data-bbox="1173 1010 1388 1039">Stelle a; 50x; poliert</p>
	 <p data-bbox="675 1332 1013 1361">Stelle a; 200x; Pikrin-Salzsäure</p>	 <p data-bbox="1165 1332 1404 1361">Stelle a; 200x; poliert</p>
 <p data-bbox="284 1659 533 1688">200x; Pikrin-Salzsäure</p>	 <p data-bbox="735 1659 951 1688">Stelle b; 50x; poliert</p>	 <p data-bbox="1117 1659 1445 1688">Stelle b; 16x; Pikrin-Salzsäure</p>
 <p data-bbox="277 1982 542 2011">1000x; Pikrin-Salzsäure</p>	 <p data-bbox="730 1982 959 2011">Stelle b; 200x; poliert</p>	 <p data-bbox="1109 1982 1453 2011">Stelle b; 200x; Pikrin-Salzsäure</p>

#### 9.4.4 Untersuchung der Oxidschichten

Im Falle des T92-Membranwandprüfkörpers wurden ebenfalls Untersuchungen der entstandenen Oxidschichten mittels EDX-Analyse und Elementverteilungsbildern durchgeführt. Die ermittelten Massenanteile an unterschiedlichen Messstellen in Grundwerkstoff, epitaktischer- und topotaktischer Schicht des Dampf bzw. Stickstoff führenden Kesselrohres sind in Bild 9.15 und Bild 9.14 aufgeführt. Weiterhin wurde an beiden Kesselrohren Elementverteilungsbilder erstellt, welche in Tabelle 9.8 und Tabelle 9.7 zu finden sind. In diesen Aufnahmen stehen helle Bereiche für eine hohe Konzentration des im Bild untersuchten Elementes und dunkle Bereiche für entsprechend niedrige Konzentration dieses chemischen Elementes. Im Folgenden wird die außen liegende (Oxid)-Schicht mit epitaktischer Schicht, die innenliegende mit topotaktischer Schicht bezeichnet.



**Membran T92-S3, 25kV**  
Massenanteile in Gewichts-%

Messung	Si	V	Cr	Fe	Mo	W	Σ
1	0,1	0,3	9,1	88,5	0,4	1,7	100,0
2	0,0	0,2	5,7	91,1	0,3	2,6	100,0
3	0,1	0,3	7,3	87,7	0,7	4,0	100,0

Messung	Si	V	Cr	Fe	Mo	W	O	Al	Cl	Ca	Σ
4	0,67	0,94	51,38	41,81	0,98	3,24	0	0,69	0,07	0,23	100
5	0,33	0,34	13,12	79,32	0,23	3,74	0	2,72	0	0,19	100
6	0,69	0,11	7,58	75,91	0,48	2,98	3,33	7,79	0,98	0,14	100

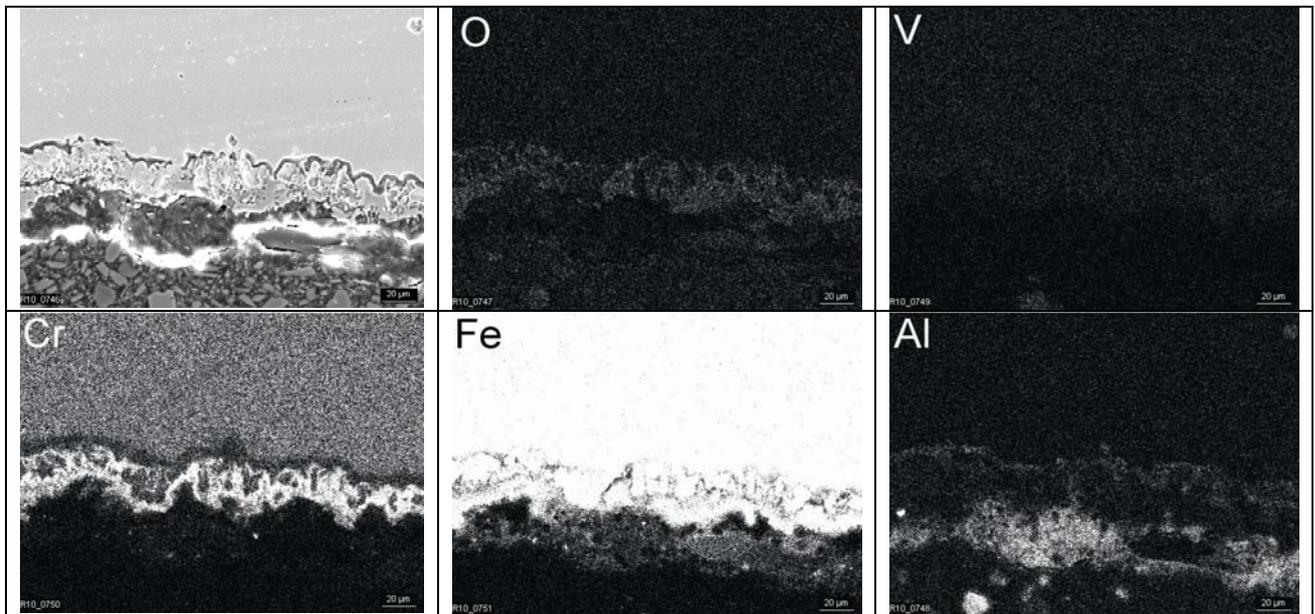
Messung	Si	Cu	Cr	Fe	Zn	Ni	O	Al	Cl	Ca	Σ
7	35,46	0,06	0,54	1,38	0,08	0,09	11,16	1,03	0,42	49,8	100
8	8,15	0,96	3,04	19,34	0,2	3,16	5,13	44,25	12,6	3,21	100

Bild 9.14: EDX-Analyse am T92-Membranwandprüfkörper, Stickstoff führendes Rohr

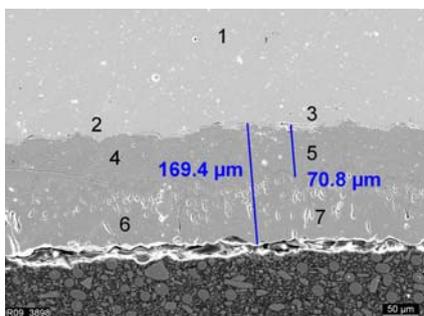
Auch im Falle der Stickstoff führenden Kesselrohre des T92-Membranwandprüfkörpers ist eine Unterscheidung zwischen epi- und topotaktischer Schicht schwierig. Auch hier ist ein heller, ein etwas dunklerer, sowie ein fast schwarzer Schichtbereich identifizierbar. Im Vergleich zu den ermittelten Schichten der mit Stickstoff beaufschlagten Kesselrohre des VM12-SHC-Prüfkörpers ist der dunkle, fast schwarze Schichtbereich jedoch nicht nur kornartig, sondern in einer deutlichen Schicht identifizierbar. Die gemessene Gesamtschichtdicke am Stickstoff führenden T92 Kesselrohr liegt im Mittel bei 55 µm. Die EDX-Analysen im Grundwerkstoff weisen, wie auch schon bei den Untersuchungen am VM12-SHC-Prüfkörper, im unmittelbaren Schichtnahen Grundwerkstoffbereich einen Abfall im Cr-Gehalt auf. Dieser Abfall ist in den Elementmappings, anhand eines dünnen dunklen Streifens am Übergang von Grundwerkstoff zur anschließenden Schicht erkennbar (siehe Tabelle 9.7). Der an den Grundwerkstoff anschließende hellere Schichtbereich besitzt eine Schichtdicke im Mittel von 33 µm. Die in diesem Schichtbereich liegenden EDX-Analysestellen (Stelle 4, 5 und 6) weisen stellenweise einen extrem erhöhten Cr-Gehalt auf. Dies wird vor allem an Messung 4 deutlich. Hier liegt der Cr-Gehalt über 50 %. Dieser Anstieg des Cr-Gehaltes ist ebenfalls in den Elementmappings sichtbar (siehe Tabelle 9.7). Weiterhin ist ein Konzentrationsanstieg der Elemente Mo, W und Si mittels der EDX-Analysen in diesem Schichtbereich identifizierbar. Ein erhöhter O-Anteil ist mittels EDX-Analysen nur stellenweise nachweisbar (Stelle 6, über 3 %). Mit Hilfe des O-

Elementmappings kann eine Erhöhung des O-Gehaltes jedoch in der gesamten Schicht angenommen werden.

**Tabelle 9.7:** Übersicht der REM-Untersuchungen (Element Mapping) am T92-Membranwandprüfkörper des Stickstoff führenden Rohres



Der im Lichtmikroskop fast schwarz dargestellte Schichtenbereich besitzt im Mittel eine Dicke von ca. 22 µm. Mit Hilfe der Elementmapping und EDX-Analysen kann ein Konzentrationsanstieg des Elementes Al in diesem Schichtenbereich identifiziert werden. Besonders deutlich wird dies an Messung 8 der EDX-Analyse, da hier Al-Anteile von über 40 % auftreten. Messung 7 weist einen extrem Anstieg der Si und Ca-Konzentration auf (Si knapp unter 40 %, Ca über 40 %). Weiterhin ist nachweislich ein O-Anteil in diesem Schichtenbereich identifizierbar. In den EDX-Analysen, wie auch in den Elementmappings kann zudem ein deutlicher Abfall der Fe-Anteile in diesem Schichtenbereich nachgewiesen werden.



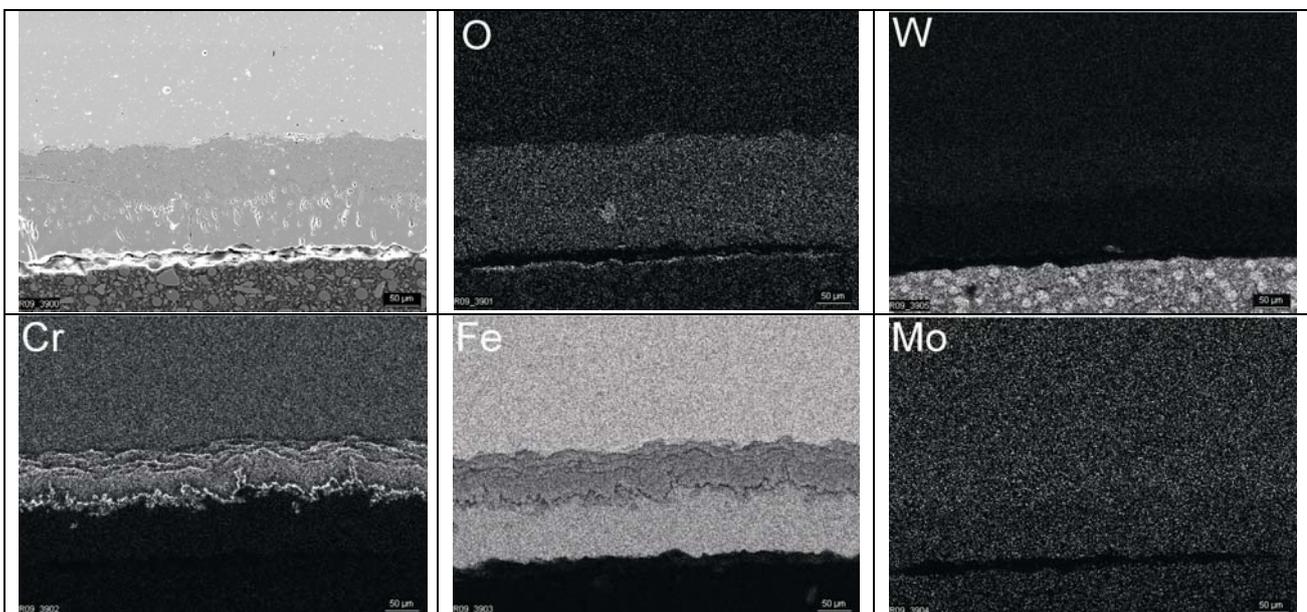
**Membran P92-S2, 25kV**  
Massenanteile in Gewichts-%

Messung	O	Si	V	Cr	Fe	Mo	W	Σ
1	0	0,1	0,4	10,5	86,5	0,4	2,1	100
2	0	0,16	0,17	10,7	85,4	0,5	3,0	100
3	0	0	0,2	9,2	87,3	0,5	2,9	100
4	0	0,3	0,5	23,3	69,1	1,1	5,8	100
5	9,4	0,3	1,4	45,3	36,1	1,0	6,6	100
6	3,8	0	0	0,1	95,3	0,2	0,6	100
7	3,5	0	0	0,1	95,8	0,2	0,5	100

**Bild 9.15:** EDX-Analyse am T92-Membranwandprüfkörper, Dampf führendes Rohr

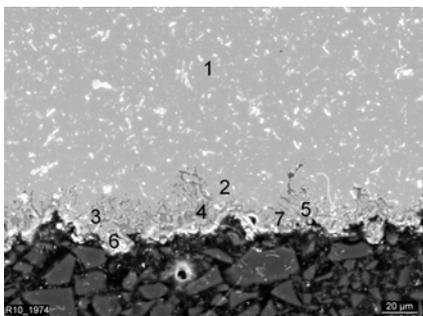
Bei der Betrachtung der EDX-Analysen (Bild 9.15) des mit Dampf beaufschlagten Kesselrohres wird sofort deutlich, dass hier ein deutlicher Anstieg (an den Messstellen 4 und 5) der Cr-Massenanteile in der topotaktischen Korrosionsschicht vorliegt. Dies ist zudem sehr schön im Elementverteilungsbild des Cr sichtbar. Die topotaktische Schicht ist deutlich heller dargestellt als der Grundwerkstoff. Die epitaktische Schicht ist quasi nicht sichtbar, was bedeutet dass der Cr-Massenanteil sehr niedrig sein muss. Dies spiegelt die EDX-Untersuchung wieder. In der äußersten Korrosionsschicht (an den Messstellen 6 und 7) liegen die Cr-Gehalte bei 0,1 %. Weiterhin ist der W-Gehalt in der topotaktischen Schicht angestiegen, was im Elementverteilungsbild allerdings nur zu erahnen ist. Die durchgeführten EDX-Analysen bestätigen dies jedoch. Hier liegt der W-Massenanteil bei etwa 6 % (an den Messstellen 4 und 5). In der epitaktischen Schicht sind zudem die Konzentrationen an Si, V und Mo deutlich gesunken. Die Fe-Konzentration ist im Gegensatz hierzu in der epitaktischen Schicht auf Werte über 95 % gestiegen. Die topotaktische Schicht weist zudem einen starken Abfall der Fe-Konzentrationen im Vergleich zur äußersten Korrosionsschicht und dem Grundwerkstoff auf. Dieser Sachverhalt ist deutlich am Fe-Elementverteilungsbild nachvollziehbar. Die topotaktische Schicht erscheint hier deutlich dunkler als epitaktische Schicht und Grundwerkstoff. Betrachtet man die O-Gehalte der unterschiedlichen Schichten, so ist der Grundwerkstoff O-frei. In der topotaktischen Schicht ist an Messstelle 5 eine lokale Erhöhung des O-Gehaltes feststellbar. Die epitaktische Schicht hingegen weist an beiden Messstellen einen O-Massenanteil von über 3,5 % auf. Es scheinen sich auch hier, analog den Untersuchungen am VM12 Membranwandprüfkörper, Fe-Oxide in der epitaktischen Schicht zu bilden. Die Gesamtschichtdicke wurde hier mit 169  $\mu\text{m}$  bestimmt. Hierbei entfallen 70,8  $\mu\text{m}$  auf die innere Schicht und 98,6  $\mu\text{m}$  auf die äußere Schicht (siehe Bild 9.15, links).

**Tabelle 9.8:** Übersicht der REM-Untersuchungen (Element Mapping) am T92 Membranwandprüfkörper des Dampf führenden Rohres



Es wird vermutet, dass die während der Versuchsführung mit Stickstoff beaufschlagten Kesselrohre der Membranwandprüfkörper zu einer deutlich geringeren Tendenz zur Schichtenbildung neigen, als die mit Dampf beaufschlagten Kesselrohre und somit im Stickstoff beaufschlagten Kesselrohr eine Schichtenzusammensetzung und –dicke ähnlich dem Ausgangszustand vorliegt. Zur Bestätigung dieser Vermutung wurden die Schichtzusammensetzungen und –dicken an einem Stück unbeanspruchten Kesselrohrs der Membranwandversuchskörper bestimmt. Da die vorliegenden Schichten im Ausgangszustand extrem dünn sind, wurde in diesem Arbeitsschritt auf die Erstellung von Elementmappings verzichtet und lediglich Schichtdickenmessungen, sowie EDX-Analysen durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Bild 9.16 zusammengestellt. Im Vergleich mit den Untersuchungen am Stickstoff beaufschlagten Kesselrohr fällt auf, dass der Ausgangszustand keine dunkle, fast schwarz dargestellte Schicht aufweist. Die Schichtdicke liegt im Mittel bei 16,7  $\mu\text{m}$  und ist somit geringer als nach Beanspruchung unter Stickstoffbeaufschlagung. Im Ausgangszustand fällt die Unterteilung in innere und äußere Schicht sehr schwer. Der hier als innere Schicht bezeichnete Bereich könnte auch ein Diffusionsbereich darstellen. Die Schichtdicke der außen liegenden Schicht alleine beträgt im Mittel 9,95  $\mu\text{m}$ . Die Zusammensetzung der Schicht entspricht in etwa der nicht dunkel, fast schwarz dargestellten Schicht der mit Stickstoffbeaufschlagten Rohre. Bei beiden Zuständen ist ein deutlicher Anstieg der Cr, Mo und W Konzentrationen feststellbar.

Zusammenfassend ist festzustellen, dass im Dampf beaufschlagten Kesselrohr deutlich größere Schichtdicken ermittelt werden konnten. Diese liegen im Mittel bei 169  $\mu\text{m}$ . Die innere Schicht (im Mittel 71  $\mu\text{m}$ ) weist einen deutlichen Abfall der Fe-Anteile, sowie einen bedeutenden Anstieg der Cr-Anteile auf. Die O-Konzentration in diesem Schichtenbereich ist erhöht. Zudem sind die Anteile an Mo-, V-, Si und W angestiegen. In der epitaktischen Schicht (im Mittel 99  $\mu\text{m}$ ) liegt der O-Anteil bei 3,5 % bis 4 %. Der Cr-Anteil ist drastisch gesunken (auf 0,1 %). Si und V sind nicht mehr identifizierbar. Auch der Anteil an Mo und W ist deutlich gesunken.



**Membran T92-AZ, 25kV**  
Massenanteile in Gewichts-%

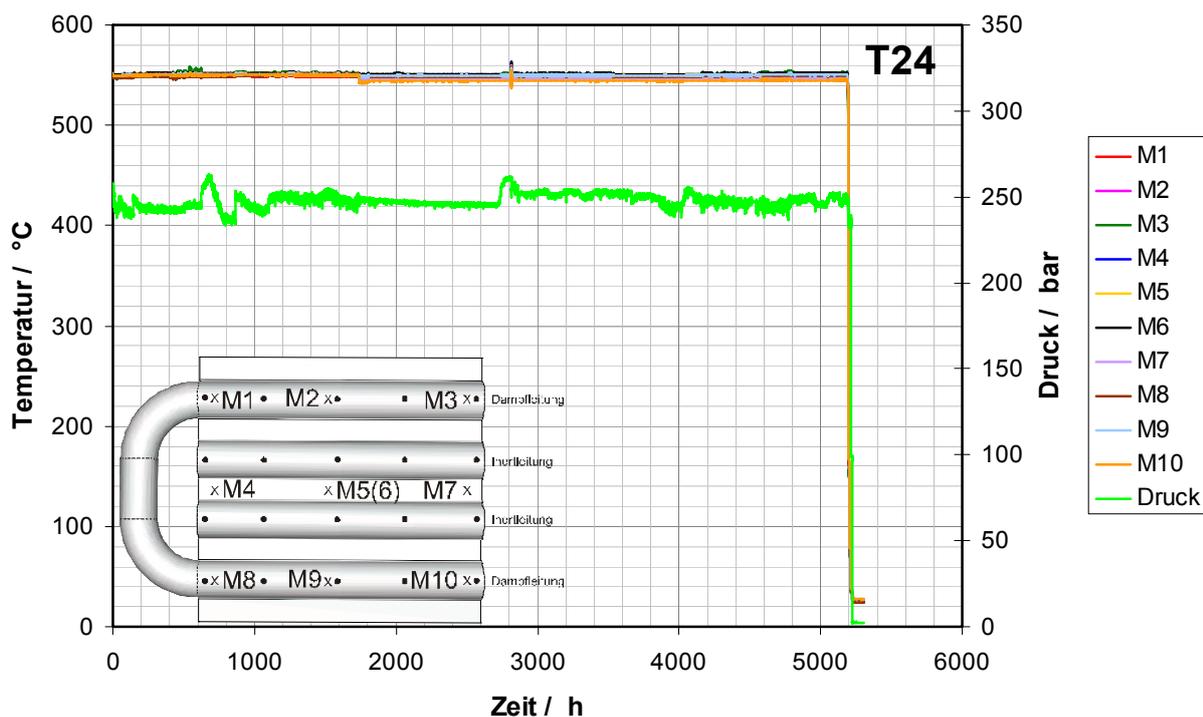
Messung	O	Si	V	Cr	Fe	Mo	W	$\Sigma$
1	0	0,13	0,2	8,85	88,9	0,45	1,45	100
2	0	0,06	0,1	7,42	90,6	0,44	1,37	100
3	0	0,13	0,96	33	64,3	0,43	1,15	100
4	0	0,19	0,15	10,4	86	0,49	2,79	100
5	0	0,05	0,33	20,5	77,6	0,5	1,05	100
6	0	0,14	0,21	11,3	85,2	0,48	2,72	100
7	0,42	0,38	0,2	12,8	84,4	0,65	1,18	100

Bild 9.16: EDX-Analyse am T92-Membranwandprüfkörper, Ausgangszustand

## 9.5 Versuchsergebnisse des T24-Prüfkörpers

### 9.5.1 Temperatur und Druckverläufe

Der Verlauf der gemessenen Temperaturen und des gemessenen Druckes über der Zeit während der Durchführung des T24-Membranwandversuches ist in [Bild 9.17](#) zu sehen. Die Temperaturen liegen an allen Messstellen sehr dicht an der vorgegebenen Prüftemperatur von 550 °C. Im Mittel liegt an der „kühlsten“ Position (M10) 546°C und an den heißesten (M3, M5 und M6) 551°C an. Im Gegensatz zu den Membranwandversuchen an VM12-SHC und T92 ist am Dampfeintritt in den Prüfkörper kein Temperaturabfall, und somit auch keine deutliche Kühlwirkung durch den Frischdampf erkennbar. Der Druck schwingt auch hier um den Prüfdruck von 250 bar. Mittelt man den Druck über der Prüfzeit, so erhält man einen mittleren Druck von 248 bar. Der Dampfdruckregelkreis scheint bei den anliegenden Temperaturen noch etwas träger zu reagieren. Im Bereich von 600 h bis 800 h liegt ein deutlicher Über- und Unterschwinger vor.



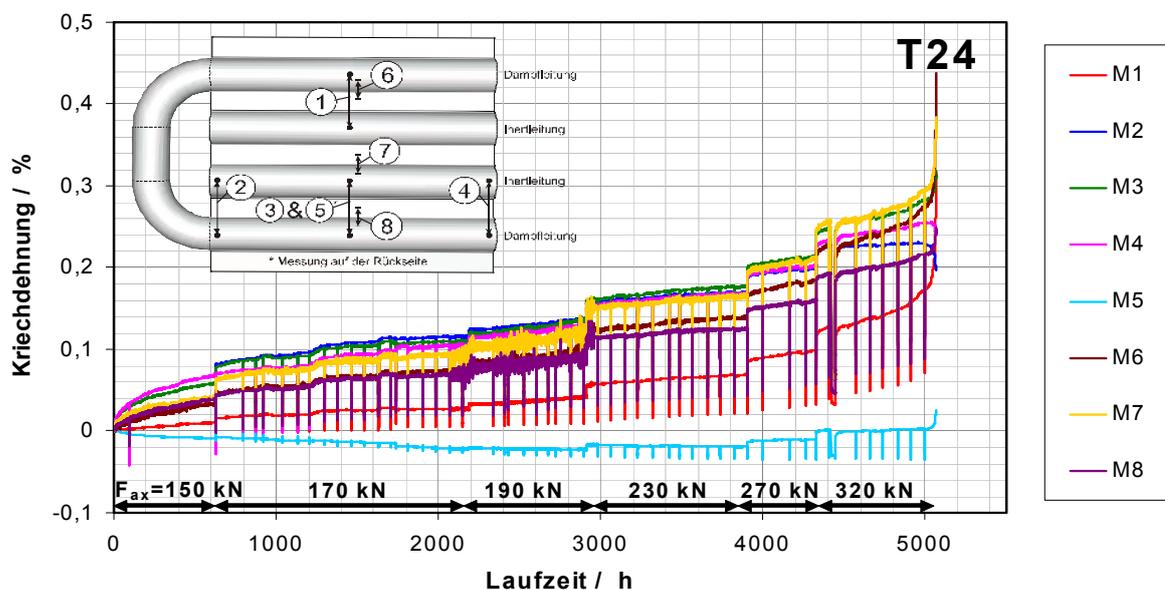
[Bild 9.17](#): Temperatur- und Druckverläufe des T24-Membranwandversuches

### 9.5.2 Ergebnisse der Dehnungsmessung

Während der Durchführung der Prüfung des T24-Membranwandabschnitts wurden, wie bereits in den beiden vorausgegangenen Versuchen, die Dehnungen mittels kapazitiver HT-DMS aufgezeichnet. Die Ergebnisse dieser Aufzeichnungen über der Versuchszeit sind [Bild 9.18](#) abgebildet. Die wöchentlich zweimal durchgeführten zwischen Entlastungen auf 15 kN sind

auch in diesem Versuch deutlich erkennbar. Der Membranwandversuch wurde zunächst mit einer senkrecht auf die Kesselrohrachsen wirkende Zusatzlast (hier mit  $F_{ax}$  bezeichnet) von 150 kN angefahren und nach einer Versuchszeit von etwa 600 h auf 170 kN angehoben. Da sich auch nach einer Versuchszeit von knapp unter 1.200 h die erzielten Kriechdehnungen noch auf einem recht geringen Niveau befinden, wurde eine weitere Laststeigerung auf 190 kN vorgenommen. Bis zu einer weiteren Laststeigerung bei etwa 3.000 h auf 230 kN weisen die über den Schweißnähten angebrachten HT-DMS (M6, M7 und M8) leichte Schwingungen in Ihren Verläufen auf. Um ein Versagen des Prüfkörpers innerhalb der ersten 5.000 h Betriebszustunden zu erreichen wurde nach 3.900 h (auf 270 kN) und etwa 4.300 h (auf 320 kN) weitere Laststeigerungen vorgenommen. Nach der Durchgeführten Anhebung der Last auf 320 kN ist ein Erreichen des tertiären Kriechbereiches und somit ein Ansteigen der Dehnungen erkennbar. Die Prüfung des Membranwandprüfkörpers wurde daher nach etwa 5.100 h beendet. Eine tabellarische Übersicht der Laststufen ist in Tabelle 9.1 aufgeführt.

Beim Betrachten der Dehnungsverläufe fällt auf, dass die Dehnungen an Messstelle M1 und M5 auf einem deutlich niedrigeren Niveau liegen als die der übrigen Messstellen. Die an Messstelle M5 aufgezeichneten Dehnungen liegen sogar im Druckbereich und somit bei zunächst negativen Dehnungen. Dies lässt den Schluss zu, dass möglicherweise Biegung auf den Prüfkörper, auf Grund eines fertigungsbedingten leichten „S-Schlages“ im Panel, aufgebracht wird. Dieser Eindruck wird verstärkt durch die Tatsache, dass die negativen Dehnungen einen Minimalwert erreichen und sogar nach etwa 4.400 h bis 4.600 h wieder positive Dehnungswerte erzielen. Der Prüfkörper wird mit zunehmender Betriebsdauer „gerade“ gezogen.

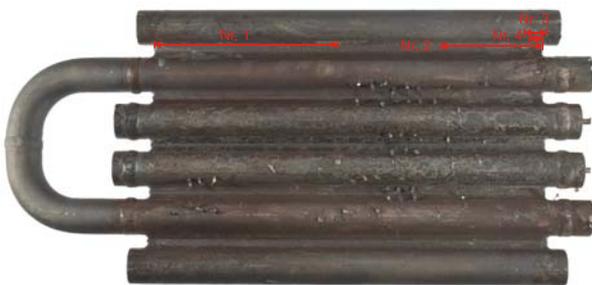


**Bild 9.18:** Zeit-Dehnverlauf des T24-Membranwandversuches

### 9.5.3 Metallografische Untersuchungen

Im Anschluss an die Versuchsführung wurde der geprüfte Membranwandabschnitt ausgebaut und einer Magnetpulverprüfung unterzogen. Die Ergebnisse dieser Prüfung sind schematisch in Bild 9.19 abgebildet. Eine tabellarische Übersicht der Risspositionen und –längen ist in gelistet. Die gefundenen Anrisse liegen alle im Schweißgut (SG) der obersten, äußeren Rohr-Steg-Schweißung. Da die äußeren Rohre lediglich zur Aufbringung der senkrecht zur Kesselrohrachse wirkenden Zusatzlast dienen, konnten hier auch keine kapazitiven Dehnungsaufnehmer angebracht werden. Die Anrissstelle liegt also außerhalb des messtechnisch erfassbaren Bereiches.

Vorderseite:



Rückseite:

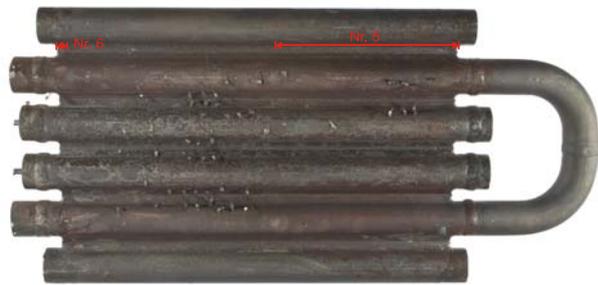


Bild 9.19: links: schematischer Rissplan des T24-Prüfkörpers (Vorderseite);  
rechts: schematischer Rissplan des T24-Prüfkörpers (Rückseite);

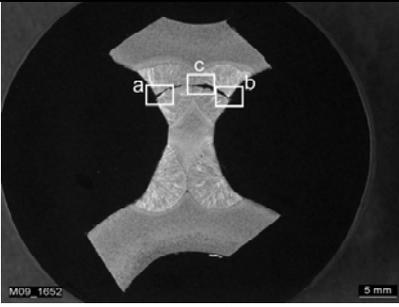
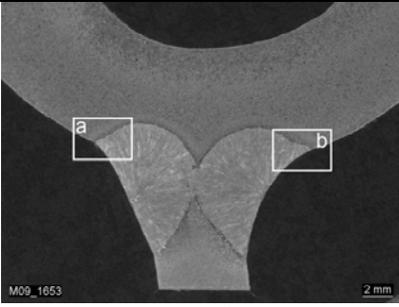
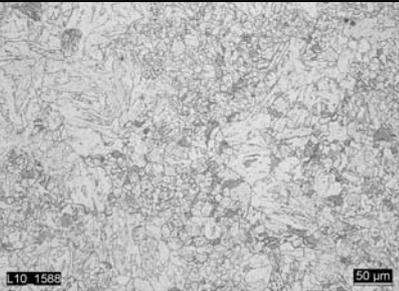
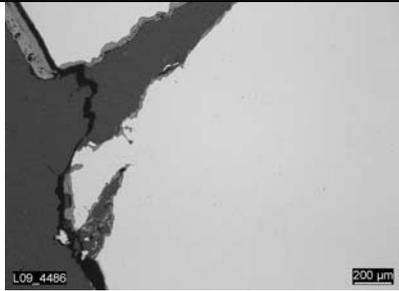
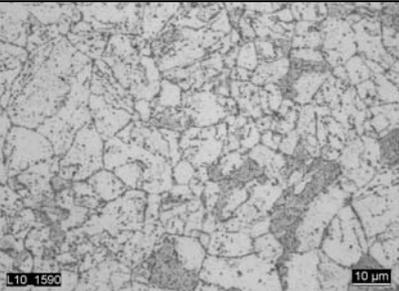
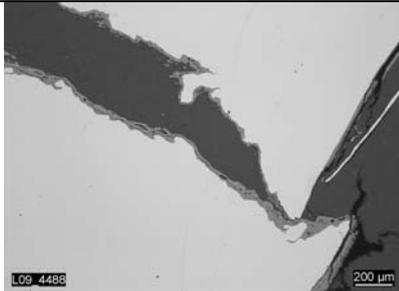
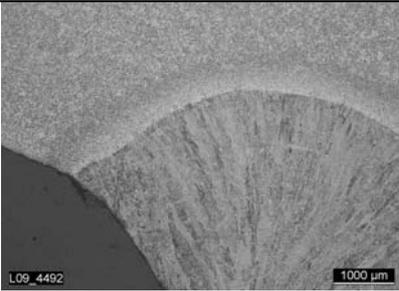
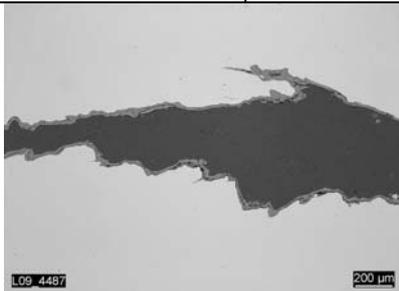
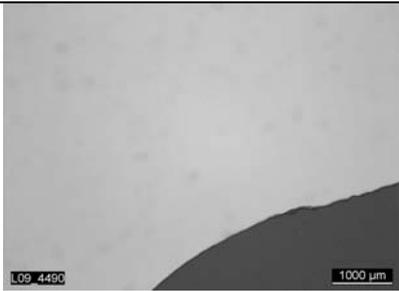
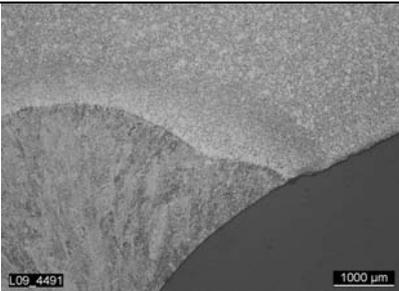
Tabelle 9.9: Risslängen und Positionen der in Bild 9.19 aufgeführten Risse am T92-Prüfkörper

Riss-Nr.	Seite	Pos.	Länge [mm]
1	Rückseite	SG / WEZ	200
2		SG / WEZ	130
3		SG / WEZ	10
4		SG / WEZ	5
5	Vorderseite	SG / WEZ	130
6		Steg / WEZ	1

Weiterhin wurden die in Bild 9.8 rechts aufgezeigten Schriffe entnommen. Da die entstandenen Risse mit Hilfe der gewohnten Entnahmepositionen nicht untersucht werden konnten, wurde unterhalb von Schliffposition 1 ein zusätzlicher Schliff durch den Rissbereich angefertigt und am Lichtmikroskop untersucht. Einige Auszüge dieser Untersuchungen sind in Tabelle 9.10 dargestellt. Es wird deutlich dass weder im Bereich um den Riss durch das Schweißgut noch am Schliff 5 – welcher den Bereich größter Schädigung der VM12-SHC- und T92-Prüfkörper darstellte – zu finden sind. Auch im vibrationspolierten Zustand, der Poren sehr gut erkennen

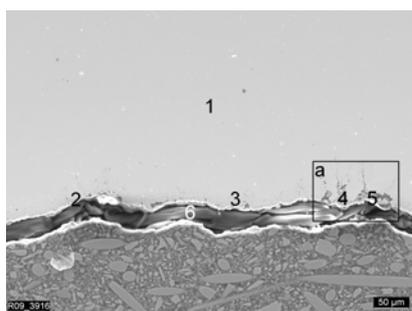
lässt, ist keine Schädigung auszumachen. Im geätzten Zustand sind die Fusionslinie und die Wärmeeinflusszone sehr gut erkennbar. Auch in dieser Darstellung sind keine Poren identifizierbar. Die insgesamt niedrigen Dehnungen, im Vergleich zum VM12-SHC- und T92-Membranwandversuch, von maximal 0,3 % - 0,4 % bestätigen zudem dass noch keinerlei Kriechschädigung vorliegen kann.

**Tabelle 9.10:** Metallografische Untersuchungen am Lichtmikroskop; T24

S1	Rissbereich	S5
	 <p>Makro 2:1</p>	 <p>Makro 4:1</p>
 <p>200x; Pikrin-Salzsäure</p>	 <p>Stelle a; 50x; poliert</p>	 <p>Stelle a; 16x; poliert</p>
 <p>1000x; Pikrin-Salzsäure</p>	 <p>Stelle b; 50x; poliert</p>	 <p>Stelle a; 16x; Pikrin-Salzsäure</p>
	 <p>Stelle c; 50x; poliert</p>	 <p>Stelle b; 16x; poliert</p>
		 <p>Stelle b; 16x; Pikrin-Salzsäure</p>

### 9.5.4 Untersuchung der Oxidschichten

Zur Untersuchung der Korrosionsschichten am T24-Membranwandprüfling wurden EDX-Analysen, sowie Elementverteilungsbilder am Dampf führenden, sowie am Stickstoff führenden Rohr ermittelt. Die Untersuchungen Korrosionsschichten am Stickstoff führenden Rohr waren, auf Grund der sehr geringen und teilweise sogar fehlenden Schichtdicken sehr schwierig durchzuführen. Zunächst wurde ein Teilbereich der Rohrwand an Schliff S3 (siehe Bild 9.8, rechts) genauer untersucht und hier an fünf Stellen EDX-Analysen durchgeführt. Die zugrunde liegende REM-Aufnahme mit Lage der EDX-Messstellen, sowie eine tabellarische Übersicht der Ergebnisse aus diesen EDX-Analysen sind in Bild 9.20 dargestellt. Der in diesem Bild gekennzeichnete Teilbereich (Stelle a) wurde zudem mit Hilfe von Elementverteilungsbilder genauer untersucht. Die so entstandenen Elementverteilungsbilder sind in Tabelle 9.11 zusammengefasst. In der oberen Zeile links ist die REM-Aufnahme des untersuchten Bereiches zu sehen. Die restlichen Aufnahmen in der Tabelle zeigen die Ergebnisse der Elementverteilungsuntersuchungen. In diesen Darstellungen wird jeweils die Konzentration eines speziell ausgewählten Elements untersucht. Hier gilt: je heller der Bereich der Elementverteilungsaufnahme, umso höher ist die Konzentration des untersuchten Elementes. Bei der Betrachtung der Elementverteilungsbilder wird deutlich, dass der hier sehr kleine Korrosionsschichtenbereich eine erhöhte O-Konzentration aufweist. Zudem nimmt die Fe-Konzentration in der Oxidschicht, im Vergleich zum Grundwerkstoff deutlich ab. Diese Tendenz wird von den durchgeführten EDX-Analysen bestätigt. Die Messstellen 1 bis 3, welche außerhalb der untersuchten Oxidschichten liegen, weisen keinen O- und einen Fe-Gehalt von über 90 % auf. An Messstelle 4 und 5 ist der Fe-Gehalt deutlich abgesunken und liegt deutlich unter 90 %.



**Membran T24-S3, 25kV**  
Massenanteile in Gewichts-%

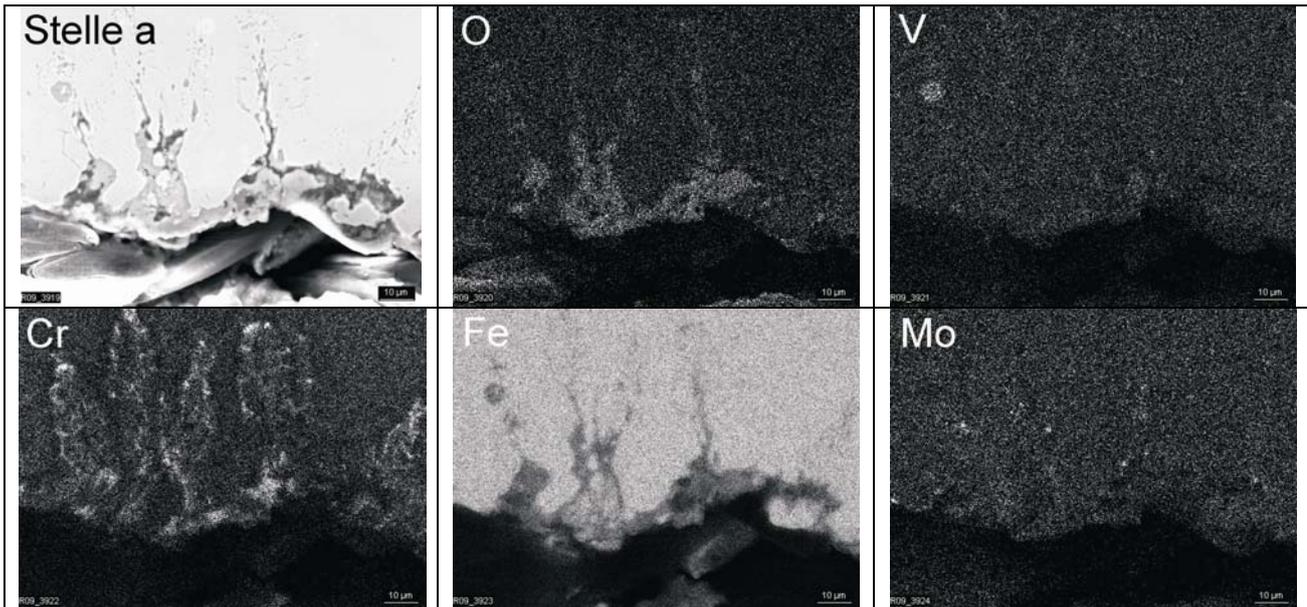
Messung	O	Al	Si	Ca	V	Cr	Fe	Mo	Summe
1	0	0	0,2	0,0	0,2	2,4	96,3	0,8	100
2	0	0,1	0,2	0,2	0,1	1,4	97,2	0,9	100
3	0	0,1	0,7	0,3	0,4	4,5	93,4	0,7	100
4	8,2	0,2	8,0	0,4	0,1	0,7	82,3	0,1	100
5	14,9	3,0	15,6	1,3	0,4	3,6	61,1	0,2	100

Bild 9.20: EDX-Analyse am T24-Membranwandprüfkörper, Stickstoff führendes Rohr

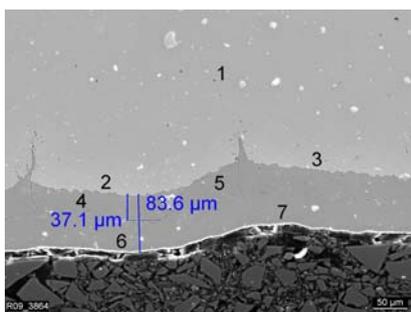
Im Bereich der Oxidschicht, sowie in der näheren Umgebung dieser Schicht sind auf dem Elementverteilungsbild des Cr-Gehaltes deutlich lokale Bereiche mit einem Konzentrationsanstieg erkennbar. Dieser sehr lokal auftretende Trend ist mit Hilfe der EDX-Analysen nur schwer nachweisbar. Die durchgeführten Messungen weisen jedoch auch hier eine deutliche Schwankung im Cr-Gehalt auf. EDX-Analysen und Elementverteilungsbilder der Mo- und V-Gehalte weisen keine Besonderheit auf. An dieser Stelle sei zudem erwähnt, dass

die am Stickstoff führenden Rohr auftretenden Oxidschichten zu gering sind um eine sinnvoll Schichtdickenbestimmung durchzuführen. Auch ein Schluss auf Lage oder Auftreten von epi- und topotaktischen Schichten ist nicht sinnvoll.

Tabelle 9.11: Übersicht der REM-Untersuchungen (Element Mapping) am T24-Membranwandprüfkörper des Stickstoff führenden Rohres (Stelle a aus Bild 9.20)



Identische Arbeiten zur Untersuchung der Korrosionsschichten wurden am Dampf führenden Kesselrohr des T24-Prüfkörpers (Schliff S2, siehe Bild 9.8, rechts) durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind Bild 9.21 und Tabelle 9.12 dargestellt. Bild 9.21 enthält die Ergebnisse und Lage der an sieben Stellen durchgeführten EDX-Analysen, während Tabelle 9.12 die ermittelten Elementverteilungsbilder aufführt. In Bild 9.21 konnte zudem zwischen epi- und topotaktischer Schicht unterschieden werden, was eine Ermittlung der unterschiedlichen Schichten ermöglichte. Für die Gesamtschicht wurde so eine Dicke von etwa 83,6 µm und für die topotaktische Schicht von 37,1 µm ermittelt. Demzufolge ergibt sich für die vorliegende epitaktische (außen liegende) Schicht eine Dicke von 46,5 µm.

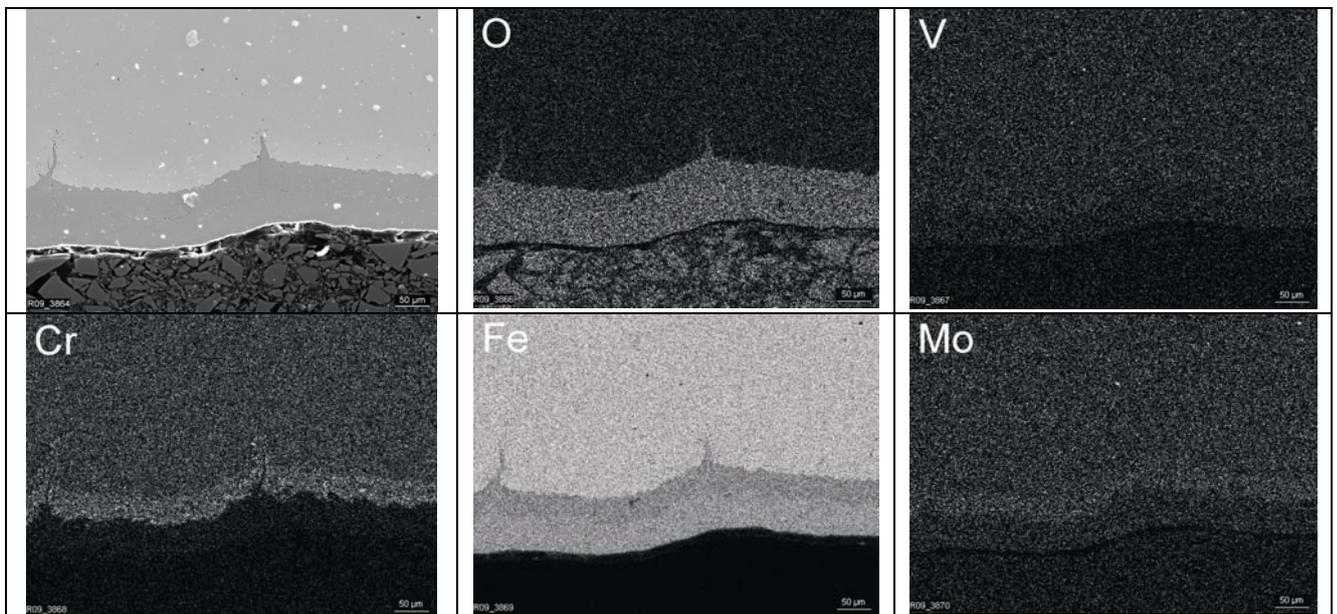


**Membran T24-S2, 25kV**  
Massenanteile in Gewichts-%

Messung	O	Si	V	Cr	Fe	Mo	Summe
1	0	0,3	0,2	2,5	96,0	1,1	100
2	0	0,3	0,1	2,5	96,1	1,0	100
3	0	0,3	0,2	2,3	96,4	0,9	100
4	6,3	1,5	0,7	8,8	79,6	3,0	100
5	6,4	1,0	0,4	5,5	83,4	3,3	100
6	6,5	0,2	0	0,1	92,9	0,3	100
7	6,5	0,2	0	0,0	93,0	0,2	100

Bild 9.21: EDX-Analyse am T24-Membranwandprüfkörper, Dampf führendes Rohr

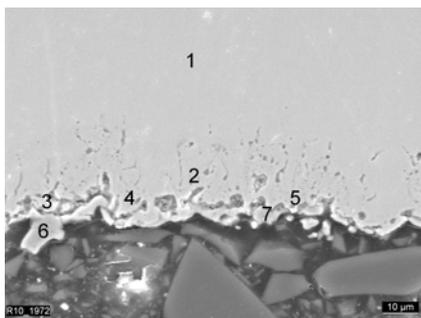
**Tabelle 9.12:** Übersicht der REM-Untersuchungen (Element Mapping) am T24-Membranwandprüfkörper des Dampf führenden Rohres



Bei der Betrachtung der Elementverteilungsbilder in Tabelle 9.12 wird deutlich, dass auch hier eine erhöhte O-Konzentration, sowie eine verringerte Fe-Konzentration, in epi- und topotaktischer (innen liegende) Schicht vorliegt. Dies wird auch durch die durchgeführten EDX-Analysen bestätigt. An den Messstellen 1 bis 3, welche sich im Grundwerkstoff, zweimal in unmittelbarer Nähe zur Oxidschicht und einmal in ausreichender Entfernung zu dieser, liegen im Wesentlichen die in der mechanisch, technologischen Untersuchung bestimmten chemischen Konzentrationen vor (siehe Kapitel 7.1.2). An den Messstellen 4 und 5 (in der topotaktischen Schicht gelegen), sowie an den Messstellen 6 und 7 (in der epitaktischen Schicht gelegen) differieren die Fe- und O-, Gehalte deutlich. Der O-Gehalt steigt von 0 % auf über 6 % an. Der Fe-Gehalt sinkt deutlich ab, wobei die Fe-Gehalte der topotaktischen Schicht weitaus deutlicher auf Werte um 80 % absinken. In der epitaktischen Schicht sinken die Fe-Konzentrationen lediglich um etwa 3 % auf ca. 93 % ab. Das Elementverteilungsbild des Cr-Gehaltes zeigt deutlich eine im Vergleich zum Grundwerkstoff erhöhte Cr-Konzentration in der topotaktischen Schicht, sowie eine Cr-Konzentrationsverringerung in der epitaktischen Schicht. Die EDX-Analysen der Messpunkte (1 bis 3) im Grundwerkstoff zeigen hier die für den 2,5 % Cr-Stahl T24 typischen Cr-Gehalte. In der topotaktischen Schicht steigen die ermittelten Cr-Konzentrationen auf deutlich über 5 % an, während sie in der epitaktischen Schicht auf fast 0 % absinken. Ein ähnliches Verhalten ist auch bei den V- und Mo-Konzentrationen mit Hilfe der EDX-Analysen und der Elementverteilungsbilder identifizierbar. Auch hier liegt im Grundwerkstoff die für den Stahl typische Konzentration dieser Elemente vor. Diese Konzentration steigt im Bereich der topotaktischen Oxidschicht an (Mo ca. 3 %, V über 0,4 %) und sinkt in der epitaktischen Schicht auf fast 0 % ab. In den Elementverteilungsbildern ist dies ebenfalls zu beobachten. Allerdings sind die Helligkeitsunterschiede der Bereiche

unterschiedlicher Konzentration schwieriger erkennbar da die Grundkonzentration der untersuchten Elemente Mo und V deutlich geringer ist als die des Cr.

Es wird vermutet, dass die während der Versuchsführung mit Stickstoff beaufschlagten Kesselrohre der Membranwandprüfkörper zu einer deutlich geringeren Tendenz zur Schichtenbildung neigen, als die mit Dampf beaufschlagten Kesselrohre und somit im Stickstoff beaufschlagten Kesselrohr eine Schichtenzusammensetzung und –dicke ähnlich dem Ausgangszustand vorliegt. Zur Bestätigung dieser Vermutung wurden die Schichtzusammensetzungen an einem Stück unbeanspruchten Kesselrohrs der Membranwandversuchskörper bestimmt. Da die vorliegenden Schichten im Ausgangszustand extrem dünn bzw. gar nicht vorhanden sind, wurde in diesem Arbeitsschritt auf die Erstellung von Elementmappings verzichtet und lediglich EDX-Analysen durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Bild 9.22 zusammengestellt. Im Vergleich mit den Untersuchungen am Stickstoff beaufschlagten Kesselrohr fällt auf, dass beide Zustände Schichtdicken von annähernd 0  $\mu\text{m}$  besitzen. Die durchgeführten EDX-Analysen wurden somit im Oberflächennahen bereicht bzw. an Schichtfragmenten durchgeführt. Somit sind die Messstellen 5 bis 7 der EDX-Analysen des Ausgangszustandes mit den Messstellen 4 und 5 des mit Stickstoff beaufschlagten Kesselrohres zu vergleichen. In beiden Fällen ist ein deutlicher Anstieg der O, Cr und Si Konzentrationen feststellbar. Es kann also davon ausgegangen werden dass die Schichtenzusammensetzungen und Schichtdicken in Ausgangszustand und im mit Stickstoff beaufschlagten Kesselrohr nach Beanspruchung ähnlich sind.



**Membran T24-AZ, 25kV**

Massenanteile in Gewichts-%

Messung	O	Si	V	Cr	Fe	Mo	Summe
1	0	0,4	0,2	2,4	95,9	1,1	100
2	0	0,5	0,2	2,8	95,3	1,2	100
3	0	0,3	0,1	1,9	96,6	1,2	100
4	0	0,2	0,1	1,1	97,5	1,1	100
5	6,5	1,8	0,2	2,5	88,6	0,4	100
6	6,5	1,1	0,2	3,3	88,4	0,7	100
7	7,5	1,8	0,3	3,6	85,6	1,1	100

Bild 9.22: EDX-Analyse am T92-Membranwandprüfkörper, Ausgangszustand

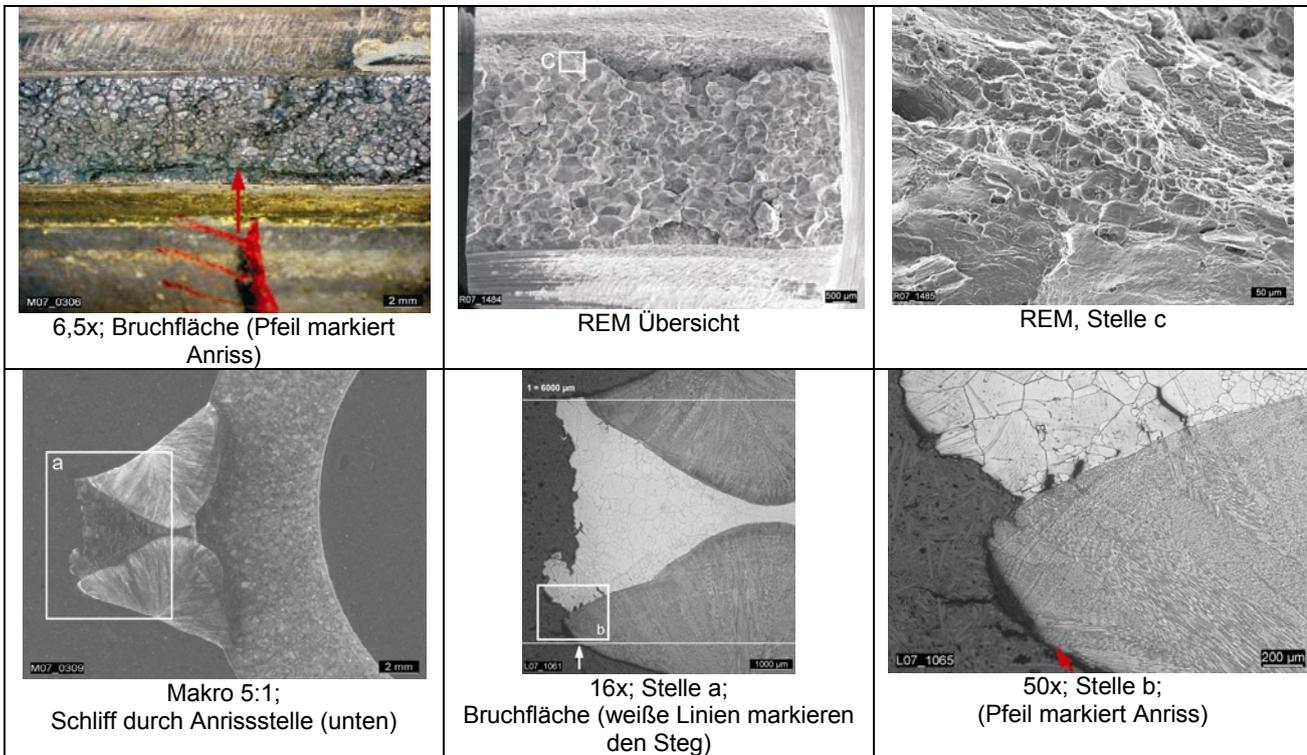
Die durchgeführten Untersuchungen zeigen deutlich, dass die Bildung von Oxidschichten im Dampf beaufschlagten Rohr im Vergleich zum Stickstoff beaufschlagten Rohr begünstigt wird. Während im stickstoffführenden Rohr nach über 5.000 h Betriebszeit kaum bis gar keine Oxidschichten auftreten, entstehen im Dampf führenden Kesselrohr Korrosionsschichten mit einer Dicke um die 84  $\mu\text{m}$ . Der Cr-, V- und Mo Gehalt scheint sich in der topotaktischen Schicht zu konzentrieren. Der Fe-Gehalt ist in dieser Schicht deutlich reduziert. In der

epitaktischen Schicht sind lediglich Konzentrationsanstiege des Fe- und O-Gehaltes nachweisbar. Cr-, V und Mo sind hier kaum noch nachweisbar.

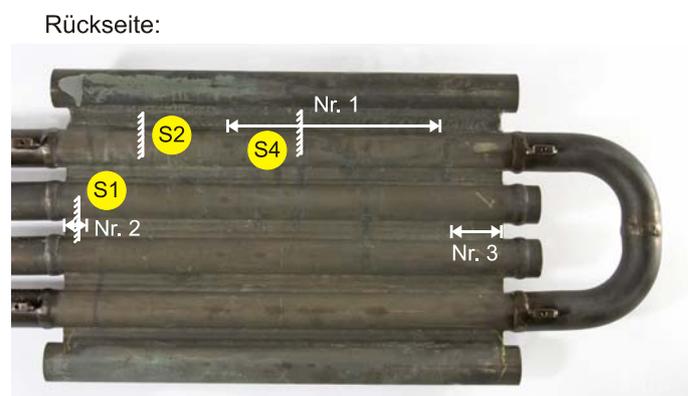
## 9.6 Versuchsergebnisse des Alloy 617 mod.-Prüfkörpers

Die Prüfung des Alloy 617 mod.-Membranwandprüfkörpers wurde in einem ersten Schritt mit einer Belastung von 330 kN senkrecht zur Axialrichtung der Kesselrohre angefahren (Ablauf der Lastaufbringung siehe Kapitel 9.2). Nach einer Versuchszeit von knapp 28 h wurde der Versuch auf Grund eines Versagens des Prüfkörpers im obersten Steg abgebrochen. Der oberste Steg, zwischen Dampf führenden Kesselrohr und dem äußersten, zur Kraftaufbringungen dienenden, Rohr wurde während der Versuchsführung auf Grund eines Risses vollständig abgetrennt. Bei 700 °C weist die Nickelbasislegierung Alloy 617 eine Streckgrenze von  $R_m = 400$  MPa, eine 1 %-Dehngrenze von  $R_{p1,0} = 205$  MPa und eine 0,2 %-Dehngrenze von  $R_{p0,2} = 205$  MPa auf [16], [70]. Geht man vereinfachend davon aus, dass der Steg den schwächsten Querschnitt des Prüfkörpers bildet und dort ein einachsiger Spannungszustand auftritt, so erreicht man durch Aufbringen der Prüflast von 330 kN Zugspannungen von ca. 131 MPa (ohne Berücksichtigung von Kerbeeinflüssen). Mit Hilfe einer FE-Rechnung wurden im Steg Vergleichsspannungen nach von Mises im Bereich von 98 MPa bis 125 MPa, sowie Lastspannungen in Zugrichtung von 126 MPa bis 139 MPa ermittelt (Eigenspannungen bleiben unberücksichtigt). In Tabelle 9.13 sind die Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen auszugsweise dargestellt. Die Position des Anrisses ist deutlich erkennbar (Bild links oben; roter Pfeil). Durch den dort markierten Anriss wurde anschließend ein Schliff (Bild unten, links) gelegt und nähere Untersuchungen an diesem Schliff angestellt. Es fällt auf, dass an der Anrissposition eine interkristalline Trennung senkrecht zur Schweißnahtflanke dicht unter der Oberfläche vorliegt, die sich auch in das Schweißgut erstreckt (Bild unten, Mitte; weißer Pfeil). Ursache hierfür könnte ein Bereits zu Versuchbeginn vorliegende Schädigung (z. B. in Form eines Wiederaufschmelzrisses) gewesen sein. Diese Anrisse gehen von der Grundwerkstoffseite aus. Die Aufweitung weist darauf hin, dass sie sich verformungsbedingt erweitert haben und zu einem frühen Zeitpunkt nach dem Schweißen entstanden sein können. Die Bruchfläche ist größtenteils interkristallin (Bild oben, Mitte und rechts). Die für einen Restgewaltbruch üblichen Verformungswaben sind ebenfalls erkennbar. Der defekte Steg wurde durch die Firma ALSTOM POWER SYSTEMS repariert (Steg mit Hilfe von reinem Schweißgut ersetzt) und mit einer reduzierten Prüflast von 270 kN ein erneuter Versuchstart vorgenommen. Nach einer Versuchszeit von ca. 81 h trat Leckage an der Wärmeeinflusszone des Steges am oberen Dampf führenden Rohr auf. Weiterhin war ein deutlicher Anriss am äußeren Ende des Steges zwischen den beiden mit Stickstoff beaufschlagten Rohren erkennbar.

**Tabelle 9.13:** Metallografische Untersuchungen am Lichtmikroskop; Alloy 617 mod.-Panel 1, erster Versuch



In Bild 9.23 ist die schematische Lage der entstandenen Risse eingezeichnet. Der Steg zwischen den beiden Stickstoff führenden Rohren weist an beiden Enden einen mittigen Anriss (Riss Nr. 2 und 3) auf. Dieser Bereich wurde mit einem Schliff (S1) genauer untersucht. Weiterhin ist ein deutlicher Anriss im Bereich des reparierten Steges, d.h. oberhalb des obersten mit Dampf beaufschlagten Rohres (in der Wärmeeinflusszone (WEZ) auf der Rohrseite dieser Rohr-Steg-Verbindung) entstanden (Riss Nr. 1). An dieser Stelle wurde ein Schliff direkt durch den Rissbereich (S4), sowie ein weiterer Schliff in unmittelbarer Nähe des Risses angefertigt (S2).



**Bild 9.23:** Schematische Lage der Risse und Schliffe des 1. Alloy 617 mod. Panels nach Reparatur und weiteren 81 h Laufzeit

**Tabelle 9.14:** Metallografische Untersuchungen am Lichtmikroskop; Alloy 617 mod. -Panel 1, zweiter Versuch

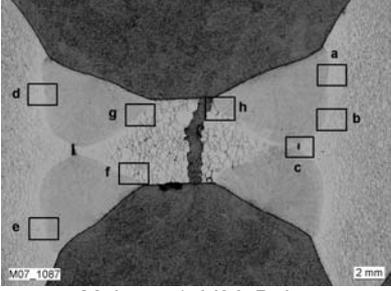
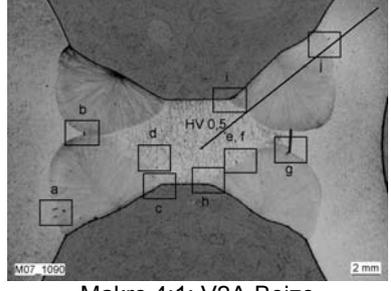
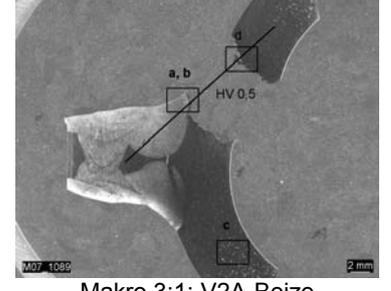
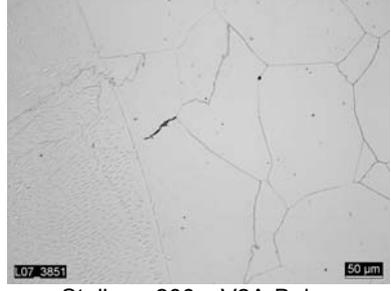
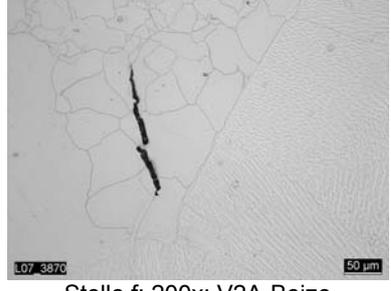
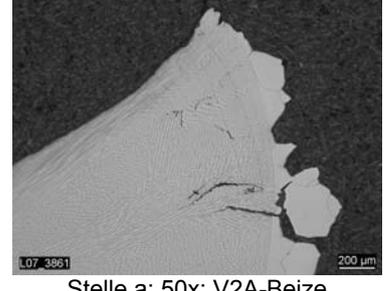
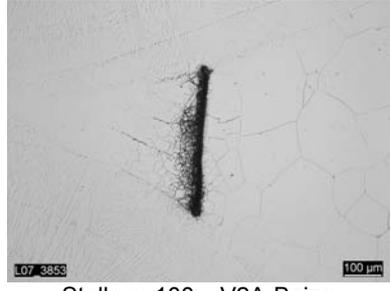
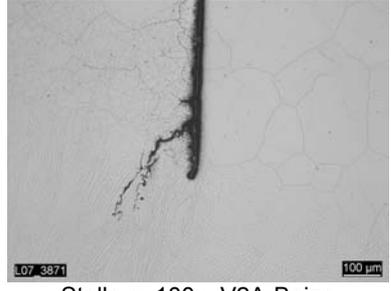
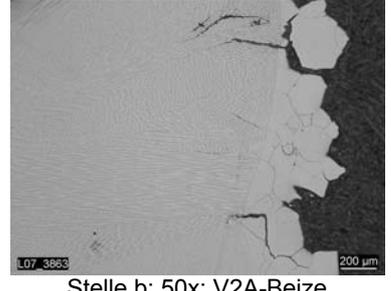
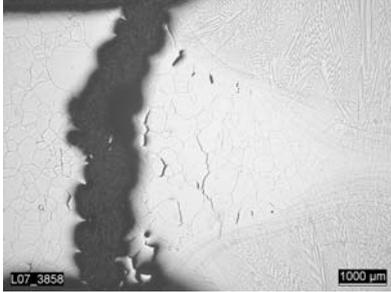
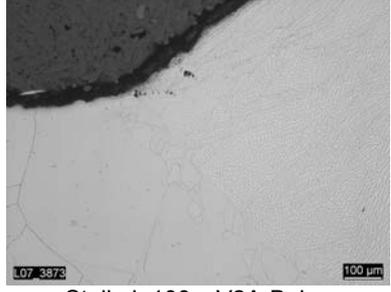
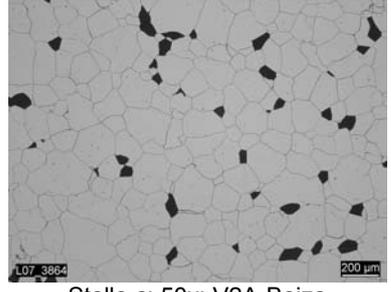
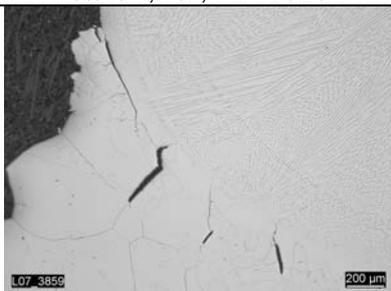
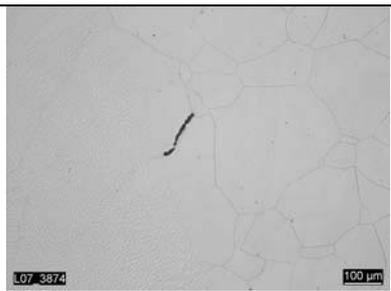
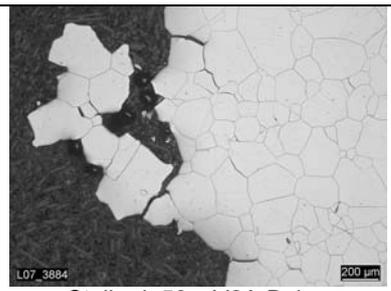
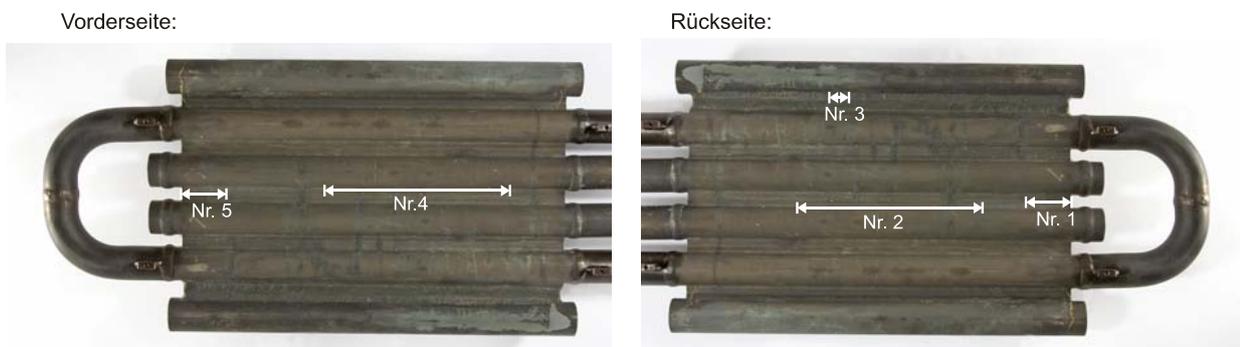
<b>S1</b>	<b>S2</b>	<b>S4</b>
 <p>Makro 4:1; V2A-Beize</p>	 <p>Makro 4:1; V2A-Beize</p>	 <p>Makro 3:1; V2A-Beize</p>
 <p>Stelle a; 200x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle f; 200x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle a; 50x; V2A-Beize</p>
 <p>Stelle c; 100x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle g; 100x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle b; 50x; V2A-Beize</p>
 <p>Stelle h; 10x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle i; 100x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle c; 50x; V2A-Beize</p>
 <p>Stelle h; 50x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle j; 100x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle d; 50x; V2A-Beize</p>

Tabelle 9.14 zeigt auszugsweise einige an den Schliffen durchgeführte Aufnahmen mit dem Lichtmikroskop. Die Schliffe S1 (Stelle c) und S2 (Stelle g) zeigen deutlich einen nicht durchgeschweißten Bereich im Übergang von Rohr und Steg. Diese fehlende Durchschweißung wurde bei mehreren Prüfkörpern, teilweise sogar noch deutlicher, festgestellt und kann nicht die Ursache für das frühe Versagen des Prüflings darstellen. In allen Schliffen wurden interkristalline Trennungen festgestellt, die eine Orientierung parallel zum Bruchverlauf haben. Im Bereich der Schmelzlinie werden die bereits erwähnten Anrisse gefunden. Die geometrische Lage der Fusionslinie - nahezu senkrecht zur maximalen Hauptspannung - begünstigt die Rissinitiation und -ausbildung im Fusionslinienbereich.

Rückblickend kann festgestellt werden, dass die zusätzliche Last von 330 kN (1. Versuch) bzw. 270 kN (2. Versuch) senkrecht zur Kesselrohrachse zu relativ hohen Kerbspannungen im Bereich der Schweißnähte geführt hat. Die Kerbempfindlichkeit der Nickelbasislegierung scheint höher als die der ferritisch-martensitischen Werkstoffe zu sein. Weiterhin konnte festgestellt werden, dass Versagen bei relativ geringen Dehnungen (um die 0,2 %, siehe Anhang) eintritt, was die Versuchsführung erschwerte. Aus diesem Grund sollte ein weitgehend neues Paneel gefertigt werden und eine Prüfung bei zunächst deutlich verringerter Beanspruchung durchgeführt werden.



Riss-Nr.	Seite	Pos.	Länge [mm]
1	Rückseite	Stegmitte	40
2		WEZ Steg	120
3		WEZ Steg	20
4	Vorderseite	WEZ Steg	120
5		WEZ Steg	40

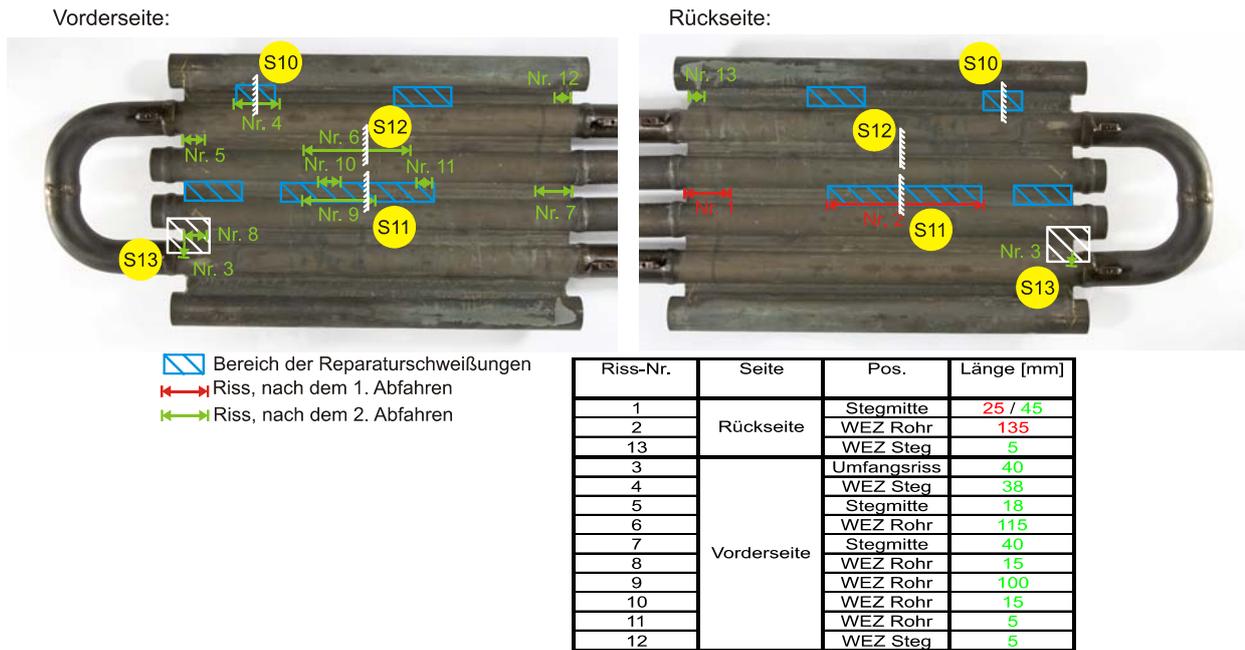
Bild 9.24: Schematischer Rissplan des zweiten Alloy 617 mod.-Prüfkörpers nach dem ersten Anfahren (rechts: Vorderseite; links: Rückseite);

Zur Fertigung des zweiten Membranwandprüfkörpers wurden einige Teile des ersten Prüflings wieder verwendet. Beispiel hierfür ist der Rohrbogen des Prüfkörpers, welcher den Dampf vom oberen (Eintritts-) Rohr in das untere Rohr umleitet. Anschließend wurde der Versuch erneut mit einer Prüflast von 160 kN angefahren. Hier war nach kurzer Zeit (73 h) ein extremer Anstieg des HT-DMS M7 über der Schweißnaht des unteren Stickstoff führenden Rohres zu

erkennen. An dieser Stelle wurden integrale Dehnungen von knapp unter 1 % erreicht, weshalb der Versuch abgefahren wurde. In der WEZ des Steges des oberen Stickstoff führenden Rohres, über welcher der HT-DMS M7 angebracht war, war nach Ausbau ein deutlicher Anriss von (ca. 120 mm) erkennbar. Zudem war ein Riss am seitlichen Ende des Steges zwischen den mittleren Rohren zu sehen. Eine anschließende Magnetpulverprüfung, sowie eine Eindringprüfung mit fluoreszierenden Mitteln zeigte einen weiteren Anriss in der Wärmeeinflusszone der Rohr-Steg-Schweißung des oberen Kesselrohres, welches zur Kraftaufbringung eingespannt wird. Eine Übersicht der metallografisch dokumentierten Anrisse ist in Bild 9.24 dargestellt. Anschließend wurde der Membranwandprüfling von der Firma ALSTOM POWER SYSTEMS repariert. Zu diesem Zweck wurde in einem ersten Schritt eine Farbeindringprüfung mit einem fluoreszierenden Mittel zur Lokalisierung von Fehlstellen durchgeführt. Die identifizierten Fehlstellen wurden mittels Trennschleifer und Spitzfräse ausgeschliffen bzw. ausgefräst und erneut zerstörungsfrei nach Fehlstellen gesucht. Erst nachdem alle Fehlstellen vollständig ausgefräst bzw. ausgeschliffen wurden, wurde mit den Reparaturschweißungen begonnen. Diese Schweißungen wurden versetzt mittels WIG-Verfahren (70 A; Schutzgas R1-ArH-5) durchgeführt, bei denen mehrlagig Strichraupen, mit einer Lagendicke von max. 2 mm, aufgetragen wurden. Als Schweißzusatzwerkstoff wurde UTP A 6170 Co mod. ( $\varnothing$  2,4 mm Draht) verwendet. Nach den Schweißarbeiten wurde eine Farbeindrings-, sowie eine Durchstrahlungs-Prüfung (Prüfklasse B) an den reparierten Rohr-Steg-Verbindungen und deren angrenzenden Bereichen durchgeführt.

Der auf die gerade beschriebene Art und Weise reparierte Prüfkörper wurde anschließend mit einer nochmals deutlich reduzierten Zusatzlast von 100 kN angefahren. Die nach etwa 9 h erzielten Dehnungen lagen hier auf einem, für die relativ niedrig angesetzte Zusatzlast, sehr hohen Niveau von 0,07 %. Aus diesem Grund wurde auf die Vorlast von 15 kN abgefahren, Temperatur und Druck allerdings aufrecht erhalten. Nach etwas mehr als 19 h Laufzeit stiegen die Dehnungen in HT-DMS M5 sprunghaft an und Leckage am unteren Stickstoff führenden Kesselrohr, in der WEZ der Reparaturschweißung (zwischen den Stickstoffbeaufschlagten Rohren), trat auf. In Bild 9.25 (rote Markierungen) ist ein schematischer Rissplan der Risspositionen, sowie der Reparaturschweißungen (blaue Bereiche) dargestellt. An dieser Stelle sei bemerkt, dass die dort eingezeichneten Risse lediglich auf Grund einer Sichtprüfung und nicht wie üblich durch eine Magnetpulverprüfung ermittelt wurden.

Es wurde beschlossen den mit Rissen behafteten Prüfling unter extrem geringer Prüflast (10 kN) weiter zu untersuchen. Zu diesem Zweck wurde der auf der Rückseite des Prüflings liegende HT-DMS versetzt. Er misst nun nicht mehr die integralen Dehnungen der untersten Rohr-Steg-Rohr-Verbindung, sondern misst die integralen Dehnungen über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung der Stickstoff führenden Rohre, in unmittelbarer Nähe (nicht direkt darüber) der entdeckten Risse.

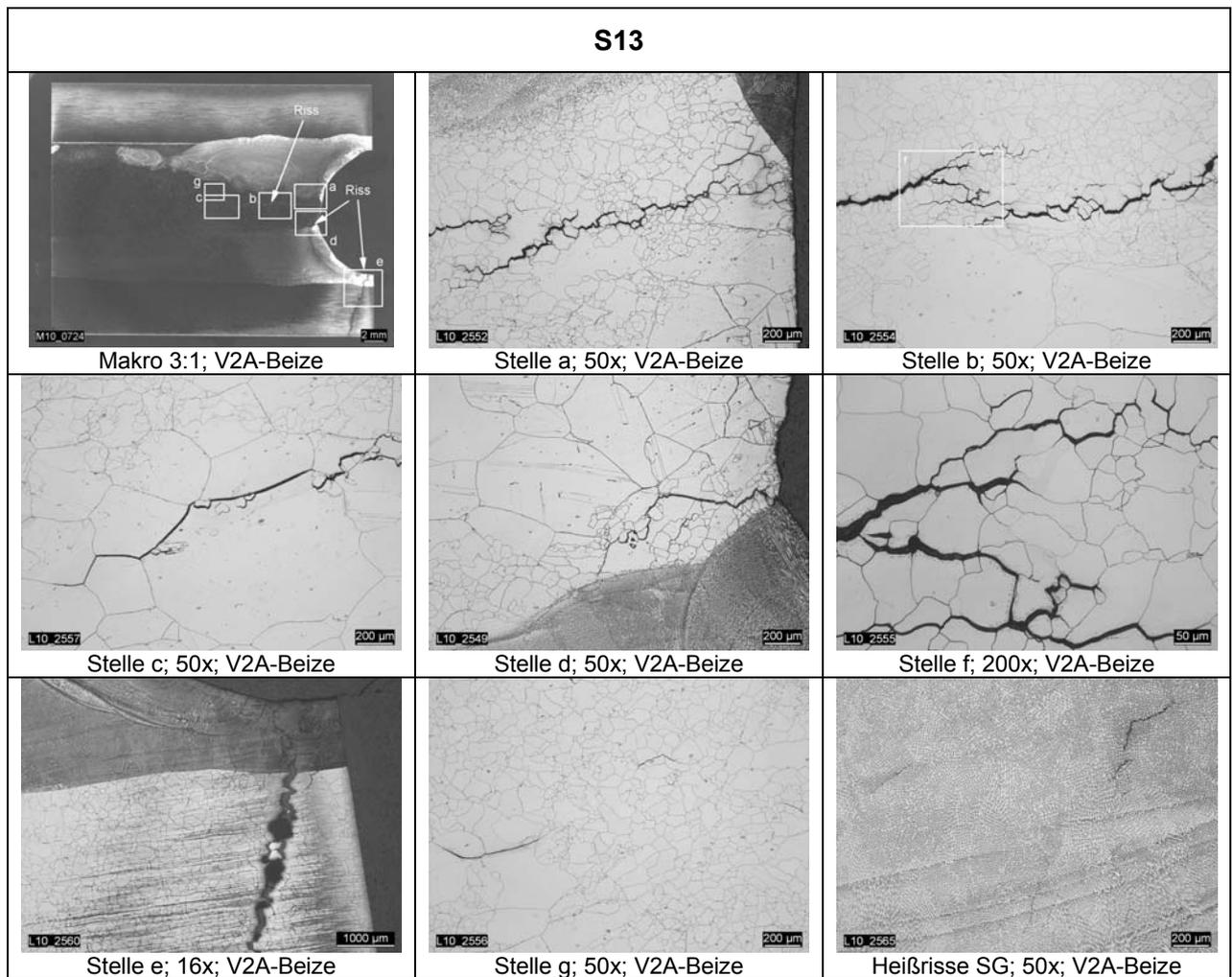


**Bild 9.25:** Schematischer Rissplan des zweiten Alloy 617 mod.-Prüfkörpers nach dem zweiten Anfahren (Rückseite);

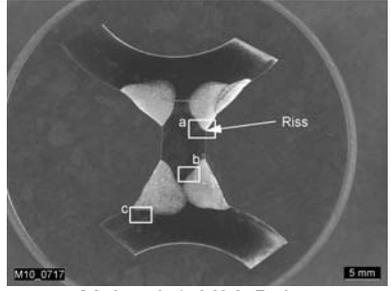
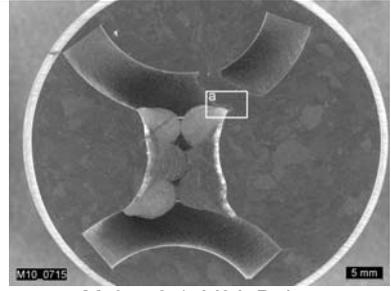
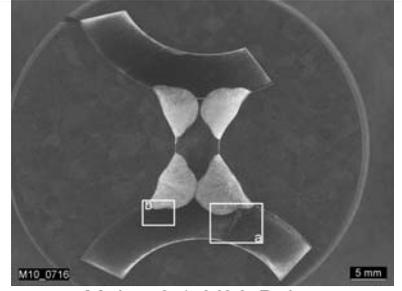
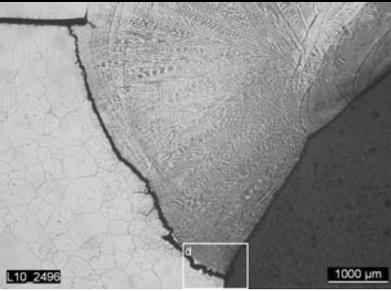
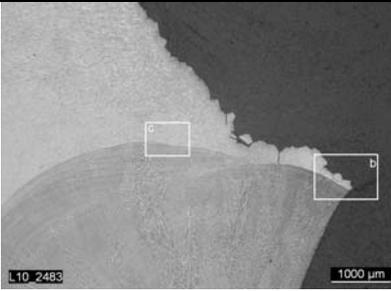
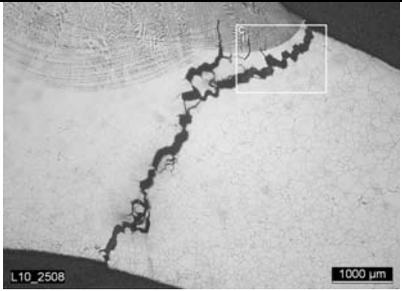
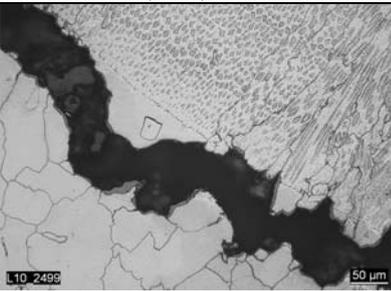
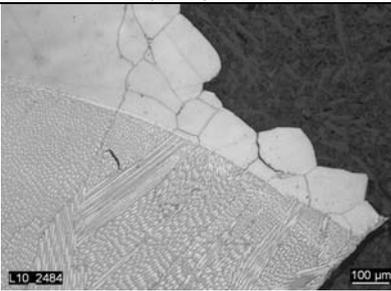
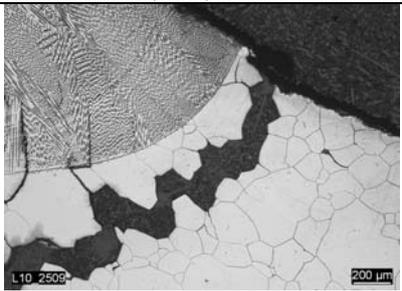
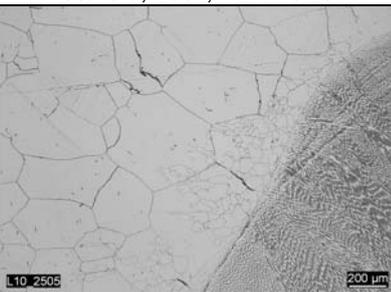
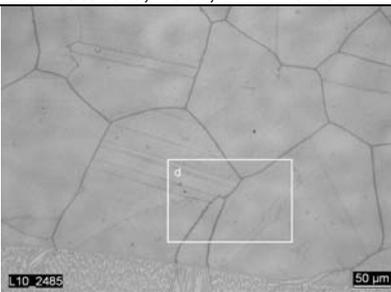
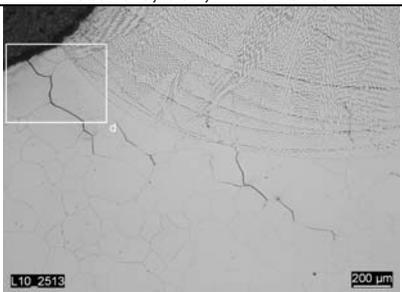
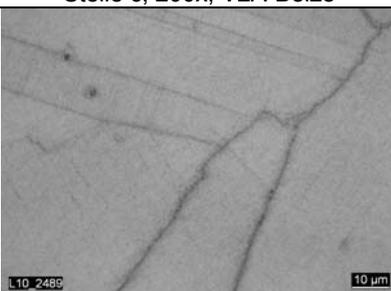
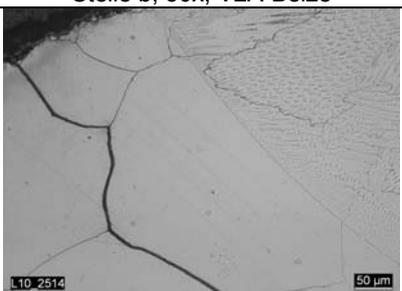
Bei erneutem Anfahren des Versuches unter der geringen Last von 10 kN war es lediglich möglich eines der beiden stehend beaufschlagten Kesselrohre mit Stickstoff zu befüllen. Das zweite Rohr konnte auf Grund des Risses keinen Druck mehr aufbauen. Selbst unter dieser geringen Prüflast (10 kN) trat Leakage in den Dampf beaufschlagten Rohren und dem verbleibenden Stickstoff führenden Rohr auf. Eine Magnetpulverprüfung und eine genauere Untersuchung einiger Verdachtsstellen mit fluoreszierenden Mitteln ergab die in Bild 9.25 grün aufgeführten Risspositionen. Auf Basis dieser Untersuchungen wurde entschieden an den in Bild 9.25 eingezeichneten Positionen eine Schlifffentnahme (S10 bis S13) durchzuführen. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Tabelle 9.15 (S13) und Tabelle 9.16 (S10 bis S12) aufgeführt. Besonders an Stelle d des Schlifffes S11 werden einige Ausscheidungen sichtbar. Im Falle der feinen Ausscheidung wird vermutet, dass es sich hier um die  $\gamma'$ -Phase handelt. Die entstandenen Risse in den Schlifffes S10 bis S12 laufen entlang der Fusionslinien oder knapp neben dieser im Grundwerkstoff. Im Falle des Schlifffes S13 liegt der Riss an der Fusionslinie der Schweißnaht im Grundwerkstoff des Steges, bei den Schlifffes S10 und S11 an der Fusionslinie im Grundwerkstoff des Kesselrohres. In den Schlifffes S10 und S11 sind die Reparaturstellen gut zu erkennen. Im Schlifff S10 liegt diese an der rechts oben gelegenen Schweißnaht, in Schlifff S11 im Steg, der nun fast ausschließlich aus Schweißgut besteht. Die Risse verlaufen interkristalin. In allen Schlifffes konnten an einigen Stellen Heißrisse, sowohl im Grundwerkstoff als auch im Schweißgut gefunden werden (S10, Stelle c; S11, Stelle b; S13, Stelle g und Heißriss SG). Im Schlifff S10 trat der Fusionslinienbruch an der Naht auf (rechts oben), an der auch die Reparaturaht gelegt wurde. Ein Zusammenhang mit der

Wärmeeinbringung und/oder Beeinflussung des Eigenspannungszustandes liegt nahe. Auch im Fall des Schliffs S11 erfolgte der Bruch ausgehend von der spannungsmäßig günstig zur Hauptspannung orientierten Ecke der Kehlnaht an der Oberfläche, auch hier liegt eine Beeinflussung durch die Reparatur in Stegmitte vor.

**Tabelle 9.15:** Metallografische Untersuchungen am Lichtmikroskop; Alloy 617 mod. -Panel 2, dritter Versuch (S13, Lage siehe Bild 9.25



**Tabelle 9.16:** Metallografische Untersuchungen am Lichtmikroskop; Alloy 617 mod. -Paneel 2, dritter Versuch (S10 bis S12, Lage siehe Bild 9.25)

<b>S10</b>	<b>S11</b>	<b>S12</b>
 <p>Makro 2:1; V2A-Beize</p>	 <p>Makro 2:1; V2A-Beize</p>	 <p>Makro 2:1; V2A-Beize</p>
 <p>Stelle a; 16x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle a; 16x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle a; 16x; V2A-Beize</p>
 <p>Stelle d; 200x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle b; 100x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle c; 50x; V2A-Beize</p>
 <p>Stelle b; 50x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle c; 200x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle b; 50x; V2A-Beize</p>
 <p>Stelle c; 50x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle d; 1000x; V2A-Beize</p>	 <p>Stelle d; 200x; V2A-Beize</p>

Es wird deutlich, dass innerhalb dieses Projektes die Ursachen für die dargestellten Rissbildungen die zu einem frühen Versagen der Alloy 617 mod.-Membranwandprüfkörper führten, nicht eindeutig ermittelt werden konnten. Da die Risse ausschließlich im Grundwerkstoff und zwar im Bereich der wärmebeeinflussten Zone mit Schwerpunkt nahe der Schmelzlinie festgestellt wurden, muss die Ursache im Ausscheidungsverhalten und den damit verbundenen Auswirkungen auf die Festigkeit der Korngrenze und des Kornes liegen. Dies zeigt sich auch bei Reparaturschweißungen. Es ist nicht auszuschließen, dass ein Zusammenhang mit den beobachteten Wiederaufschmelzrissen in der Wärmeeinflusszone, die vermutlich im Zuge des Schweißprozesses entstehen, vorliegt. Diese orientieren sich an der auftretenden maximalen Hauptspannung. Eine ungünstige Orientierung (senkrecht zur maximalen Hauptspannung) der Schweißnahtflanke begünstigt diese Art der Rissbildung im Auslauf einer Schweißraupe. In einem weiterführenden Projekt sollen detaillierte Untersuchungen an Alloy 617 mod.-Membranwandprüfkörpern durchgeführt werden. Hierzu sollen betriebsbeanspruchte Membranwandprüfkörper geprüft und im Hinblick auf Ihre Schädigungsmechanismen gezielt untersucht werden. Es ist zudem geplant den Einfluss von Glühungen und Reparaturschweißung auf die Mikrostruktur und Rissbildung bei den Membranwandversuchen zu erforschen. Neben den Verhalten unter Betriebsbedingungen sind zusätzlich Arbeiten zur Optimierung der Herstellung von Membranwänden geplant. Das Vorhaben befindet sich derzeit in der Vorbereitung.

Eine tabellarische Übersicht der am Alloy 617 mod.-Membranwandprüfkörper durchgeführten Versuche und Reparaturen ist in Tabelle 9.1 zusammen gestellt.

Tabelle 9.17: Übersicht der durchgeführten Versuche und Reparaturen am Alloy 617 mod.-  
Membranwandprüfkörper

Lfz. [h]	Axial- last [kN]	$\sigma$ im Steg aus Axialkraft [MPa]	Versagensstelle	Durchgeführte Reparaturen und Arbeiten am Prüfkörper
30	330	131	Stegmitte oberhalb des oberen Dampf führenden Rohres komplett durchgerissen; Gewaltbruch	Reparatur durch ALSTOM; Steg ausgetauscht
81	270	107	Stegmitte zwischen Stickstoffrohren; WEZ am oberen Dampf führenden Rohr auf Aufnahmeseite	Fertigung eines „neuen“ Prüflings unter Nutzung von Reststücken (z. B. Rohrbogen) durch Alstom  Anfertigung von Schliffen am „alten“, mit Rissen behafteten Membranwandprüfkörper
73	160	73	Riss zwischen den Stickstoffrohren, WEZ auf Stegseite an reparierter SN; Riss Stegmitte, zwischen Stickstoffrohren (Paneelrand)	Reparatur durch ALSTOM (siehe Reparaturanweisung)
9 10	100 15	40 6	Riss zwischen den Stickstoffrohren, WEZ auf Rohrseite an Reparaturschweißung, Leckage im Stickstoffrohr; Riss Stegmitte, zwischen Inertgasrohren (Paneelrand)	Umsetzung von HT-DMS M5 → neue Bezeichnung M9 (Position neben Riss über Inertgasrohren)
80	10	4	Neuer Riss am zweiten Stickstoffrohr, WEZ auf Rohrseite, auch hier Leckage, Leckage am Dampf führenden Rohr, Riss in Umfangsrichtung am Übergang Steg zum Rohrbogen	Keine Reparaturen, Anfertigung von metallografischen Untersuchungen in Form von Schliffen

## 9.7 Untersuchung der Prüfkörper nach Versuchende

Zur Beurteilung des statischen, dynamischen und zyklischen Verformungs- und Versagensverhaltens wurden die geprüften VM12-SHC-, T92- und T24-Membranwandprüfkörper nach Versuchsführung einer mechanisch-technologischen Nachuntersuchung unterzogen. Zu diesem Zweck wurden den Prüfkörpern Kerbschlagbiegeproben (Charpy-V) mit Kerblage im Grundwerkstoff, Wärmeeinflusszone und Schweißgut, sowie LCF-Proben und Zugproben (aus den mit Dampf beaufschlagten Kesselrohren) entnommen und geprüft. Das Versuchsprogramm dieser Untersuchungen ist in Tabelle 9.18 zusammengestellt. Bei den untersuchten Charpy-V-Proben handelt es sich um Kleinstproben der Abmessung 4x3x27 mm. Um eine Vergleichbarkeit mit den Kerbschlagzähigkeiten des unbelasteten Grundwerkstoffes zu gewährleisten wurden aus unbelasteten Zuleitungsrohren ebenfalls Charpy-V-Kleinstproben mit identischer Abmessung entnommen. Lediglich im Falle des VM12-SHC-Prüfkörpers war kein unbelastetes Grundwerkstoffmaterial mehr verfügbar.

Tabelle 9.18: Übersicht der durchgeführten Versuche zur Restqualifizierung der Membranwandprüfkörper nach Versuchende

Werkstoff	Art	Probenart	∅ [mm]	Prüftemp. [°C]	Anzahl	
VM12-SHC	GW	Zugprobe	5,5	23	2	
				500	1	
		LCF	625	1		
	SG WEZ	Charpy-V	6	23	3	3
					4	4
T92	GW	Zugprobe	5,5	23	2	
				625	1	
		LCF	5,0	3	3	
	Charpy-V	4		4		
	SG WEZ	Charpy-V	5,0	23	3	3
					4	4
T24	GW	Zugprobe	7,2	23	2	
				500	1	
		LCF	6,8	550	1	
	Charpy-V	3		3		
	SG WEZ	Charpy-V	6,8	23	4	4
					4	4

Zusätzlich wurden an den geprüften Membranwandprüfkörpern Härtereihen (HV10) über einer Rohr-Steg-Schweißung durchgeführt und mit Härtereihen einer Rohr-Steg-Schweißung vor der

Prüfung, durchgeführt von der Firma ALSTOM, verglichen. Im Falle des T24-Membranwandprüfkörpers wurden zudem einige HV1-Härtereihen in einem Abstand von 0,5 mm, 1 mm und 2 mm von der Oberfläche einer Rohr-Steg-Schweißung durchgeführt.

### 9.7.1 Kerbschlagversuche

Die mit Hilfe eines 10 J-Pendelhammers erzielten Ergebnisse der Kerbschlagversuche sind in Tabelle 9.19 zusammengestellt. Im Vergleich mit den Kerbschlagzähigkeiten der Charpy-V-Kleinstproben des unbelasteten Grundwerkstoffes (GW unbel.) fällt auf, dass die Kerbschlagzähigkeiten von Schweißgut (SG) und Wärmeeinflusszone (WEZ) deutlich niedriger als die des Grundwerkstoffes liegen. Besonders gering fällt die Kerbschlagzähigkeit des VM12-SHC Schweißgutes (SG) aus, welche unter 10 J/cm<sup>2</sup> liegt. Wie bereits erwähnt lag im Falle des VM12-SHC kein unbelastetes Material mehr vor, aus welchem Kerbschlagproben entnommen werden konnten. Die Versuche der weiteren beiden unbelasteten Grundwerkstoffe konnten mit Hilfe des zur Verfügung stehenden 10 J-Pendelhammers nicht komplett durchgebrochen werden. Die Kerbschlagzähigkeiten, ermittelt mittels Charpy-V-Kleinstproben dieser beiden Werkstoffe liegen damit über 70 J/cm<sup>2</sup>. Auch zwei Proben der T24-Wärmeeinflusszone konnten nicht durchgebrochen werden. Hier liegt die Vermutung nahe, dass die Wärmeeinflusszone dieser beiden Proben nicht korrekt getroffen wurde und ein zu hoher Anteil an Grundwerkstoff im Kerbgrund vorlag.

Tabelle 9.19: Kerbschlagzähigkeiten der geprüften Membranwandprüfkörper

Werkstoff	Art	Temp. [°C]	Kerbschlagzähigkeit [J/cm <sup>2</sup> ]	verbrauchte Schlagarbeit [J]	Anzahl Proben	bei 10J nicht durchgebrochen
VM12-SHC	SG	23	6	0,6	3	0
	WEZ		25	2,6	4	0
T92	GW (unbel.)	23	> 70	> 8,4	4	4
	SG		26	2,4	3	0
	WEZ		21	1,9	4	0
T24	GW (unbel.)	23	> 70	> 8,4	4	4
	SG		22	2,1	4	0
	WEZ		21	2,0	4	2

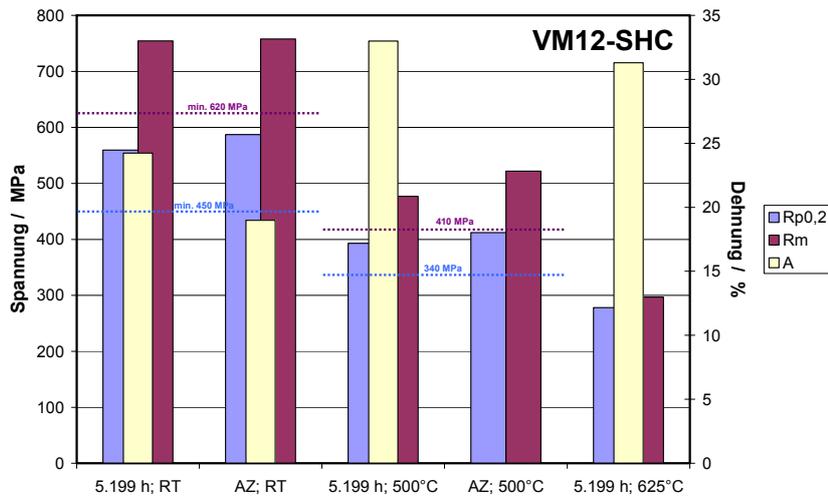
### 9.7.2 Zug und Warmzugversuche

Neben den Kerbschlagversuchen wurden zudem Zugversuch bei Raum- und erhöhter Temperatur durchgeführt. Die Entnahme der dafür notwendigen Zugproben erfolgte aus dem Grundwerkstoff des Dampf führenden Kesselrohres nach Versuchende. In Tabelle 9.20 sind die Ergebnisse dieser Zugversuche aufgelistet.

Tabelle 9.20: Ergebnisse der Zug- und Warmzugversuche; Proben entnommen aus den geprüften Membranwandkörpern

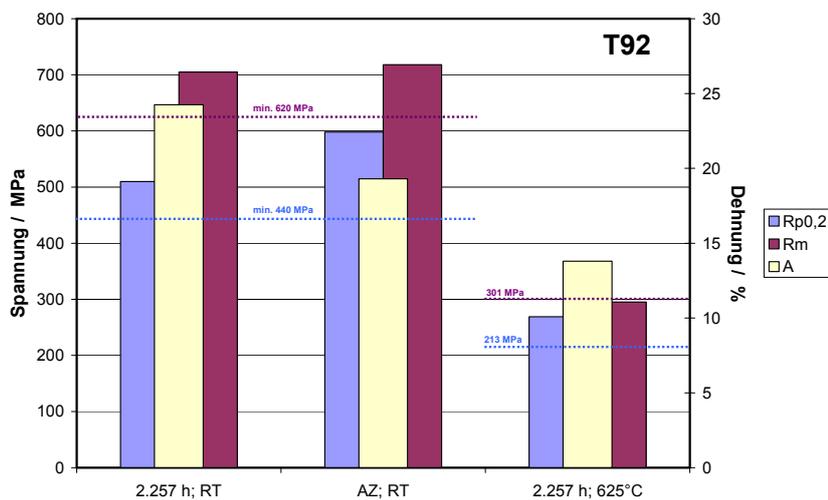
Werkstoff	Art	Probenbez.	Temp. [°C]	∅ [mm]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A [%]	Z [%]	E-Modul [MPa]
VM12-SHC	GW	V2Z01	23	5,56	554	752	24,5	63	211000
		V2Z02		5,55	565	757	24,0	63	209000
		V2Z03	500	5,5	393	477	33,0	64,5	197000
		V2Z04	625	5,5	278	297	31,3	85,7	139000
T92	GW	T9Z01	23	5,55	513	707	24,5	66	212000
		T9Z02		5,57	507	703	24,0	66	201000
		T9Z04	625	5,5	269	295	13,8		152000
T24	GW	T2Z01	23	7,24	535	641	25,5	74	196000
		T2Z02		7,23	538	641	26,5	74	210000
		T2Z03	500	7,2	419	459	41,6	73,9	181000
		T2Z04	550	7,2	397	414	31,3	76,7	179000

Weiterhin sind in Bild 9.27 bis Bild 9.28 die ermittelten Zugfestigkeiten R<sub>m</sub> und 0,2 %-Dehngrenzen R<sub>p02</sub> der Warmzug- und Zugversuche je Werkstoff grafisch dargestellt. Bei diesen Darstellungen ist zu beachten, dass die hier mit Ausgangszustand (AZ) markierten Werte mit Hilfe von Proben, entnommen aus unbelastetem Kesselrohr, ermittelt wurden. Die jeweils mit der Versuchslaufzeit der Membranwandprüfkörper gekennzeichneten Proben (z. B. 5.199 h im Falle des Werkstoffes VM12-SHC) stehen für Versuchswerte ermittelt mittels Zugproben entnommen aus dem Dampf führenden Kesselrohr nach Versuchende. Bei der Betrachtung dieser drei Darstellungen fällt auf, dass alle drei Werkstoffe vor und nach Beanspruchung die geforderten Mindestanforderungen an Zugfestigkeit R<sub>m</sub> und 0,2 %-Dehngrenze R<sub>p02</sub> erfüllen. Einzige Ausnahme bildet hier der Warmzugversuch des Werkstoffes T92 bei 625 °C. Die hier ermittelte Zugfestigkeit R<sub>m</sub> liegt bei 295 MPa, die Mindestanforderung nach VdTÜV [64] liegt (ermittelt durch lineare Interpolation der Zugfestigkeiten R<sub>m</sub> bei 600 °C und 650 °C) bei 301 MPa. Im Vergleich zum Ausgangszustand (AZ) ist zudem ein Abfall der 0,2 %-Dehngrenzen R<sub>p02</sub> zu beobachten. Die den Dampf führenden Kesselrohren nach Beanspruchung entnommenen Proben weisen alle eine niedrigere 0,2 %-Dehngrenze R<sub>p02</sub> auf, als die des Ausgangszustandes. Ähnliches ist auch bei der Zugfestigkeit erkennbar. Allerdings ist die Abminderung der Zugfestigkeit R<sub>m</sub> nach erfolgter Membranwandprüfung deutlich geringer als der Abfall der Dehngrenzen R<sub>p02</sub> nach Beanspruchung.

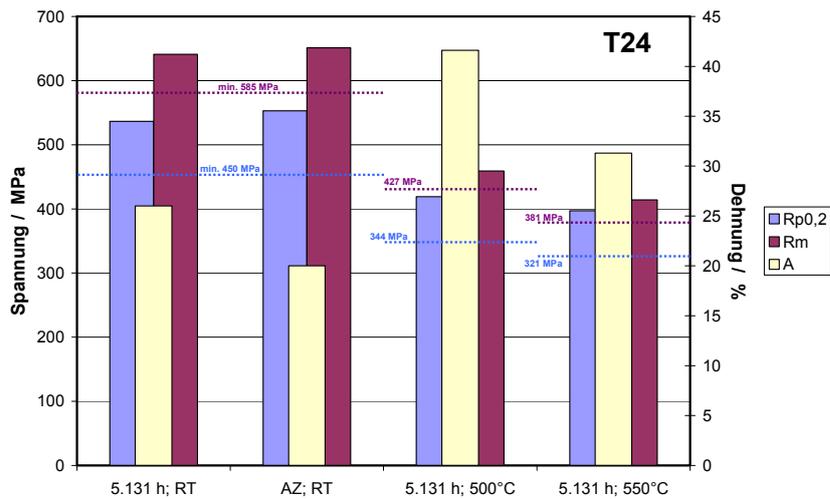


**Bild 9.26:** Ergebnisse der Zug- und Warmzugversuche am Werkstoff VM12-SHC; Proben entnommen aus den geprüften Membranwandkörpern

Weiterhin stellt man fest, dass die Verformungsfähigkeit der Werkstoffe nach Kriechbeanspruchung anzusteigen scheint. Die Zugversuche bei Raumtemperatur (RT) des Ausgangszustandes (AZ) zeigen bei allen drei Werkstoffen eine niedrigere Bruchdehnung als die Zugversuche bei Raumtemperatur (RT) entnommen aus den Membranwandprüfkörpern nach Beanspruchung.



**Bild 9.27:** Ergebnisse der Zug- und Warmzugversuche am Werkstoff T92; Proben entnommen aus den geprüften Membranwandkörpern



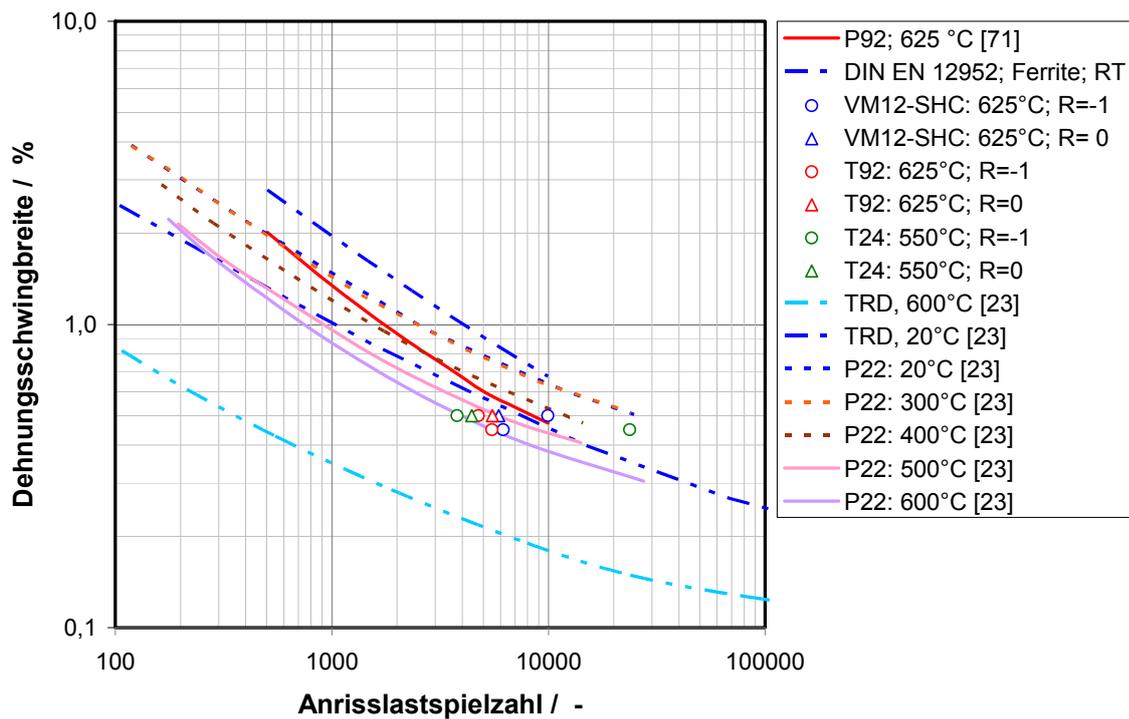
**Bild 9.28:** Ergebnisse der Zug- und Warmzugversuche am Werkstoff T24; Proben entnommen aus den geprüften Membranwandkörpern

**9.7.3 LCF-Versuche**

Die Ergebnisse der LCF-Versuche sind zum einen in Tabelle 9.21 aufgelistet und weiterhin in Bild 9.29 grafisch zusammen gestellt. In der grafischen Zusammenstellung ist neben den Versuchen (Symbole), die Bruchkurve des Werkstoffes P92 bei einer Temperatur von 625 °C eingetragen (rote Linie). Gleichzeitig ist die in der DIN EN 12952-3 hinterlegte Anrisskurve für ferritische Werkstoffe bei Raumtemperatur (blaue Linie) zu finden.

**Tabelle 9.21:** Ergebnisse der LCF-Versuche; Proben entnommen aus den geprüften Membranwandkörpern

Werkstoff	Probenbez.	Temp. [°C]	$\epsilon_{amp}$ [%]	Frequenz [Hz]	R	$\varnothing$ [mm]	$N_t$ [Zyklen]
VM12-SHC	V2L01	625	$\pm 0,25$	0,3	-1	6,0	9931
	V2L03		$\pm 0,225$		0		6175
	V2L02		+ 0,5				5888
T92	T9L01	625	$\pm 0,25$	0,3	-1	5,0	4738
	T9L05		$\pm 0,225$		0		5482
	T9L03		+ 0,5				5498
T24	T2L01	550	$\pm 0,25$	0,3	-1	6,8	3780
	T2L02		$\pm 0,225$		0		23671
	T2L03		+ 0,5				4425

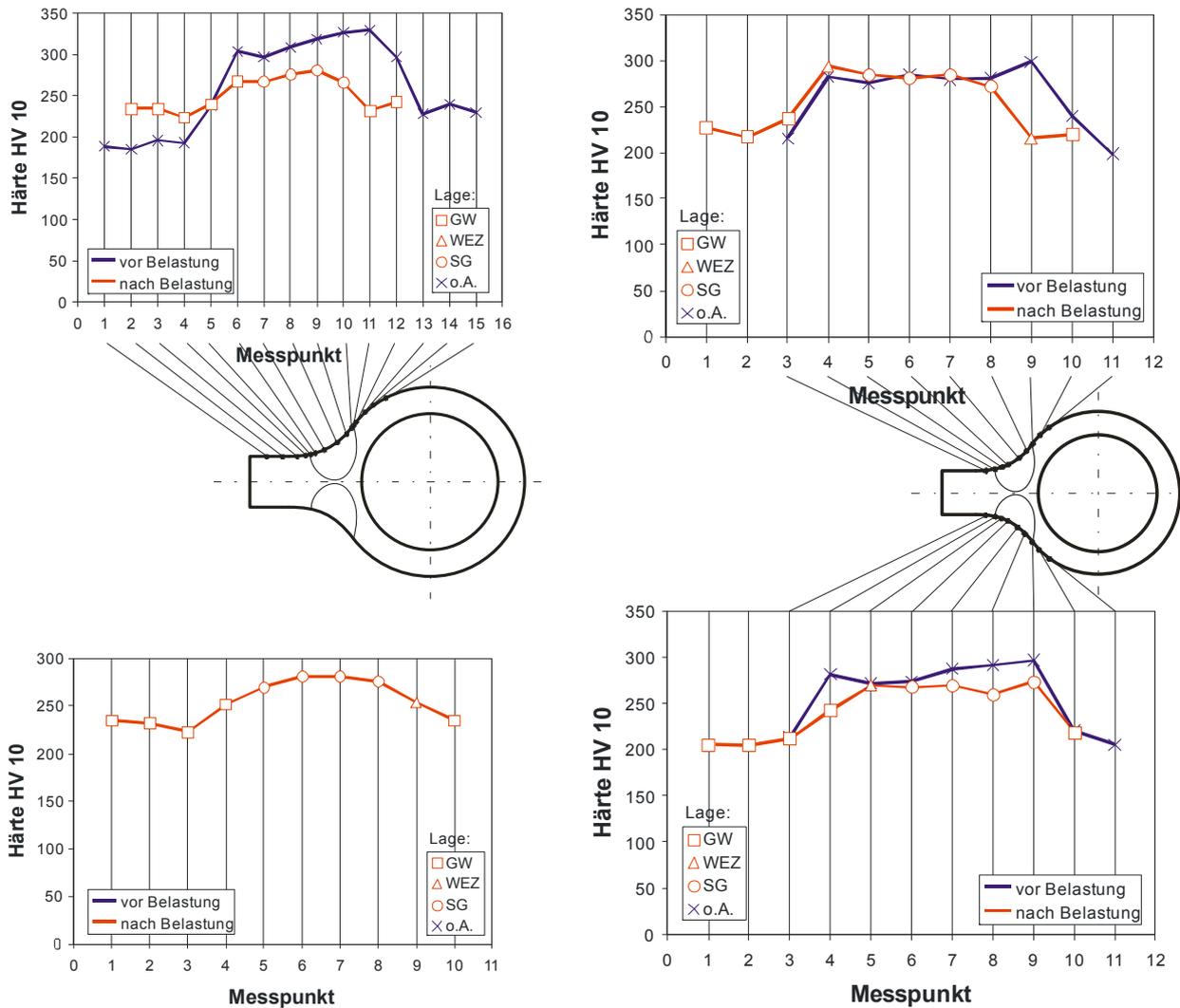


**Bild 9.29:** Ergebnisse der LCF-Versuche (Proben aus geprüften Membranwandprüfkörper)

#### 9.7.4 Härtereihen

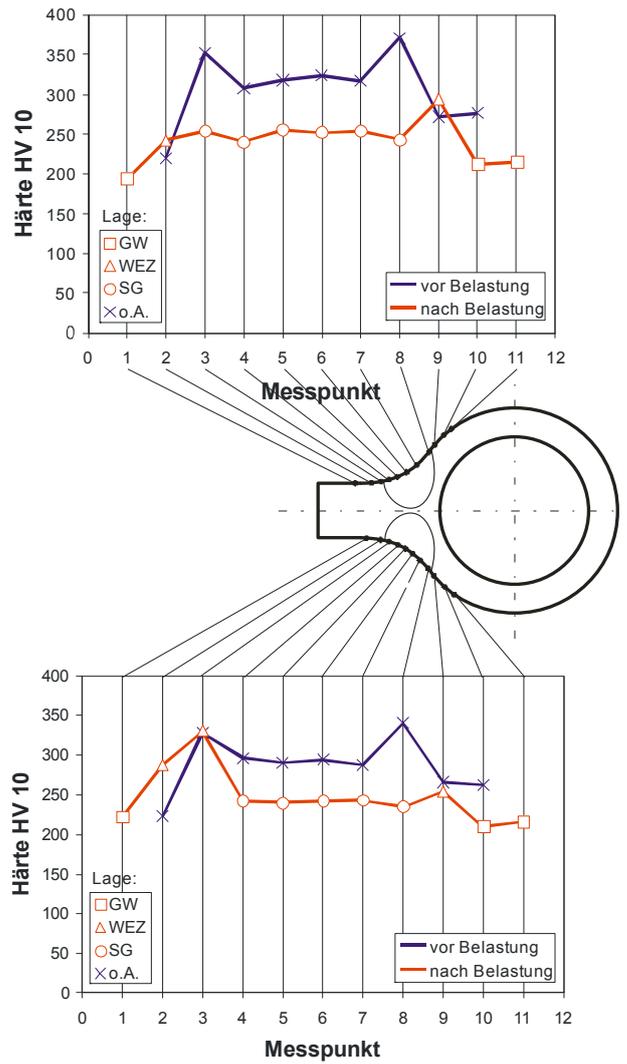
In [Bild 9.30](#) und [Bild 9.31](#) sind Härtereihen (HV10, 1 mm unter der Oberfläche) an einer Rohr-Steg-Schweißverbindung der belasteten Membranwandprüfkörper einigen Härtereihen (ebenfalls HV10, 1 mm unter der Oberfläche) an unbelasteten Rohr-Steg-Schweißungen gegenübergestellt. Die Härtereihen der ungeprüften Rohr-Steg-Schweißungen wurden im Zuge der Erprobung der Rohr-Steg-Schweißungen von der Firma ALSTOM durchgeführt. In [Bild 9.30](#) und [Bild 9.31](#) sind die von der Firma ALSTOM ermittelten Härten in blau dargestellt. Die etwaige Position der Härteeindrücke ist mit Hilfe der eingezeichneten schematischen Skizze ersichtlich. Die in rot dargestellten Verläufe beziehen sich auf die an der MPA Stuttgart ermittelten Härtereihen an den geprüften Membranwandprüfkörpern. Hier ist die Position der Härteeindrücke mit Hilfe von Symbolen dargestellt. So weit wie möglich wurde auch hier versucht die Lage der Härteeindrücke mit der beigefügten schematischen Skizze zu korrelieren.

Im Falle der Werkstoffes T92 sind vor und nach der Belastung der Paneele keine großen Unterschiede in den Härteverläufen erkennbar. Im Falle der T24- und VM12-SHC-Prüfkörper kann ein leichter Abfall der Härten nach Belastung vermutet werden.

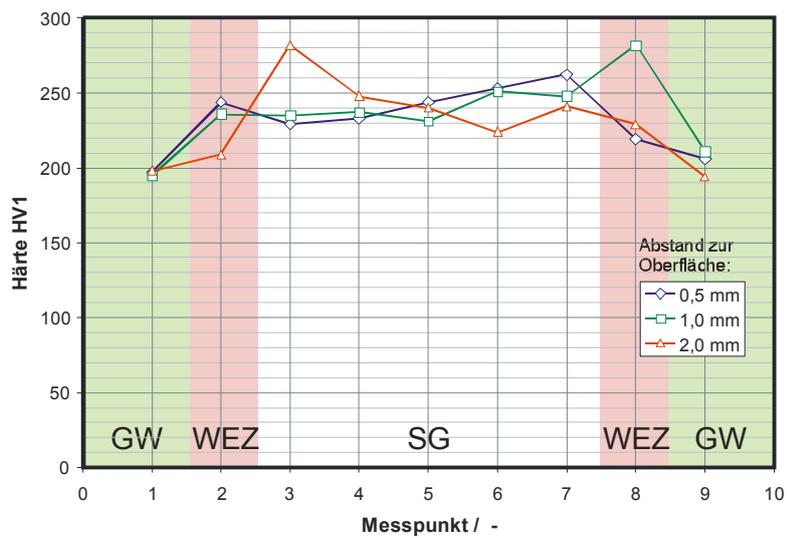


**Bild 9.30:** Härtereihen HV10 vor und nach Kriechbelastung; links VM12-SHC; rechts T92

Um sicher zu gehen, dass die Lage der Härtereihen zur Oberfläche keinen großen Einfluss auf das Härteniveau besitzt wurden am T24-Prüfkörper Härtereihen in unterschiedlichen Abstand zur Schweißnahtoberfläche durchgeführt. Diese erwähnten Härtereihen (HV1) lagen 0,5 mm, 1 mm und 2 mm unterhalb der Oberfläche des Schweißgutes der Rohr-Steg-Schweißung. Um einen gegenseitigen Einfluss der einzelnen Härteeindrücke der drei Härtereihen zu vermeiden, musste auf eine Messung mit HV1 zurückgegriffen werden. Die Ergebnisse dieser drei Härtereihen ist in [Bild 9.32](#) dargestellt. Ein deutlicher Unterschied zwischen den einzelnen Härtereihen in Abhängigkeit von der Oberfläche konnte nicht nachgewiesen werden.



**Bild 9.31:** Härtereihen HV10 vor und nach Kriechbelastung; T24



**Bild 9.32:** T24: Härtereihen HV1 in 0,5 mm, 1 mm und 2 mm Abstand von der Oberfläche über einer Schweißnaht (Rohr-Steg-Verbindung)

## 10 TEM Untersuchungen zur Gefügecharakterisierung unter Zeitstandbeanspruchung

Zur genaueren Untersuchung der Zeitstandbeanspruchung auf die Mikrostruktur der Werkstoffe P92, VM12-SHC und Alloy 617 wurden einige TEM Untersuchungen durchgeführt. An jeweils zwei Zuständen, Ausgangszustand (AZ) und nach Kriechbeanspruchung, wurde an der MPA Stuttgart die Ausscheidungscharakteristik, sowie die Versetzungsdichte untersucht. Die untersuchten Proben und Membranwandprüfkörper sind in Tabelle 10.1 zusammen gestellt.

Tabelle 10.1: Übersicht der Untersuchten Proben/Prüfkörper

Werkstoff	Probe aus Bauteil	Probenbez.	Zustand / Stelle	Parameter
Alloy 617	dickwandiges Rohr	B2 <sup>(1)</sup>	GW	650 °C / 420 MPa / 89 h
	dickwandiges Rohr, SV	1-113 <sup>(1)</sup>	SG	700 °C / 140 MPa / 26,7 kh
			GW-Kopf GW-Schaft	
	Kesselrohr	-	GW	-
	Kesselrohr, SV	202 od. 203	SG	Versuch läuft 625 °C / 260 MPa / > 15,5 kh
			GW-Kopf GW-Schaft	
	Kesselrohr, SV	C3B <sup>(1)</sup>	GW-Schaft	700 °C / 175 MPa / 9,5 kh
			GW-Kopf	
VM12-SHC	Kesselrohr, SV	AV44Alst.	SG	575 °C / 179 MPa / 9 kh
			GW-Kopf	
			GW-Schaft	
	Kesselrohr, SV	AV43Alst.	SG	625 °C / 105 MPa / 3,6 kh
			GW-Schaft	
P92	dickwandiges Rohr, SV	PU9	SG	625 °C / 95 MPa / 8,1 kh
			GW-Kopf	
			GW-Schaft	
T92	Kesselrohr, Paneel	T92 AZ	GW	-
VM12-SHC	Paneel	VM12-SHC Paneel	GW	625 °C / 5199 h
			WEZ	
T92	Paneel	T92 Paneel	GW	625 °C / 2257 h
			WEZ	
(1) Probe aus AVIF A130; MARCKO DE2 [14]				

Um die Veränderungen des Ausscheidungszustandes bzw. der Versetzungsdichte zu bestimmen, wurden TEM Untersuchungen mit Hilfe eines JEOL JEM 2000 FX (200 kV) durchgeführt. Für analytische Untersuchungen ist dieses mit einem EDX-System Kevex Sigma 1 der Firma NORAN ausgestattet. Für die quantitative Bestimmung des Ausscheidungszustandes (Größe der auftretenden Ausscheidungsarten) wurde ein digitales Bildverarbeitungssystem verwendet. Die Versetzungsdichten wurden mit Hilfe von Metallfolien bestimmt. Die auftretenden Ausscheidungen sind anhand von Extraktionsrepliken charakterisiert. Um die chemische Zusammensetzung der Ausscheidungen quantitativ zu

bestimmen, wurde zudem an verschiedenen Teilchensorten EDX-Messungen durchgeführt. Die Identifizierung der Ausscheidungsarten wurde durch eine kristallographische Phasenbestimmung mittels Feinbereichsbeugung ergänzt.

### 10.1 Vorgehensweise

Die Bestimmung der Korngröße erfolgte an Querschliffen obiger Proben bzw. Prüfkörper. Die Präparation der Extraktionsrepliken wurde an stärker geätzten Querschliffen durch Aufbringen einer Formvarträgerschicht und Aufbringen einer zweiten Verstärkungsschicht aus Kollodium durchgeführt. Der Abdruck wurde durch wechselseitiges Eintauchen in heißes und kaltes Wasser von der Schliffoberfläche abgelöst, mit Kohle bedampft, in Stücke geschnitten und auf ein Aluminiumträgernetz aufgebracht.

Für die Präparation der Metallfolien wurden mit einer Diamantsäge Plättchen quer zur Probenlängsachse von 0,4 mm Dicke abgetrennt. Aus diesem Plättchen wurden anschließend Zylinder von 3 mm Durchmesser herausgestanzt und diese beidseitig auf eine Enddicke von ungefähr 80 µm geschliffen. Die weitere Präparation der Metallfolien erfolgte dann mit der üblichen elektrolytischen Präparationsmethode (Jet-Verfahren; Gerät Tenupol, Fa. STRUERS) bis zum Lochdurchbruch. Auf dieser Art und Weise wird ein ausreichend elektronentransparenter Lochrand erzielt.

Die Versetzungsdichte  $\rho$  wurde bestimmt nach der Gleichung von Ham:

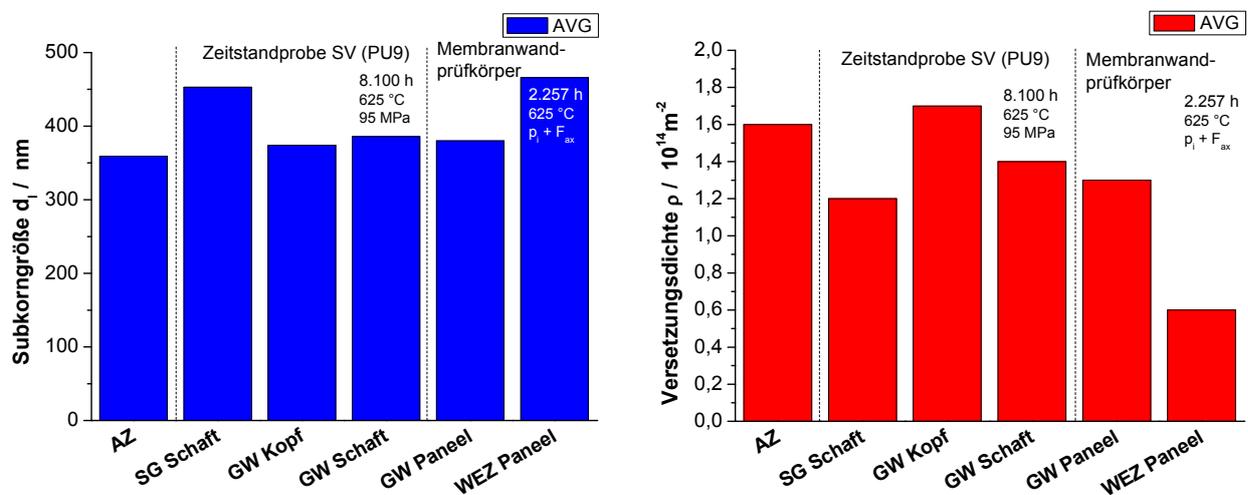
$$\text{Versetzungsdichte } \rho = (2 \cdot N \cdot V) / (L \cdot d) \text{ (cm}^{-2}\text{)} \quad \text{Gl. 10.1}$$

N ist die Anzahl der von einer Messlinie der Länge L geschnittenen Versetzungen an der Stelle mit der Foliendicke d. V steht hier für die Vergrößerung des ausgewerteten Negativs.

Die Bestimmung der Versetzungsdichte erfolgte durch die Auswertung einer Anzahl von Einzelaufnahmen für jeden präparierten Probenzustand. Die Foliendicke wurde mit Hilfe der Methode der Extinktionskonturen an mehreren Stellen der jeweiligen TEM-Probe bestimmt und aus den Einzelwerten eine mittlere Foliendicke für jeden Probenzustand errechnet.

## 10.2 Ergebnisse am Werkstoff P/T92

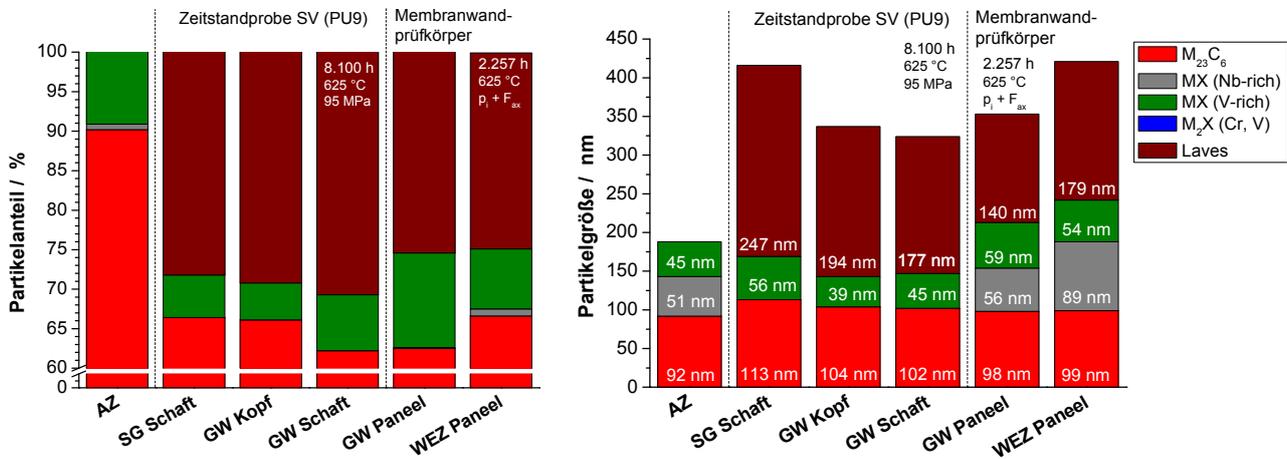
Wie in Tabelle 10.1 ersichtlich wurde im Falle des Werkstoffes P/T92 die Probe PU9 (dickwandiges Rohr) zur genaueren Untersuchung ausgewählt. Diese Probe wurde bei einer Prüftemperatur von 625 °C und einer Prüfspannung von 95 MPa beansprucht. Nach einer Prüfzeit von 8.152 h trat ein Bruch in der Wärmeeinflusszone dieser Probe auf. Weiterhin wurde aus dem geprüften T92-Membranwandprüfkörper (Prüftemperatur 625 °C) mittels FIB Proben aus Wärmeeinflusszone (WEZ) und Grundwerkstoff (GW) entnommen und ebenfalls untersucht. Der hier aufgeführte Ausgangszustand stammt aus einer unbeanspruchten Kesselrohrzuleitung des T92-Membranwandprüfkörpers.



**Bild 10.1:** links: Subkorngröße; rechts: Versetzungsdichte (beides P/T92)

In Bild 10.1 sind Subkorngrößen und Versetzungsdichten im Ausgangszustand, nach einer Kriechbeanspruchung von 8.100 h (Probe PU9), sowie am geprüften Membranwandprüfkörper dargestellt. In Kopf und Schaft des Grundwerkstoffes (Probe PU9 nach 8.100 h Kriechen) haben die Subkorngrößen leicht zugenommen. Im Grundwerkstoff des geprüften Membranwandprüfkörpers (GW Paneel) ist ebenfalls eine leichte Zunahme der Subkorngrößen identifizierbar. In der Wärmeeinflusszone des T92-Membranwandprüfkörpers findet man die deutlich größten Subkörner. Die Subkorngröße liegt in der Wärmeeinflusszone des belasteten Zustandes des T92-Membranwandprüfkörpers deutlich über der Subkorngröße des Grundwerkstoffes des Prüfkörpers im belasteten Zustand. Betrachtet man die Versetzungsdichten, so fällt auf, dass diese nach erfolgter Kriechbelastung (Probe PU9 und T92-Membranwandprüfkörper) abgenommen haben. Ausnahme bildet hier lediglich der Kopf der Probe PU9. Hier liegt, im Vergleich zum Ausgangszustand, eine fast identische Versetzungsdichte vor. Die deutlich geringste Versetzungsdichte aller untersuchten Zustände ist in der Wärmeeinflusszone des T92-Membranwandprüfkörpers identifizierbar. Eine Zunahme der Subkorngröße bzw. die Abnahme der Versetzungsdichte nach erfolgter

Zeitstandbeanspruchung steht im Einklang mit einigen bereits durchgeführten Untersuchungen an P92 (bzw. NF 616) [72], [73] und [74].



**Bild 10.2:** links: Prozentualer Teilchenanteil bezogen auf die Fläche  
rechts: Größe der Teilchen (beides P/T92)

In **Bild 10.2** (links) ist zu erkennen, dass der Ausgangszustand aus drei Phasen besteht.  $M_{23}C_6$  nimmt hier den größten Anteil mit fast 90 % ein, gefolgt von der MX-Phase, wobei deutlich die V-reiche MX-Phase gegenüber der Nb-reichen MX-Phase dominiert. Diese Verteilung der identifizierten Teilchen spiegelt sich auch in der gefundenen Teilchenanzahl pro  $25 \mu m^2$  wieder, siehe **Bild 10.3**. Nach einer Kriechbeanspruchung von 8.100 h (Probe PU9) hat der prozentuale Anteil an  $M_{23}C_6$  abgenommen, liegt aber (in allen Zuständen) immer noch deutlich über 60 %. Die Teilchengrößen der  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen haben leicht zugenommen (Bild 10.2, rechts), ihre Anzahl pro  $25 \mu m^2$  hat leicht abgenommen (siehe Bild 10.3). Auch der Anteil an V-reicher MX-Phase hat abgenommen, ihre Teilchengrößen sind in etwa gleich der im Ausgangszustand vorliegenden Teilchengrößen. Neben  $M_{23}C_6$  und MX tritt zudem, nach einer Kriechbeanspruchung von 8.100 h (Probe PU9), Laves-Phase auf. Ihr prozentualer Flächenanteil liegt über 25 %. Ihre Teilchengrößen sind deutlich größer als die der übrigen Teilchen ( $> 140$  nm). Die Ausscheidung der Laves-Phase kann zudem als ein Grund für den Rückgang der prozentualen Teilchenanteile pro Fläche der  $M_{23}C_6$ - und MX- Teilchen nach Kriechbeanspruchung gesehen werden. Der in den Partikelanzahlen pro  $25 \mu m^2$  identifizierte Rückgang der  $M_{23}C_6$ - und MX- Teilchen deutet allerdings auf eine tatsächliche Abnahme, besonders der  $M_{23}C_6$ -Teilchen hin. Der bei 625 °C beanspruchte T92-Membranwandprüfkörper weist ebenfalls eine Abnahme der  $M_{23}C_6$ -Teilchen auf. Diese liegen auch in diesem Fall (Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszone) noch über 60 %. Im Vergleich zur Zeitstandprobe PU9 ist der prozentuale Flächenanteil und die Partikelgröße an Laves-Phase, identifiziert nach 2.257 h Beanspruchung des Membranwandprüfkörpers geringer. Der T92-Membranwandprüfkörper weist zudem einen deutlich größeren Anteil an V-reicher MX-Phase

auf. In der Wärmeeinflusszone liegt dieser bei über 7 %, im Grundwerkstoff sogar bei 12 %. Die identifizierten Teilchen sind größer als in Ausgangszustand und Zeitstandprobe PU9. In Wärmeeinflusszone und Grundwerkstoff des T92-Membranwandprüfkörpers ist zudem ein geringer Anteil an Nb-reicher MX-Phase identifizierbar. In keinem der betrachteten Zustände traten Partikel der Z-Phase auf.

In Tabelle 10.2 und Tabelle 10.3 sind einige Ergebnisse der TEM-Untersuchungen des Ausgangszustandes, des Grundwerkstoffes im Probenhaft der kriechbeanspruchten Zeitstandprobe PU9 und des beanspruchten T92-Membranwandprüfkörper aufgeführt. Deutlich können hier die unterschiedlichen Ausscheidungen erkannt werden. Grün ist hier V und rot Cr gekennzeichnet. In Tabelle 10.2 sind auszugsweise Ergebnisse der Untersuchungen an Replikas gegenübergestellt. Einige Auszüge der durchgeführten Untersuchungen an gedünnten Metallfolien sind in Tabelle 10.3 zu finden. Diese zeigen Substruktur und Versetzungen der untersuchten Zustände.

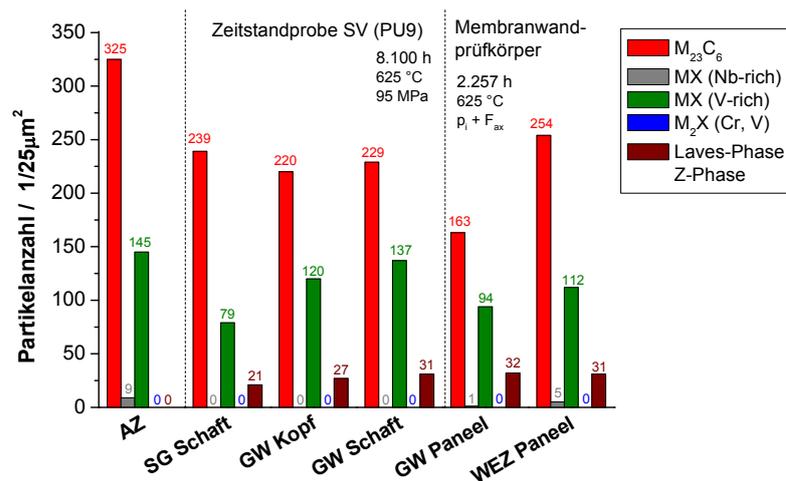
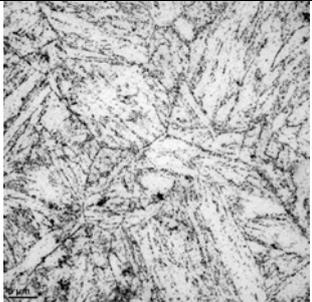
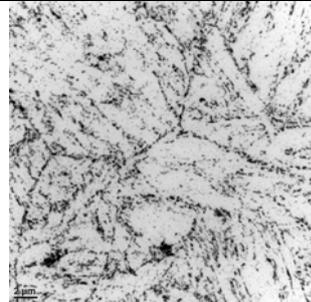
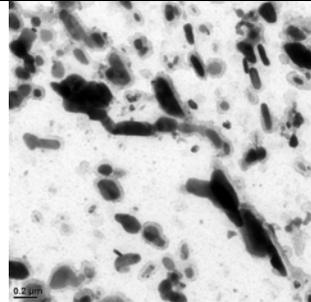
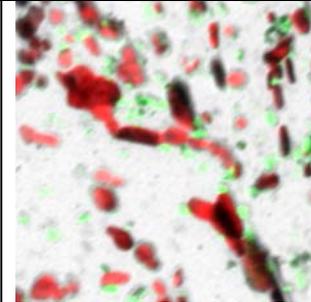
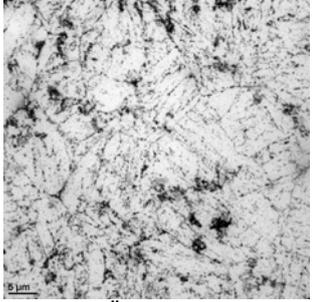
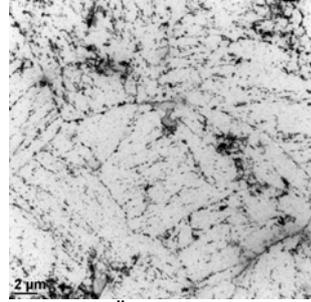
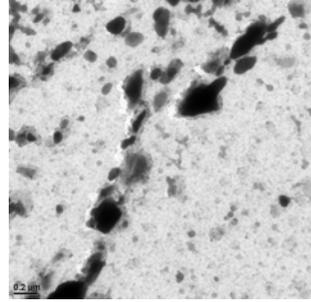
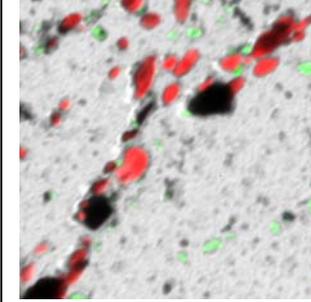
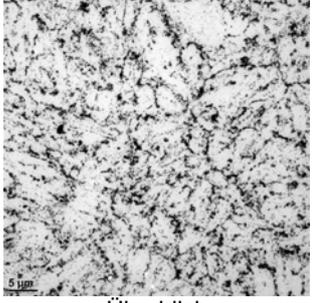
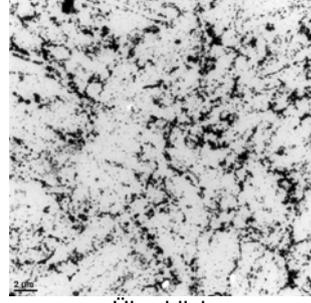
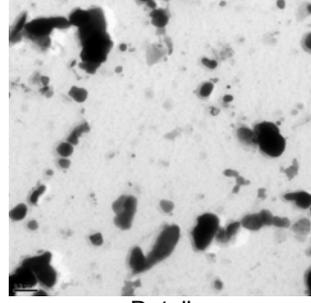
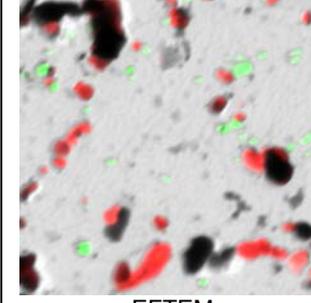
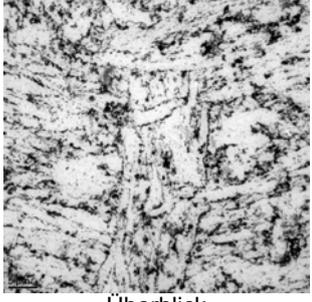
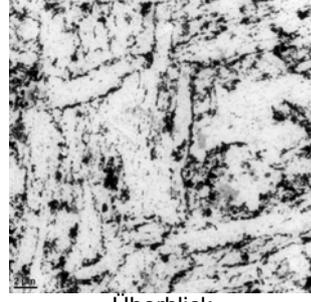
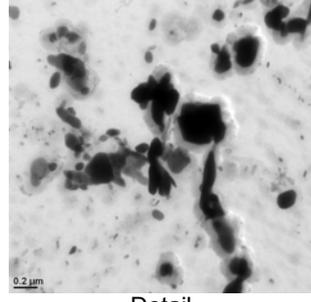
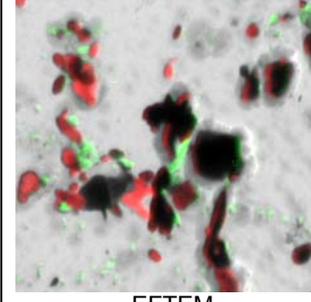
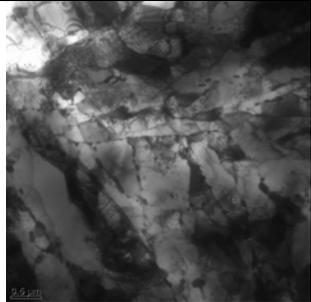
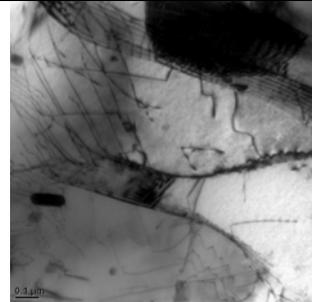
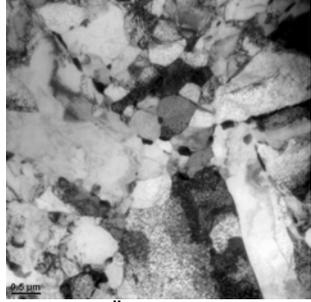
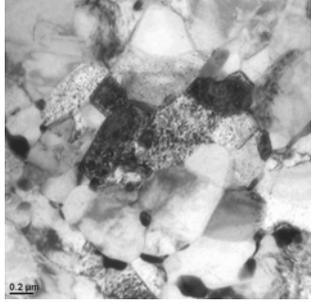
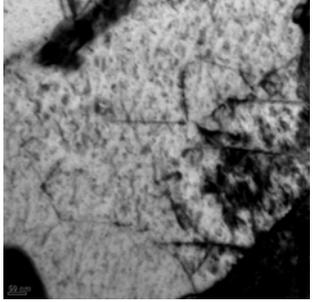
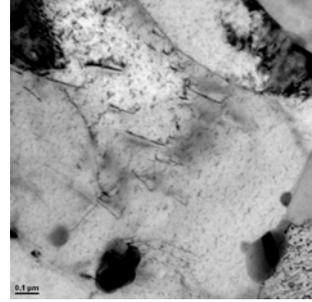
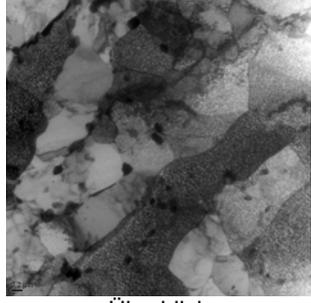
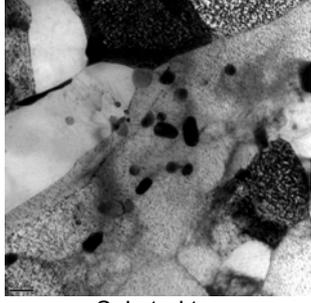
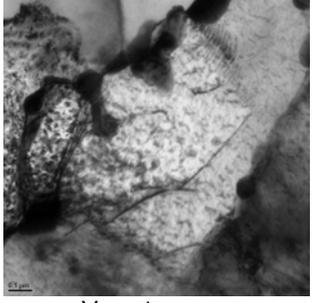
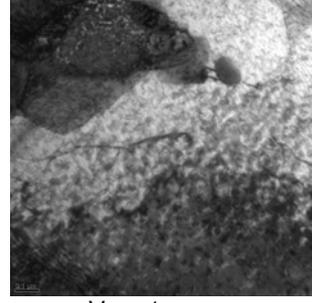
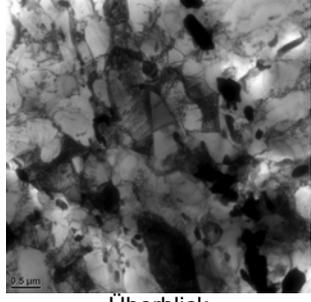
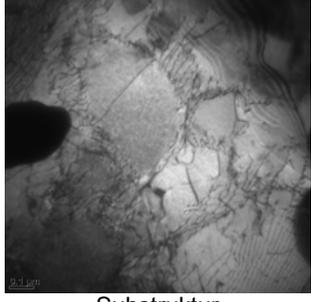
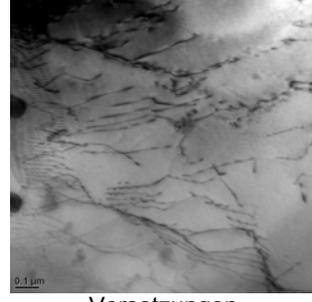


Bild 10.3: Teilchenanzahl bezogen auf eine Fläche von 25 μm<sup>2</sup> (P/T92)

**Tabelle 10.2:** Ergebnisse der Mikrostruktur-Untersuchungen an P/T92; Replika

<b>T92 AZ: Replika</b>			
			
Überblick	Überblick	Detail	EFTEM
<b>T92-Membranwandprüfkörper GW: Replika</b>			
			
Überblick	Überblick	Detail	EFTEM
<b>T92-Membranwandprüfkörper WEZ: Replika</b>			
			
Überblick	Überblick	Detail	EFTEM
<b>P92 GW Schaft: Replika; PU9; 8.100 h</b>			
			
Überblick	Überblick	Detail	EFTEM

**Tabelle 10.3:** Ergebnisse der Mikrostruktur-Untersuchungen an P/T92; Metallfolien

<b>T92 AZ: Metallfolien</b>			
 0.5 µm Überblick	 0.2 µm Substruktur	 0.2 µm Versetzungen	 0.1 µm Versetzungen
<b>T92-Membranwandprüfkörper GW: Metallfolien</b>			
 0.5 µm Überblick	 0.2 µm Substruktur	 0.2 µm Versetzungen	 0.1 µm Versetzungen
<b>T92-Membranwandprüfkörper WEZ: Metallfolien</b>			
 0.5 µm Überblick	 0.2 µm Substruktur	 0.1 µm Versetzungen	 0.1 µm Versetzungen
<b>P92 GW Schaft: Metallfolien; PU9; 8.100 h</b>			
 0.5 µm Überblick	 0.1 µm Substruktur	 0.2 µm Ausscheidungen	 0.1 µm Versetzungen

### 10.3 Ergebnisse am Werkstoff VM12-SHC

Im Falle des Werkstoffes VM12-SHC wurden zwei zeitstandbeanspruchte Zustände untersucht. Beide stammen aus Schweißverbindungsproben der WIG-Rundnähte dieses Vorhabens (siehe Tabelle 10.1). Probe AV43 wurde bei 625 °C und 105 MPa geprüft. Ein Bruch trat nach 3.600 h auf. Bei einer etwas niedrigeren Temperatur von 575 °C und einem Spannungsniveau von 179 MPa wurde die Probe AV44 auf ihre Zeitstandeigenschaften getestet. Ihre Laufzeit beträgt 9.000 h. Zusätzlich wurden TEM-Untersuchungen am belasteten VM12-SHC-Membranwandprüfkörper durchgeführt. Seine Laufzeit betrug 5.199 h bei 625 °C. Als Ausgangszustand standen ein warmgewaltes Kesselrohr (VM12-SHC) aus dem Projekt AVIF A180 [15] sowie ein Stück aus dem in diesem Projekt verwendeten dickwandigen Rohres (VM12) zur Verfügung. Leider lag kein Restmaterial VM12-SHC aus einem direkt in diesem Forschungsvorhaben verwendeten Kesselrohr mehr vor, das direkt als Ausgangszustand dienen konnte.

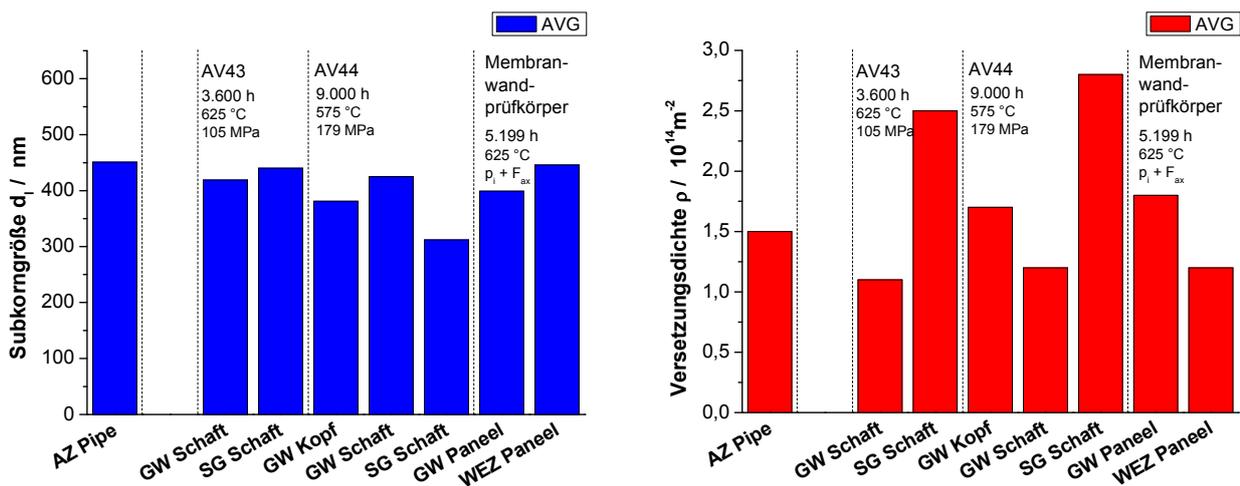


Bild 10.4: links: Subkorngöße; rechts: Versetzungsdichte (beides VM12/VM12-SHC)

An dieser Stelle sei erwähnt, dass beide Zeitstandproben (AV43 und AV44) aus einem Kesselrohr entnommen wurden. Versetzungsdichten und Subkorngößen lagen allerdings nur an einem unbeanspruchten Ausgangszustand eines dickwandigen Rohres (AZ Pipe) vor. Die Subkorngößen ändern sich in einem mechanisch niedrigen Bereich erfahrungsgemäß nur gering während einer Zeitstandbeanspruchung. Auch die Versetzungsdichten ändern sich theoretisch nur langsam. Daher wurde ein Vergleich mit dem im Probenkopf liegenden Bereich des Grundwerkstoffes (GW Kopf) und somit des mechanisch niedrig belasteten Bereiches der Zeitstandprobe AV44 einem Vergleich mit dem Ausgangszustand des dickwandigen Rohres (AZ Pipe) vorgezogen.

In Bild 10.4 sind die Subkorngößen und Versetzungsdichten im Ausgangszustand (dickwandiges Rohr: AZ Pipe), nach einer Kriechbeanspruchung von 3.600 h (bei 625 °C und

105 MPa; Probe AV43) und 9.000 h (bei 575 °C und 179 MPa; Probe AV44) gegenüber gestellt. Zudem wurden die Versetzungsdichten und Subkorngrößen im Grundwerkstoff (GW Paneel) und in der Wärmeeinflusszone (WEZ Paneel) des geprüften VM12-SHC-Membranwandprüfkörpers mit abgebildet. Im Vergleich zum Grundwerkstoff des Kopfbereiches (GW Kopf) der Probe AV44 liegen im Schaft (GW Schaft) der Probe AV44 größere Subkörner vor. Auch die Subkörner im Schaft (GW Schaft) der Probe AV43 weisen deutlich größere Durchmesser auf als im Kopf der Probe AV44. Vergleicht man die Versetzungsdichten im Bereich des Probenkopfes (GW Kopf) mit denen im Schaft (GW Schaft) von Probe AV44, so ist eine deutliche Abnahme der Versetzungsdichten feststellbar. Die Versetzungsdichten liegen auch im Schaft der Probe AV43 deutlich unter denen im Kopf und knapp unter denen im Schaft von Probe AV44 identifizierten Werten. Die Schweißgüter beider Zeitstandproben weisen im Schweißgut (SG Schaft) deutliche höhere Versetzungsdichten als im Grundwerkstoff auf. Im Schweißgut der zeitlich länger beanspruchten Probe AV44 sind deutlich höhere Versetzungsdichten als in der kürzer beanspruchten Probe AV43 auffindbar. Im Grundwerkstoff des VM12-SHC-Membranwandprüfkörpers (GW Paneel) liegen die Versetzungsdichten auf einem ähnlichen Niveau wie im Kopf (GW Kopf) der Probe AV44. Im Vergleich zum Grundwerkstoff liegen die Versetzungsdichten in der Wärmeeinflusszone des Membranwandprüfkörpers (WEZ Paneel) auf einem deutlich niedrigerem Niveau.

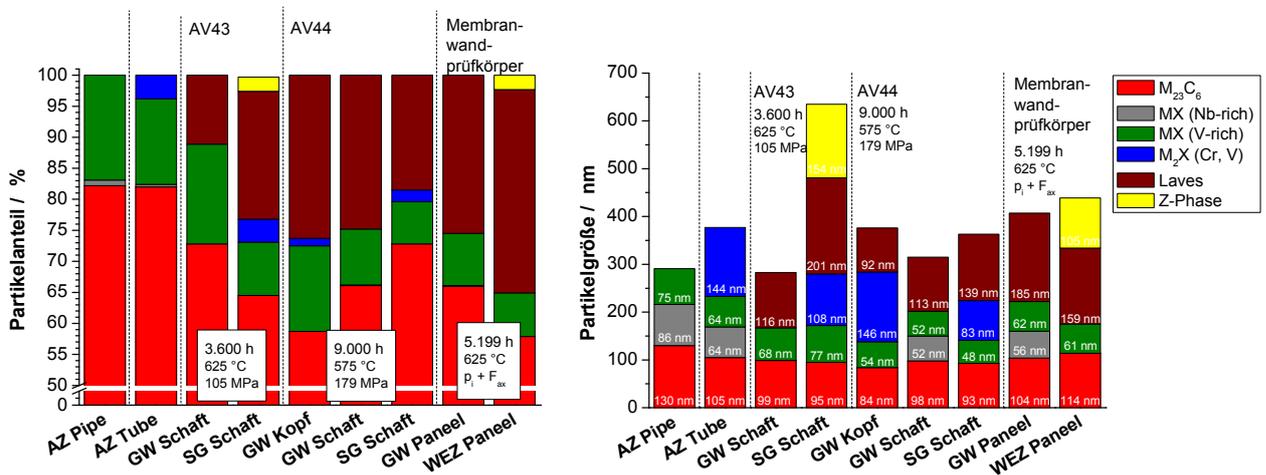


Bild 10.5: links: Prozentualer Teilchenanteil bezogen auf die Fläche  
rechts: Größe der Teilchen (beides VM12/VM12-SHC)

In Bild 10.5 links sind die prozentualen Partikelanteile (bezogen auf die ausgewertete Fläche) und die gemittelten Partikelgrößen der einzelnen identifizierten Teilchen aufgeführt (rechts). Weiterhin ist eine Übersicht der je Zustand ermittelten Teilchengrößen in Bild 10.6 dargestellt. Im Ausgangszustand von Kesselrohr (AZ Tube) und dickwandigem Rohr (AZ Pipe) liegen in über 80 % Flächenanteil  $M_{23}C_6$ -Partikel vor. Im dickwandigen Rohr liegen etwas weniger, dafür aber größere Teilchen als im Kesselrohr vor. Die Teilchengrößen liegen in beiden Zuständen im Mittel über 100 nm, ihre Anzahl in beiden Zuständen über 220 Teilchen pro  $25 \mu m^2$ . Der prozentual zweitgrößte Anteil nimmt in beiden untersuchten Ausgangszuständen die V-reiche MX-Phase ein. Zu einem sehr geringen Anteil wurde zudem die Nb-reiche MX-Phase identifiziert. Im Kesselrohr (AZ Tube) fällt dieser Anteil allerdings geringer aus als im dickwandigen Rohr (AZ Pipe). In beiden Ausgangszuständen sind die ermittelten Teilchenanzahlen und Teilchengrößen der MX-Phasen (V- und Nb-reich) in ähnlichen Bereichen bzw. identisch. Lediglich im Ausgangszustand des Kesselrohres sind zudem  $M_2X$ -Partikel auffindbar.

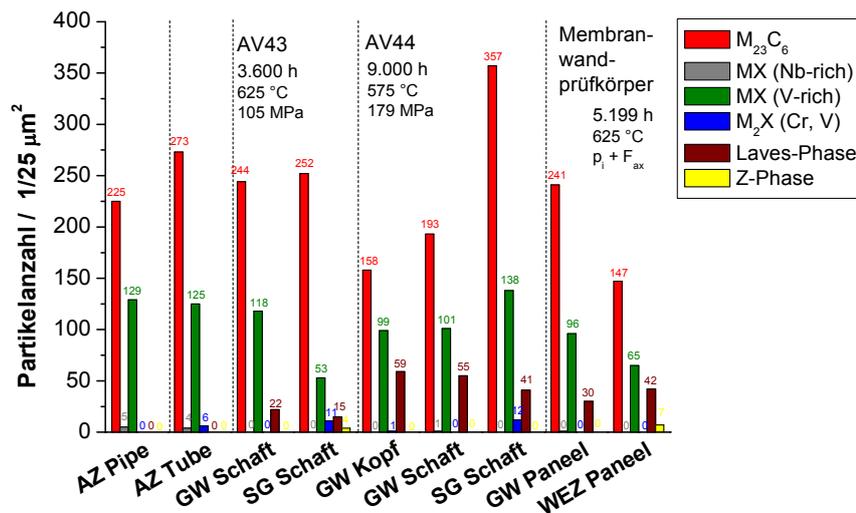


Bild 10.6: Teilchenanzahl bezogen auf eine Fläche von  $25 \mu m^2$  (VM12/VM12-SHC)

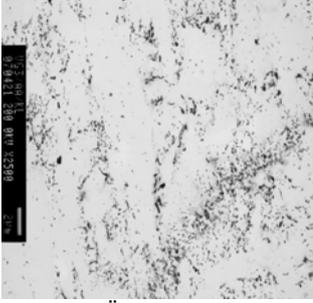
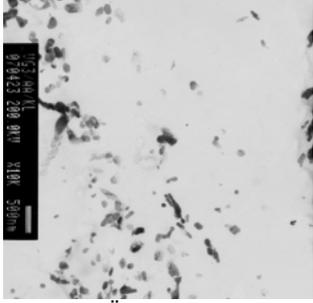
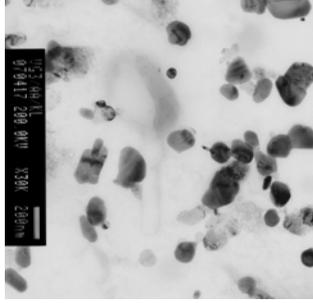
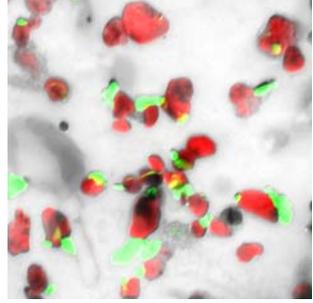
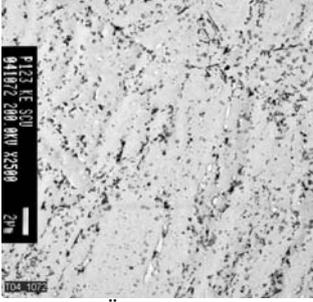
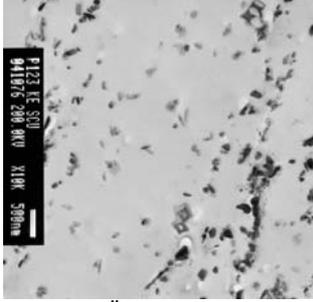
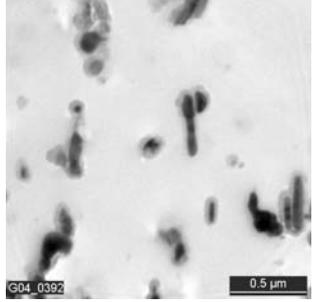
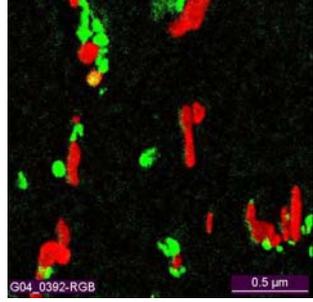
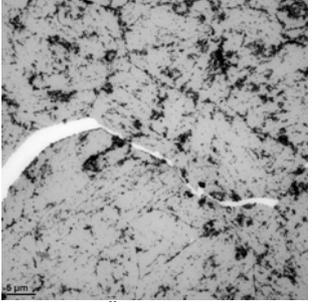
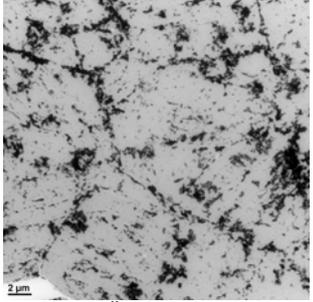
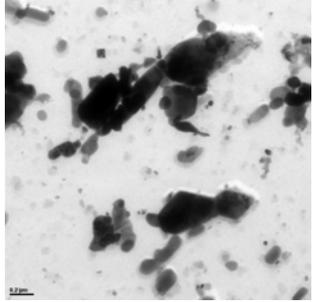
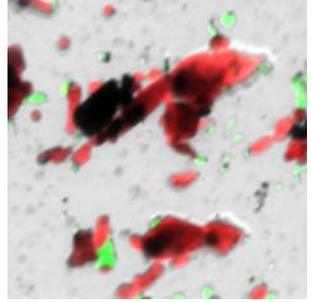
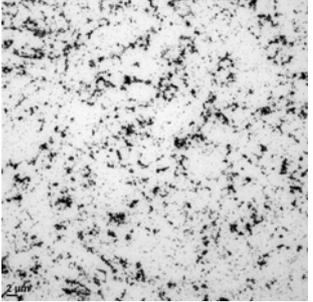
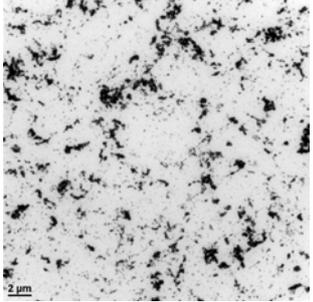
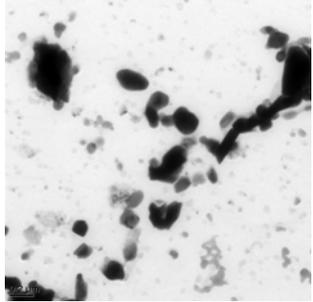
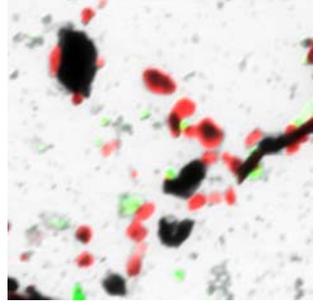
Nach erfolgter Kriechbeanspruchung stellt man fest, dass im Vergleich zum Ausgangszustand des Kesselrohres (AZ Tube) keine Zeitstandprobe und auch der VM12-SHC-Membranwandprüfkörper im Rahmen der Messungenauigkeiten kein signifikantes Anwachsen der  $M_{23}C_6$ -Teilchengrößen aufwies. Der Abfall der prozentualen Flächenanteile der  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen ist auf das zusätzliche Auftreten der Laves-Phase zurückzuführen. Die  $M_{23}C_6$ -Teilchenanzahlen hingegen sind im Grundwerkstoff der Zeitstandproben, aber auch im Grundwerkstoff des Membranwandprüfkörpers rückläufig. In den untersuchten Schweißgütern (SG Schaft) der Zeitstandproben kann ein deutlicher Anstieg der Partikelanzahl der  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen im Vergleich zum Grundwerkstoff (GW Schaft) festgestellt werden. Die Wärmeeinflusszone des Membranwandprüfkörpers weist im Vergleich zum Grundwerkstoff einen Abfall der  $M_{23}C_6$ -Teilchenanzahlen auf. Betrachtet man die MX-Phasen der

kriechbeanspruchten Zeitstandproben so fällt auf, dass deren Anzahl nach Kriechbeanspruchung abgenommen hat. Die Nb-reiche MX-Phase ist, wenn überhaupt, nur noch mit einem Teilchen vertreten (GW Schaft, AV44). Auch die Teilchengrößen sind etwas gesunken (Ausnahme: SG Schaft AV43). Deutlich zu erkennen ist das Auftreten der Laves-Phase in allen untersuchten Zuständen nach erfolgter Kriechbeanspruchung. Das Auftreten der Laves-Phase scheint mit Zunahme der Laufzeit zuzunehmen. Die Teilchenanzahl der Laves-Phase ermittelt am Grundwerkstoff des Membranwandprüfkörpers (625 °C; 5.199 h) liegt über den Teilchenanzahlen ermittelt am Grundwerkstoff der Probe AV43 (625 °C; 3.600 h). Die deutlich größte Anzahl an Laves-Partikel weist Probe AV44 auf. Ihre Temperatur liegt bei 575 °C und somit etwas geringer als die der übrigen beiden untersuchten Zustände. Sie weist aber mit 9.100 h die größte Laufzeit auf. Die Größen der auftretenden Laves-Phase-Partikel im Grundwerkstoff ist > 90 nm. Die hohe Anzahl der Laves-Phase-Teilchen und deren relativ geringe Größe lassen darauf schließen, dass sich die Teilchen noch in der Nukleationsphase befinden und mit zunehmender Zeitstandsbeanspruchung die Laves-Phase-Teilchen weiter anwachsen und koagulieren, was zu einer Abnahme der Teilchen-Anzahl führen sollte.

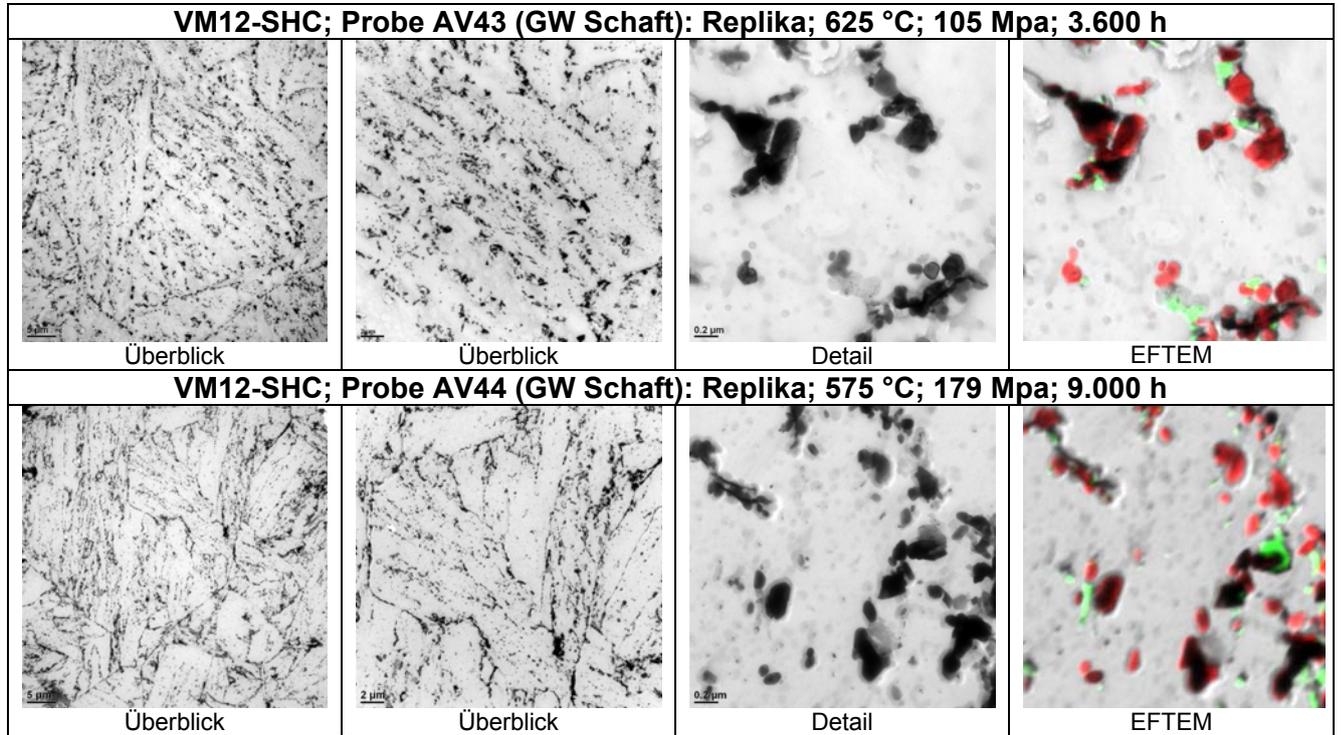
M<sub>2</sub>X-Partikel konnten lediglich in den Schweißgütern der untersuchten Zeitstandproben, sowie im Kopf der Zeitstandprobe AV44 (AV44: GW Kopf) nachgewiesen werden. Hier war die Konzentration der Partikel im Probenkopf der Probe AV44 jedoch deutlich geringer als in den untersuchten Schweißgütern. Weiterhin konnte das Auftreten der Z-Phase in der Wärmeeinflusszone des Membranwandprüfkörpers (WEZ Paneel), sowie im Schweißgut der Zeitstandprobe AV43 (AV43: SG Schaft) nachgewiesen werden. Auch wenn die Teilchenanzahl der Z-Phase in diesen Zuständen gering ist, sind Ihre Teilchengrößen mit > 100 nm recht groß.

In Tabelle 10.4 bis Tabelle 10.7 sind einige TEM-Aufnahmen der Ausgangszustände, der untersuchten Zeitstandproben AV43 und AV44 und des Membranwandprüfkörpers zusammengestellt. Zu sehen sind dort die mittels Replika und gedünnter Metallfolien sichtbar gemachten Substrukturen, Versetzungsdichten und Korngrenzen. Für den Ausgangszustand des Werkstoffes VM12 standen keine gedünnten Metallfolien zur Verfügung.

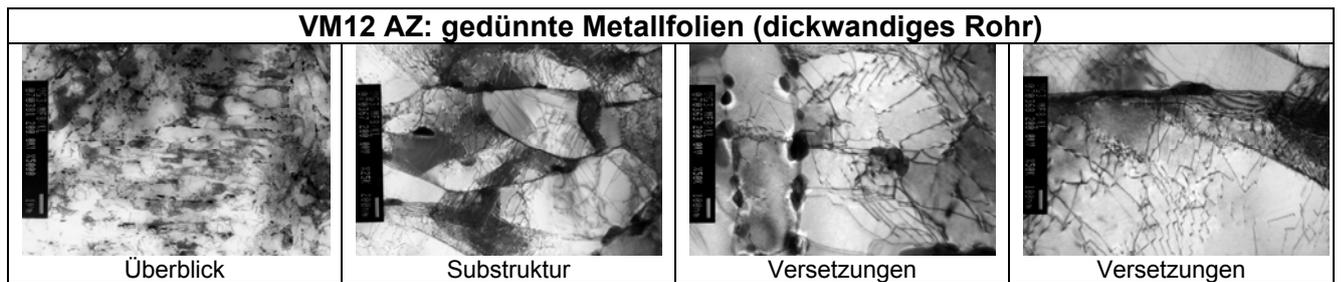
**Tabelle 10.4:** Ergebnisse der Mikrostruktur-Untersuchungen an VM12/VM12-SHC; Replika Teil 1 (Ausgangszustände und Membranwandprüfkörper)

<b>VM12 AZ: Replika</b>			
			
Überblick	Überblick	Detail	EFTEM
<b>VM12-SHC AZ: Replika</b>			
			
Überblick	Überblick	Detail	EFTEM
<b>VM12-SHC-Membranwandprüfkörper GW: Replika; 625 °C; 5.199 h</b>			
			
Überblick	Überblick	Detail	EFTEM
<b>VM12-SHC-Membranwandprüfkörper WEZ: Replika; 625 °C; 5.199 h</b>			
			
Überblick	Überblick	Detail	EFTEM

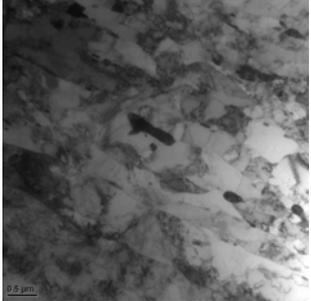
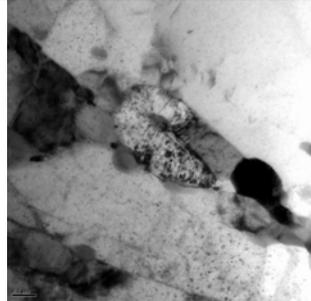
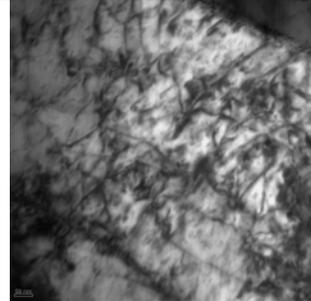
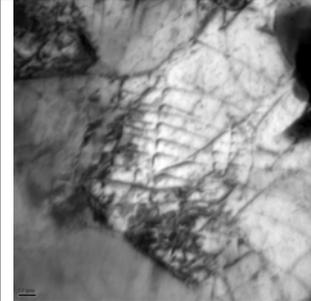
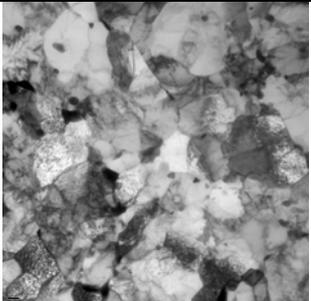
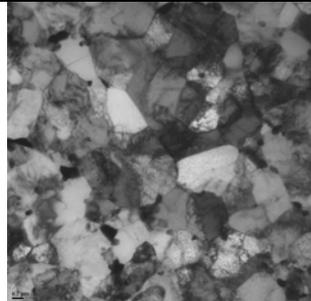
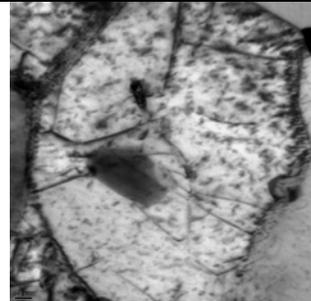
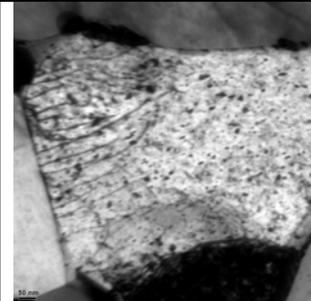
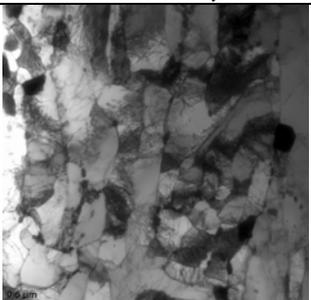
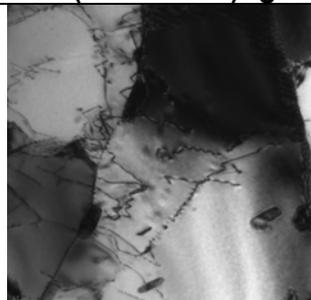
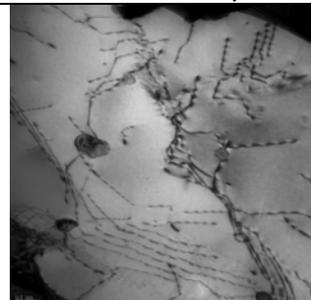
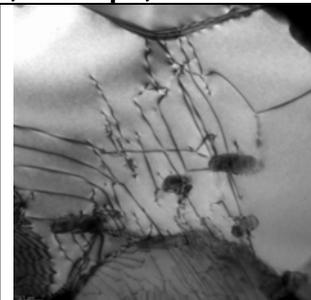
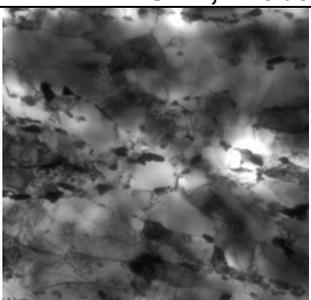
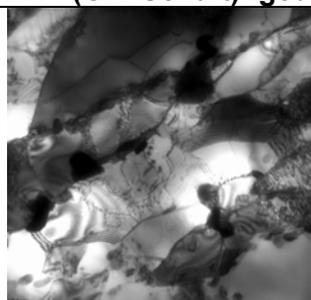
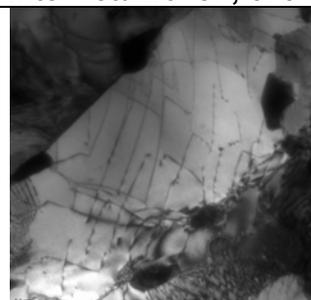
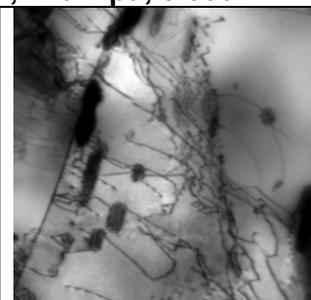
**Tabelle 10.5:** Ergebnisse der Mikrostruktur-Untersuchungen an VM12/VM12-SHC; Replika, Teil 2 (Zeitstandproben AV43 und AV44)



**Tabelle 10.6:** Ergebnisse der Mikrostruktur-Untersuchungen an VM12; gedünnte Metallfolien, Teil 1 (Ausgangszustand)

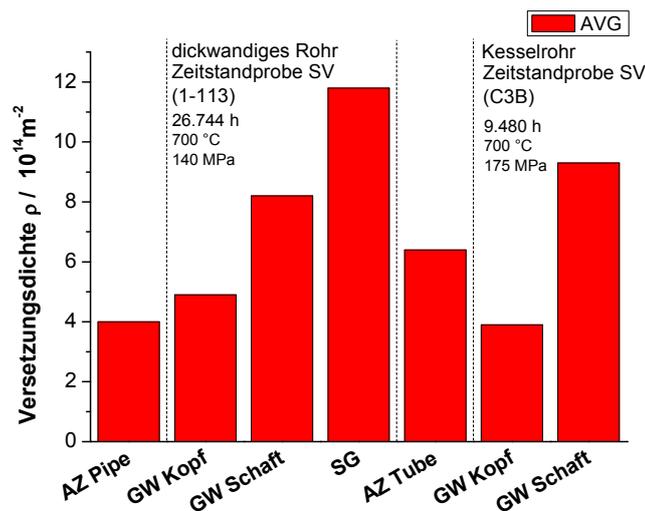


**Tabelle 10.7:** Ergebnisse der Mikrostruktur-Untersuchungen an VM12/VM12-SHC; gedünnte Metallfolien bzw. FIB Proben, Teil 2 (Membranwandprüfkörper und Proben AV43 und AV44)

<b>VM12-SHC-Membranwandprüfkörper GW: FIB Probe; 625 °C; 5.199 h</b>			
			
Überblick	Substruktur	Versetzungen	Versetzungen
<b>VM12-SHC-Membranwandprüfkörper WEZ: FIB Probe; 625 °C; 5.199 h</b>			
			
Überblick	Substruktur	Versetzungen	Versetzungen
<b>VM12-SHC; Probe AV43 (GW Schaft): gedünnte Metallfolien; 625 °C; 105 Mpa; 3.600 h</b>			
			
Überblick	Substruktur	Versetzungen	Versetzungen
<b>VM12-SHC; Probe AV44 (GW Schaft): gedünnte Metallfolien; 575 °C; 179 Mpa; 9.000 h</b>			
			
Überblick	Substruktur	Versetzungen	Versetzungen

## 10.4 Ergebnisse am Werkstoff Alloy 617 mod.

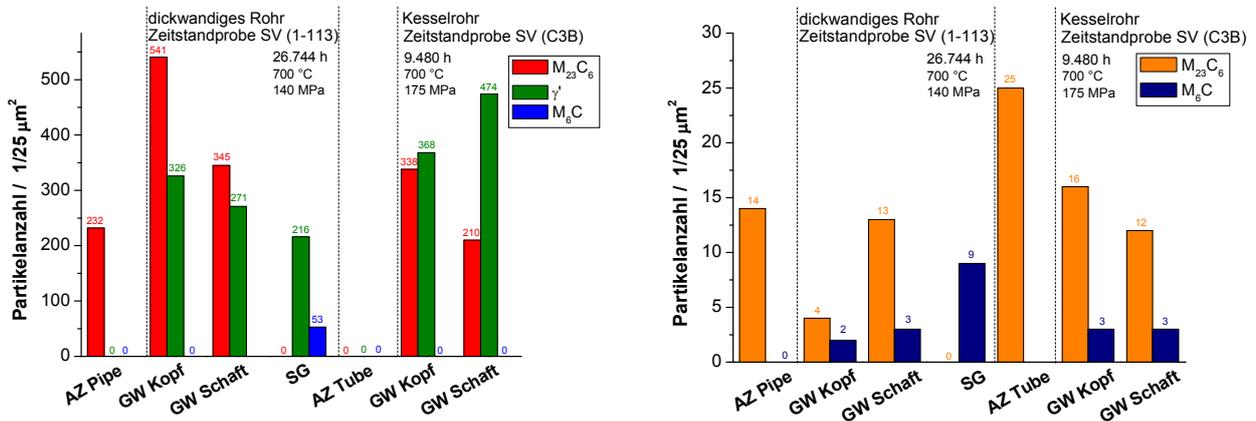
Wie in Tabelle 10.1 ersichtlich ist, wurden an der MPA Stuttgart die Ausscheidungscharakteristik, sowie die Versetzungsdichte an einer Probe aus einem zeitstandbeanspruchten dickwandigen Rohr (Probe 1-113 aus dem Projekt MARCKO-DE2 (AVIF A130) [14].), sowie einem Kesselrohr (Probe C3B) untersucht. Eine weitere Untersuchung an einer noch laufenden Probe, welche aus einem Kesselrohr stammt ist geplant, um einen Zustand mit langzeitiger Kriechbeanspruchung erfassen zu können. Derzeit liegen somit Ergebnisse einer Probe entnommen aus einem dickwandigen Rohr mit einer Kriechbelastung bei 700 °C und 140 MPa (Laufzeit 26.700 h) und einer Probe entnommen aus einem Kesselrohr mit einer Kriechbelastung bei 700 °C und 175 MPa (Laufzeit 9.500 h) vor. Als Ausgangszustand stand ein Kesselrohr aus Alloy 617 mod., sowie der Ausgangszustand aus dem Projekt MARCKO-DE2 (AVIF A130) [14] zur Verfügung.



**Bild 10.7:** Versetzungsdichte (Alloy 617 mod.)

In Bild 10.7 sind die Versetzungsdichten der Ausgangszustände den Versetzungsdichten an dickwandigen Rohr und Kesselrohr nach Kriechbeanspruchung bei 700 °C gegenüber gestellt. Man stellt fest, dass am dickwandigen Rohr die Versetzungsdichte nach Kriechbeanspruchung zunimmt. Die kleinste Zunahme ist im relativ gering belasteten Grundwerkstoff des Probenkopfes (GW Kopf) auszumachen. Der Schaft der untersuchten Probe (GW Schaft) weist auf Grund seiner hoher Belastung eine deutlich höhere Zunahme der Versetzungsdichte als der Probenkopf auf. Die weitaus größten Versetzungsdichten im dickwandigen Rohr sind im Schweißgut (SG) der Probe zu beobachten. Hier liegt die ermittelte Versetzungsdichte im Mittel mehr als doppelt so hoch wie im Grundwerkstoff des Probenkopfes (GW Kopf). Im

Kesselrohr ist ebenfalls ein Anstieg der Versetzungsdichte innerhalb des Probenschafes (GW Schaft) im Vergleich zum Ausgangszustand (AZ Tube) feststellbar. Der Probenkopf (GW Kopf) weist allerdings eine geringere Versetzungsdichte als der Ausgangszustand (AZ Tube) auf.



**Bild 10.8:** Partikelanzahl Alloy 617 mod., links im Korn, rechts auf den Korngrenzen

In [Bild 10.8](#) und [Bild 10.9](#) sind die identifizierten Partikel an den untersuchten Zuständen, sowie ihre Größe und Anzahl pro 25 μm<sup>2</sup> aufgeführt. In den Ausgangszuständen sind lediglich M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>-Ausscheidungen auffindbar. Im dickwandigen Rohr liegen diese sowohl innerhalb des Kornes, als auch auf den Korngrenzen vor. Die Ausscheidungen auf den Korngrenzen besitzen im Mittel allerdings deutlich größerer Partikelgrößen als die M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>-Ausscheidungen im Korninneren. Im Kesselrohr liegen M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>-Ausscheidungen nur auf den Korngrenzen vor. Ihre Partikelgrößen sind im Mittel deutlich kleiner als die im Ausgangszustand des dickwandigen Rohres. An dieser Stelle sei bemerkt, dass sich die Angaben in Bild 10.8 auf die Fläche der ausgewerteten TEM-Aufnahmen bezieht. Im Falle der Ausscheidung auf den Korngrenzen muss dies beachtet werden, da die ausgewerteten Stellen hier nur „zweidimensionale Linien“ darstellen dessen Ergebnisse auf die Flächen umgerechnet werden. Ein Vergleich der Partikelanzahlen pro 25 μm<sup>2</sup> an Korngrenze und Korninnerem ist daher nicht sinnvoll.

Die Partikelanzahlen pro 25 μm<sup>2</sup> der M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>-Ausscheidungen im Korn nehmen mit erfolgter Kriechbeanspruchung im Kesselrohr und dickwandigen Rohr stark zu. Auf den Korngrenzen nehmen die Partikelanzahlen pro 25 μm<sup>2</sup> der M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>-Ausscheidungen mit Kriechbeanspruchung ab. Im Schweißgut (SG) des dickwandigen Rohres sind nur auf den Korngrenzen M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>-Ausscheidungen auffindbar. Die M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>-Partikel auf den Korngrenzen werden zudem nach erfolgter Kriechbeanspruchung größer. Die M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>-Partikel im Korninneren des dickwandigen Rohres haben hingegen an Größe verloren.

Zudem treten nach Kriechbeanspruchung  $\gamma'$ - und  $M_6C$ -Ausscheidungen im Korn von Kesselrohr und dickwandigen Rohr auf. Im Kesselrohr liegen die  $\gamma'$ -Partikel in der Partikelanzahl über den Partikelanzahlen der  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen. Im dickwandigen Rohr liegt die Partikelanzahl der  $\gamma'$ -Ausscheidung ebenfalls auf einem sehr hohen Niveau. Die Partikelanzahlen der  $M_6C$ -Ausscheidungen sind, mit Ausnahme des Schweißgutes (SG) des dickwandigen Rohres, relativ gering, ihre Teilchengrößen allerdings hoch. Das bereits erwähnte Schweißgut (SG) des dickwandigen Kesselrohres weist nach Kriechbeanspruchung nur  $M_6C$ -Teilchen im Korn und auf den Korngrenzen, sowie  $\gamma'$ -Ausscheidungen innerhalb des Kornes auf.

In den Tabelle 10.8 und Tabelle 10.9 sind einige Ergebnisse der TEM-Untersuchungen an Alloy 617 mod., Kesselrohr und dickwandiges Rohr aufgeführt. Vergleichend sind in diesen Tabellen einige Aufnahmen an gedünnten Metallfolien und Replikas dargestellt.

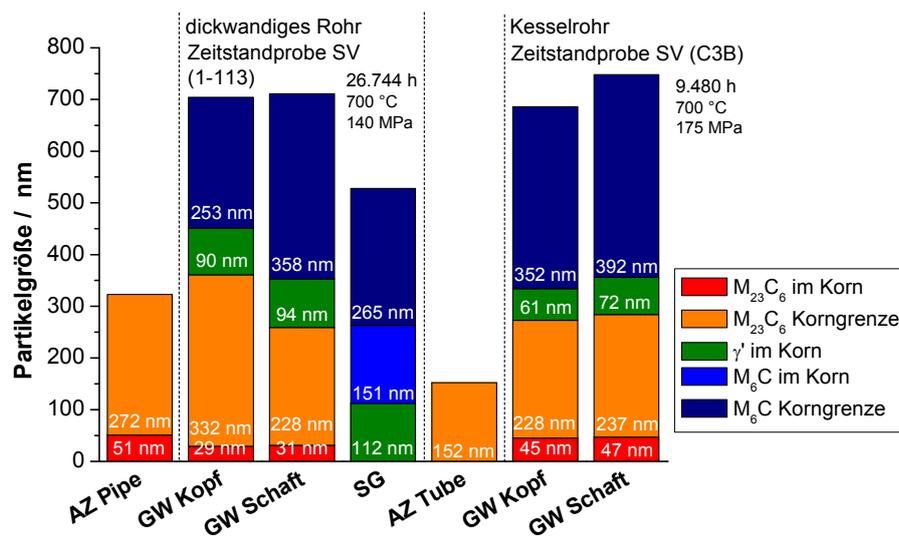


Bild 10.9: Partikelgröße Alloy 617 mod.

Zusammenfassend kann über das Mikrogefüge der Werkstoffzustände des Kesselrohres und des dickwandigen Rohres aus der Nickelbasislegierung Alloy 617 mod., welche mittels TEM Methoden untersucht wurden, folgendes festgehalten werden: Das Gefüge im Ausgangszustand zeigt am dickwandigen Rohr  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen im Korninnern und auf den Korngrenzen, im Kesselrohr nur auf den Korngrenzen,  $\gamma'$ -Teilchen liegen nicht vor. Die Versetzungsdichte ist vergleichsweise niedrig mit einem Wert von ca.  $4 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ . Versetzungsdichte, Partikelgröße und -anzahl der  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen im Korninneren steigen über der Zeit an. Die Partikelanzahl der  $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen auf den Korngrenzen nimmt mit der Zeit ab, ihre Größe nimmt allerdings zu. Die Versetzungsdichte im Probenschaft liegt bei beiden untersuchten Zuständen (Kesselrohr und dickwandiges Rohr) nach Kriechbeanspruchung über der doppelten Versetzungsdichte des Ausgangszustandes.

Weiterhin sind nach erfolgter Kriechbeanspruchung  $\gamma'$ -Phase und  $M_6C$ -Partikel identifizierbar. Diese konnten eindeutig anhand von Feinbereichsbeugungen und EDX-Analysen identifiziert werden. Im Schweißgut der des dickwandigen Rohres wurden konnten lediglich  $M_6C$ -Teilchen identifiziert werden.  $M_{23}C_6$  konnte hier nicht nachgewiesen werden.

**Tabelle 10.8:** TEM-Untersuchungen; Alloy 617 mod. dickwandiges Rohr

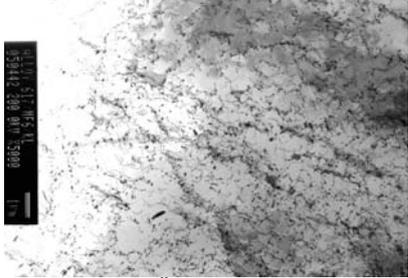
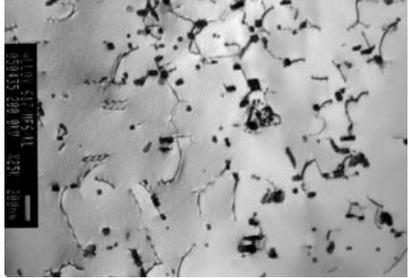
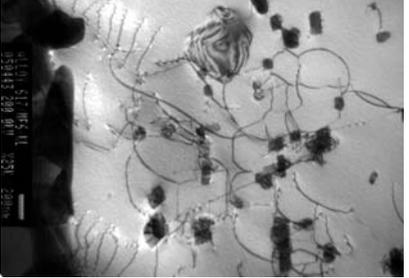
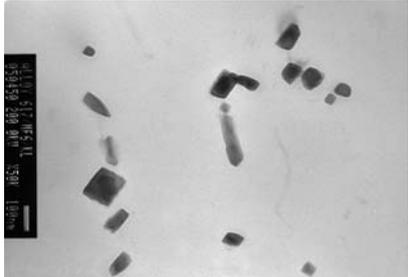
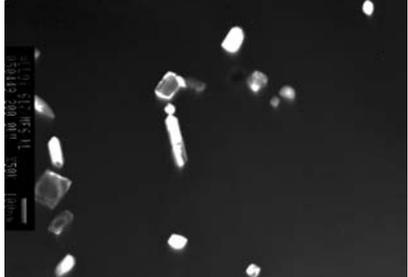
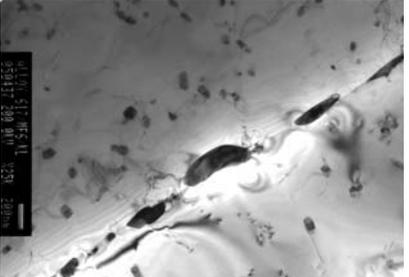
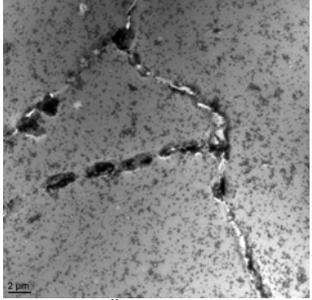
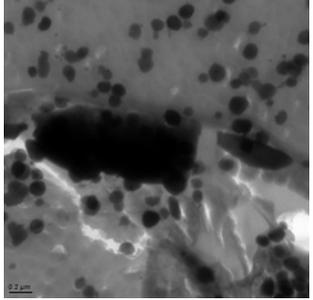
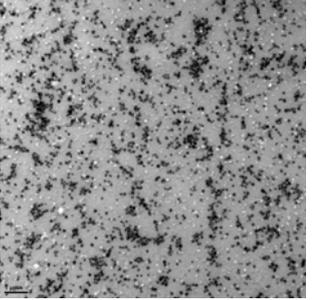
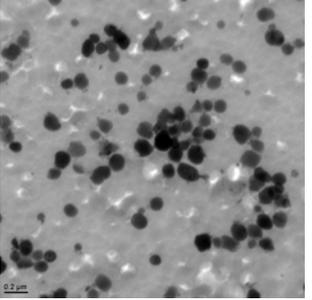
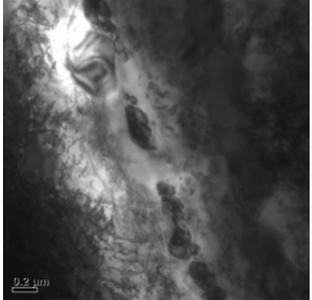
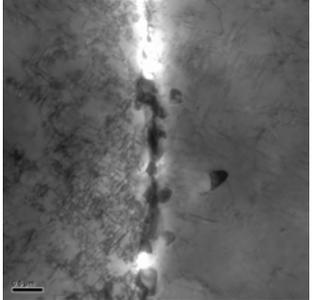
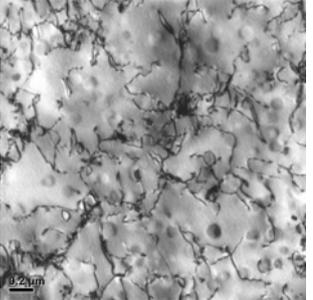
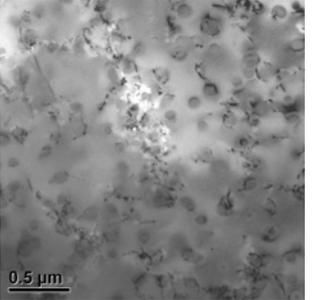
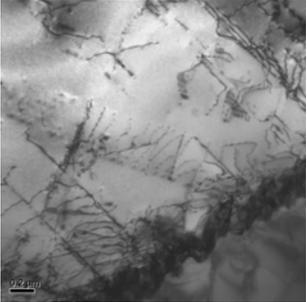
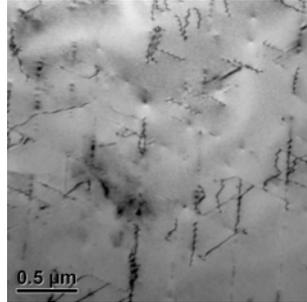
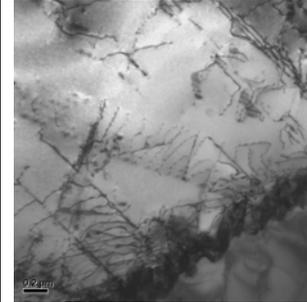
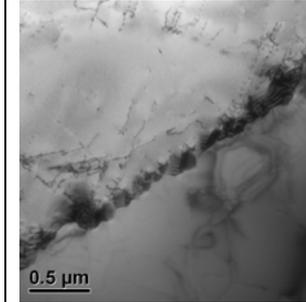
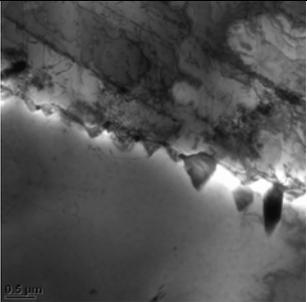
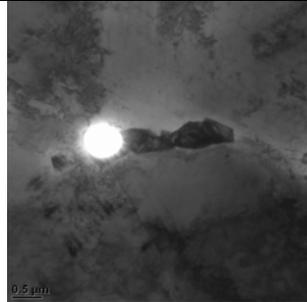
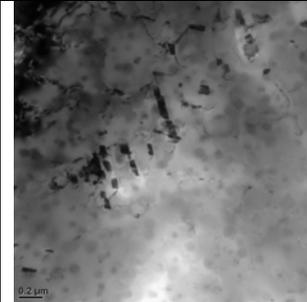
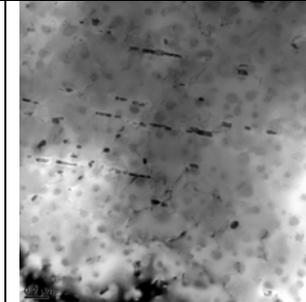
<i>Dickwandiges Rohr</i>			
<b>Alloy 617 mod. AZ: gedünnte Metallfolien</b>			
 Überblick	 Korninneres mit $M_{23}C_6$ und Versetzungen	 Korninneres mit $M_{23}C_6$ und Versetzungen	
<b>Alloy 617 mod. AZ: gedünnte Metallfolien</b>			
 Hellfelddaufnahme, $M_{23}C_6$	 Dunkelfelddaufnahme mit Reflex, $M_{23}C_6$	 Korngrenze mit $M_{23}C_6$ Ausscheidungen	
<b>Alloy 617 mod. Probe 1-113: GW Schaft: Replika; 26.744 h</b>			
 Überblick	 Korngrenzen	 Ausscheidungen	 Ausscheidungen
<b>Alloy 617 mod. Probe 1-113: GW Schaft: gedünnte Metallfolien; 26.744 h</b>			
 Korngrenzen	 Korngrenzen	 Detail	 EFTEM

Tabelle 10.9: TEM-Untersuchungen; Alloy 617 mod. Kesselrohr

<i>Kesselrohr</i>			
<b>Alloy 617 mod.: AZ: gedünnte Metallfolien</b>			
			
Korngrenzen	Versetzungen	Versetzungen	Korngrenze
<b>Alloy 617 mod. Probe C3B: GW Schaft: Metallfolien</b>			
			
Korngrenzen	Korngrenzen	Ausscheidungen	Ausscheidungen

## 11 Numerische Untersuchungen

Seit dem erstmaligen Einsatz der Finite Elemente Methode (FEM) in der Praxis im Jahre 1956 bei einer Strukturberechnung von Flugzeugflügeln ist die Bedeutung numerischer Untersuchungen stetig gestiegen. Dank der heutigen Rechnerleistung und der ausgefeilten kommerziellen FE-Codes inklusive Netzmodellierung ist die Anwendung der FEM in Industrie und Forschung heute gleichermaßen anerkannt. Grundlage ist hier ein ausreichend diskretisiertes Modell mit korrekten Randbedingungen, sowie ein Stoffgesetz, das das Materialverhalten des zu simulierenden Werkstoffes unter der anliegenden Beanspruchungsart ausreichend genau beschreiben kann. Mit Hilfe der in fast allen modernen FE-Codes angebotenen FORTRAN bzw. C++-Schnittstelle lassen sich neben den „Standard“-Materialmodellen des jeweiligen FE-Codes auch Eigenentwicklungen umsetzen, was eine schnelle Entwicklung neuer Materialmodelle begünstigt.

In den folgenden Seiten werden das hier verwendete Materialmodell, sowie die damit erzielten Ergebnisse innerhalb dieses Forschungsvorhabens dargestellt und mit den experimentellen Ergebnissen der Bauteilversuche verglichen.

### 11.1 Das verwendete Materialmodell

#### 11.1.1 Der modifizierte Kriechgleichungsansatz nach Graham und Walles

Zur Simulation des viskoplastischen Materialverhaltens der Membranwandprüfkörper unter Hochtemperaturbeanspruchung ist ein viskoplastisches Materialmodell notwendig, welches das Kriechverhalten der untersuchten Werkstoffe ausreichend genau wiedergibt. Aus diesem Grund empfiehlt es sich einen Kriechgleichungsansatz zu verwenden der alle drei Kriechbereiche (Primär-, Sekundär- und Tertiärbereich) abbildet. Wie in Kapitel 4.1 bereits gezeigt wurde existieren hier mehrere im Allgemeinen phänomenologische Ansätze, die auf experimentellen Daten basieren.

Das in diesem Forschungsvorhaben verwendete Materialmodell basiert auf einem Kriechgleichungsansatz nach Graham und Walles, welcher in [75] genauer ausgeführt ist.

$$\varepsilon_{cr} = \sum_i A_i \sigma^{n_i} t^{m_i} \quad \text{Gl. 11.1}$$

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

Um eine Integration in einen FEM-Code zu ermöglichen muss zunächst auf eine inkrementelle dehnratenbasierte Formulierung umgestellt werden. Neben der Integration in moderne FE-Codes ermöglicht die inkrementelle Formulierung auch modulare Modifikationen des mathematischen Gleichungsansatzes. Zur mathematischen Beschreibung aller drei

Kriechbereiche (I Primär-, II Sekundär- und III Tertiärbereich) wird in der Regel auf eine dreigliedrige Formulierung des Ansatzes aus Gl. 11.1 zurückgegriffen. In Bild 11.1, a) ist dieser dreigliedrige Ansatz in inkrementeller Formulierung dargestellt und der schematische Verlauf der einzelnen Summanden aufgeführt. Es wird deutlich, dass die einzelnen Kriechbereiche über jeweils einen der drei in der Kriechgleichung enthaltenen Terme beschrieben werden. Dies kann bei der Anpassung der Kriechgesetzparameter ausgenutzt werden und somit jeder Kriechbereich der Reihe nach angepasst werden. Es ist allerdings zu beachten, dass der letztendliche Verlauf der Kriechkurve über eine Addition aller drei Terme erreicht wird. Die Fits der einzelnen Kriechbereiche haben somit auch einen Einfluss auf die übrigen beiden Bereiche. Durch geschickte Wahl der Anpassungsparameter kann dieser Einfluss jedoch vernachlässigbar klein gehalten werden.

An der MPA Stuttgart wurde eine Modifikation des soeben beschriebenen dreigliedrigen Kriechgleichungsansatzes nach Graham und Walles entwickelt. Es wurde zunächst auf eine zweigliedrige Formulierung umgestellt [76], [77]:

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = A_1 \sigma^{n_1} \varepsilon_{cr}^{m_1} + A_2 \sigma^{n_2} \varepsilon_{cr}^{m_2} \quad \text{Gl. 11.2}$$

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

Mit Hilfe dieser Formulierung ist eine mathematische Beschreibung des tertiären Kriechbereiches nicht mehr möglich (Bild 11.1, b)). Über die Einführung eines Schädigungsparameters  $D$  basierend auf einem effektiven Spannungskonzept, welches mit zunehmender Schädigung eine Spannungserhöhung zur Folge hat, wurde die Beschreibung des Tertiärenkriechbereiches in einem zweigliedrigen Kriechgleichungsansatz ermöglicht (Bild 11.1, c)). Die Formulierung dieses Schädigungsparameters ist ebenfalls inkrementell realisiert und lässt sich abhängig vom Werkstoffverhalten wählen [78]. Der implementierte Schädigungsparameter  $D$  basiert auf einer in [79] vorgestellten Formulierung. Hier wurde die (isotrope) Schädigung  $D$  über das Verhältnis der geschädigten Querschnittsfläche  $A_D$  zur ungeschädigten Ausgangsquerschnittsfläche  $A$  definiert. Mit Hilfe der so definierten Schädigung kann über eine Querschnittsreduzierung eine effektive Spannung  $\bar{\sigma}$  definiert werden.

$$\bar{\sigma} = \frac{\sigma}{(1-D)} \quad \text{mit } D = \frac{A_D}{A} \quad \text{Gl. 11.3}$$

Dieses effektive Spannungskonzept kann nun zur Modellierung des tertiären Kriechverhaltens verwendet werden und in den vorliegenden zweigliedrigen Ansatz nach Graham-Walles integriert werden. Wie bereits in Kapitel 4.2 erwähnt wurde, besitzt die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes einen Einfluss auf das Kriechverhalten. Den dort beschriebenen Zusammenhängen wird mit der Einführung eines Mehrachsigkeitsquotienten  $q$  [90] Rechnung

getragen. Der in diesem Projekt verwendete modifizierte Kriechgleichungsansatz nach Graham und Walles ergibt sich nun wie folgt:

Dehnrates:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = 10^{A_1} \cdot \left[ \frac{\sigma_{VM}}{1-D} \right]^{n_1} \cdot \varepsilon_{eq}^{m_1} + 10^{A_2} \cdot \left[ \frac{\sigma_{VM}}{1-D} \right]^{n_2} \cdot \varepsilon_{eq}^{m_2} \quad \text{Gl. 11.4}$$

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

$\sigma_{VM}$  = Vergleichsspannung nach von Mises

$\varepsilon_{eq}$  = Vergleichsdehnung

Schädigungsparameter:

$$\dot{D} = 10^{A_{D1}} \cdot \left( \left( \frac{\sqrt{3}}{q} \right)^\alpha \cdot \sigma_{VM} \right)^{n_{D1}} \cdot \tilde{\varepsilon}^{m_{D1}} + 10^{A_{D2}} \cdot \left( \left( \frac{\sqrt{3}}{q} \right)^\alpha \cdot \sigma_{VM} \right)^{n_{D2}} \cdot \tilde{\varepsilon}^{m_{D2}} \quad \text{Gl. 11.5}$$

$A_{Di}, n_{Di},$  und  $m_{Di}$  ( $i = 1,2$ ) = werkstoffabhängige Konstanten,

$\alpha$  = Gewichtungsfaktor des Einflusses der Mehrachsigkeit, und:

$$q = \sqrt{\frac{3}{2}} \cdot \frac{\tau_{okt}}{\sigma_{okt}} = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \frac{\sigma_{VM}}{\sigma_{hyd}} \quad \text{Gl. 11.6}$$

$\tau_{okt}$  = Oktaederschubspannung,  $\sigma_{okt}$  = Oktaedernormalspannung,

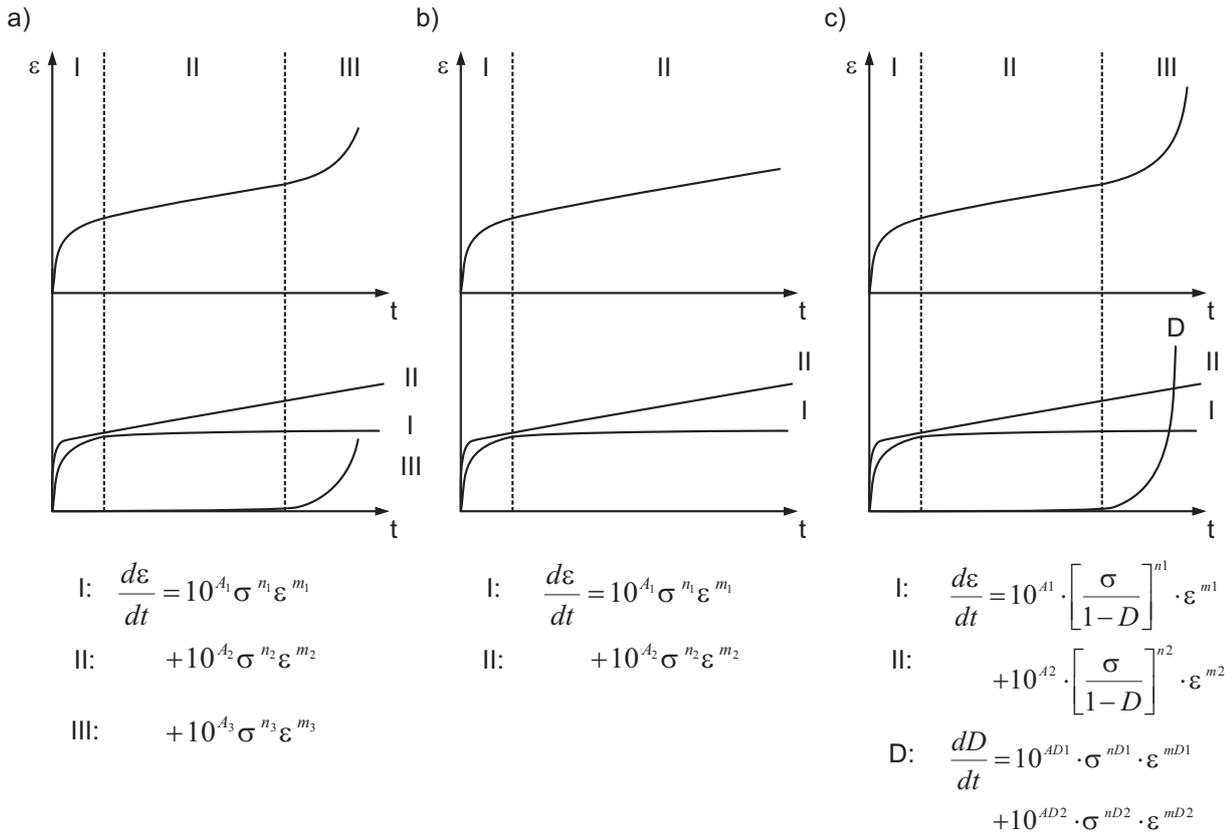
$$\sigma_{hyd} = \frac{1}{3} \cdot (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad \text{Gl. 11.7}$$

$\sigma_{hyp}$  = Hydrostatische Spannung,

$$\tilde{\varepsilon} = \sqrt{\langle \varepsilon_1 \rangle^2 + \langle \varepsilon_2 \rangle^2 + \langle \varepsilon_3 \rangle^2} \quad \text{Gl. 11.8}$$

$\sigma_i$  ( $i = 1,2,3$ ) = Hauptspannungen,  $\varepsilon_i$  ( $i = 1,2,3$ ) = Hauptdehnungen

$\tilde{\varepsilon}$  = Anteil der Dehnung



**Bild 11.1:** Schematische Darstellung des Modifikationsverlaufes des Kriechgleichungsansatzes nach Graham und Walles

Auf Grund der Integration des Schädigungsparameters D kann neben dem inelastischen Verformungsverhalten auch die Entwicklung der Schädigung des Bauteils betrachtet werden. So kann beispielsweise ein Schädigungsparameter verwendet werden der mit mikrostrukturellen Befunden, wie der Porendichte, korreliert werden kann. Eine Untersuchung des Beanspruchungseinflusses auf die Schädigung kann gegebenenfalls auf diese Weise durchgeführt werden. Untersuchungen zur Beschreibung der Kriechschädigung wurden in [80], [81], [82] und [83] durchgeführt. Zudem existieren einige Projekte dessen Ziel die werkstoffmechanische Beschreibung der Schädigung, sowie dessen Implementierung in moderne FE-Codes ist [84], [85], [86], [87], [88], [89].

### 11.1.2 Anpassung der Kriechgesetzparameter

Im Rahmen eines Forschungsvorhabens [78] wurde ein Anpassungstool entwickelt mit dessen Hilfe Zeit-Dehn-Daten, gewonnen aus einachsigen Kriechversuchen, an den in Kapitel 11.1.1 vorgestellten Kriechgleichungsansatz nach Graham-Walles angepasst werden kann. Das entwickelte Anpassungstool basiert auf dem Programm MICROSOFT EXCEL® und wurde mit einigen in VISUAL BASIC FOR APPLICATIONS® programmierten Subprogrammen ergänzt. Innerhalb dieser Subprogramme sind die eigentlichen Anpassungsalgorithmen enthalten. Zur

Ermittlung optimaler Anpassungsparameter wird so auf einen genetischen Algorithmus und anschließend auf einen Simplex-Algorithmus zurückgegriffen.

In einem ersten Schritt werden dem Anpassungstool die Zeit-Dehn-Linien übergeben. Hierbei besteht die Möglichkeit einzelne Datenpunkte, aber auch ganze Kriechkurven, zu gewichten. So kann der Einfluss von „Ausreißern“ auf die eigentliche Anpassung beeinflusst werden. Mit der Gewichtung kann zudem dem Umstand Rechnung getragen werden, dass aus Kostengründen und fehlender Zeit die Experimente oft bei relativ hohen Spannungen durchgeführt werden, die Belastungen des zu berechnenden Bauteils aber in der Regel weit darunter liegen. In diesem Fall empfiehlt sich die Gewichtung der vorhandenen Kriechdaten mit geringen Prüfspannungen um hier eine besonders gute Anpassungsgüte zu erzielen.

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

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

Vorschläge

Anfangswerte    Optimierung    Ergebnisse    Abbruch

**mod. Graham-Walles-Kriechgesetz mit Schädigungsanteil**

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

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

**Vorgehensweise:**

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

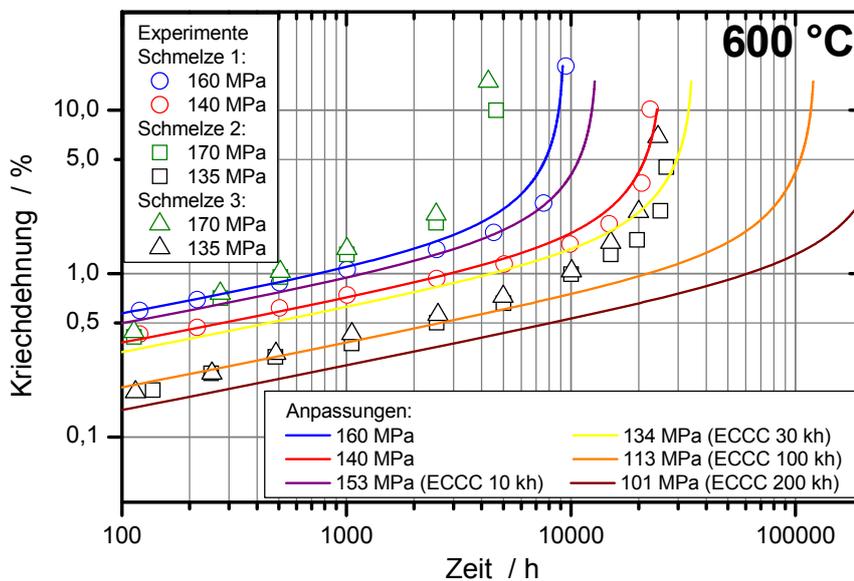
**Hinweis:**

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

**Bild 11.2:** Hauptbildschirm des Anpassungstools der MPA Stuttgart

Zu Beginn der eigentlichen Anpassung müssen Dehnungsschrittweite, Anzahl der Iterationen und Neuinitialisierungen sowie sinnvolle Grenzen der Anpassungsparameter gesetzt werden. Die Wahl der Dehnungsschrittweite hat einen entscheidenden Einfluss auf die Anpassungsgenauigkeit. Bei der Wahl ein zur großen Dehnungsschrittweite muss mit Einbußen in der Anpassungsgenauigkeit gerechnet werden. Bei einer zu kleinen Dehnungsschrittweite steigt die Optimierungszeit stark an. Zudem kann so leicht die mit MICROSOFT EXCEL<sup>®</sup> verwendbare Anzahl an Datenpunkten überschritten werden. Bild 11.2 zeigt das Haupttabellenblatt des Anpassungstools.

Bei der Durchführung einer Parameteranpassung sollte generell ein dem Kriechgleichungsansatz entsprechendes Vorgehen angewendet werden. Hierzu sollte die Anpassung zunächst unter Verwendung der den Primär- und Sekundärteil beschreibenden Daten durchgeführt werden. Erreicht werden kann dies durch aktivieren der Checkbox „nur Primär-/Sekundärdaten“. Um nun eine gute Anpassungsgüte des Primär- und Sekundärverlaufes der zugrunde liegenden Kriechkurven zu gewährleisten, sollten die Anpassungsparameter des Schädigungsparameters ( $A_{D1}$ ,  $n_{D1}$ ,  $m_{D1}$ ,  $A_{D2}$ ,  $n_{D2}$  und  $m_{D2}$ ) deaktiviert werden. Ist eine gute Anpassungsgüte in Primär- und Sekundärbereich erzielt worden. Sollten nun die den Schädigungsverlauf bestimmenden Anpassungsparameter aktiviert und zudem die den Primär- Sekundärbereich beschreibenden Parameter ( $A_1$ ,  $n_1$ ,  $m_1$ ,  $A_2$ ,  $n_2$  und  $m_2$ ) deaktiviert werden. Auf diese Weise erfolgt eine Anpassung des tertiären Kriechbereiches lediglich unter Verwendung des Schädigungsparameters.



**Bild 11.3:** Anpassung des Werkstoffes P92 bei 600 °C und Vergleich mit Zeitstandfestigkeits-Spannungsniveaus nach ECCC

Während des eigentlichen mathematischen Anpassungsvorganges können mit Hilfe eines genetischen Algorithmus zunächst geeignete Anfangswerte bestimmt werden. Dies verringert vor allem die Gefahr der lokalen Konvergenz. Anschließend erfolgt die eigentliche, lokale Optimierung mit Hilfe eines Downhill-Simplex-Algorithmus nach Nelder-Mead [91]. Zur Einordnung der Anpassungsqualität kann der errechnete Anpassungsfehler hilfreich sein, welcher im Haupttabellenblatt des Anpassungstools ausgegeben wird. Dieser relative Fehler wird mit der gängigen Methode der kleinsten Fehlerquadrate ermittelt. Eine visuelle Kontrolle der Anpassungsergebnisse ist jedoch unbedingt erforderlich. Die Anwendung des hier beschriebenen Anpassungstools ist relativ einfach erlernbar. Zur Erzielung guter

Anpassungsqualitäten und somit der Ermittlung sinnvoller Kriechparameter ist jedoch ein hohes Maß an Erfahrung und Ingenieurverstand notwendig.

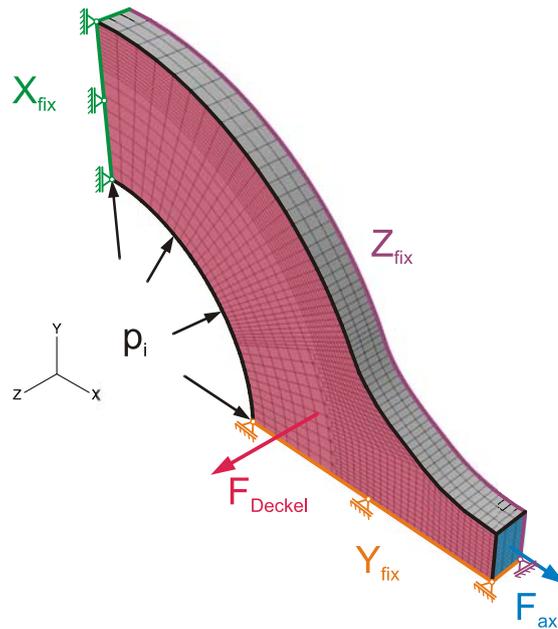
In Bild 11.3 ist exemplarisch das Ergebnis einer Anpassung des Werkstoffes P92 bei 600 °C dargestellt. Neben den zu Grunde liegenden Zeitdehnlinien aus einachsigen Zeitstandversuchen (Symbole) und deren Anpassung (durchgezogene Linien), sind zudem die aus dem Kriechgesetz ermittelten Zeitdehnlinien für die Spannungen, bei denen nach ECC-Data Sheet [65] Laufzeiten von 10.000 h, 30.000 h, 100.000 h und 200.000 h erreicht werden, mit eingezeichnet (ebenfalls durchgezogene Linie).

## 11.2 Finite Elemente Simulation der Bauteilversuche

Um ein geeignetes Modell zur Simulation der Bauteilversuche (Membranwandprüfkörper) durchführen zu können wurde zunächst ein geeignetes homogenes FE-Modell erstellt und vernetzt. Anhand dieses Modells wurden Simulationen der einzelnen Membranwandversuche durchgeführt und mit den Ergebnissen der experimentellen Versuchsführung verglichen. Um den Einfluss der Schweißnaht auf die Simulationen ermitteln zu können wurde in einem letzten Schritt der VM12-SHC Membranwandprüfkörper unter Berücksichtigung der Rohr-Steg-Schweißverbindungen simuliert. Hierbei ist zu beachten, dass die durchgeführte Simulation in Ermangelung von einachsigen Zeitstandversuchen der unterschiedlichen Wärmeeinflusszonen, nur mit abgeschätzten Kriecheigenschaften der Wärmeeinflusszonen durchgeführt werden konnte.

### 11.2.1 Modellerstellung und Randbedingungen

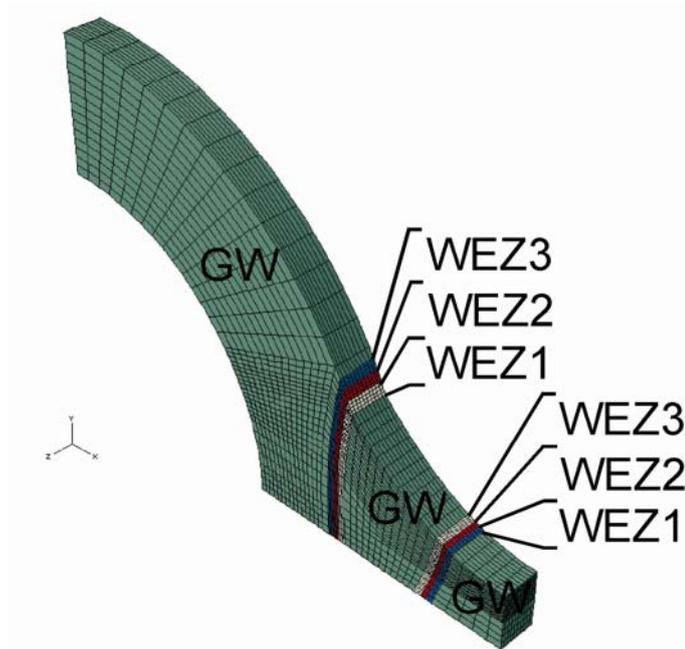
Unter Ausnutzung einiger vereinfachender Symmetriebedingungen wurden drei Viertelmodelle der Membranwandprüfkörper, basierend auf C3D20 Elementen, mit Hilfe des FE-Programmes ABAQUS CAE™ erstellt. Bei den erwähnten Elementen handelt es sich um kubische 3D 20-Knoten-Elemente mit einem quadratischen Ansatz. Die drei erstellten Modelle unterscheiden sich lediglich in den Wanddicken der Kesselrohre, wobei für die Werkstoffe Alloy 617 und T92 eine Wanddicke von 6,3 mm modelliert wurde. Das Modell des VM12-SHC Membranwandpanels besitzt eine Wanddicke von 7,2 mm und das des T24 Prüflings eine Wanddicke von 8,8 mm. In Bild 11.4 ist das FE-Modell des T24 Prüfkörpers (inkl. Randbedingungen) abgebildet. Es wird deutlich, dass das Modell drei Symmetrieeinsparungen besitzt, welche die Verschiebungen der Schnittflächen bzw. Symmetrieebenen in jeweils eine Koordinatenrichtung einschränken. In der grün dargestellten Schnittfläche werden die Verschiebungen in X-Richtung behindert. Die orange dargestellte Schnittfläche ist in Y-Richtung eingespannt und die purpurne Fläche besitzt eine Einschränkung der Verschiebungen in Z-Richtung.



**Bild 11.4:** Das verwendete FE-Modell (Viertelmodell ohne SN) und seine Randbedingungen

Der Innendruck des dargestellten Viertels einer Kesselrohr-Steg-Schweißverbindung ist mit dem Innendruck  $p_i = 250$  bar beaufschlagt (schwarze Pfeile). Weiterhin wird auf die blau markierte Schnittfläche eine senkrecht zur Kesselrohrachse wirkende Zusatzlast, hier mit  $F_{ax}$  gekennzeichnet, aufgebracht. Grundlage dieser Kraftaufbringung ist ein Verschiebungsansatz. Dieser ermöglicht das Aufbringen der Kraft über einen eben bleibenden Querschnitt an einem einzelnen Knoten. Auf gleiche Weise sind die Deckelkräfte, welche aus dem Innendruck des Kesselrohres resultieren und in Kesselrohrachsrichtung wirken ( $F_{Deckel}$ ) aufgebracht. Nicht sichtbar ist die während der Simulation aufgebrachte thermische Randbedingung. Diese legt über das gesamte Bauteil ein gleichmäßiges Temperaturfeld (hier im Falle des T24 Prüfkörpers beträgt dieses konstant  $550$  °C).

Neben dem dargestellten Viertelmodell existieren zudem Gesamtmodelle der Membranwandprüfkörper. In diesen Gesamtmodellen wurden alle sechs Kesselrohre der Membranwandprüflinge und die dort anschließenden Stege 3D mit Hilfe von kubischen C3D20 Elementen modelliert. Um die Elementzahl dieser Modelle und somit die Simulationszeiten akzeptabel zu halten, musste der Übergang von Rohr zu Steg mittels einer scharfen Kante modelliert werden. An dieser Kante sind Spannungsüberhöhungen zu erwarten wie sie in der Realität nicht auftreten werden. Untersuchungen an diesem Modell haben gezeigt, dass diese Spannungsüberhöhungen zwar auftreten aber in einem tolerierbaren Bereich liegen. Die Simulationen am Gesamtmodell und am Viertelmodell liefern vergleichend ähnlich Ergebnisse. Natürlich besitzt das Viertelmodell einen deutlichen Vorteil im Bereich der Rechenzeiten, weshalb in diesem Vorhaben auf das Viertelmodell zurückgegriffen wurde.



**Bild 11.5:** Das verwendete FE-Modell der Rohr-Steg-Schweißverbindung mit Schweißnaht. Randbedingungen wie in Bild 11.4

Zur Untersuchung des Einflusses der Rohr-Steg-Schweißungen wurde im Fall des VM12-SHC-Prüfkörpers ein Viertelmodell, welches zudem den Bereich der Wärmeinflusszonen der Schweißnähte genauer auflöst, erstellt. Zu diesem Zweck wurde die Schweißnaht, wie in Kapitel 4.3 gezeigt, in drei Wärmeinflusszonen und einer Schweißgutzone unterteilt. Da für die Werkstoffzustände in der Wärmeinflusszone keine gefügesimulierten Zeitstandproben zur Verfügung standen, wurden dem Schweißgut in dieser Simulation die dem Grundwerkstoff identischen Zeitstandeigenschaften zugewiesen. Die Zeitstandeigenschaften der Wärmeinflusszonen mussten allerdings mit Hilfe von Erfahrungswerten (basierend auf Daten des 9 % Cr-Stahles P91) aus dem Kriechverhalten der Grundwerkstoffe abgeleitet werden. Das Viertelmodell mit den modellierten drei Wärmeinflusszonen ist in [Bild 11.5](#) aufgeführt. Die Randbedingungen dieser Simulation wurden exakt wie in [Bild 11.4](#) dargestellt übernommen.

### 11.2.2 Simulationsablauf

Die in diesem Projekt durchgeführten Simulationen wurden alle mit einem identischen Ablauf durchgeführt. In einem ersten Schritt wurde das Bauteil auf die entsprechende Prüftemperatur aufgeheizt. Anschließend wurden die angreifenden Lasten (Druck, Deckelkraft  $F_{\text{Deckel}}$  und Zusatzkraft  $F_{\text{ax}}$ ) in einem zweiten Simulationsschritt aufgebracht. Diese Lastaufbringung wurde in einem rein elastischen Schritt durchgeführt. Die eigentliche Simulation des zeitabhängigen Materialverhaltens erfolgte im dritten und letzten Simulationsschritt. Die Dauer dieses letzten Schrittes wurde jeweils mit der Gesamtprüfzeit des zu simulierenden

Membranwandprüfkörpers angesetzt (siehe Kapitel 9.2, Tabelle 9.1). Da von einem stark dominierenden Kriechanteil in der Schädigung ausgegangen werden kann, wurde lediglich bei einer Lastabsenkung oder –steigerung der damit einhergehende An- und Abfahrvorgang simuliert. Die wöchentlich zweimal auftretenden Zwischenentlastungen wurden nicht modelliert. Bei den Auswertungen mit dem Ziel der Vergleichbarkeit von Messergebnissen und Simulation musste die Dehnung aus den in der Simulation ermittelten Verschiebungen berechnet werden, da die FE-Rechnung lokale Dehnungswerte liefert, welche nicht direkt verglichen werden können.

### 11.2.3 Simulationsergebnisse

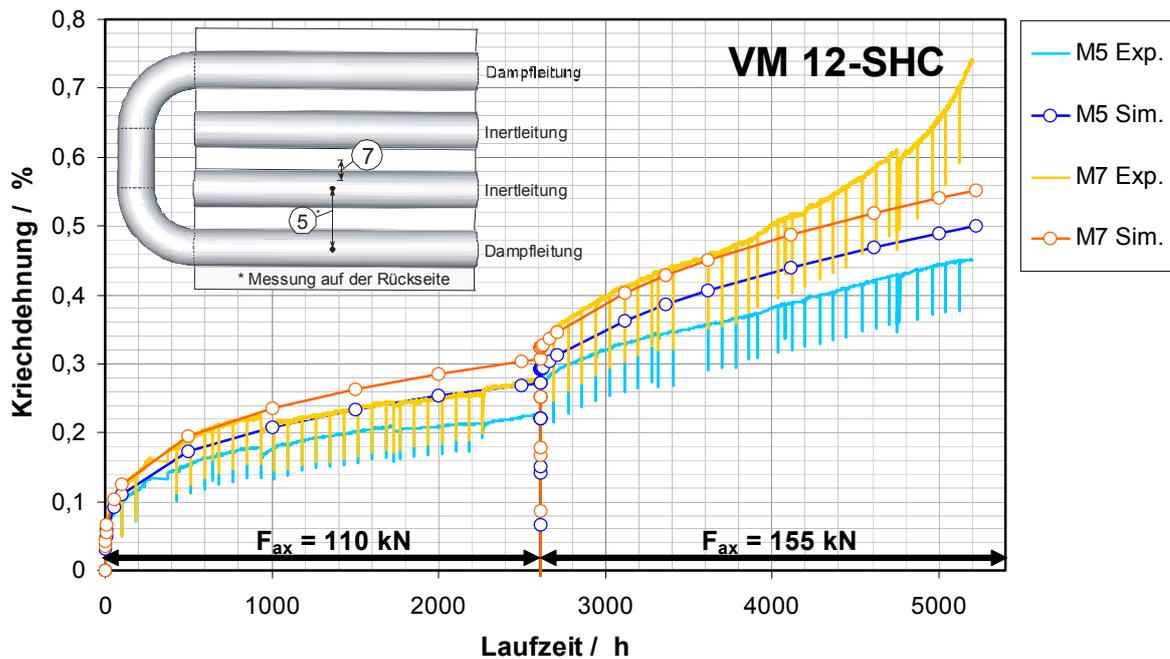
In diesem Kapitel werden die Berechnungsergebnisse der einzelnen simulierten Membranwandversuche (VM12-SHC, T92 und T24) vorgestellt. Da ein Vergleich mit den Dehnungsverläufen aller acht applizierten kapazitiven HT-DMS sehr unübersichtlich ist und keine sinnvolle Interpretationsgrundlage liefert, wurde jeweils eine Messstelle, welche die der Simulation ähnlichsten Randbedingungen aufweist mit den Simulationsergebnissen vergleichend abgebildet. Die Positionen der HT-DMS ist in Kapitel 9.1.3 in Bild 9.4 zu finden. Im Falle der integralen Dehnungsmessung über der Schweißnaht entspricht der mittig auf dem Prüfkörper angebrachte HT-DMS am ehesten den Randbedingungen des Bauteilversuches. Hier ist die Temperatur nicht von der Kühlwirkung des Dampfes beeinflusst und entspricht somit weitgehend der Ofentemperatur. Die Messergebnisse haben zudem gezeigt, dass in diesem Bereich mit dem größten integralen Dehnungszuwachs zu rechnen ist (Stelle mit maximaler Temperatur). Im Falle der integralen Dehnungsmessung über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung wurde ein HT-DMS aus dem unteren Bereich des Prüfkörpers gewählt. Der Dampf hat an diesen Messstellen bereits einen relativ langen Weg durch den Prüfkörper zurückgelegt und entspricht daher ebenfalls annähernd den Ofentemperaturen. Der Einfluss einer möglicherweise am Prüfkörper anliegenden Biegung auf Grund von fertigungsbedingten Versetzungen der Rohre (S-Schlag) oder Verzug der Rohre hervorgerufen durch die Wärmeeinbringung beim Schweißvorgang konnten in den durchgeführten Simulationen nicht berücksichtigt werden.

#### VM12-SHC

*Dehnungsverläufe am Modell ohne Wärmeeinflusszonen:*

In Bild 11.6 sind die Zeitdehnverläufe eines HT-DMS über der Schweißnaht (HT-DMS M7, gelb) und eines HT-DMS über der Rohr-Steg-Verbindung (HT-DMS M5, hellblau) zusammen mit den Ergebnissen der FE-Simulation des VM12-SHC Prüfkörpers aufgeführt (orange und dunkelblau). Die hier ohne Symbole dargestellten Linien (hellblau und gelb) stammen aus den Dehnungsmessungen während der Versuchsführung (siehe Kapitel 9.3). Die mit Symbolen dargestellten Zeit-Dehnverläufe (dunkelblau und orange) stellen die integralen Dehnungen,

ermittelt aus den FE-Simulationen dar. Zur Ermittlung dieser integralen Dehnungen wurden Knotenverschiebungen ausgewertet, dessen Lage möglichst den Schweißpunkten der aufgepunkteten HT-DMS entsprechen. Mit Hilfe dieser Verschiebungen konnten die integralen Dehnungen der Simulationen ermittelt werden und in eine Form gebracht werden, die direkt mit den experimentellen Ergebnissen vergleichbar ist.



**Bild 11.6:** Ergebnisse der Simulation des VM12-SHC Prüfkörpers; Zeit-Dehnverlauf

Primär- und Sekundärbereich der Simulationen weisen eine sehr gute Übereinstimmung mit den Experimenten auf. Die Steigungen im Sekundärbereich (die Dehnrate) der experimentell ermittelten Zeit-Dehnverläufe wurden in der Simulation gut abgebildet. Allerdings wird in der Simulation des HT-DMS über der Schweißnaht (HT-DMS M7) im Gegensatz zum experimentellen Verlauf kein Tertiärkriechen erreicht. Die Staffelung der einzelnen Dehnungs-Graphen von Simulation und Experiment stimmen überein, d. h. über der Schweißnaht werden, integral gesehen, mehr Dehnungen akkumuliert. Über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung werden in der Simulation etwas höhere Dehnungen als im Experiment ermittelt. Für die Zeit bis zur Laststeigerung der senkrecht auf die Kesselrohrachse wirkenden Kraft  $F_{ax}$  auf 155 kN trifft dies auch für die Simulation der integralen Dehnungen über der Schweißverbindung (HT-DMS M7) zu. Nach erfolgter Laststeigerung liegen Experiment und Simulation fast deckungsgleich übereinander, bis zu dem Zeitpunkt, in welchem das Experiment Tertiärkriechen aufweist. Bei Versuche wurde im Experiment integrale Kriechdehnungen über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung von etwa 0,46 % erzielt. In der

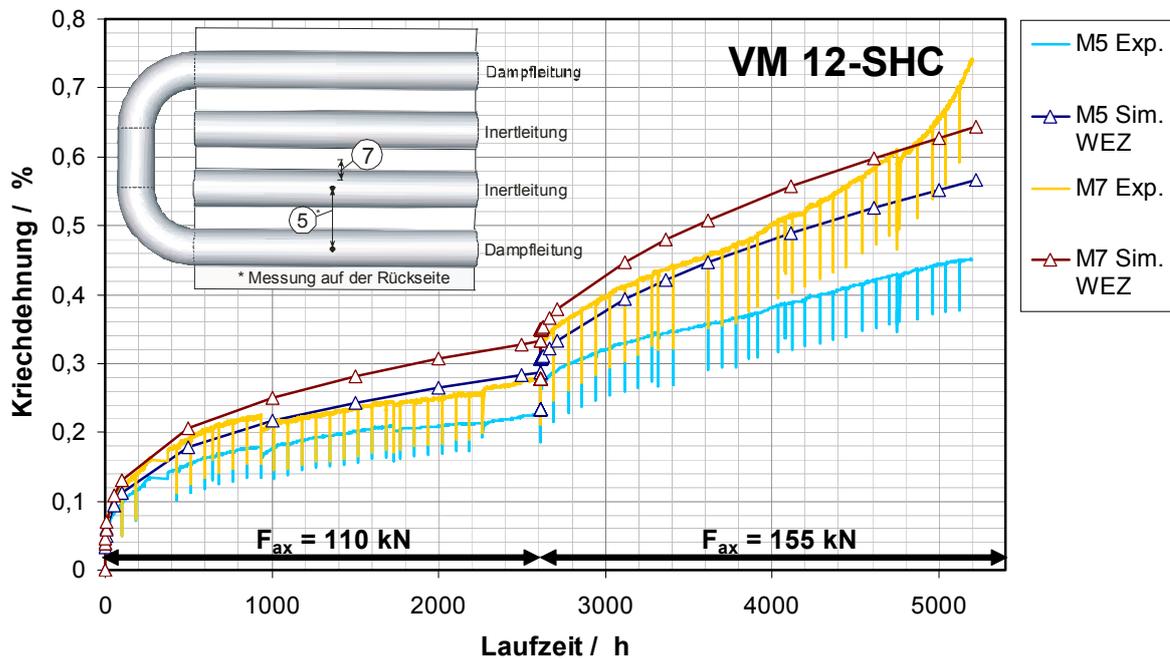
Simulation liegen die integralen Dehnungen in diesem Bereich bei knapp unter 0,50 %. Die Differenzen der integralen Dehnungen zwischen Simulation und Experiment, ermittelt über der Schweißnaht, fallen etwas höher aus, da in der Simulation kein Tertiärkriechen erreicht wurde. Das gemessene Dehnungsniveau zu Versuchsende liegt hier bei über 0,74 %. Die Simulation erzielte Enddehnungen im Bereich von über 0,55 %

In dem hier vorliegenden Modell wird von einem homogenen Material ausgegangen. In der Realität weist eine Schweißverbindung allerdings Zonen mit unterschiedlichen Materialeigenschaften auf (siehe Kapitel 4.3). Es ist zu erwarten, dass vor allem in der Wärmeeinflusszone 3, der interkritischen Zone, eine Dehnungskonzentration auftritt, da diese Zone deutlich stärker kriecht als die übrigen Zonen einer Schweißverbindung. Aus diesem Grund wurde ein weiteres FE-Modell mit identischen Randbedingungen (wie in Bild 11.4 dargestellt), aber unter Berücksichtigung dreier Wärmeeinflusszonen erstellt und eine weitere Simulation mit diesem Modell durchgeführt (siehe Bild 11.5).

#### *Dehnungsverläufe am Modell mit Wärmeeinflusszonen:*

In Bild 11.7 sind die Dehnungsverläufe von Experiment und Simulation unter Berücksichtigung der Wärmeeinflusszonen dargestellt. An dieser Stelle sei erneut darauf hingewiesen, dass die dieser Simulation hinterlegten Kriechdaten lediglich auf abgeschätzten Daten beruhen. Diese Daten wurden mit Hilfe von Erfahrungswerten nach einem an der MPA Stuttgart entwickelten Verfahren generiert. Die dargestellte Simulation soll die Tendenzen in der Dehnungs- und Schädigungsentwicklung aufzeigen, welche durch die Modellierung von Wärmeeinflusszonen der Schweißnaht, im Vergleich zum rein homogenen Modell, entstehen.

Bei der Betrachtung der Zeit-Dehn-Verläufe in Bild 11.7 wird deutlich, dass mit Berücksichtigung der Wärmeeinflusszonen im Modell deutlich mehr Kriechdehnungen akkumuliert werden. Sowohl die Simulation des HT-DMS über der Schweißnaht (HT-DMS M7, braun), also auch die Simulation des HT-DMS über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung (HT-DMS M5, dunkelblau) liegen, bis zum Erreichen des tertiären Kriechbereiches, deutlich über den experimentellen Zeit-Dehn-Verläufen (HT-DMS M7 gelb und HT-DMS M5 hellblau). Auch die Dehnraten (Steigungen im Sekundärkriechbereich) sind im Vergleich zur Simulation ohne Berücksichtigung der Wärmeeinflusszonen leicht angestiegen. Der Beginn eines Tertiärenkriechbereiches, wie sie der Dehnungsverlauf des HT-DMS 7 (gelb) über der Schweißnaht aufweist ist auch in dieser Simulation noch nicht erkennbar. Am Ende der Simulation werden im Experiment Dehnungen über der Schweißnaht von mehr als 0,74 % (HT-DMS M7, gelb) und über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung von etwa 0,46 % gemessen % (HT-DMS M5, hellblau). In der Simulation werden hier Dehnungen von etwa 0,64 % (über der Schweißnaht) und 0,56 % (über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung) erzielt.

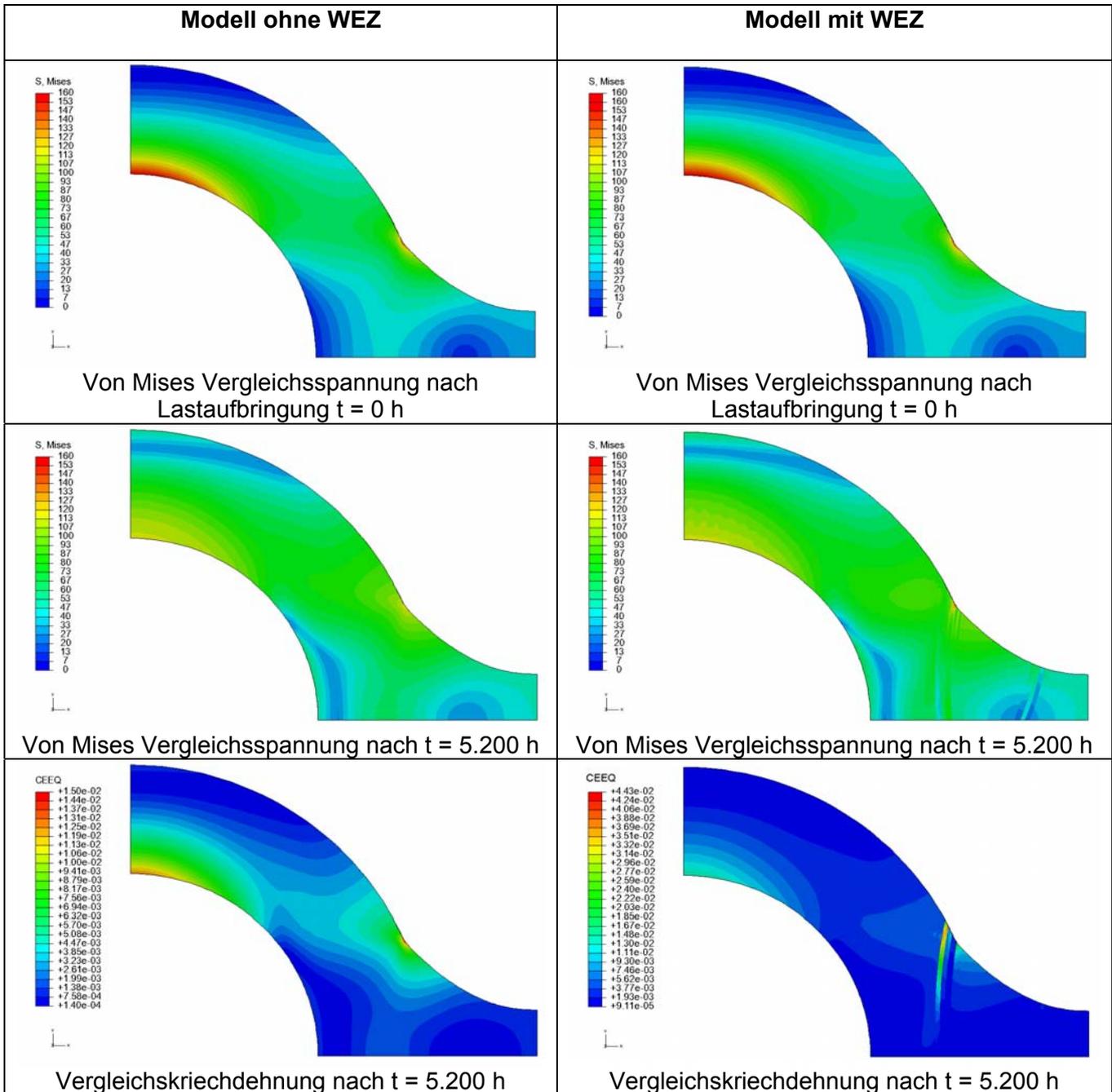


**Bild 11.7:** Ergebnisse der Simulation des VM12-SHC Prüfkörpers mit modellierten Wärmeeinflusszonen (WEZ); Zeit-Dehnverlauf

*Vergleichende Darstellungen der Simulationen mit und ohne Wärmeeinflusszonen:*

In Tabelle 11.1 und Tabelle 11.2 sind einige Contour-Plots der Simulationen des VM12-SHC-Prüfkörpers mit und ohne Wärmeeinflusszone vergleichend gegenüber gestellt. In Tabelle 11.1, Zeilen eins und zwei, sind zunächst die Vergleichsspannungen nach von Mises zu Beginn der Simulation (Zeile eins), also unmittelbar nach Lastaufbringung ( $t = 0$  h) und am Ende der Simulation (Zeile zwei), also nach Kriechbeanspruchung ( $t = 5.200$  h) dargestellt. Es wird deutlich, dass die Verteilung der Vergleichsspannung nach von Mises zu Beginn der Simulation bei beiden Modellen (mit und ohne Wärmeeinflusszone) identisch ist. Dies liegt daran, dass keine unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten für die unterschiedlichen Materialbereiche (Wärmeeinflusszonen) vorlagen und somit auch nicht modelliert wurden. Es wurden in beiden Fällen im Hinblick auf die Wärmeausdehnung homogene Materialdaten hinterlegt. Die Bereiche hoher Vergleichsspannungen nach von Mises liegen im Bereich des „steglosen“ Rohscheitels an der Rohrrinnenwand und (ein deutlich kleinerer Bereich) im Bereich des Überganges von Schweißgut zum Kesselrohr an der Rohraußenwand.

**Tabelle 11.1** Contour-Plots der von Mises Vergleichsspannung und -kriechdehnungen (Simulation mit und ohne WEZ)



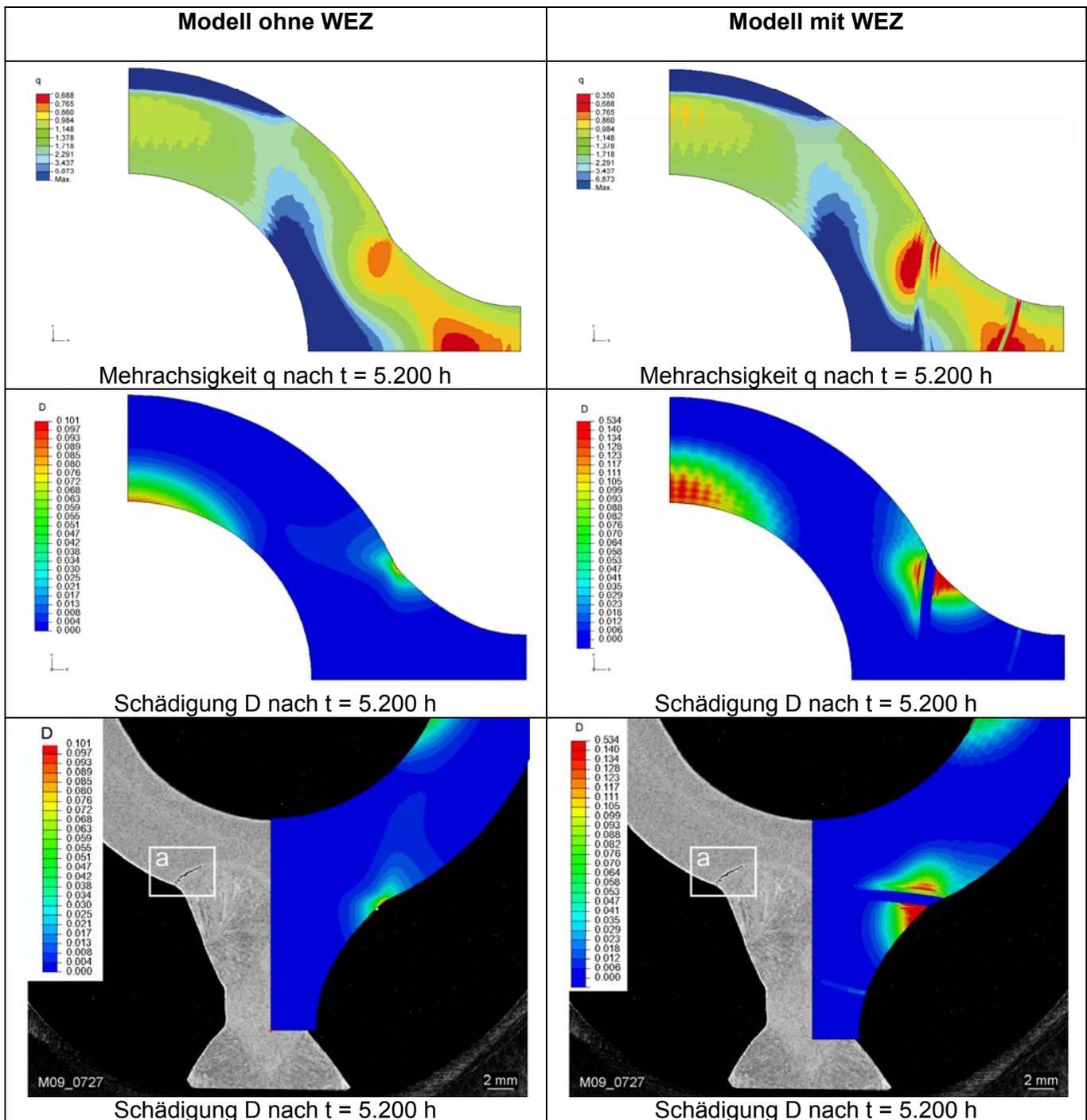
Nach einer Simulationszeit von  $t = 5.200 \text{ h}$  ist in beiden Fällen eine deutliche Spannungsrelaxation zu beobachten. Diese wird besonders im („steglosen“) Rohrscheitelbereich sichtbar. Das Spannungsniveau in den zum Zeitpunkt  $t = 0 \text{ h}$  hoch belasteten Bereichen ist deutlich gesunken. Das Spannungsniveau in den zum Zeitpunkt  $t = 0 \text{ h}$  niedrig belasteten Bereichen ist im Gegensatz dazu gestiegen. Die Simulation mit modellierten Wärmeeinflusszonen zeigt besonders im Bereich der Wärmeeinflusszone 3 (WEZ 3) im Stegbereich eine deutliche Verminderung der Spannungen. Weiterhin ist eine

deutliche Spannungsspitze in einem kleinen, an der Oberfläche liegenden Bereich der Wärmeeinflusszone 1 (WEZ 1) auf der Rohrseite der Schweißnaht zu beobachten.

In Zeile drei der Tabelle 11.1 sind die in beiden Simulationen ermittelten Vergleichskriechdehnungen (CEEQ) vergleichend gegenüber gestellt. Es wird deutlich, dass die Modellierung der Wärmeeinflusszonen (WEZ) zu deutlich höheren lokalen Kriechdehnungen in der Wärmeeinflusszone 3 (WEZ 3) auf der Rohrseite der Schweißnaht führt. Die Simulation mit homogenen Material- und Kriecheigenschaften führt in diesem Bereich zu maximalen Kriechdehnungen von etwa 1,5 %. Unter Berücksichtigung der Wärmeeinflusszonen steigen die lokalen Kriechdehnungen in der äußeren Wärmeeinflusszone auf Werte über 4,4 %. Der Bereich der maximalen Dehnungen liegt nicht direkt an der Bauteiloberfläche, sondern knapp darunter. In diesem Bereich des Bauteils wurden zudem die Bereiche mit der größten Porendichte identifiziert (siehe Kapitel 9.3.3).

In Tabelle 11.2 sind die Mehrachsigkeit  $q$  (erste Zeile), sowie der Schädigungsparameter  $D$  (zweite und dritte Zeile) der beiden Simulationen gegenüber gestellt. Bei der Betrachtung der Mehrachsigkeit  $q$  muss berücksichtigt werden, dass ein niedriger  $q$ -Wert für einen hohen Mehrachsigkeitsgrad steht. Aus diesem Grund sind in den aufgeführten Darstellungen Bereiche niedrigen  $q$ -Wertes mit rot, stellvertretend für einen Bereich mit hohem Mehrachsigkeitsgrad dargestellt. In beiden Simulationen sind zwei Bereiche mit hohem Mehrachsigkeitsgrad identifizierbar. Der erste Bereich liegt im Bereich des Überganges von Kesselrohr zum Steg, in der Stegmitte des Bauteils, der zweite Bereich liegt im Übergang vom Schweißgut zum Kesselrohr, knapp unter der Bauteiloberfläche. In der Simulation mit modellierten Wärmeeinflusszonen werden im Betrag deutlich geringere  $q$ -Werte und damit höhere Mehrachsigkeitsgrade erzielt als in der Simulation ohne Wärmeeinflusszonen. Die Schädigung nach einer Simulation des zeitabhängigen Kriechverhaltens ist in der zweiten und dritten Zeile von Tabelle 11.2 dargestellt. In beiden Simulationen, mit und ohne Berücksichtigung der Wärmeeinflusszonen liegen Bereiche hoher Schädigung an der Rohrrinnenwand des Kesselrohrscheitels. Weiterhin treten Bereiche hoher Schädigung am Übergang von Schweißgut der Rohr-Steg-Verbindung zum Kesselrohr auf. Im Fall der Simulation ohne Berücksichtigung der Wärmeeinflusszonen liegt dieser Bereich direkt an der Bauteiloberfläche, im Falle der Simulation mit modellierten Wärmeeinflusszonen ist dieser Bereich zweigeteilt. Ein Bereich liegt am Übergang von Schweißgut zur ersten Wärmeeinflusszone (WEZ 1), ein weiterer Bereich liegt in der Wärmeeinflusszone 3 (WEZ 3) knapp unter der Bauteiloberfläche. In diesem Bereich wurden zudem hohe Mehrachsigkeiten berechnet (siehe Zeile eins Tabelle 11.2). Der Betrag der errechneten Schädigung  $D$  im Modell mit Wärmeeinflusszonen liegt deutlich über dem Betrag der berechneten Schädigungsparameter  $D$  mit Hilfe des Modells ohne Wärmeeinflusszonen.

**Tabelle 11.2:** Contour-Plots des Schädigungsparameters D und der Mehrachsigkeit q (Simulation mit und ohne WEZ)



In der vierten und letzten Zeile der Tabelle 11.2 sind die in den Simulationen berechneten Schädigungen D vergleichend mit einer Lichtmikroskopischen Aufnahme an Schliff S5 (siehe Kapitel 9.3.3) gegenüber gestellt. In der Simulation mit modellierten Wärmeeinflusszonen kann die Stelle der Rissbildung bzw. größter Porendichte, welche in der Wärmeeinflusszone 3 knapp unter der Bauteiloberfläche liegt, rechnerisch vorhergesagt werden.

## T92

In Bild 11.8 sind die Zeitdehnverläufe eines HT-DMS über der Schweißnaht (HT-DMS M7, gelb) und eines HT-DMS über der Rohr-Steg-Verbindung (HT-DMS M3, dunkelgrün) zusammen mit den Ergebnissen der FE-Simulation des T92-Prüfkörpers aufgeführt (orange und hellgrün). Die hier ohne Symbole dargestellten Linien (grün und gelb) stammen aus den Dehnungsmessungen während der Versuchsführung (siehe Kapitel 9.3). Die mit Symbolen dargestellten Zeit-Dehnverläufe (dunkelgrün und orange) stellen die integralen Dehnungen, ermittelt aus den FE-Simulationen dar. Zur Ermittlung dieser integralen Dehnungen wurden Knotenverschiebungen ausgewertet, dessen Lage möglichst den Schweißpunkten der aufgepunkteten HT-DMS entsprechen. Mit Hilfe dieser Verschiebungen konnten die integralen Dehnungen der Simulationen ermittelt werden und in eine Form gebracht werden, die direkt mit den experimentellen Ergebnissen vergleichbar ist.

Der Primärbereich in den dargestellten Zeit-Dehn-Verläufen wird von der durchgeführten Simulation (ohne Berücksichtigung der Wärmeeinflusszonen) recht gut erfasst. Auch die Steigungen im Sekundärbereich liegen bei Simulation und Experiment in ähnlichen Bereichen. Im Fall der Simulation von Messstelle M3 (hellgrün) liegt das Dehnungsniveau etwas über den experimentell ermittelten Werten. Im Falle der Messstelle M7 (orange) hingegen liegt das Dehnungsniveau leicht unter den experimentell ermittelten Werten. Im Primärbereich sind sie jedoch fast deckungsgleich.

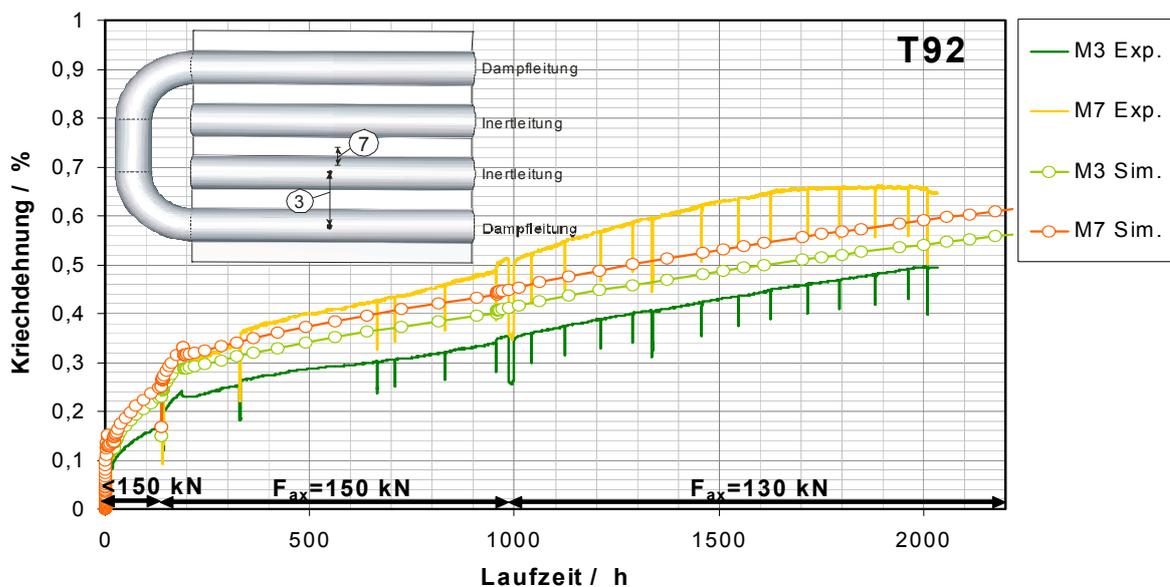


Bild 11.8: Ergebnisse der Simulation des T92 Prüfkörpers; Zeit-Dehnverlauf

Die Staffelung der Zeit-Dehnverläufe zueinander wird korrekt wiedergegeben. Die integralen Dehnungen von Simulation und Experiment, ermittelt über der Schweißnaht, liegen über den Kriechdehnungen, ermittelt über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung.

Nach einer Beanspruchungszeit von 2.000 h werden über der Rohrsteg-Rohrverbindung experimentell Kriechdehnungen (HT-DMS M3 dunkelgrün) um ca. 0,5 % gemessen. Die berechneten Kriechdehnungen (hellgrün) liegen hier bei etwa 0,54 %. Im Falle der Kriechdehnungen direkt über der Schweißnaht (HT-DMS M7) werden experimentell Werte um die 0,66 % ermittelt. Die Simulation liefert hier Dehnungen von knapp unter 0,6 %. Nach einer Beanspruchungszeit von etwa 1.700 h zeigen die experimentell ermittelten Kriechdehnungen über der Schweißnaht (HT-DMS M7, gelb) einen Abfall in der Dehnrate. Dieser Abfall ist auf einen Anstieg der Dehnungen auf Grund eines Anrisses an einer weiter oben im Membranwandprüfkörper liegenden Messstelle (HT-DMS M1, siehe Kapitel 9.5.2, Bild 9.12) zurückzuführen. Der dort erzielte Dehnungszuwachs wird an Messstelle HT-DMS M7 ausgeglichen. Dieser Effekt kann von der Simulation nicht erfasst werden und ist somit auch nicht im Zeit-Dehnverlauf der Simulation von Messstelle M7 (hellgrün) auffindbar. Auch das Einsetzen von Tertiärkriechen ist in der Simulation noch nicht identifizierbar.

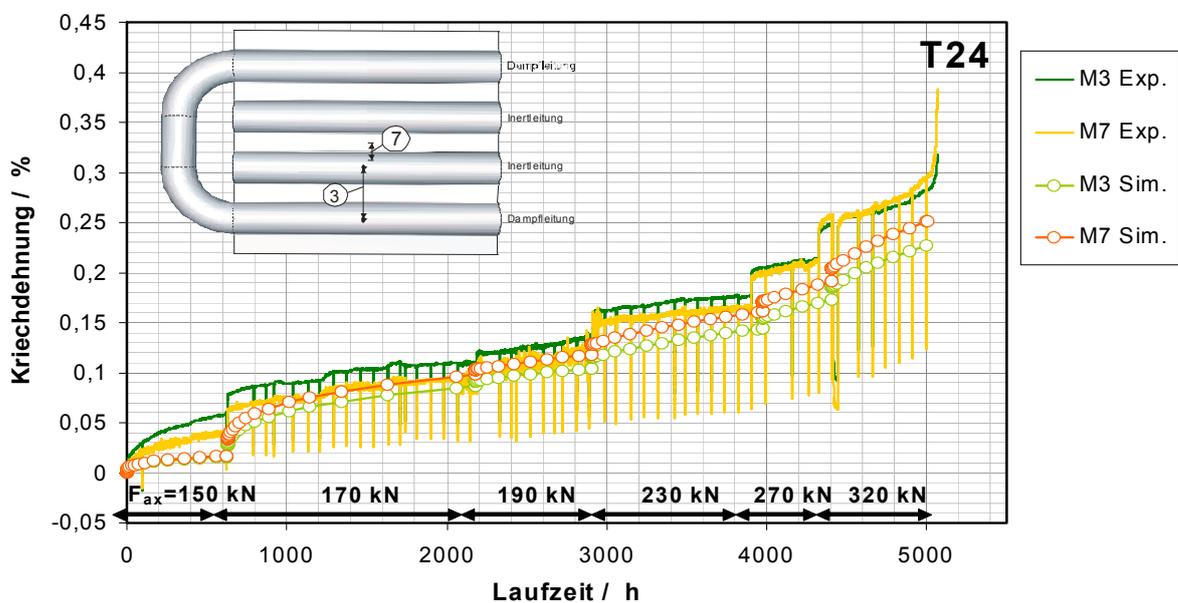
## T24

In Bild 11.9 sind die Zeitdehnverläufe eines HT-DMS über der Schweißnaht (HT-DMS M7, gelb) und eines HT-DMS über der Rohr-Steg-Verbindung (HT-DMS M3, dunkelgrün) zusammen mit den Ergebnissen der FE-Simulation des T24-Prüfkörpers aufgeführt (orange und hellgrün). Die hier ohne Symbole dargestellten Linien (grün und gelb) stammen aus den Dehnungsmessungen während der Versuchsführung (siehe Kapitel 9.3). Die mit Symbolen dargestellten Zeit-Dehnverläufe (dunkelgrün und orange) stellen die integralen Dehnungen, ermittelt aus den FE-Simulationen dar. Zur Ermittlung dieser integralen Dehnungen wurden Knotenverschiebungen ausgewertet, dessen Lage möglichst den Schweißpunkten der aufgepunkteten HT-DMS entsprechen. Mit Hilfe dieser Verschiebungen konnten die integralen Dehnungen der Simulationen ermittelt werden und in eine Form gebracht werden, die direkt mit den experimentellen Ergebnissen vergleichbar ist.

Die Simulationen weisen im Primärbereich einen zu geringen Dehnungsanteil auf. Bis zur Laststeigerung auf 170 kN fällt auch die Steigung im Sekundärbereich zu gering aus. Nach der Steigerung der senkrecht zur Kesselrohrachse wirkenden Zusatzkraft auf 170 kN nähert sich auch das Dehnungsniveau von Simulation und Experiment an, ist aber über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung etwas zu gering. Bis zur Laststeigerung auf 230 kN liegen Simulation und Experiment der Kriechdehnungen über der Schweißnaht fast deckungsgleich. Die Steigungen des Sekundärkriechbereiches werden in diesem Zeitfenster sehr gut getroffen. Kurz vor

Versuchende ist ein deutlicher Dehnungsanstieg in den experimentellen Messungen feststellbar. Dieser Anstieg ist in den simulierten Zeit-Dehn-Verläufen nicht auffindbar.

Im Gegensatz zu den experimentellen Ergebnissen an VM12-SHC und T92 wird am T24 Membranwandprüfkörper über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung (HT-DMS M3, dunkelgrün) integral eine größere Dehnung gemessen als über der Schweißnaht direkt (HT-DMS M7). Dieser Effekt ist in der Simulation der Kriechdehnungen des T24-Prüfkörpers nicht auffindbar. Zwar liegen die Dehnungsniveaus beider simulierter Messstellen (M3 und M7) dicht beieinander, die übliche Staffelung der Dehnungsniveaus, wie sie auch bei den übrigen beiden durchgeführten Simulationen ermittelt wurde, ist auch hier auffindbar. Das Dehnungsniveaus der simulierten Kriechdehnungen über der Schweißnaht (HT-DMS M7, orange) liegt über den simulierten Kriechdehnungen der Messstelle der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung (HT-DMS M3, hellgrün). Gründe für eine Abweichung der Staffelung in den experimentell ermittelten Zeit-Dehn-Verläufen können eventuell Verzug oder eine Verformung des Prüfkörpers vor Einbau in den Prüfstand (evtl. auf Grund von Verzug beim Schweißen oder ähnliches) bilden (siehe Kapitel 9.5.2). Ein Hinweis das hier ein solcher Verzug in ein Biegemoment auf das Bauteil resultierte gibt uns der negative Dehnungsverlauf von HT-DMS M5 (siehe Kapitel 9.5.2, Bild 9.18). Ein solcher Effekt kann von der durchgeführten Simulation nicht abgebildet werden.



**Bild 11.9:** Ergebnisse der Simulation des T24 Prüfkörpers; Zeit-Dehnverlauf

Auf Grund des starken Dehnungsanstieges gegen Versuchende ist eine Angabe der zu diesem Zeitpunkt erreichten Kriechdehnungen schwierig. Über der Schweißnaht liegen die ermittelten Dehnungen beim Ausbau des Prüfkörpers bei etwa 0,38 % (vor Dehnungsanstieg

bei ca. 0,28 %), über der Rohr-Steg-Rohr-Verbindung bei etwa 0,32 % (vor Dehnungsanstieg bei etwa 0,27 %). Die in der Simulation ermittelten Dehnungen liegen zu Simulationsende bei ca. 0,22 % (Rohr-Steg-Rohr-Verbindung) und 0,25 % (über der Schweißnaht).

### **11.3 Schlussfolgerung aus den Membranwandprüfkörperversuchen und deren Simulation**

Mit Hilfe der durchgeführten Membranwandversuche konnten im Falle der T92- und VM12-SHC-Prüfkörper deutliche Schädigungen durch eine deutlich sichtbare Porenbildung bei Versuche erzielt werden. Der Bereich größter Porendichte, sowie erste Anrisse wurden im Bereich der Wärmeeinflusszone auf der Seite des Kesselrohres der Rohr-Steg-Schweißung, knapp unter der Bauteiloberfläche detektiert. Die durchgeführten numerischen Simulationen haben gezeigt, dass in diesem Bereich eine hohe Mehrachsigkeit und eine Dehnungskonzentration vorliegen. Unter Berücksichtigung der Wärmeeinflusszonen kann zudem der Ort der Rissbildung rechnerisch vorhergesagt werden. Die während der Versuchsführung ermittelten Zeit-Dehn-Verläufe können rechnerisch nachgebildet werden. Allerdings existieren hier Einflüsse bedingt durch die Fertigung der Prüfkörper, welche nicht in vollem Umfang abgebildet werden können. Beispielsweise sind für die im Modell abgebildeten Rohr-Steg-Schweißungen Näherungen in der Geometrie anzunehmen. In der Realität ist die Ausbildung der Nahtkonfiguration unterschiedlich und durch den Herstellungsprozess kann ein Verzug der Membranwand oder ein Versatz der einzelnen Kesselrohre zueinander auftreten, welche während der Versuchsführung zu einem zusätzlichen Biegemoment auf den Prüfkörper führen können. Weiterhin variieren Flankenwinkel und Schweißgutdicke der durchgeführten Schweißverbindungen im realen Bauteil. Dies beeinflusst die Dehnungsverteilung. Auch dieser Effekt kann von einer Simulation nicht abgebildet werden.

Der durchgeführte T24-Membranwandprüfkörper wies nach einer Prüfzeit von knapp 5.200 h keine deutliche Schädigung auf. Es konnte keine erhöhte Porendichte festgestellt werden. Eine Weiterführung des Versuches war auf Grund von Anrissen außerhalb des durch HT-DMS überwachten Bereiches Schweißgut einer Rohr-Steg-Schweißung nicht möglich.

Im Fall des Alloy 617 mod.-Prüfkörpers konnte keine Versuchsführung bis zum Einsatz deutlicher Schädigung erreicht werden. Die Versuchszeiten sind hier deutlich zu gering. Auch nach mehrmaliger Reparatur des Prüfkörpers und Absenkung der senkrecht zur Kesselrohrachse wirkenden Zugkraft konnten keine längeren Laufzeiten erzielt werden. Metallografische Untersuchungen wurden durchgeführt. Diese zeigen jedoch, dass weiterführende metallografische Untersuchung des reparierten Prüfkörpers bzw. der in den einzelnen Phasen geschädigten Prüfkörper notwendig sind, um die Schädigungsmechanismen näher beschreiben zu können.

Für die durchgeführten Membranwandversuche (VM12-SHC, T92 und T24) konnten die jeweiligen Schichtdicken und chemischen Schichtzusammensetzungen im mit Dampf und mit Stickstoff beaufschlagten Rohr ermittelt werden. Durch Vergleich der Schichtdicken in den unterschiedlich beaufschlagten Rohren konnten Rückschlüsse auf die dampfbedingte Oxidschichtbildung gezogen werden.



## 12 Verwertung und Nutzen der Ergebnisse

Die Ergebnisse dieses Forschungsprojektes leisten einen wertvollen Beitrag bei der Auslegung von druckbeaufschlagten Rohren im Kraftwerksbau. Mit den erarbeiteten Daten können Werkstoffblätter ergänzt werden und weitere Fortschritte im Hinblick auf eine Zulassung im Rahmen der europäischen Druckgeräterichtlinie erreicht werden.

Da für die zum Einsatz kommenden Werkstoffe keine betrieblichen Erfahrungen vorliegen und demzufolge auch der Bestand an Daten und Kenntnissen beschränkt ist, ergibt sich ein hohes Risiko im Hinblick auf ein mögliches Versagen, das auf der Grundlage der wissenschaftlichen Untersuchungen im Rahmen dieses Vorhabens vertretbar reduziert wird. Die im Rahmen des Qualifizierungsprogramms durchgeführten, Zeitstandversuche und vor allem die durchgeführten Membranwandversuche unter betriebsähnlichen Bedingungen konnten einen entscheidenden Beitrag zur Erweiterung des Datenbestandes und der Erkenntnisse über diese Werkstoffe leisten. Besonders im Bereich der Konstruktion und Auslegung neuer Kraftwerke mit erhöhtem Wirkungsgrad sind diese Informationen wertvoll. Sie bieten Unterstützung bei der Auswahl geeigneter Werkstoffe, die zudem im betrachteten Temperaturfenster die sicherste und gleichzeitig wirtschaftlich vertretbarste Lösung bilden. Da mit steigender Temperatur „intelligenter“ Werkstoffe notwendig werden, ist die Kostenoptimierung ein wesentlicher Gesichtspunkt beim zukünftigen Dampferzeugerbau. Teure Werkstoffe dürfen nur dort eingesetzt werden, wo sie wirklich auf Grund ihrer spezifischen Eigenschaften notwendig sind. Gleichzeitig führt eine Qualifikation dieser Werkstoffe für Schlüsselkomponenten jedoch erst zu einer wirtschaftlichen Energieausnutzung und damit zum Bau von modernen Kraftwerken.

Neben dem Einsatz von diesen hochwertigen Werkstoffen ist ein erheblicher Einsatz von Stahl erforderlich. Für ein 930 MW-Kraftwerk ist mit einem Gesamtmontagegewicht für den Dampferzeuger von 50.000 t zu rechnen, wobei die Stahlkonstruktion 26.000 t ausmacht. Das Gewicht des Druckkörpers beträgt ca. 14.000 t, wovon auf warmfeste Werkstoffe ca. 3.000 t entfallen. Von diesen 3.000 t wären ungefähr die Hälfte hochlegierte Werkstoffe und Nickelbasislegierungen. Es sind dabei ca. 127.000 Schweißnähte zu verschweißen und es kommen ca. 350.000 Schrauben zum Einsatz. Die Gesamtlänge der Rohre beträgt 1.500 km. Daraus ergeben sich Aussichten für Werkstoffhersteller, insbesondere auch für Stahlhersteller und –verarbeiter. Darüber hinaus kommen durch die Qualifikation der Materialien auch in anderen Industriebereichen (z. B. Komponentenhersteller, Engineering Firmen, Technische Überwachung, etc.) erhebliche wirtschaftliche Faktoren beim Bau eines modernen Kraftwerkes zum Tragen. Das durchgeführte Qualifikationsprogramm, generierte auch hier wertvolle Daten die besonders bei der Auslegung von Schweißverbindungen von großem Interesse ist. Zudem konnte aufgezeigt werden in welchen Bereichen weiterer Forschungsbedarf besteht um die Auslegung eines zukünftigen Kraftwerkes unter Verwendung von

Nickelbasislegierungen für den Bereich höchster Temperaturbeanspruchungen im Bereich von 700 °C möglich zu ermöglichen.

Weiterhin konnten die unter annähernd realen Betriebsbedingungen geprüften Membranwandprüfkörper mit Hilfe moderner Stoffgesetze und eines vereinfachten FE-Modelles erfolgreich und mit guter Übereinstimmung der Dehnungsmessungen simuliert werden. Die auf diese Art und Weise gewonnen Informationen bilden einen wertvollen Beitrag im Hinblick auf eine zukünftige Auslegung von modernen Kraftwerken mit Hilfe von FE-Simulation. Der Trend zum „Design by Analysis“ setzt sich auch in diesen Bereichen weiter fort und kann mit Hilfe der gewonnenen Ergebnisse effizienter betrieben werden, was wiederum zu Kostenreduzierungen bei der Kraftwerksauslegung führen wird.

Die angestrebte bessere Energieausnutzung und CO<sub>2</sub>-Reduktion bietet zunächst direkt wirtschaftliche Vorteile für den gesamten Bereich der Energieerzeugung. Dieser Aspekt bildet darüber hinaus wesentliche übergeordnet zu betrachtende wirtschaftliche Vorteile für den gesamten Industriestandort Deutschland. Gerade im Hinblick auf die von der Bundesregierung angestrebte, langfristige Reduzierung der Emissionen bei der Energieerzeugung im Rahmen der Beschlüsse von Kyoto wird eine direkte Umsetzung der Ergebnisse dieses Vorhabens in modernen Kraftwerkskonzepten einen großen Teil zur Erfüllung der Verpflichtungen beitragen. Mit den Ergebnissen dieses Projekts ist ferner das Engineering vorhanden, die Wettbewerbsfähigkeit entscheidend zu steigern.

### 13 Zusammenfassung und Ausblick

Das Ziel der Wirkungsgradsteigerung und der damit verbundenen Senkung des CO<sub>2</sub>-Ausstoßes fossil befeuerter Kraftwerke kann nur durch eine Steigerung der Dampfparameter auf Temperaturen bis 720 °C realisiert werden. Diese Steigerung der Dampfparameter bedeutet eine dementsprechend höhere Belastung der Kraftwerkskomponenten und somit eine gestiegene Anforderung an deren Werkstoffe. Die Realisierung eines fossil befeuerten Kraftwerkes mit Wirkungsgraden größer 50 % ist somit eng an die Qualifizierung geeigneter Werkstoffe gebunden.

Ziel dieses Vorhabens ist die Qualifizierung der benötigten Werkstoffe zur erfolgreichen Umsetzung eines 700 °C/720 °C-Kraftwerkes. Hierzu muss eine wissenschaftlich fundierte Datenbasis für die Auslegung und die betriebliche Zuverlässigkeit im Langzeitbereich geschaffen werden. Diese Datenbasis muss dabei grundsätzlich geeignet sein, Eingang in das europäische Regelwerk gemäß Druckgeräte-Richtlinie (PED) zu finden. Mit den durchgeführten Untersuchungen und deren wissenschaftlicher Auswertung konnten wichtige Hinweise über das Werkstoffverhalten gewonnen werden, was insbesondere vor dem Hintergrund der nicht vorhandenen langzeitigen Betriebserfahrungen mit den einzusetzenden Werkstoffen von Bedeutung ist. Die Ergebnisse dieses Vorhabens im Hinblick auf die Schädigungsentwicklung liefern Hinweise für werkstoffangepasste wiederkehrende Prüfungen, die in Abhängigkeit von der betrieblichen Beanspruchung einen Ausschluss vorzeitigen katastrophalen Versagens, ermöglichen. Ferner eröffnen sich Möglichkeiten, moderne, sich in die technische Praxis einführende Methoden der Auslegung - Design by Analysis – zu nutzen. Es ist damit zu rechnen, dass die Standardauslegung (Design by Formula) das Werkstoffpotenzial nicht voll ausnutzen können wird, was bei Konstruktionen mit z. B. großen Wanddicke zu nicht optimalen Wirkungsgraden führt. Diese Erfahrung konnte bereits bei der Auslegung des Hochtemperaturreaktors bzw. des schnellen Brüters gewonnen werden, bei denen ähnliche Werkstoffe bei allerdings anderen Temperaturen eingesetzt werden sollten.

Die im Rahmen dieses Forschungsvorhaben durchgeführten Grunderprobungen wurden für die beiden Werkstoffklassen der Membranwandwerkstoffe und der Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe durchgeführt. Für die Klasse der Membranwandwerkstoffe wurden aus den Werkstoffen Alloy 617 mod., VM12-SHC, T92 und T24 Kesselrohre hergestellt. Anschließend wurden Rundnähte im WIG-Verfahren geschweißt und umfangreich erprobt, sowie einige Rohr-Steg-Schweißungen durchgeführt (z. B. Fertigung der Membranwandprüfkörper). Im Falle der Klasse der Sammler- und Rohrleitungswerkstoffe wurden dickwandige Rohre aus den Werkstoffen Alloy 617 mod., VM12 und P92 hergestellt. Anschließend wurden je Werkstoff jeweils in zwei unterschiedlichen Schweißverfahren Rundnähte hergestellt und einer ausführlichen Erprobung unterzogen. Ergänzend wurden an

den dickwandigen Rohren Induktivbiegungen durchgeführt, sowie Sammler-Nippel-Schweißungen durchgeführt. Für beide Werkstoffklassen wurden umfangreiche Zeitstanduntersuchungen an Grundwerkstoff, Schweißgut und Schweißverbindungen durchgeführt. Der Fokus lag hier auf den jeweiligen Einsatztemperaturen der später aus den untersuchten Werkstoffen gefertigten Komponenten.

Weiterführend wurde im Rahmen dieses Vorhabens an der MPA Stuttgart ein Prüfstand entwickelt, der es ermöglicht membranwandähnliche Prüfkörper unter annähernd realen Betriebsbedingungen zu untersuchen. Mit Hilfe einer Wasseraufbereitungsanlage konnten zwei Kesselrohre der untersuchten Membranwandprüfkörper mit Dampf und zwei weitere Kesselrohre mit Stickstoff beaufschlagt werden. Neben der hieraus resultierenden Innendrucke in den Kesselrohren wurde eine senkrecht auf die Kesselrohrachse wirkende Zugkraft aufgegeben. Mit Hilfe dieser Zugkraft wurden die Versuche so ausgelegt, dass ein möglichst großer Schädigungszustand nach einer Betriebszeit von 2.000 h bis 5.000 h auftritt. Während der Versuchsführung wurden die an den Prüfkörpern auftretenden Dehnungen mittels applizierter HT-DMS überwacht. Nach Versuche wurden umfangreiche metallografische Untersuchungen an den beanspruchten Prüfkörpern durchgeführt. Im Falle der T92- und VM12-SHC-Prüfkörper konnten die Stellen größter Schädigung bzw. höchster Porendichte am Übergang von Schweißgut zum Kesselrohr der Rohr-Steg-Schweißung knapp unterhalb der Kesselrohroberfläche identifiziert werden. In einigen Fällen konnten Porenketten oder feine Anrisse identifiziert, welche dicht unter der Kesselrohroberfläche liegen, diese aber noch nicht erreicht haben. Im Falle des T24-Prüfkörpers trat nach einer Laufzeit von knapp 5.200 h keine nennenswerte Schädigung unter der gewählten Belastung auf. Eine Fortsetzung des Versuches kam auf Grund eines Anrisses im Schweißgut einer Rohr-Steg-Verbindung nicht in Frage. Der Prüfkörper aus Alloy 617 mod. wies nach einer sehr kurzen Laufzeit bereits erste Risse auf. Möglicherweise wurde hier die Kerbempfindlichkeit des Werkstoffes unterschätzt. Ein Wideranfahren des Prüfkörpers nach fachgerechter Reparatur und niedrigerer Prüflast führte erneut zu einer sehr kurzen Laufzeit. Neben den bereits durchgeführten metallografische Untersuchungen sind weitere detailliertere Untersuchungen durchzuführen, welche Gründe für das frühzeitige Versagen des Prüfkörpers liefern können. Aus den beanspruchten Prüfkörpern wurden Proben entnommen, mit deren Hilfe das Verhalten des vorbeanspruchten Werkstoffes ermittelt wurde (LCF-, Zug-, Warmzug und Kerbschlagbeversuche).

Mittels EDX-Analysen und Elementverteilungsbilder konnten zudem die chemischen Zusammensetzungen und Schichtdicken der entstandenen (Oxid)schichten der mit Dampf und Stickstoff beaufschlagten Kesselrohre ermittelt werden. Hier konnte in der Regel ein erhöhter O-Gehalt in den entstandenen Schichten nachgewiesen werden. In den Dampf führenden Kesselrohren kann generell davon ausgegangen werden, dass die innere der entstandenen

Schichten zudem eine Erhöhung des Cr-Gehaltes aufweist. Im schichtnahen Bereich des Grundwerkstoffes ist zudem ein verminderter Cr-Gehalt auffindbar, was darauf schließen lässt dass eine Diffusion des Cr in die innere (topotaktische Schicht) stattfindet. Die entstandenen Schichten im mit Stickstoff beaufschlagten Kesselrohre weisen kaum Unterschiede zum Ausgangszustand auf.

Mit Hilfe eines an der MPA Stuttgart modifizierten Ansatzes der Kriechgleichungen nach Graham-Walles konnten die durchgeführten Membranwandversuche mit Hilfe von homogenen FE-Modellen nachgerechnet werden. Die aus Simulation und Experiment ermittelten integralen Zeit-Dehn-Verläufe zeigen gute Übereinstimmung. Lediglich das überwiegend auf lokal höhere Beanspruchungen zurückzuführende Auftreten von Tertiärkriechen konnte in der Simulation nicht nachgebildet werden. Im Fall des VM12-SHC-Prüfkörpers konnte zudem ein FE-Modell erstellt werden, dass das durch Gefügeänderungen während des Schweißprozesses bewirkte unterschiedlichen Kriechverhalten mit Hilfe der Abbildung dreier Wärmeeinflusszonen mit unterschiedlichen Eigenschaften beschreiben konnte. Dieses Modell führt erwartungsgemäß zu höheren integralen Kriechdehnungen als das rein homogene FE-Modell. Weiterhin kann mit Hilfe dieses FE-Modells, sowie der Betrachtung der damit ermittelten Schädigungen und Mehrachsigkeiten die Position der Rissbildung bzw. größter Porendichte abgebildet werden.

Abschließend kann festgestellt werden dass mit Hilfe des durchgeführten Vorhabens die Werkstoffe für ein 700 °C/720 °C Kraftwerk erfolgreich qualifiziert werden konnten. Zudem konnte nachgewiesen werden, dass eine numerische Simulation mit Hilfe moderner Stoffgesetze möglich und sinnvoll ist. Eine Datenbasis für die Auslegung und die betriebliche Zuverlässigkeit im Langzeitbereich konnte geschaffen werden. Zudem ist die Möglichkeit der Prüfung von membranwandähnlichen Prüfkörpern realisiert und erfolgreich durchgeführt worden. Die hierbei aufgetretene Problematik des Alloy 617 mod.-Prüfkörpers konnte im zur Verfügung stehenden Zeitraum und mit den vorgesehenen Untersuchungen nicht ausreichend geklärt werden. Hier sind weitere Untersuchungen erforderlich.



## 14 Literatur

- [1] Zahlen und Fakten zur Stromerzeugung 2009, VGB PowerTech
- [2] Theis, K.: Cleaner Coal Technology: A new Initiative for Europe. VGB, Brussels, 22.03.2002
- [3] Stamatelopoulos G.-N.: Wirkungsgradsteigerung von Dampfkraftwerken – das Beispiel BoA; Life needs Power; April 10, 2003
- [4] Berger, C., K.H. Mayer und R. B. Scarlin: „Neue Turbinenstähle zur Verbesserung der Wirtschaftlichkeit von Kraftwerken“, VGB Kraftwerkstechnik 71 (1991) S. 686-699.
- [5] Arnswald, W., B. Kempkes, G. Wellnitz und M. Zschau: „Gegenwärtiger und zukünftiger Einsatz des 9 %igen Chromstahles X 10 CrMoVNb 9 1 in Kraftwerken“ VGB Kraftwerkstechnik 74 (1994), S. 230-235
- [6] Bendick W., M. Ring, K. Haarmann und M. Zschau: „Stand der Entwicklung neuer Rohrwerkstoffe für den Kraftwerksbau in Deutschland und Europa“. VGB-Konferenz: Werkstoffe und Schweißtechnik im Kraftwerk 1996, 8./9.10.1996, Cottbus
- [7] Zabelt, K., O. Wachter, A. Karlsson und F. Rasmussen: „Ergebnisse von Feldversuchen in Kraftwerken mit 9 % - 12 % Chromstählen“. 18. Vortragsveranstaltung „Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe“, Veranstalter: Verein deutscher Eisenhüttenleute, Düsseldorf, 1.12. 1995
- [8] Gabrel, J. et al.: VM12- a new 12 % Cr steel for boiler tubes, headers and steam pipes in ultra supercritical power plants, 4th EPRI International Conference on Advanced Materials Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island, USA, 2004
- [9] Mayr, P.: Evolution of microstructure and mechanical properties of the heat affected zone in B-containing 9 % chromium steels, Dissertation TU Graz, 2007
- [10] 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.
- [11] 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 Int. Conf. on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Marco Island, 2007
- [12] Klenk, A., K. Maile und M. Speicher: Risserscheinungen des Alloy 617 und dessen Schweißverbindungen. 34. VDI-Jahrestagung Schadensanalyse, 14.–15.10.2008 in Würzburg
- [13] ThyssenKrupp VDM- Werkstoffdatenblatt Nr. 4119, Nicrofer 5520Co – alloy 617, (2005)

- [14] Klenk, A. et al.: Neue Rohrwerkstoffe für Dampferzeuger mit Wirkungsgraden über 50 %, Abschlussbericht, AVIF A130 (MARCKO-DE2), 2005
- [15] Klenk, A. et al.: Qualifizierung eines kobalt- und molybdänlegierten 12 %-Chrom Werkstoffs als neuen Werkstoff für den Dampfkesselbau, Abschlussbericht des Forschungsvorhabens AVIF A180, MPA Stuttgart, 2007
- [16] VdTÜV Werkstoffblatt 485, 09.2001: Hochwarmfeste Nickelbasislegierung NiCr23Co12Mo, Werkstoff-Nr. 2.4663, Verband der Technischen Überwachungs-Vereine e.V., TÜV-Verlag GmbH, Köln, 2001
- [17] Auslegungskriterien für hochtemperaturbelastete metallische und keramische Komponenten sowie des Spannbeton-Reaktor-druckbehälters zukünftiger HTR-Anlagen – Teil B: Metallische Komponenten, Forschungsvorhaben des BMFT, KFA Jülich, Abschlussbericht, 08-1988
- [18] Cerjak, H.: The role of welding in the power generation industry, Houdremont lecture on the occasion of the 61st IIW annual assembly, Graz, 2008
- [19] Agarwal, D.C. and U. Brill: Influence of the Tungsten Addition and Content on the Properties of the High Temperature-High Strength Ni-Base Alloy 617, 4th Int. Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants. EPRI, (Ed.: R Viswanathan), Hilton Head Island, October 25-28, (2004)
- [20] VGB-R 509 L: „Wiederkehrende Prüfungen an Rohrleitungsanlagen in fossil befeuerten Kraftwerken“
- [21] Gräfen, H.: Lexikon Werkstofftechnik, Springer Verlag, 1993
- [22] Roos, E. und K. Maile: Werkstoffkunde für Ingenieure, Springer Verlag, 2005
- [23] Maile, K.: Fortgeschrittene Verfahren zur Beschreibung des Verformungs- und Schädigungsverhaltens von Hochtemperaturbauteilen im Kraftwerksbau, Habilitationsschrift Universität Stuttgart, 1999
- [24] Bürgel, R.: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik, vieweg Verlag, 2. Auflage, 2001
- [25] Rösler, J., H. Harders und M. Bäker: Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, Teubner Verlag, 2. Auflage, 2006
- [26] 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
- [27] 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
- [28] Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle, Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe: Richtlinien für die Untersuchung in den Arbeitsgemeinschaften, 6. Ausgabe, November 2003
- [29] Heinemann, J., A. Helmrich, R.U. Husemann, K. Maile and A. Klenk: Applicability of Ni-Based Welding Consumables for Boiler Tubes and Piping in the Temperature Range up to 720 °C, 4th Int. Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants. EPRI, (Ed.: R Viswanathan), Hilton Head Island, October 25-28, 2004
- [30] Eckert, W. und K. Maile: „Langzeitstandversuche und numerisch analytische Untersuchungen zur Ermittlung der Zeitstandfestigkeit und des Kriechverhaltens von Schweißverbindungen aus warmfesten CrMoV-Stählen“. Abschlußbericht der MPA Stuttgart zum Forschungsvorhaben AiF-Nr. 7030, 1991.
- [31] Maile, K., D. Schroeder-Obst, W. Eckert und H. Theofel: „Metallkundliche Untersuchung der Versagensmechanismen zeitstandbeanspruchter Schweißverbindungen“. Abschlußbericht der MPA Stuttgart zum Forschungsvorhaben P172 der Stiftung Stahlanwendungsforschung, Düsseldorf. 1991
- [32] Maile, K. und H. Theofel: „Untersuchung einer artgleichen Schweißverbindung für 9 %Cr1 %Mo-Stähle unter besonderer Berücksichtigung des Langzeitkriechverhaltens“. Abschlußbericht zum Forschungsvorhaben AiF-Nr. 9300, MPA Stuttgart, April 1997
- [33] Maile, K.: Activities of the ECCC WG3.2 Component Test Data Subgroup on creep of welded components. Düsseldorf, 31.Mai 2001
- [34] Forschungsvorhaben „Qualifizierung von Werkstoffen zum Einsatz in Dampferzeugeranlagen mit erhöhten Wirkungsgraden“ des FDBR und der VGB, AVIF A77
- [35] Bauer, M.: „Optimierung der Schweißverbindung zur Verhinderung des vorzeitigen Kriechversagens in der Wärmeeinflusszone über gezielte Festigkeitsauswahl des Schweißgutes; MISMATCH“, Abschlussbericht, AVIF A221, MPA Stuttgart, 2008
- [36] 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
- [37] Masuyama F.: “History of Power Plants and Progress in Heat Resistant Steels”, ISIJ International, Vol. 41. 2001, No. 6, S. 612–625
- [38] Hald, J.: “Creep Resistant 9 % - 12 % Cr Steels – Long-Term Testing”, Microstructure Stability and Development Potentials, <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2005/LINK/146.pdf>

- [39] Senior B.A.: "The precipitation of Laves' phase in 9Cr1Mo steels", Materials Science and Engineering, 119A, 1989, L5-L9
- [40] Bjärbo, A.: "Microstructural Changes in a 12 % Chromium Steel During Creep", Report, Royale Institute of Technology, Stockholm, Sweden, 1994
- [41] Janovec J., A. Vyrostkova und M. Svoboda.: "Influence of Tempering Temperature on Stability of Carbide Phases in 2.6Cr-0.7Mo-0.3V Steel with Various Carbon Content", Metallurgical and Materials Transactions A, 25A, 1994, S 267-275
- [42] Robson J. D.: "Modelling of Precipitation in Power Plant Steels", Ph.D. Thesis, University of Cambridge, 1996
- [43] Ishii R., Y. Tsuda, M. Yamada and M. Miyazaki: "Advanced Heat Resistant Steel for Power Generation", San Sebastian, 1998, S. 277-287
- [44] Kubon, Z., V. Foldyna and V. Vodarek: "Advances in Turbine Materials", Design and Manufacturing Proceedings of the 4th International Charles Parsons Turbine Conference, Newcastle Upon Tyne, November 1997, S. 309-321
- [45] Hofer, P., H. Cerjak und P. Warbichler: „Mikrostrukturelle Analyse als Basis für die Entwicklung neuer Kraftwerks-Werkstoffe am Beispiel G-X12CrMoWVNbN-10-1-1“, 6. Werkstofftagung der TU Graz: Werkstoffe für die Kraftwerkstechnik an der Schwelle zum 21. Jahrhundert, 16. April 1999.
- [46] Kimura, K., K. Suzuki, H. Kushima und F. Abe: "Precipitation of Z-Phase and its Effect on Creep Strength", In M. Filip, V. Foldyna, R. Gladijs, A. Jakobova, Z. Kubojn, J. Purmensky, J. Sobotka (ed.), Proc. of the 10th joint Int. Conf. on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, Creep Resistant Metallic Materials, S. 186–195, Prague, Czech Republic, 2001. Vitkovice-Research and Development, TERIS 2002.
- [47] Jack, D.J. and K. H. Jack. "Structure of Z-Phase, NbCrN". J. Iron Steel Inst., S. 790–792, 1972.
- [48] Strang, A. and V. Vodarek: Material Science Technology, 1996, 12, pp. 552-556
- [49] Abe, F., T. Horiuchi, M. Taneike, K. Kimura, S. Muneki und H. Okada: "Microstructure Design Near Grain Boundaries for Creep Resistant Tempered - Martensitic 9Cr Steels for 650 °C USC Boilers". In R. Mishra, J.C. Earthman, and S.V. Raj (ed.), Creep Deformation: Fundamentals and Application, S. 341–350, Warrendale PA, 2002. TMS
- [50] Götz, G.: Langzeitentwicklung der Mikrostruktur neuer 9 % - 12 %-Chromstähle für den Einsatz in Kraftwerken, Dissertation, Uni Erlangen-Nürnberg, 2004
- [51] 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

- [52] Kirchhöfer, H.: „Untersuchungen zum isothermen Ausscheidungsverhalten von Nickelbasislegierungen mit Hilfe der Elektrochemischen Phasenisolierung, Dissertation, RWTH Aachen, 1983
- [53] Rao, K., H. Schiffers, H. Schuster und H. Nickel: “Influence of Time and Temperature Dependent on Strain Controlled Low Cycle Fatigue Behavior of Alloy 617”, Metallurgical Transaction A, Vol. 19 , (1988), S. 359 – 371
- [54] Mankins, W. L., Hosier J. C., Bassford, T. H.: “Microstructure and Phase of INCONEL Alloy 617 Stability”, Metallurgical Transactions, Volume 5, 1974, S. 2579
- [55] Wu, Q., V. K. Vasudevan, J. P. Shingledecker und R.W. Swindeman,: “Microstructural Characterization of Advanced Boiler Materials for Ultra Supercritical Coal Power Plants”, Proceedings to the Fourth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, 2005
- [56] Cabbibo, M. et al: “Creep applications of INCOLOY alloy 617”, Journal of Materials Science, Vol. 43, 2008 8, S. 2912-2921
- [57] Hähner, P.: „On the physics of the Portevin – Le Chatelier effect part 1: The statistics of dynamic strain ageing“, Materials Science and Engineering A, Vol. 207, 1996, 208-215
- [58] Hähner, P.: „On the physics of the Portevin – Le Chatelier effect part 2: From microscopic to macroscopic behaviour“, Materials Science and Engineering A, Vol. 207, 1996, 216-223
- [59] Projekt ‘Prototypanlage Nukleare Prozesswärme’, Arbeitsbereich 5, Materialerprobung und –entwicklung, ABB/HRB, Abschlussbericht 1990
- [60] Klenk A. et al.: „Qualifizierung einer Nickelbasis-Legierung für Sammler und Rohrleitungen in Hocheffizienz-Kraftwerken“, 28. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle am 25. November 2005, Düsseldorf
- [61] VdTÜV-Werkstoffblatt 560/2 03.2009, Warmfester Stahl VM12-SHC, Verband der Technischen Überwachungs-Vereine e.V., TÜV Media GmbH, Köln, 2009
- [62] ECCC data sheet: Steel E911 (X11CrMoWVNb9-1-1), 2005
- [63] Bauer, M.; A. Klenk, E. Roos und K. Maile: „Schweißverbindungen an 11 %Cr-Stahl“, 31. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft warmfester Stähle am 28. November 2008, Düsseldorf
- [64] VdTÜV-Werkstoffblatt 552/2 09.2007, Warmfester Stahl X10CrWMoVNb9-2, Werkstoff-Nr. 1.4901, Verband der Technischen Überwachungs-Vereine e.V., TÜV Media GmbH, Köln, 2009
- [65] ECCC data sheet: Steel ASTM Grade 92, 2005
- [66] Heuser, H.: „Schweißtechnische Verarbeitung neuer Kraftwerkstoffstähle“, Schweißtechnik im Kraftwerksbau, SLV München, 20. Oktober 2009

- [67] VdTÜV-Werkstoffblatt 533 12.99, Warmfester Stahl 7CrMoVTiB10-10, Werkstoff-Nr. 1.7378, Verband der Technischen Überwachungs-Vereine e.V., TÜV Media GmbH, Köln, 1999
- [68] Klenk, A., H. Theofel, A. Helmrich und R.U. Husemann: „Langzeitiges Verhalten von artgleichen Schweißverbindungen T24 (7CrMoVTiB10-10)“, 25. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft warmfester Stähle, Düsseldorf, 22. November 2002
- [69] Forschungsvorhaben "Nachweis der Langzeiteigenschaften von Schweißverbindungen moderner Stähle für den Einsatz in Dampferzeugern im Bereich bis 620 °C" des SET, AVIF A129
- [70] Nicrofer<sup>®</sup> 5520 Co - alloy 617, Werkstoffdatenblatt Nr. 4119, ThyssenKrupp VDM, Ausgabe Januar 2005
- [71] Masuyama, F.: Proc. Conf. „Materials for Advanced Power Engineering 2006“, (ed. J. Lecompte-Beckers et. al.), Part I, 175-188; 2006, Forschungszentrum Jülich
- [72] Wachter, O.: Untersuchung der Eigenschaften des 9 %-Chromstahles vom Typ 9CR-0,5Mo-1,8W-V-Nb im Hinblick auf seine Verwendung als Rohrleitungs- und Kesselbaustahl unter erhöhten Temperaturen, Dissertation RWTH Aachen 1995
- [73] Wachter, O. und P.J. Ennis: Die Eigenschaften eines 9 %-Chromstahls vom Typ Cr-0,5 Mo-1,8 W-V-Nb im Hinblick auf seine Verwendung als Rohrleitungs- und Kesselbaustahls; Teil 1: Gefüge und mechanische Eigenschaften des Grundwerkstoffes; VGB Kraftwerkstechnik 77 (1997), Heft 9, Seite 770-785
- [74] Wachter, O. und P.J. Ennis: Die Eigenschaften eines 9 %-Chromstahls vom Typ Cr-0,5 Mo-1,8 W-V-Nb im Hinblick auf seine Verwendung als Rohrleitungs- und Kesselbaustahls; Teil 2: Gefüge und mechanische Eigenschaften von Schweißverbindungen; VGB KraftwerksTechnik 1/98, Seite 95-106
- [75] 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
- [76] Ringel, M., A. Klenk und K. Maile: Angepasste Werkstoffmodelle für die Bauteilberechnung bei Kriech- und Kriechermüdungsbeanspruchung, 28. Vortragsveranstaltung des VDEh, Düsseldorf, 2005
- [77] Ringel, M. et al.: Constitutive Equations of Adapted Complexity for High Temperature Loading, ECCO Conference, London, 2005
- [78] Ringel, M., K. Maile und A. Klenk: Werkstoffmodelldatenbank - 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

- [79] Xu, H.: Anwendung eines viskoplastischen Schädigungsmodells zur Beschreibung des Verformungs- und Versagensverhaltens einer hochtemperatur Schraubenverbindung, Dissertation, Universität Stuttgart, 1998
- [80] Shammas, 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
- [81] Riedel, H.: Lebensdauervorhersage bei behindertem Porenwachstum; in: Festigkeit und Verformung bei hoher Temperatur, Hrsg. K. Schneider, DGM-Informationsgesellschaft Verlag, Oberursel 1989
- [82] Hutchinson, L.W.: Acta Met. 31., pp. 1079 - 1088, 1983
- [83] 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
- [84] 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.
- [85] Rauch, M., K. Maile und M. Ringel: Numerical Calculation and Experimental Validation of Damage Development in 9 Cr Steels, 30. MPA-Seminar: Safety and Reliability in Energy Technology, Stuttgart, 2004.
- [86] 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
- [87] 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
- [88] 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
- [89] Tabuchi, M. et al.: Damage and life assessment of high Cr steel weldment, 6th NIMS-MPA-IfW Workshop, Tsukuba, Japan, 2007
- [90] 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, February 1991, ASME
- [91] Nelder, J. A., Mead, R.: A Simplex Method for Function Minimization, Computer J., Vol. 7, pp. 308 – 313, 1965

## 15 Anhang

### 15.1 Schweißgüter

Tabelle 15.1: Zeitstandsversuche an Schweißgut Alloy 617; (als Schweißgutproben niedergeschmolzen)

Bez.	Wst.	Art	T °C	Pro be	$\sigma$ MPa	Sta tus	Stand t (kh)	Dmssg. bei t (h)	( $\epsilon_p$ ) A <sub>i</sub> %	Z %	Bem.
5743	<b>A617</b>	UP	700	1	220	B		55	6,2	13	UP6170 Co mod
				2	175	B		294	5,6	11	
				3	140	B		3842	4,3	8,8	
5744	A617	E-Hand	700	1	220	B		396	0,97	3,1	6170 Co mod
				2	175	B		2605	1,14	1,9	
				3	140	B		32021	3,5	5,3	
5774	A617	WIG	700	1	220	B		2943	1,71	3,8	A6170 Co mod
				2	175	B		12585	2,1	9,8	
				3	140	E	34	32012	(0,50)		

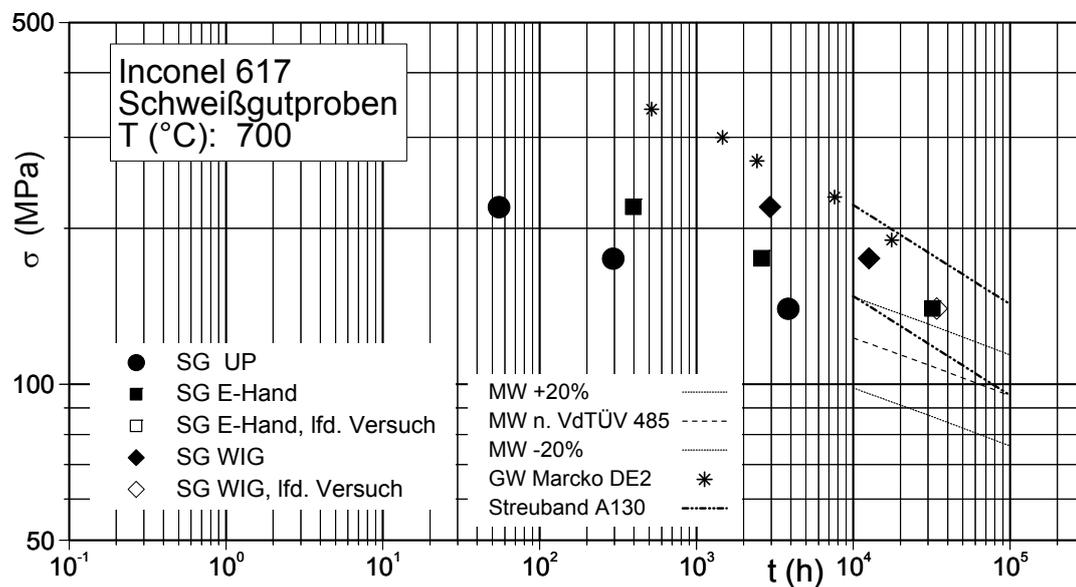
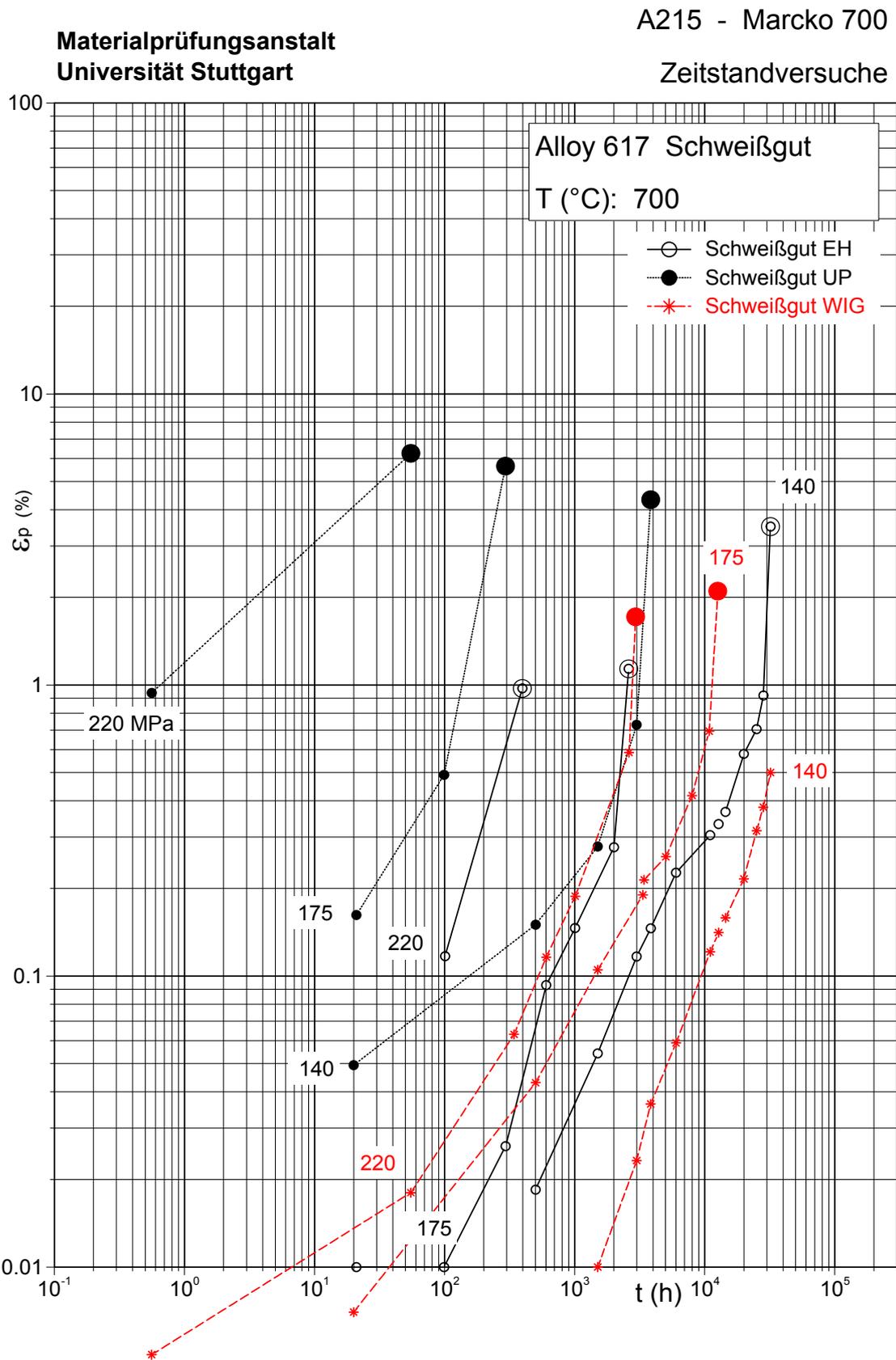


Bild 15.1: Zeitstandschaubild Alloy 617 mod; T = 700 °C

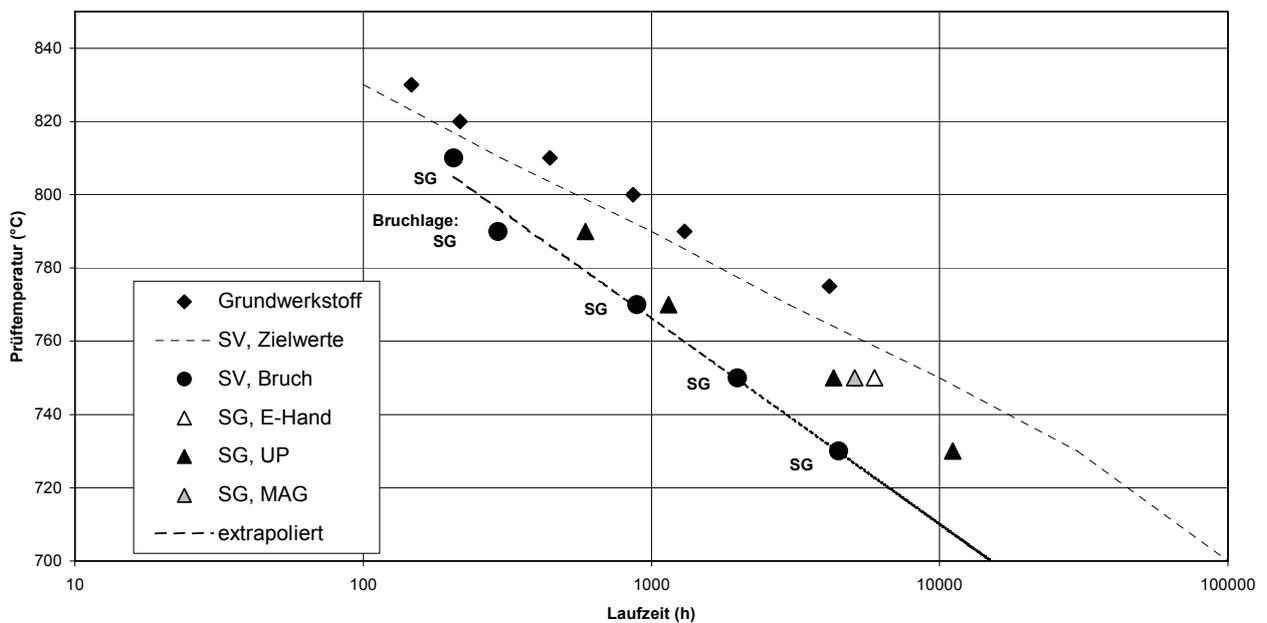


**Bild 15.2:** Kriechkurven Schweißgut (SG) Alloy 617 mod; T = 700 °C

**Tabelle 15.2:** Zeitstandversuche an Proben quer aus Schweißverbindungen mit Guss Alloy 617 (Probendurchmesser im Bereich des Schweißguts reduziert, sodass quasi eine Schweißgut-Prüfung erfolgt)

Bez.	Wst.	Art	T °C	Probe	$\sigma$ MPa	Status	Laufzeit t (h)	$(\epsilon_p) A_i$ %	Z %	Bem. [Ziel: $t_B$ in kh]
6360	<b>A617</b>	E-Hand	750	1	100	B	5493	1,5	8,8	Co mod
6360	A617	UP	790	4	100	B	590	40,2	48	Co mod
			770	5	100	B	1145	9,2	21	
			750	6	100	B	4280	25,1	35	
6361		UP	730	4	100	B	7001	14,6	27	
6361	A617	MAG	750	3	100	B	5076	1,5	4	Co mod

Incoloy 617, UP-Schweißverbindung: Isostress-Versuche 100 MPa



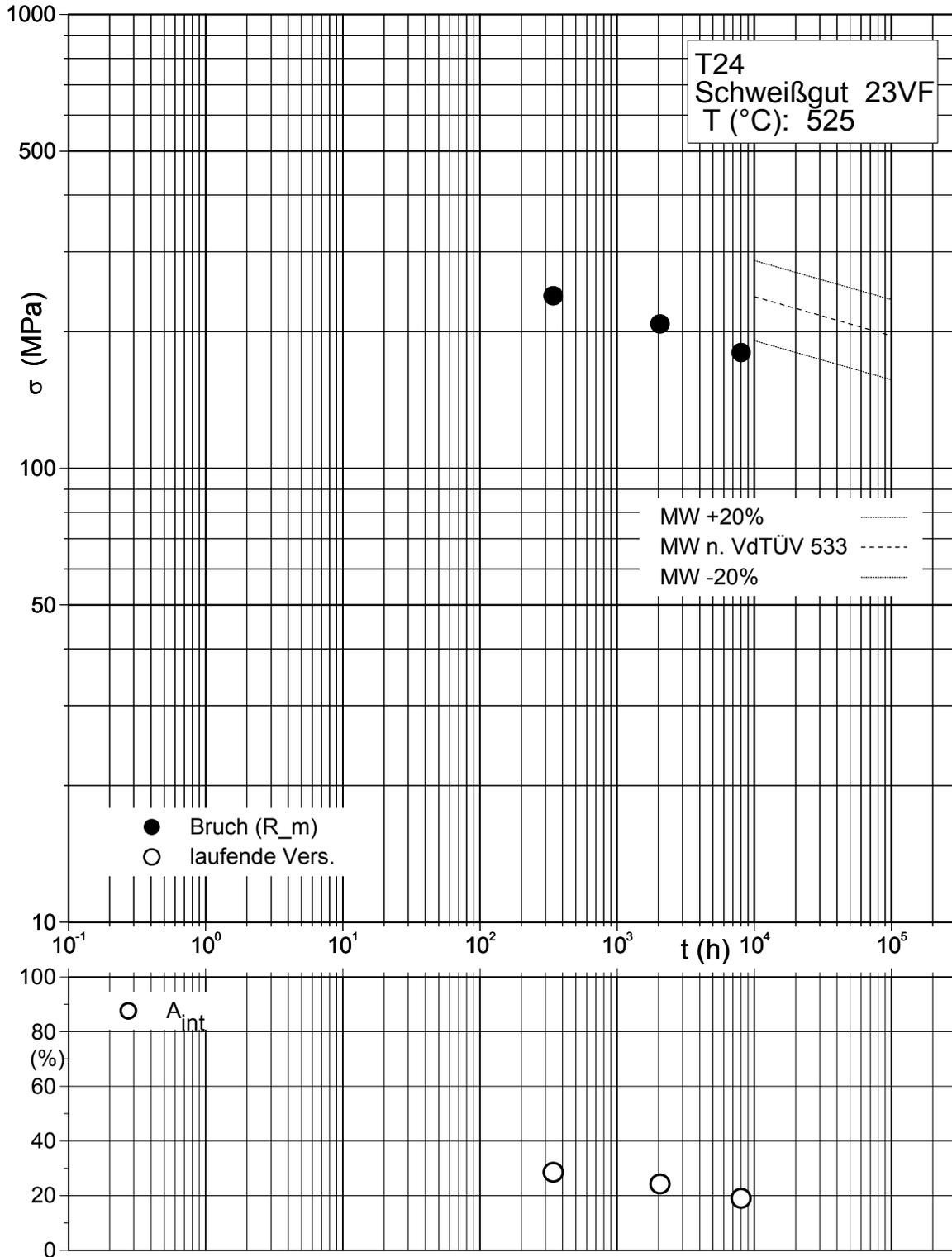
**Bild 15.3:** Zeitstandschaubild Alloy 617 mod; Isostressversuche

**Tabelle 15.3:** Zeitstandversuche an niedergeschmolzenem SG anderer Werkstoffe

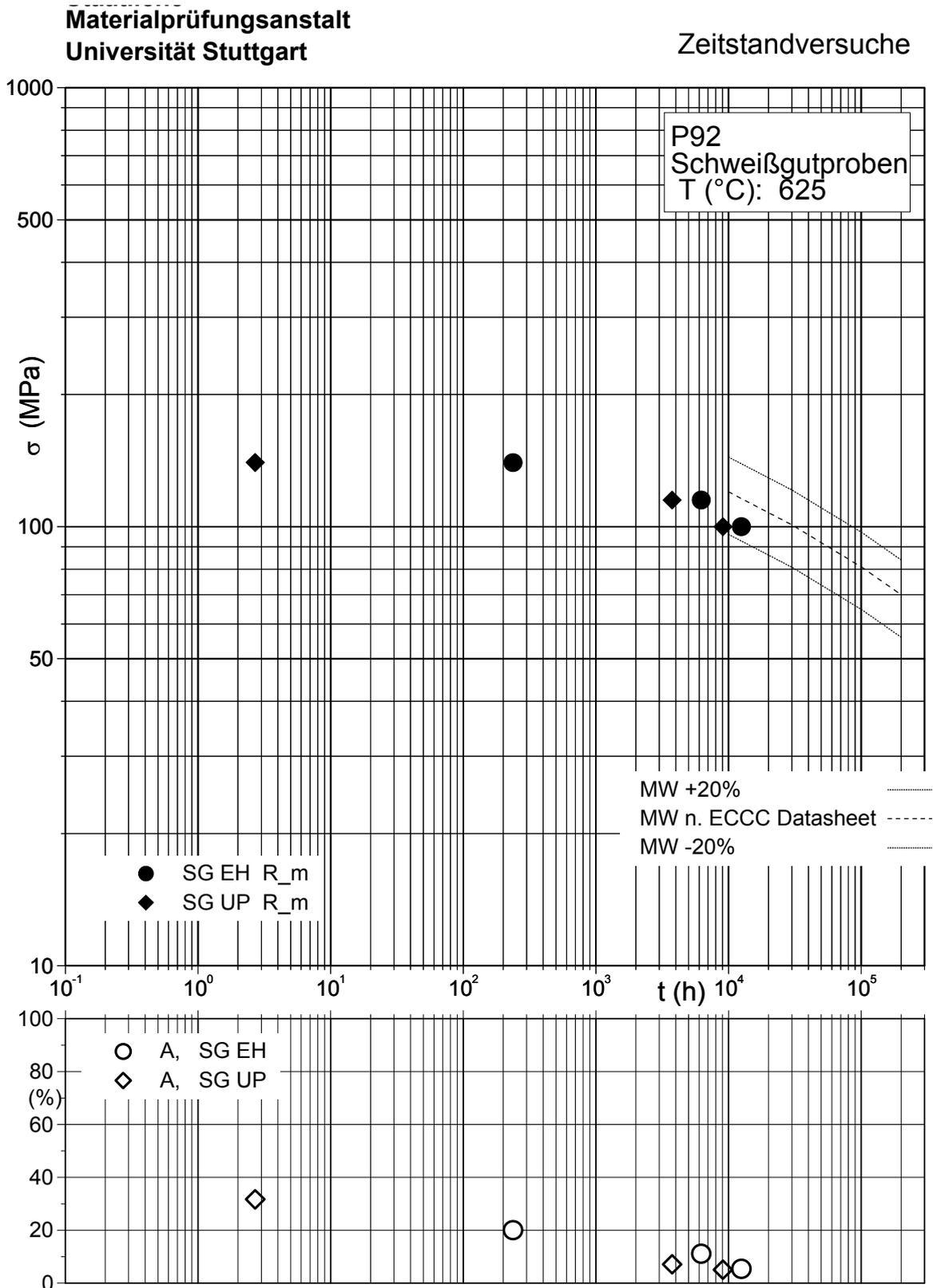
Bez.	Wst.	Art	T °C	Pro be	$\sigma$ MPa	Sta tus	Laufzeit t (h)	$(\varepsilon_p)$ A <sub>i</sub> %	Z %	Bem. [Ziel: t <sub>B</sub> in kh]
23VF	<u>T24</u>	WIG	525	1	240	B	342	28,5	84	[3]
				2	208	B	2051	24,2	81	[12]
				3	180	B	7996	19,0	57	[30]
23VA	<b>P92</b>	EH	625	1	140	B	237	20	65	[3]
				2	115	B	6222	11,1	21	[12]
				3	100	B	12481	5,4	14	[30]
23V7	<b>P92</b>	UP	625	1	140	B	2,7	31,7	86	[3]
				2	115	B	3750	7,1	8	[12]
				3	100	B	9079	5,0	15	[30]
23VB	<b>VM12</b>	EH	625	1	140	B	2625	7,1	12	[3]
				2	115	AG	4000	(1,46)		[12]
				3	100	B	9698	3,8	14	[30]
246P	<b>VM12</b>	UP	625	1	140	B	1371	12,8	31	[3]
				2	115	AG	2624	(1,49)		[12]
				3	100	AG	4000	(0,93)		[30]

**Materialprüfungsanstalt  
Universität Stuttgart**

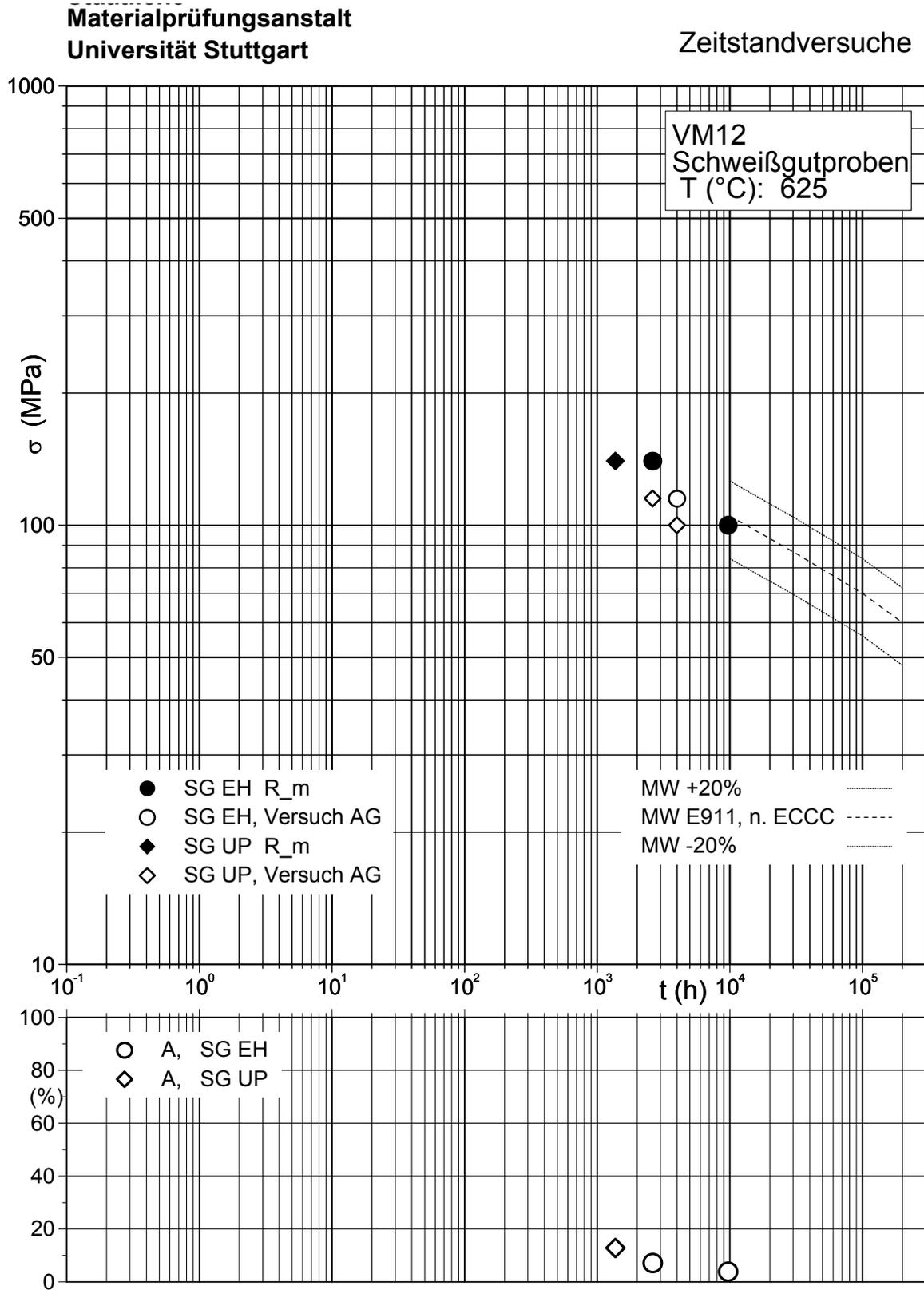
**Zeitstandversuche**



**Bild 15.4:** Zeitstandschaubild Schweißgut (SG) T24; T = 525 °C



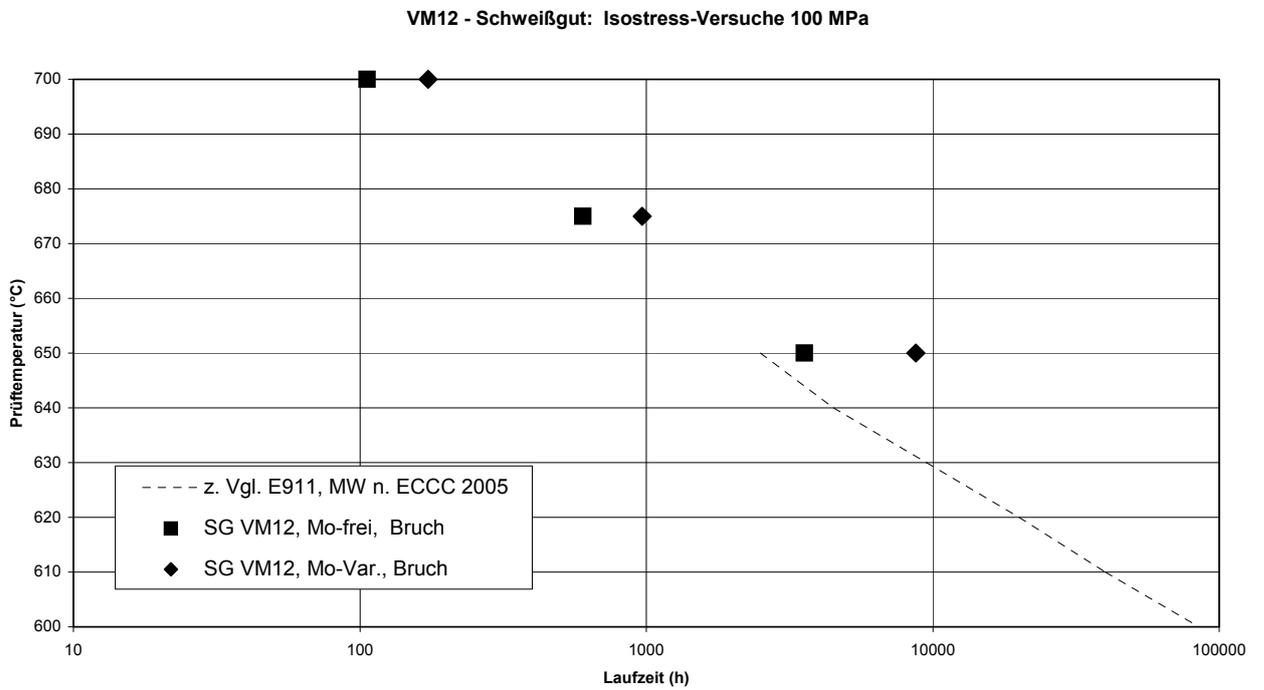
**Bild 15.5:** Zeitstandschaubild Schweißgut (SG) P92; T = 625 °C



**Bild 15.6:** Zeitstandschaubild Schweißgut (SG) VM12; T = 625 °C

**Tabelle 15.4:** VM12-Schweißgut, Einfluß Mo-Gehalt; Isostressversuche

Bez.	Wst.	Art	T °C	Pro be	$\sigma$ MPa	Sta tus	Stand t (h)	( $\epsilon_p$ ) A %	Z %
24UF	VM12	Mo-frei	650	1	100	B	3561	8,5	28
			675	2	100	B	600	10,5	22
			700	3	100	B	106	14,2	54
24UH	VM12	Mo-Var.	650	1	100	B	8714	3,4	8
			675	2	100	B	967	5,2	17
			700	3	100	B	173	9	37



**Bild 15.7:** Zeitstandschaubild VM12; Isostressversuche

## 15.2 Kesselrohr-Werkstoffe

Tabelle 15.5: Versuchsprogramm Zeitstandversuche an Kesselrohr-Wst. T24

Bez.	Art	T °C	Probe	$\sigma$ MPa	Sta tus	Dmssg. bei t (h)	$(\varepsilon_p)$ A <sub>i</sub> %	Z %	Bem. [Ziel: t <sub>B</sub> in kh] Bruchlage
T24	WIG	475	T15	360	AG	5650	(0,47)		
			T18	325	AG	19515	(0,50)		
			T16	315	AG	19515	(0,46)		
			T17	280	AG	19515	(0,27)		
			T41	260	AG	19515	(0,21)		
T24	WIG	525	T42	270	B	3153	15,3	83	GW
			T43	245	B	5104	1,6	4	SG
			T44	220	B	13691	3,4	23	WEZ
			T45	210	B	10947	1,0	18	SG
T24	WIG	575	T47	175	B	1269	1,8	8	SG
			T48	145	B	5327	1,6	4	WEZ
			T111	135	B	5666	2,1	10	SG

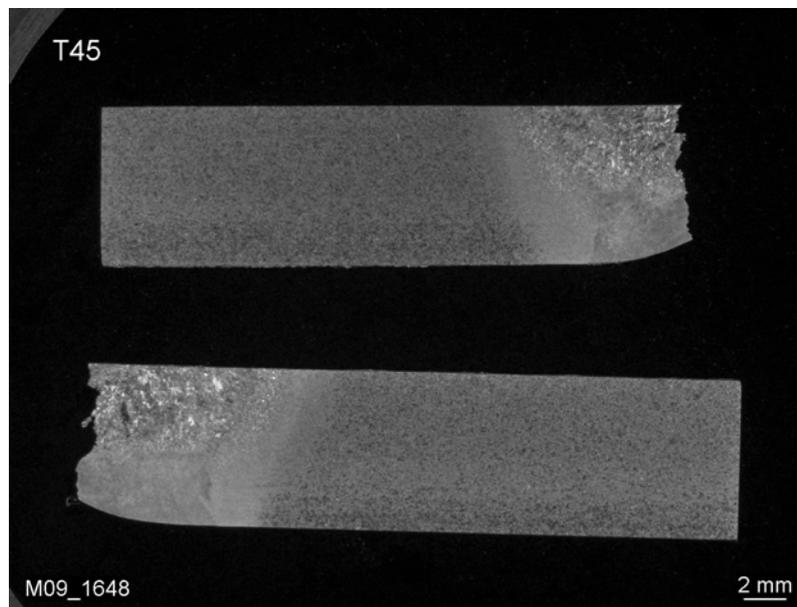
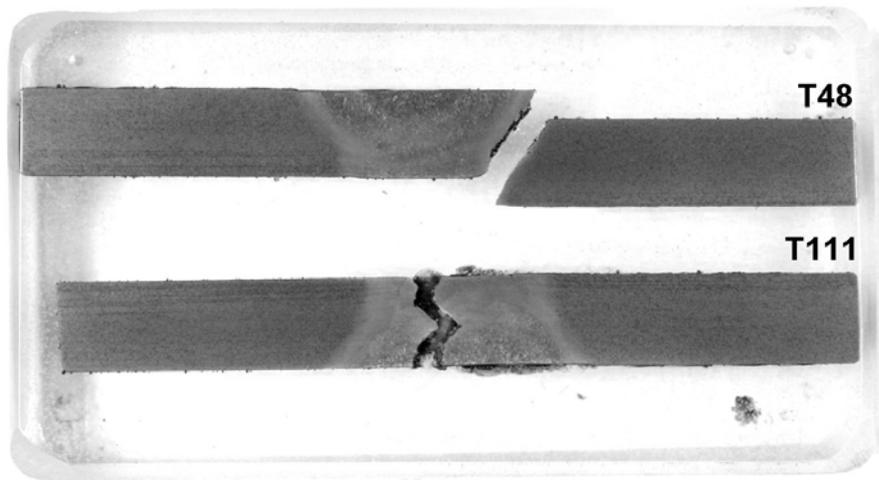
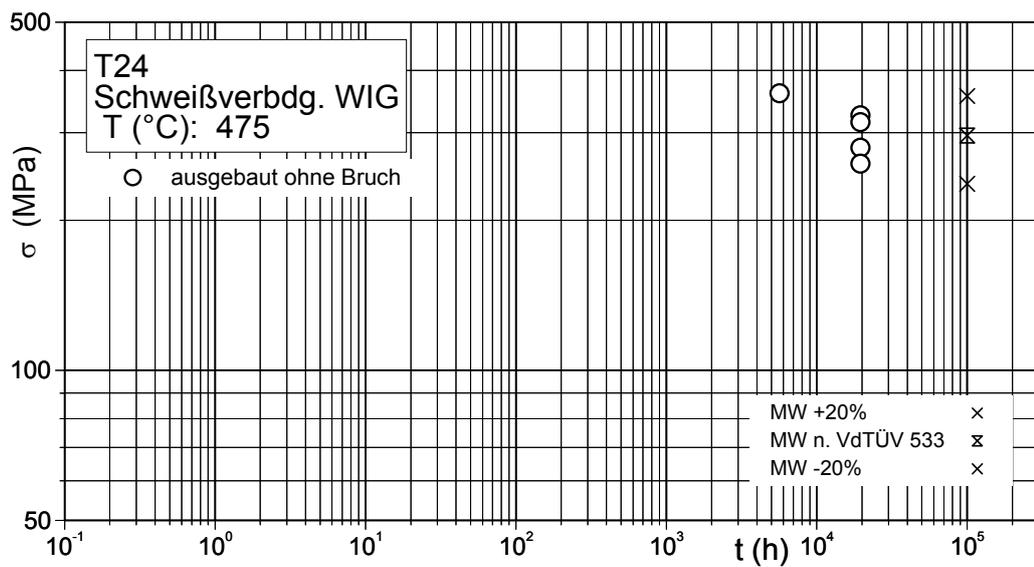


Bild 15.8: Schliff der Zeitstandprobe T45



M08\_1092

**Bild 15.9:** Schiffe der Zeitstandprobe T48 und T111



**Bild 15.10:** Zeitstandschaubild T24; T = 475 °C

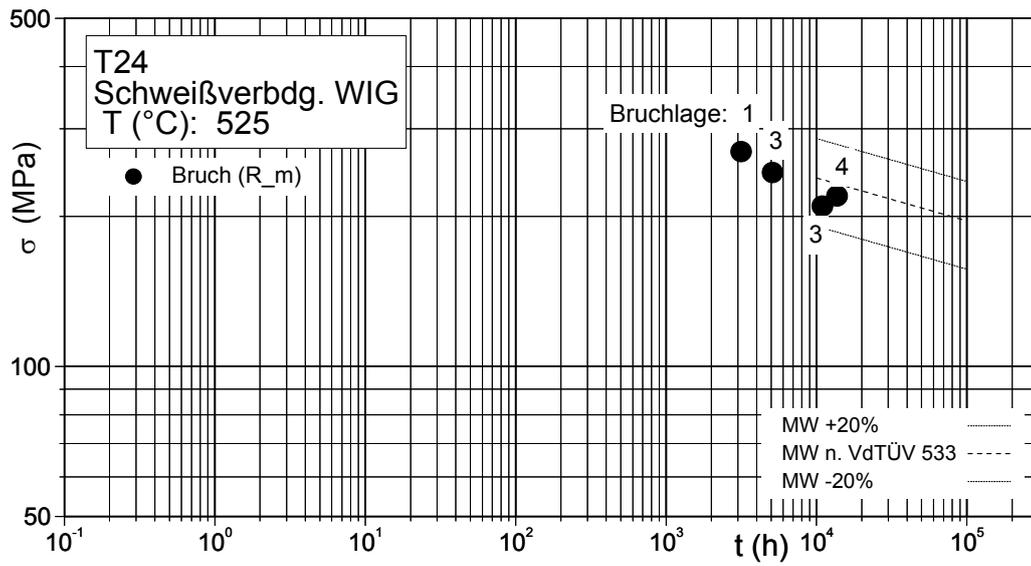


Bild 15.11: Zeitstandschaubild T24; T = 525 °C

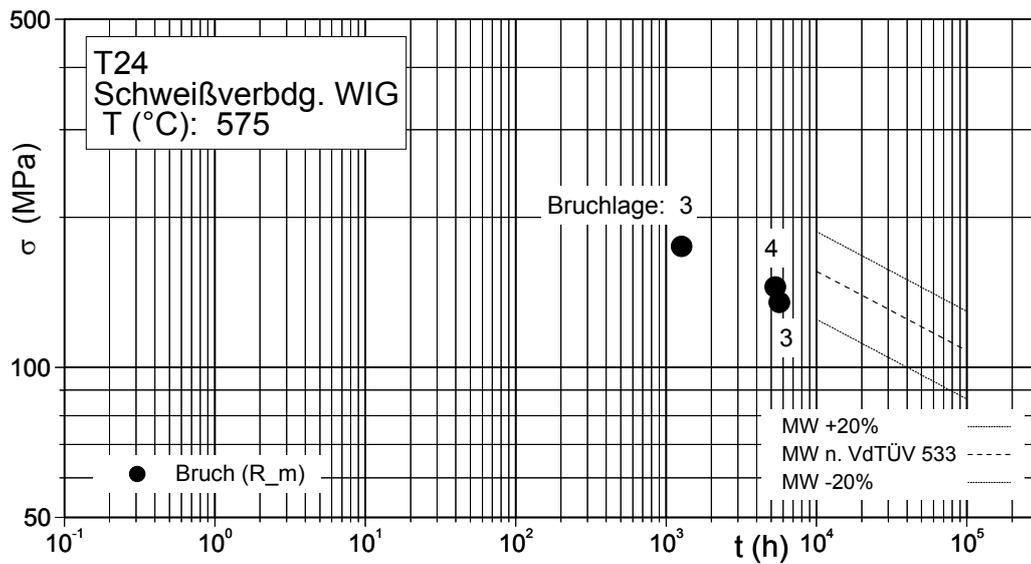
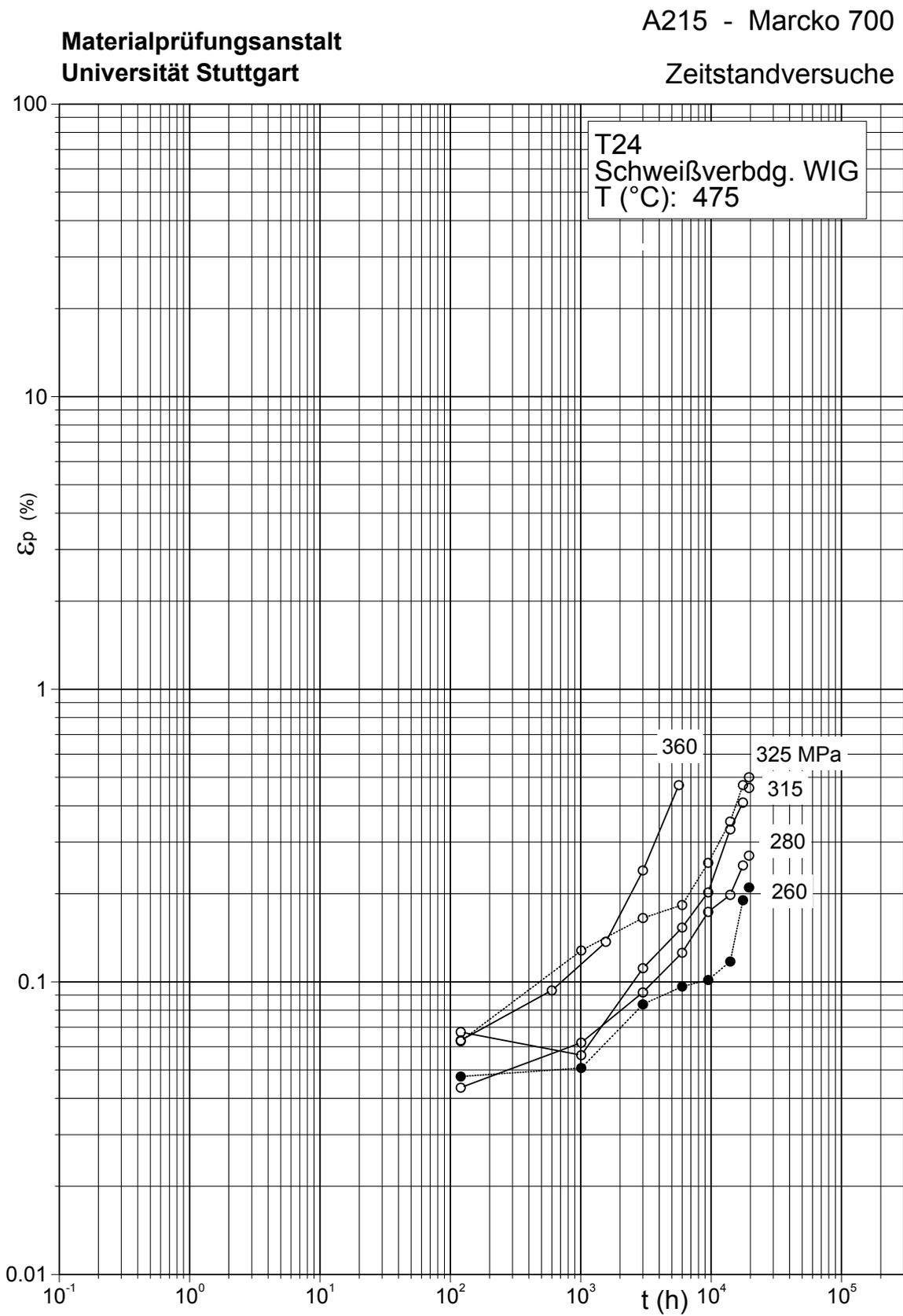


Bild 15.12: Zeitstandschaubild T24; T = 575 °C



**Bild 15.13:** Kriechkurven Schweißverbindungen WIG T24; T = 475 °C

Materialprüfungsanstalt  
Universität Stuttgart

A215 - Marcko 700

Zeitstandversuche

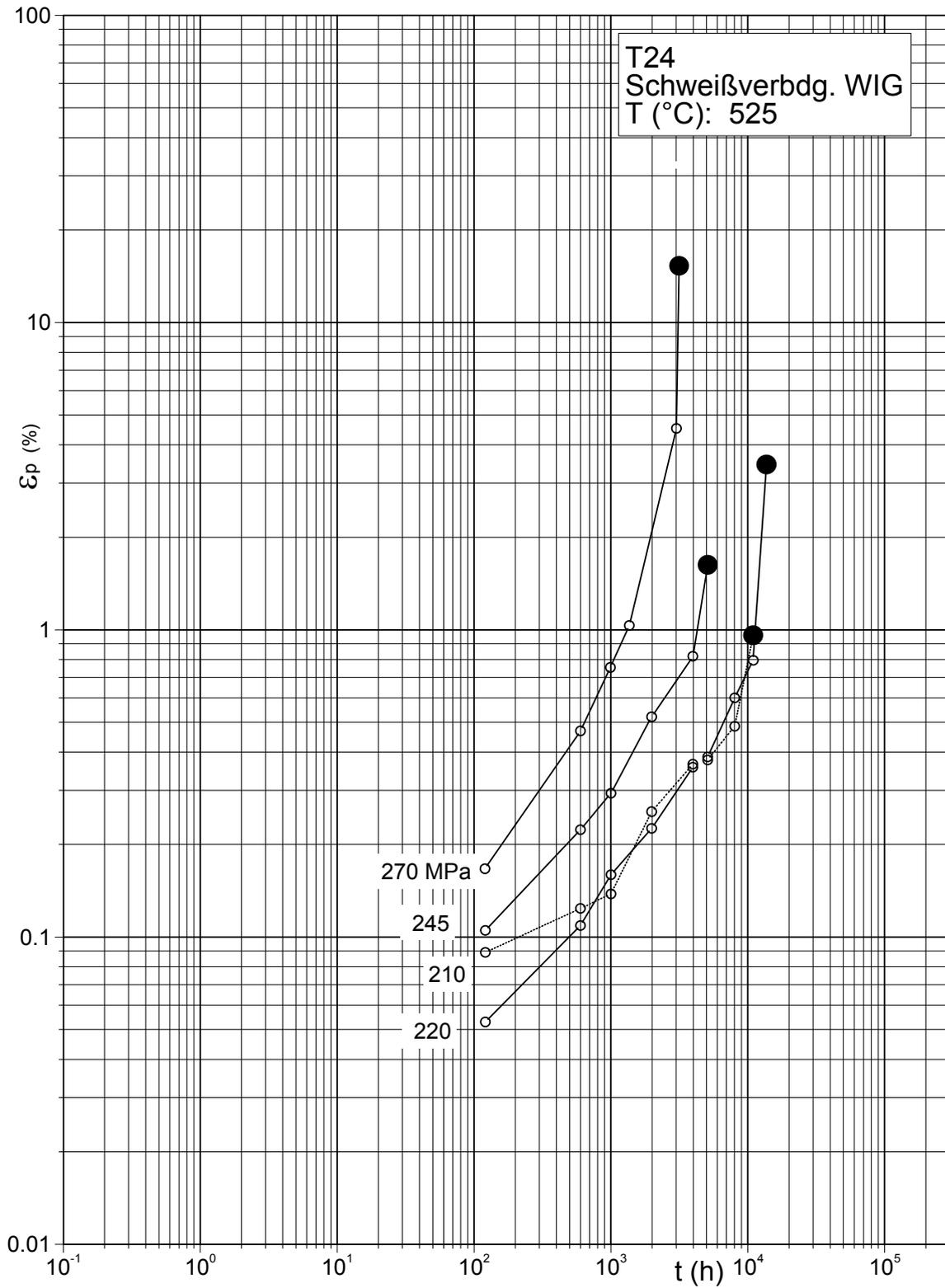
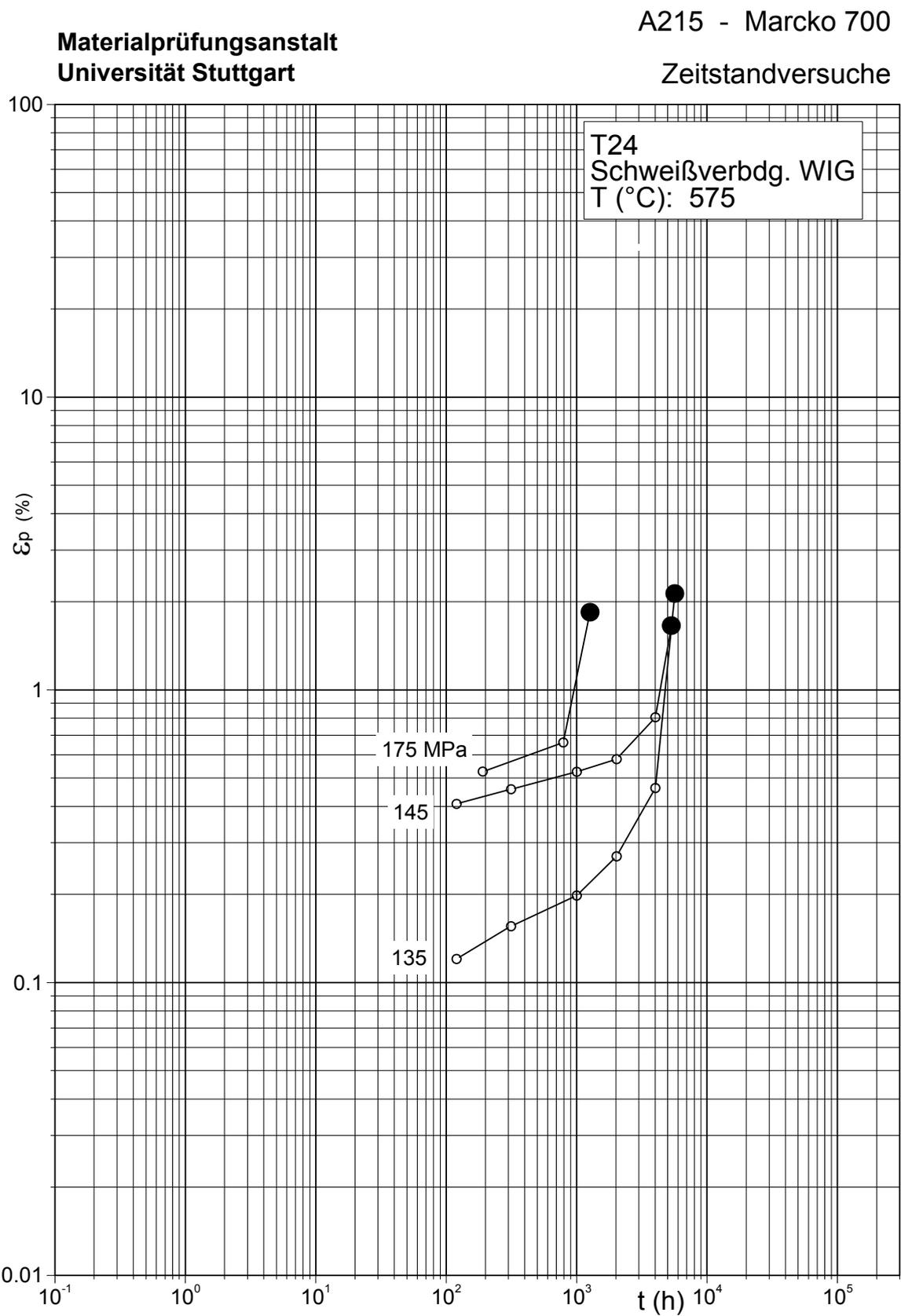


Bild 15.14: Kriechkurven Schweißverbindungen WIG T24; T = 525 °C



**Bild 15.15:** Kriechkurven Schweißverbindungen WIG T24; T = 575 °C

Tabelle 15.6: Versuchsprogramm Zeitstandversuche an KR-Wst. VM12

Bez.	Art	T °C	1) Probe	$\sigma$ MPa	Sta tus	t (h)	( $\epsilon_p$ ) A <sub>i</sub> %	Z %	Bem. [Ziel: t <sub>B</sub> in kh] Bruchlage
VM12	WIG	525	AV11	310	B	120	11,9	80	GW
			V31	280	B	1182	9,2	75	GW
			AV12	260	B	612	5,6	79	GW
			V32	255	B	6515	9,1	47	WEZ
			AV13	245	B	7002	12,3	80	GW
VM12	WIG	575	V33	213	B	2159	7,7	18,8	WEZ
			AV14	204	B	5638	3,0		WEZ
			V34	188	B	6049	5,0	56,3	WEZ
			AV44	179	B	8944	4,1	23	WEZ
			V41	172	B	14557	5,0	-	WEZ
VM12	WIG	625	AV42	140	B	800	4,9		WEZ
			V42	140	B	265	7,4	52	WEZ
			AV43	105	B	3668	2,5	24	WEZ
			V43	105	B	3394	3,3	32	WEZ

Lastniveaus gewählt auf Basis der Mittelwerte nach ECCN Datasheet E911

<sup>1)</sup> unterstr. Probenbez.: Probe aus RN Alstom, andere: Proben aus RN Hitachi

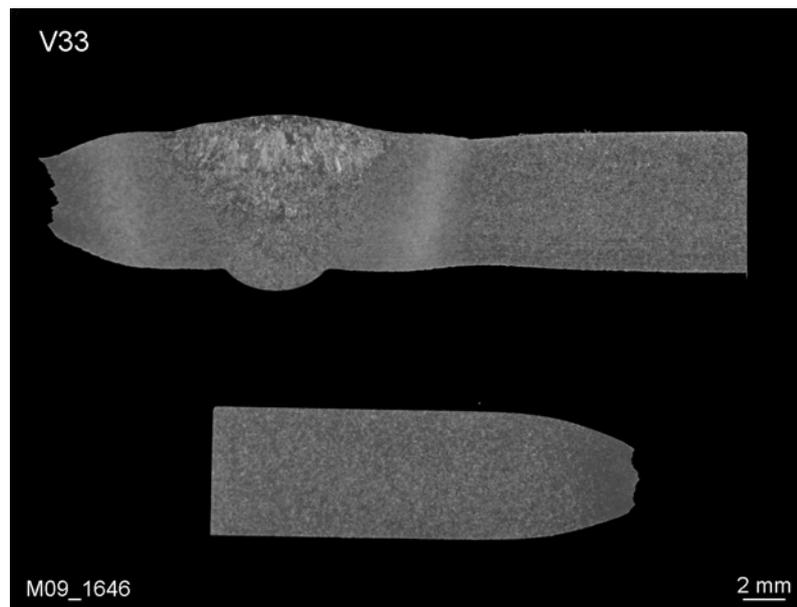


Bild 15.16: Schliff der Zeitstandprobe V33

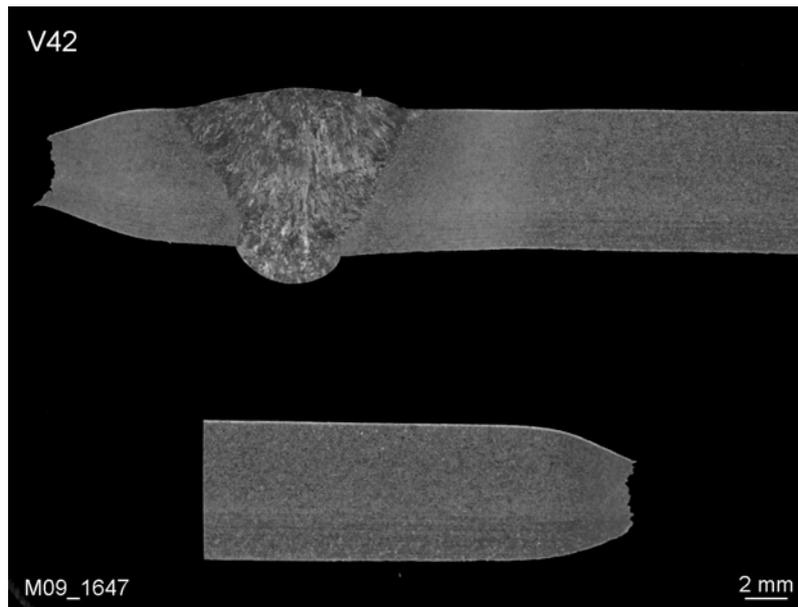
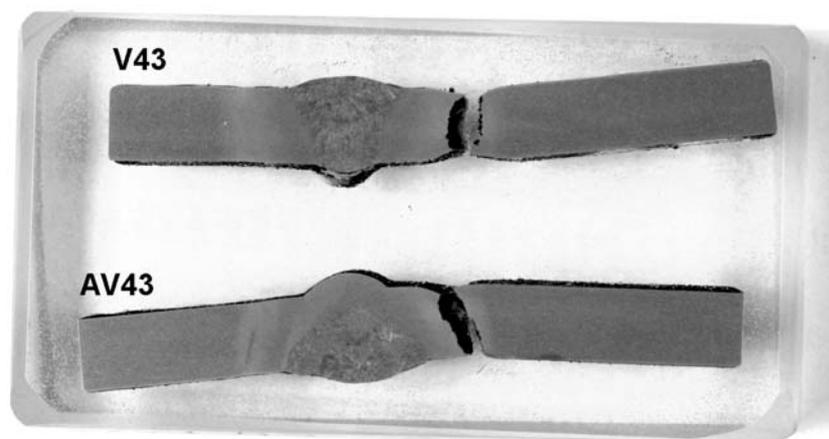


Bild 15.17: Schliff der Zeitstandprobe V42



M08\_1093

Bild 15.18: Schliffe der Zeitstandproben V43 und AV43

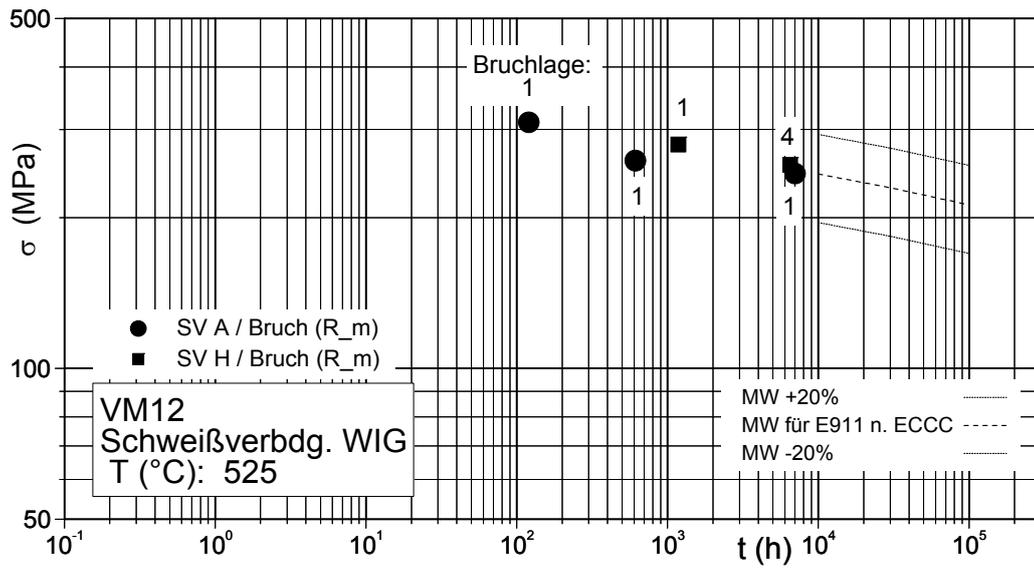


Bild 15.19: Zeitstandschaubild VM12; T = 525 °C

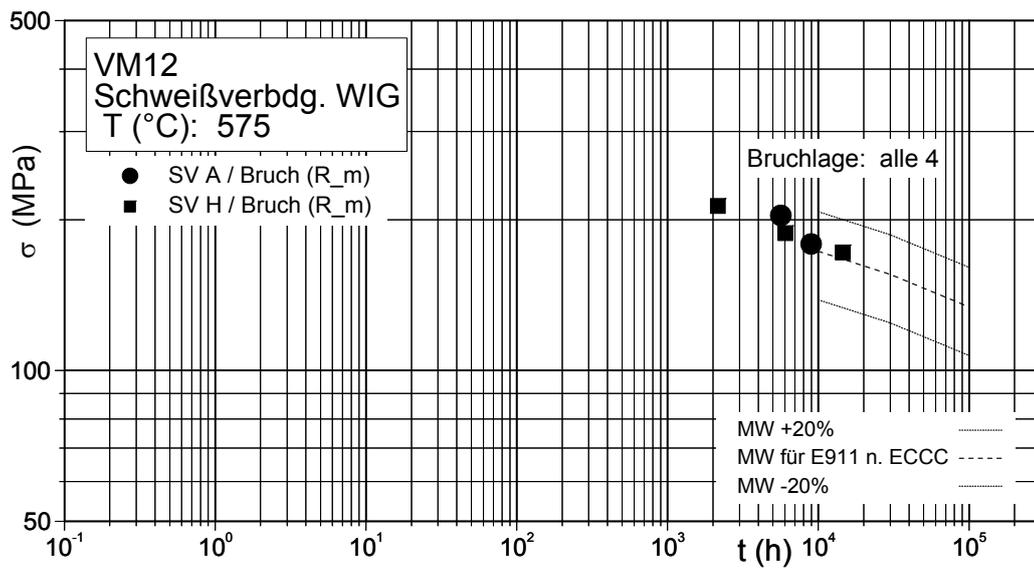


Bild 15.20: Zeitstandschaubild T24; T = 575 °C

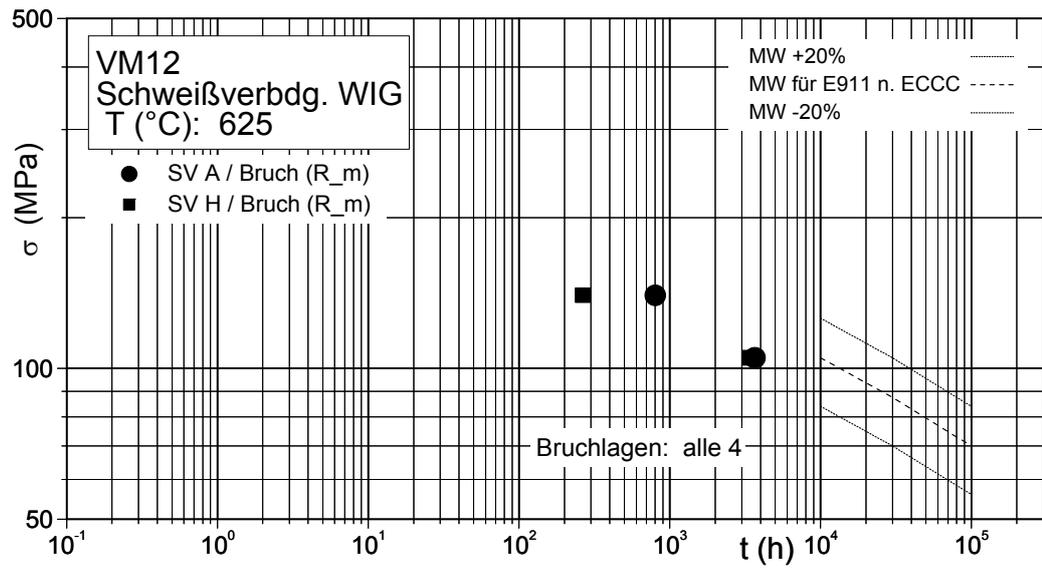
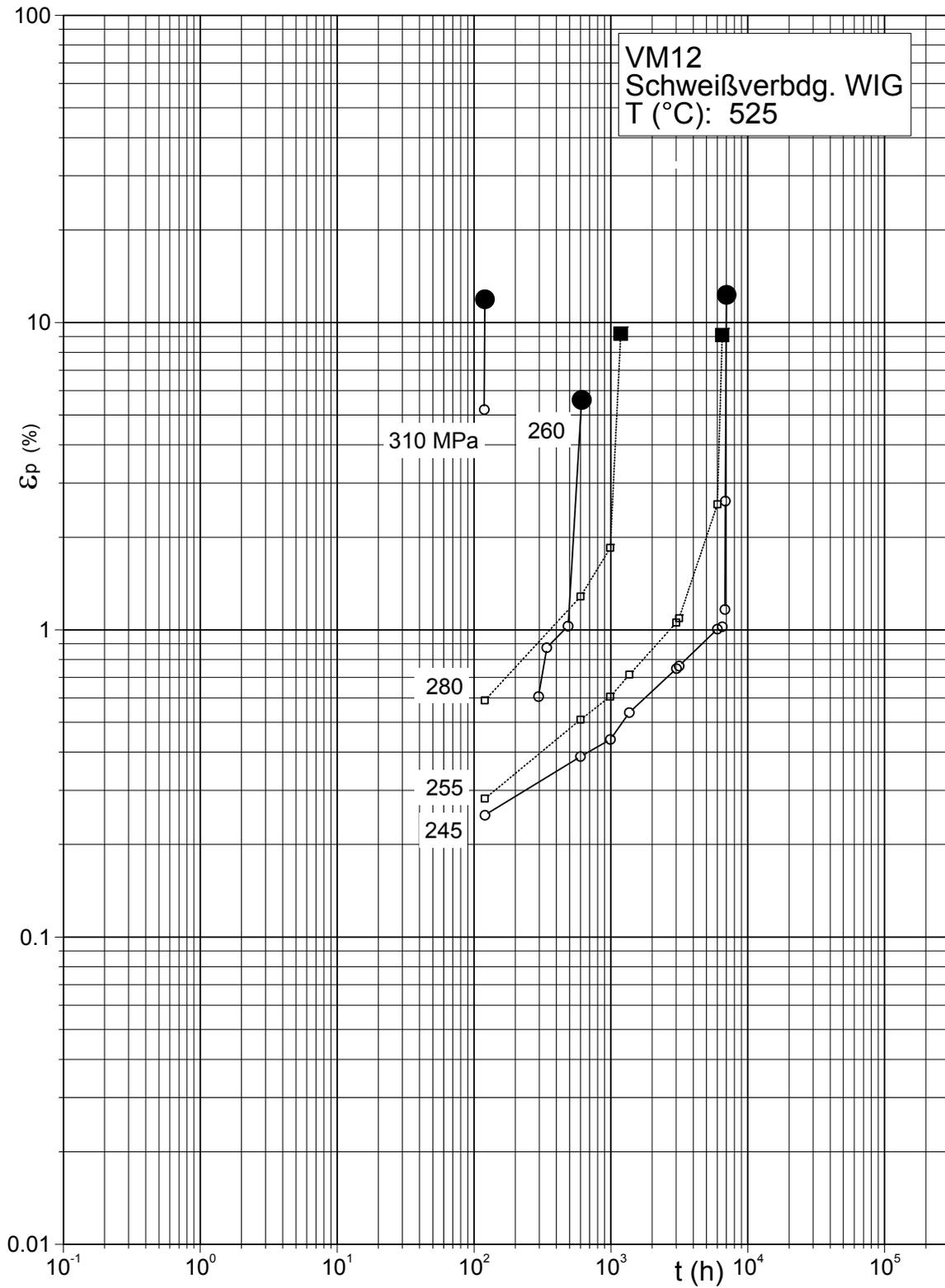


Bild 15.21: Zeitstandschaubild T24; T = 625 °C

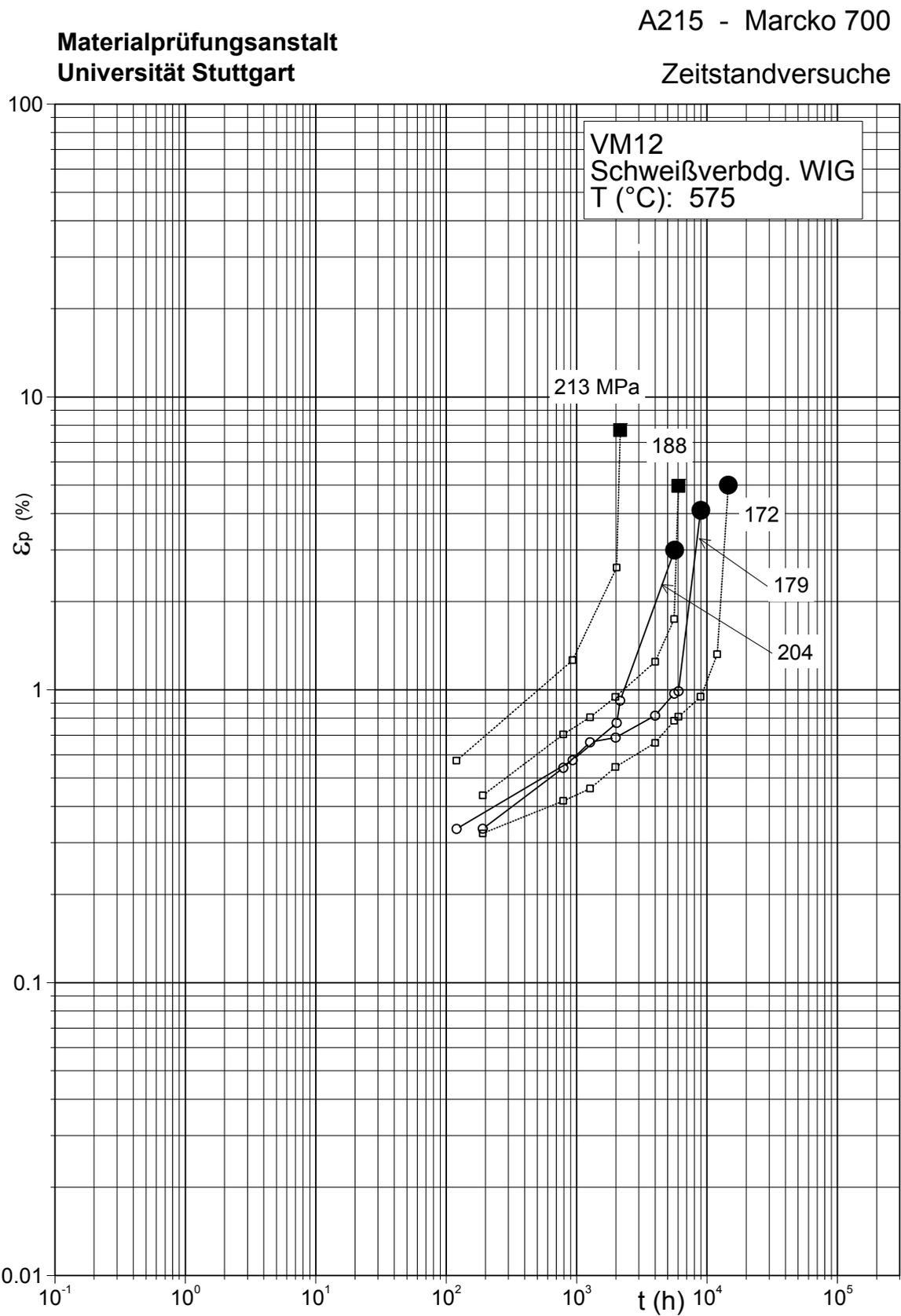
**Materialprüfungsanstalt  
Universität Stuttgart**

**A215 - Marcko 700**

**Zeitstandversuche**



**Bild 15.22:** Kriechkurven Schweißverbindungen WIG VM12; T = 525 °C

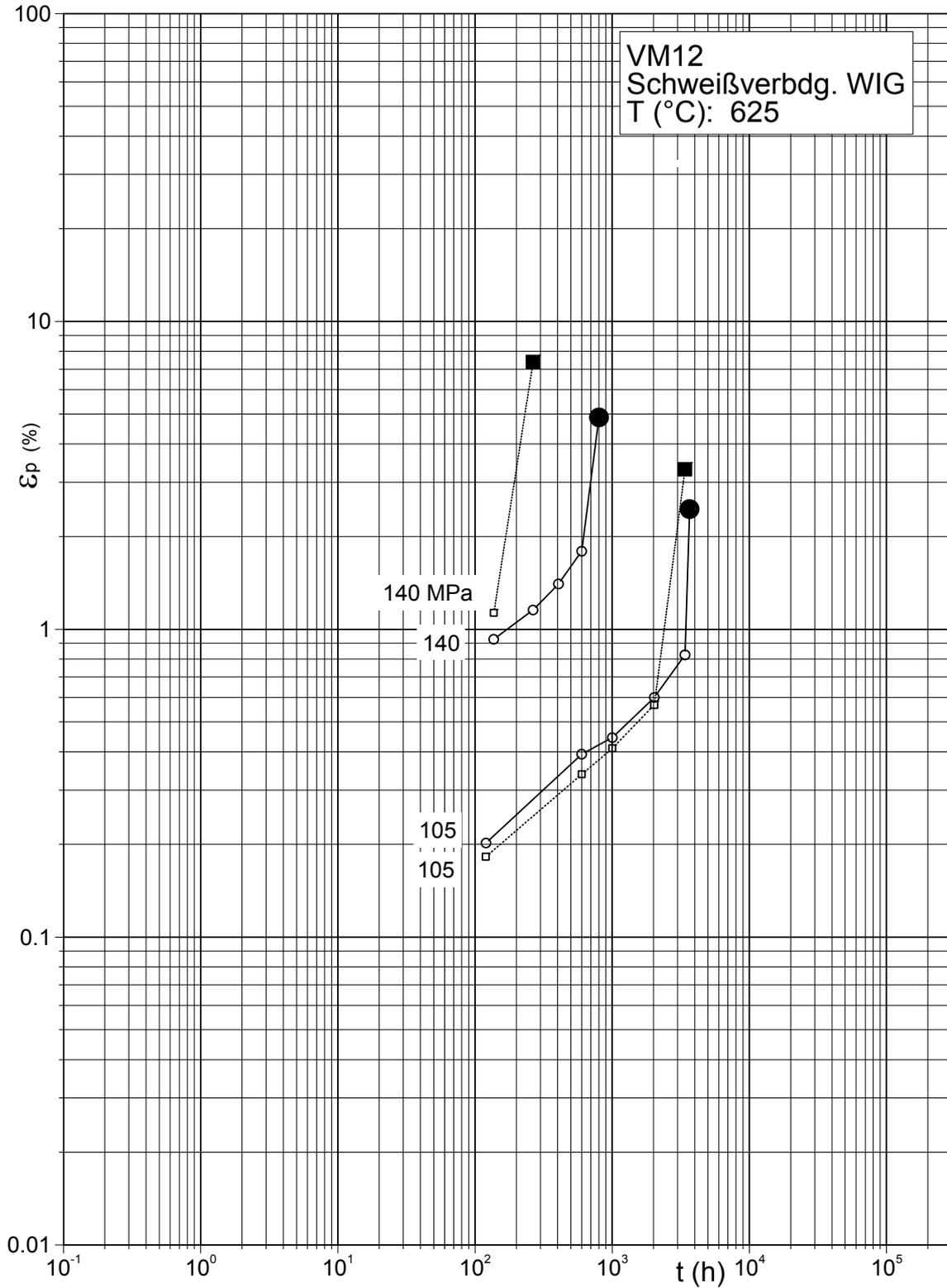


**Bild 15.23:** Kriechkurven Schweißverbindungen WIG VM12; T = 575 °C

**Materialprüfungsanstalt  
Universität Stuttgart**

**A215 - Marcko 700**

**Zeitstandversuche**

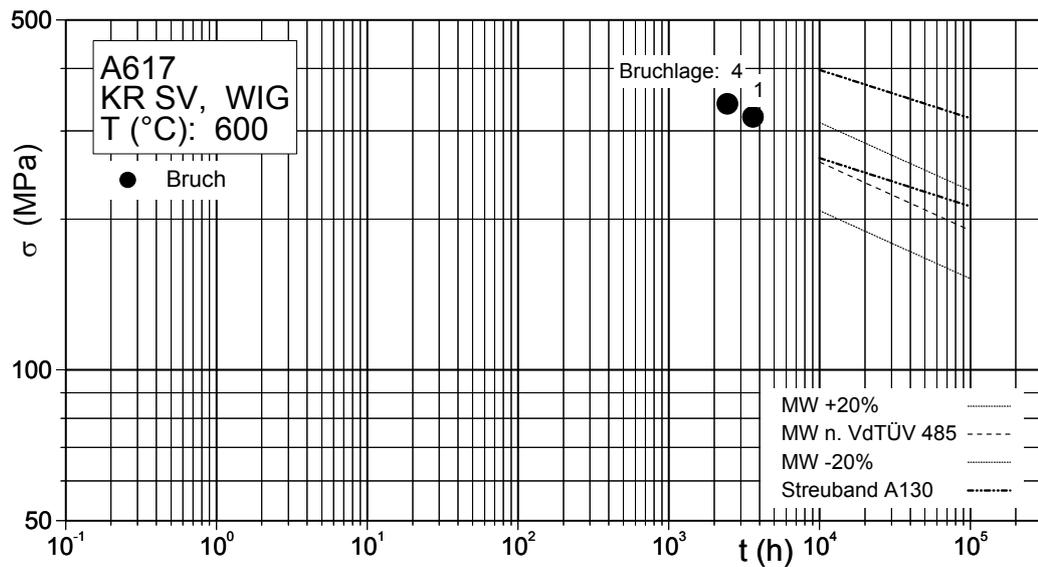


**Bild 15.24:** Kriechkurven Schweißverbindungen WIG VM12; T = 625 °C

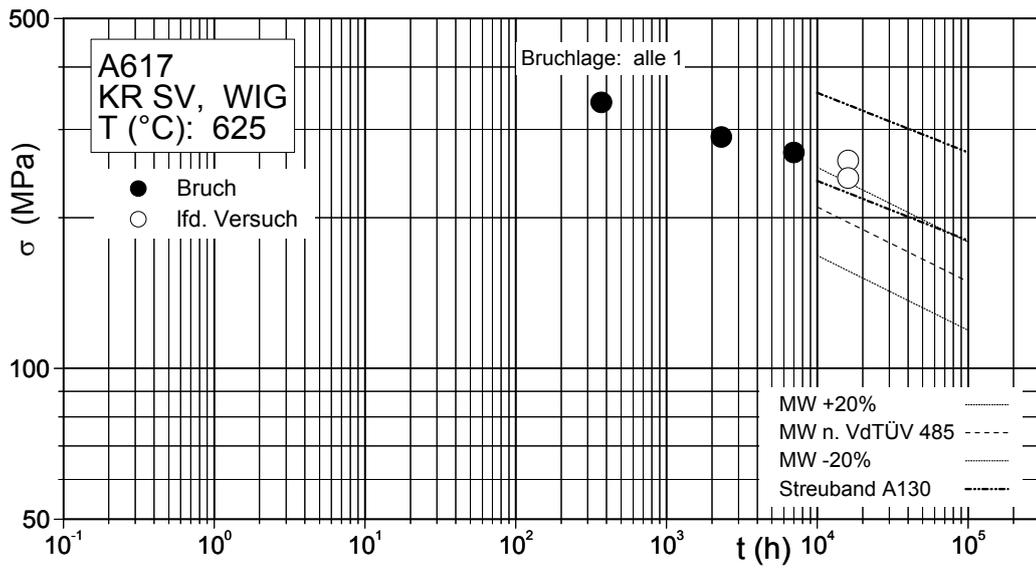
**Tabelle 15.7:** Versuchsprogramm Zeitstandversuche an KR-Wst. Alloy 617

Bez.	Art	T °C	Pro be	$\sigma$ MPa	Sta tus	Stand t (kh)	Dmssg. bei t (h)	$(\epsilon_p) A_i$ %	Z %	Bem. [Ziel: $t_B$ (kh)] Bruchlage
A617	WIG	600	171	340	B		2450	8,4	-	WEZ
			172	320	B		3612	3,0	2,4	GW
A617	WIG	625	173	340	B		369	5,6	24	GW
			174	290	B		2310	2,5	23	GW
			201	270	B		6983	2,2	5,1	GW
			202	260	E	18	18006	(0,43)		[30]
			203	240	E	18	18006	(0,30)		[50]
A617	WIG	650	204	270	B		2998	1,6	-	WEZ
			211	240	B		6388	0,6	-	WEZ
			212	215	E	4,5	4030	(0,11)		[30]
A617	WIG	675	213	270	AGF		20	(0,01)		
			214	215	B		3326	0,68	8,7	WEZ
			241	200	E	3,5	3326	(0,14)		[20]

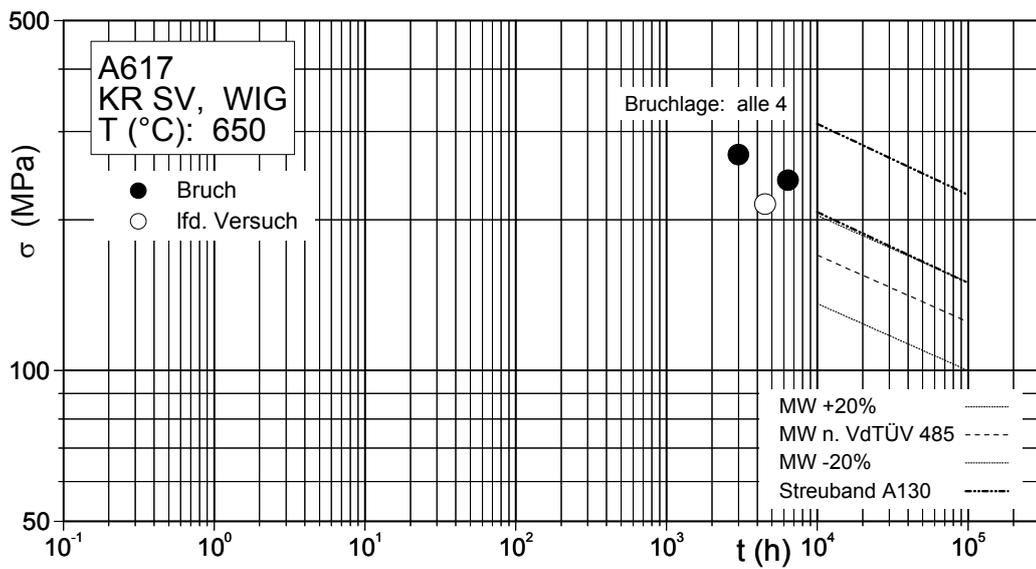
Lastniveaus gewählt auf Basis der Mittelwerte nach A130 / Marcko DE2



**Bild 15.25:** Zeitstandschaubild Alloy 617 mod.; T = 600 °C



**Bild 15.26:** Zeitstandschaubild Alloy 617 mod.; T = 625 °C



**Bild 15.27:** Zeitstandschaubild Alloy 617 mod.; T = 650 °C

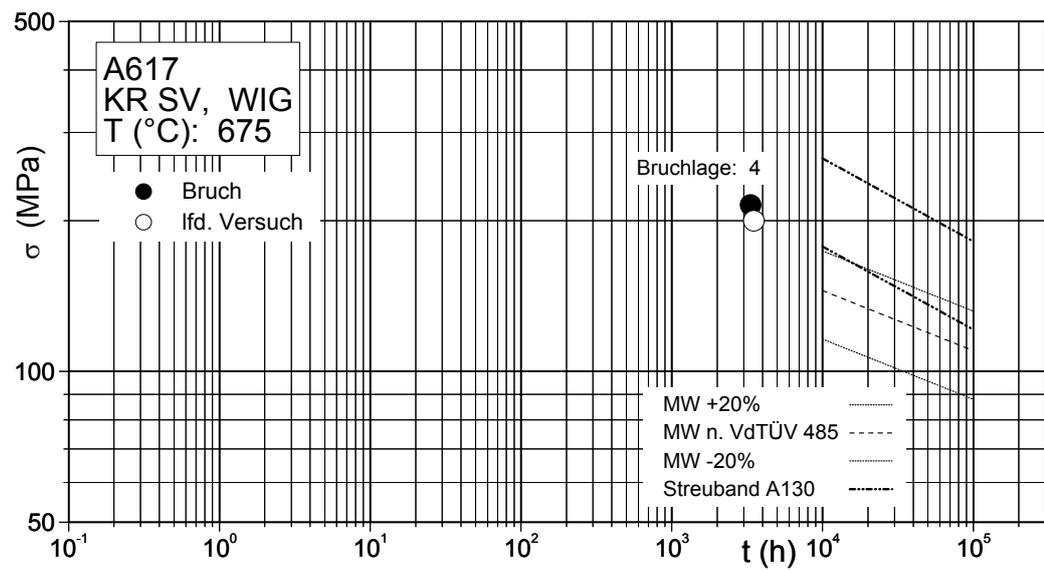
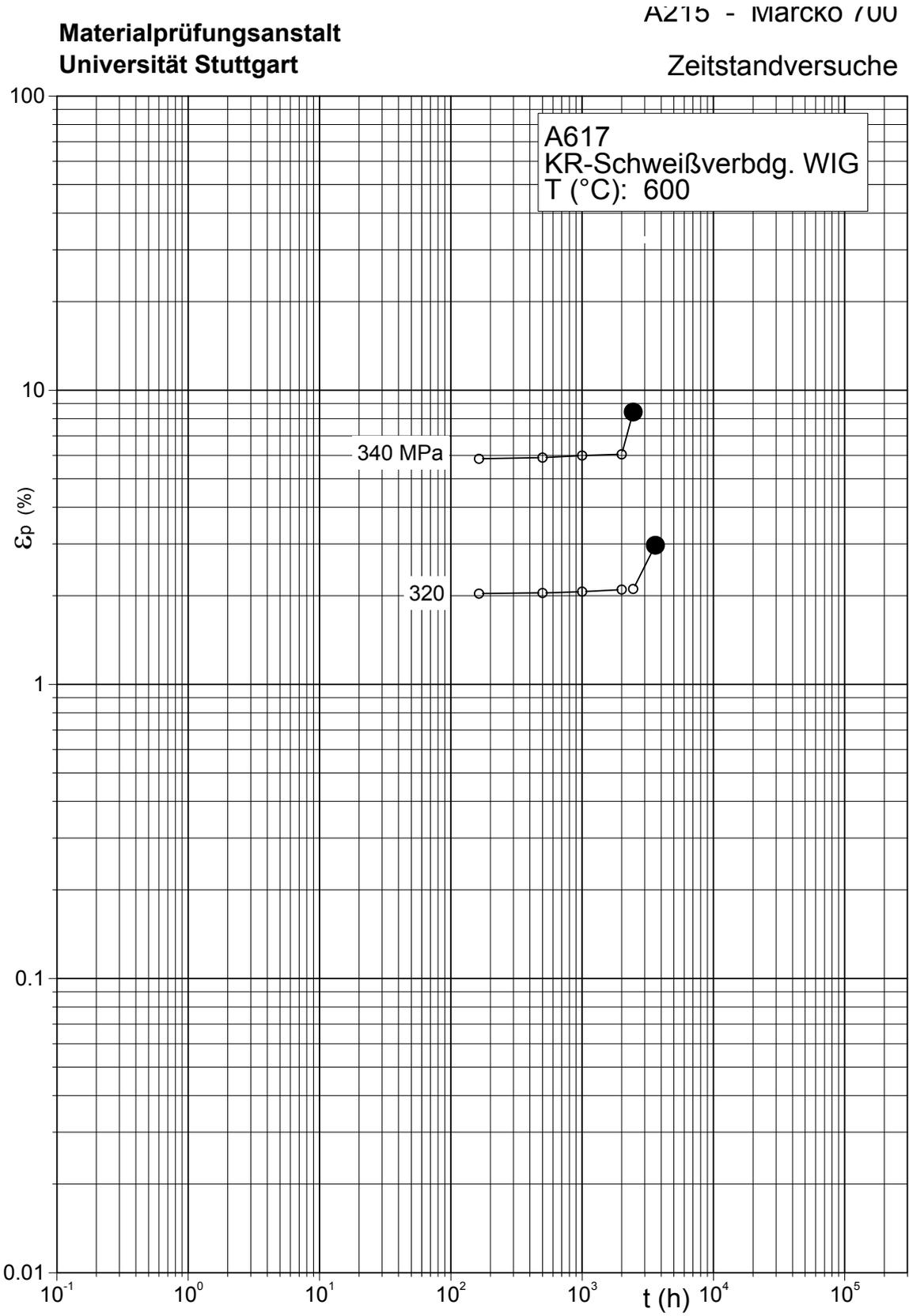


Bild 15.28: Zeitstandschaubild Alloy 617 mod.; T = 675 °C



**Bild 15.29:** Kriechkurven Schweißverbindungen WIG Alloy 617 mod.; T = 600 °C

Materialprüfungsanstalt  
Universität Stuttgart

A215 - Marcko 700  
Zeitstandversuche

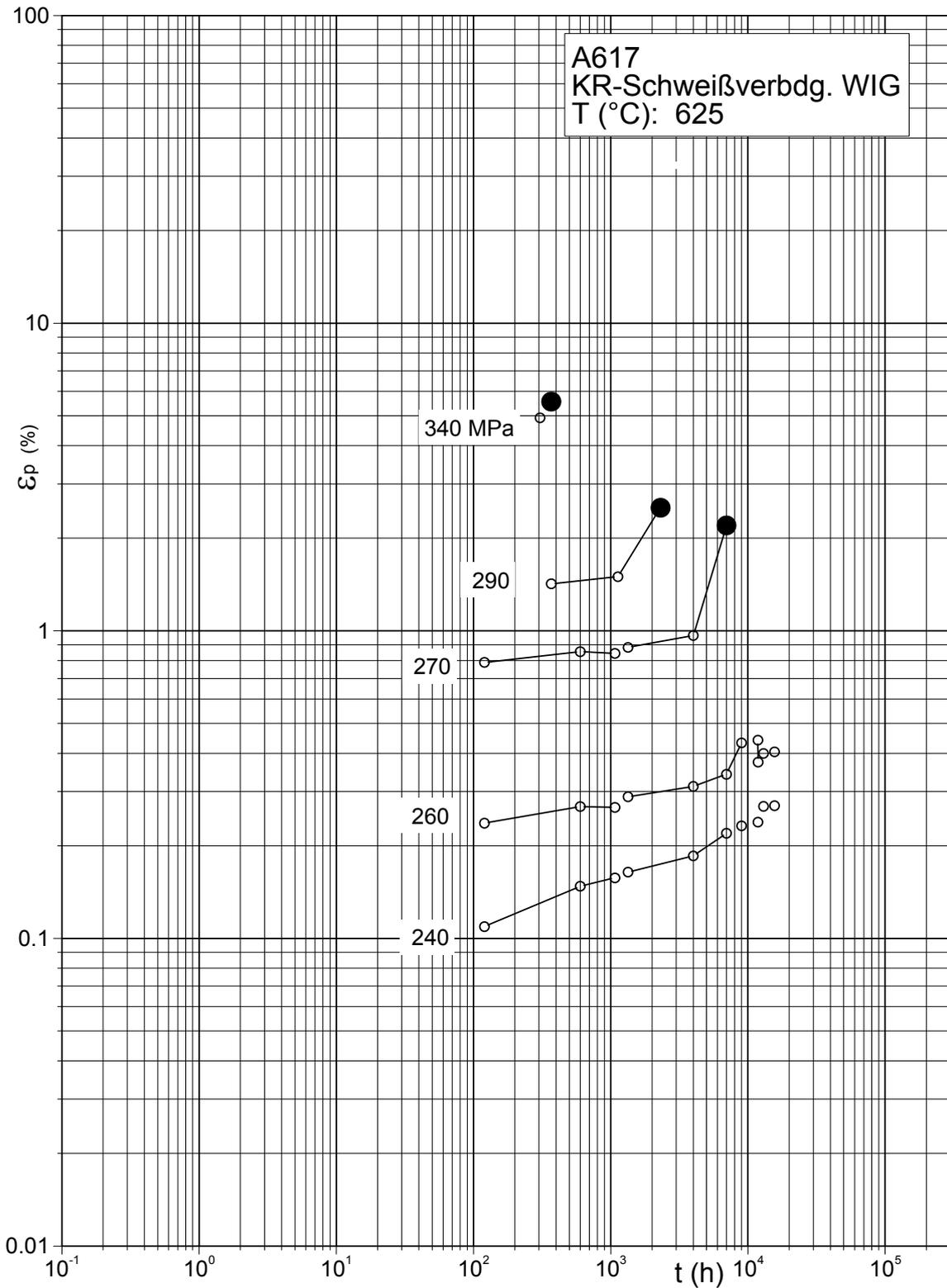
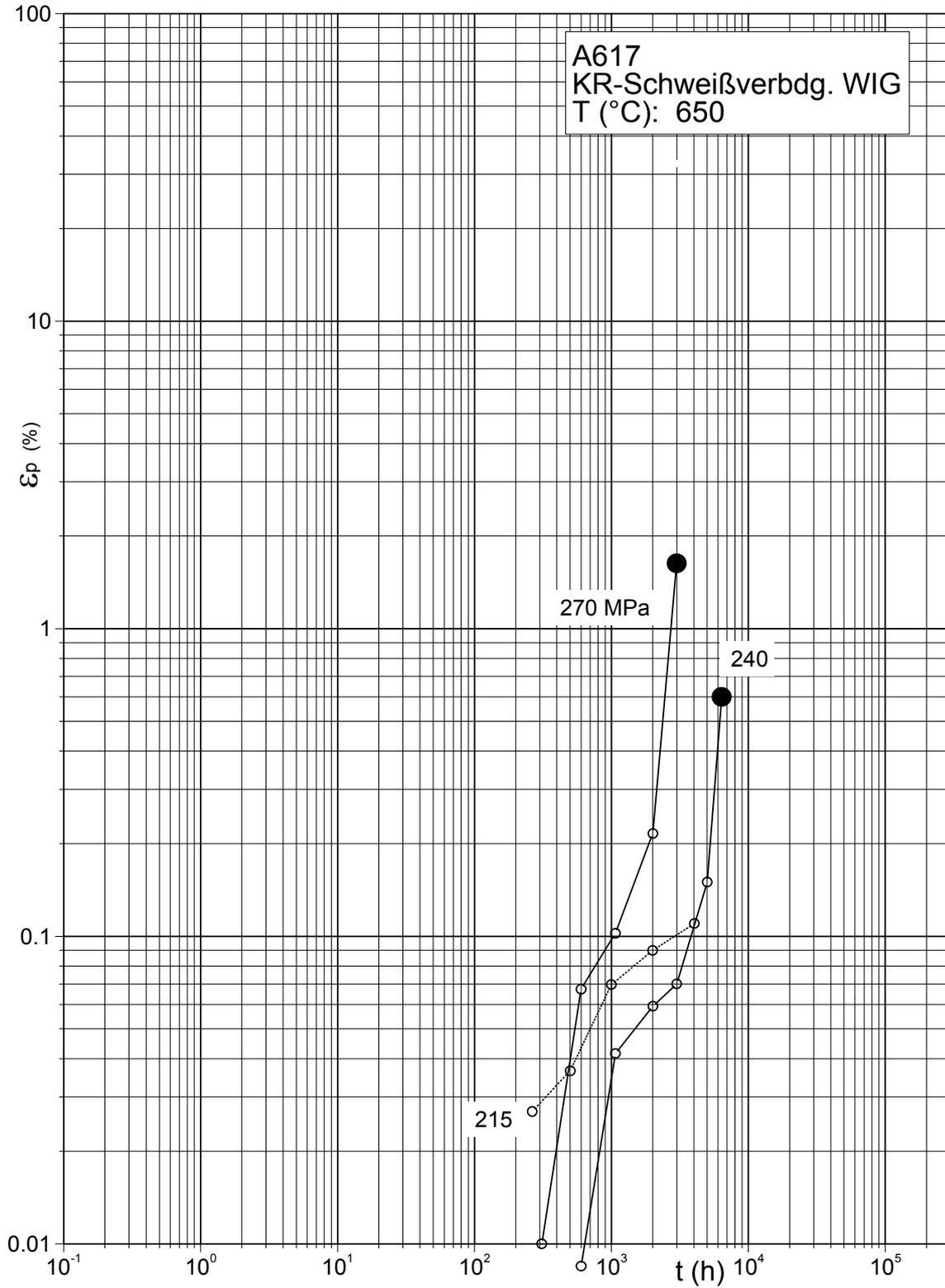


Bild 15.30: Kriechkurven Schweißverbindungen WIG Alloy 617 mod.; T = 625 °C

**Materialprüfungsanstalt  
Universität Stuttgart**

**A215 - Marcko 700**

**Zeitstandversuche**



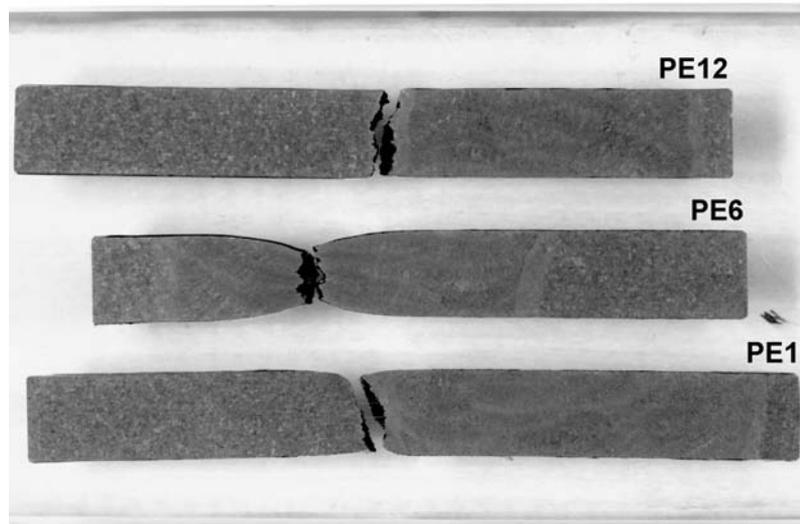
**Bild 15.31:** Kriechkurven Schweißverbindungen WIG Alloy 617 mod.; T = 650 °C

### 15.3 Sammler-Werkstoffe

Tabelle 15.8: Versuchsprogramm Zeitstandversuche an Sammler-Wst. P92

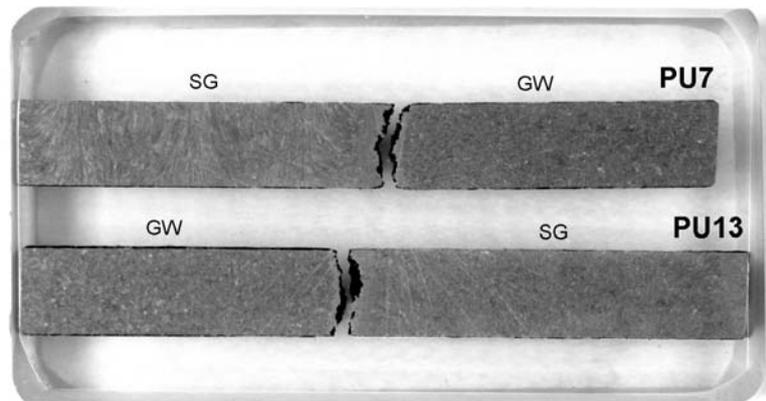
Bez.	Art	T °C	Probe	$\sigma$ MPa	Status	Stand t (kh)	Dmssg. bei t (h)	$(\varepsilon_p)$ A <sub>i</sub> %	Z %	Bem. [Ziel: t <sub>B</sub> in kh] Bruchlage
P92	EH	600	PE 1	175	B	16	1558	5,4	23	[3] WEZ
			PE 2	150	B		9361	3,2	6,5	[12] WEZ
			PE 3	140	B		6306	2,9	6,5	[20] WEZ
			PE 4	130	B		15222	2,5	5,9	[30] WEZ
			PE 5	115	E		13025	(1,23)	[50]	
P92	EH	625	PE 6	140	B	16	1519	10	58	[3] SG
			PE 7	115	B		3297	2,3	6,4	[12] SG
			PE 8	105	B		6661	2,1	2,3	[20] WEZ
			PE 9	95	B		7519	1,8	0,72	[30] WEZ
			PE 10	85	E		11848	1,5	0,5	[50] WEZ
P92	EH	650	PE 11	115	B	16	994	4,2	3,6	[3] WEZ
			PE 12	85	B		3162	1,9	3,2	[12] WEZ
			PE 13	70	B		5832	2,2	2,3	[20] WEZ
P92	UP	600	PU 1	175	B	16	2180	7,8	40	[3] SG
			PU 2	150	B		9975	3,6	1,9	[12] WEZ
			PU 3	140	B		9515	3,1	7,8	[20] WEZ
			PU 4	130	B		13624	2,6	4,9	[30] WEZ
			PU 5	115	E		13025	(0,94)	[50]	
P92	UP	625	PU 6	140	B	16	2342	4,7	13	[3] SG
			PU 7	115	B		4075	2,6	5,2	[12] WEZ
			PU 8	105	B		5005	2,0	3,2	[20] WEZ
			PU 9	95	B		8152	1,8	3,4	[30] WEZ
			PU 10	85	B		11193	1,6	2,3	[50] WEZ
P92	UP	650	PU 11	115	B	16	1097	3,7	11	[3] WEZ
			PU 12	85	B		3177	2,0	3,0	[12] WEZ
			PU 13	70	B		5830	1,8	1,4	[20] WEZ

Lastniveaus gewählt auf Basis der Mittelwerte nach ECCC Datasheet P92



M08\_1090

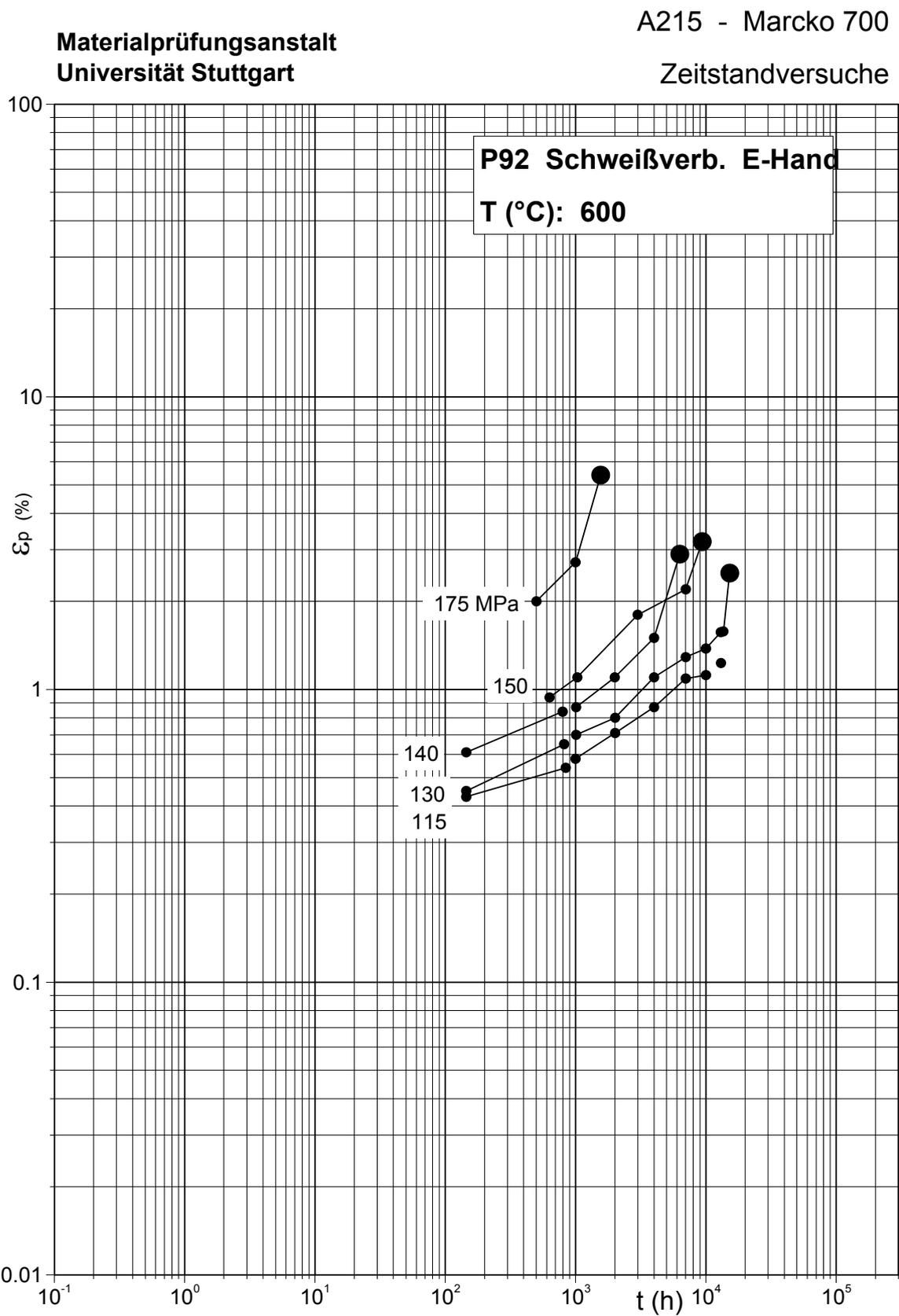
Bild 15.32: Schliffe der Zeitstandproben PE12, PE6 und PE1



M08\_1091

^

Bild 15.33: Schliffe der Zeitstandproben PU7 und PU13



**Bild 15.34:** Kriechkurven Schweißverbindungen Alloy 617 mod.; T = 600 °C

Materialprüfungsanstalt  
Universität Stuttgart

A215 - Marcko 700

Zeitstandversuche

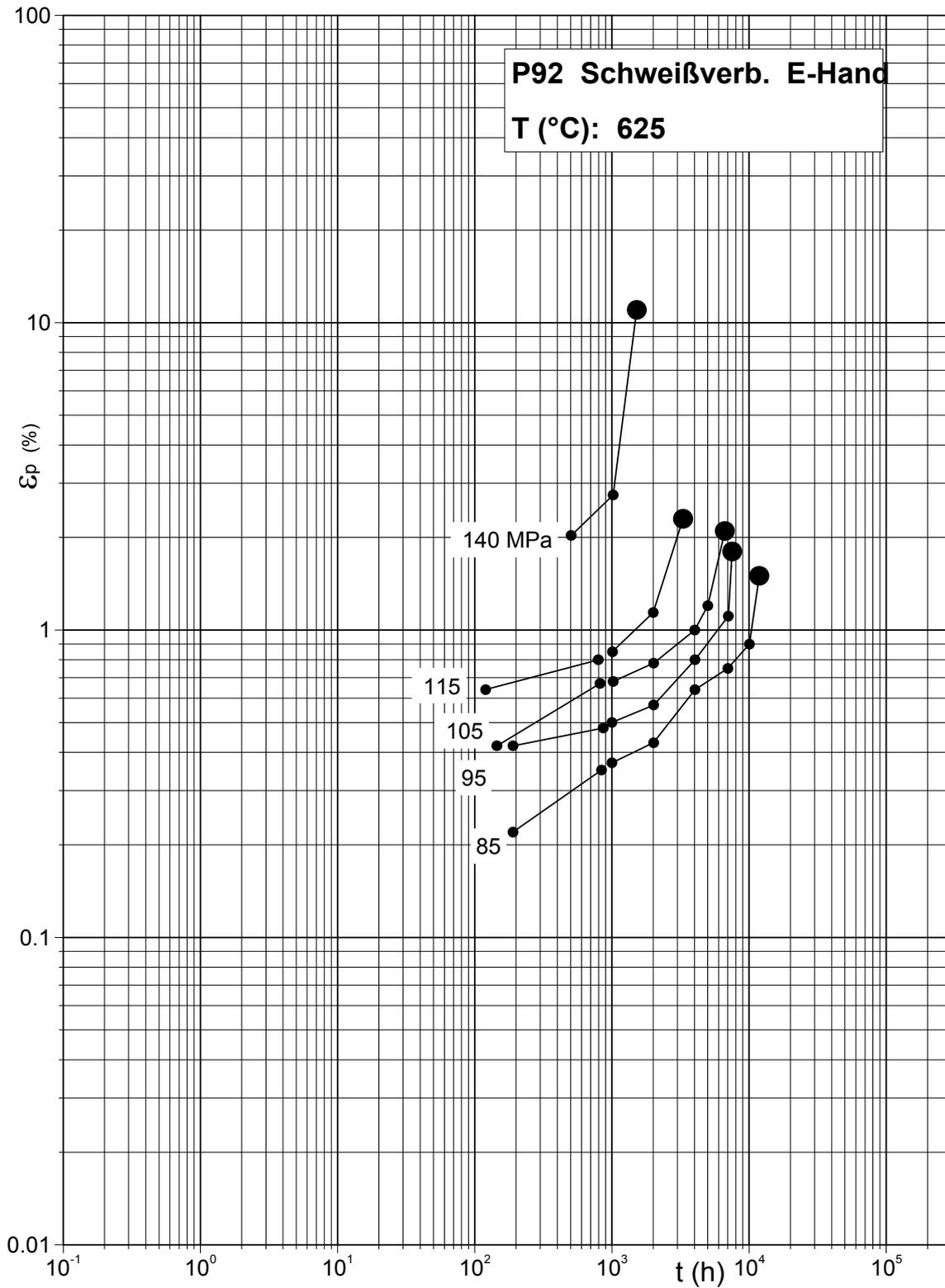
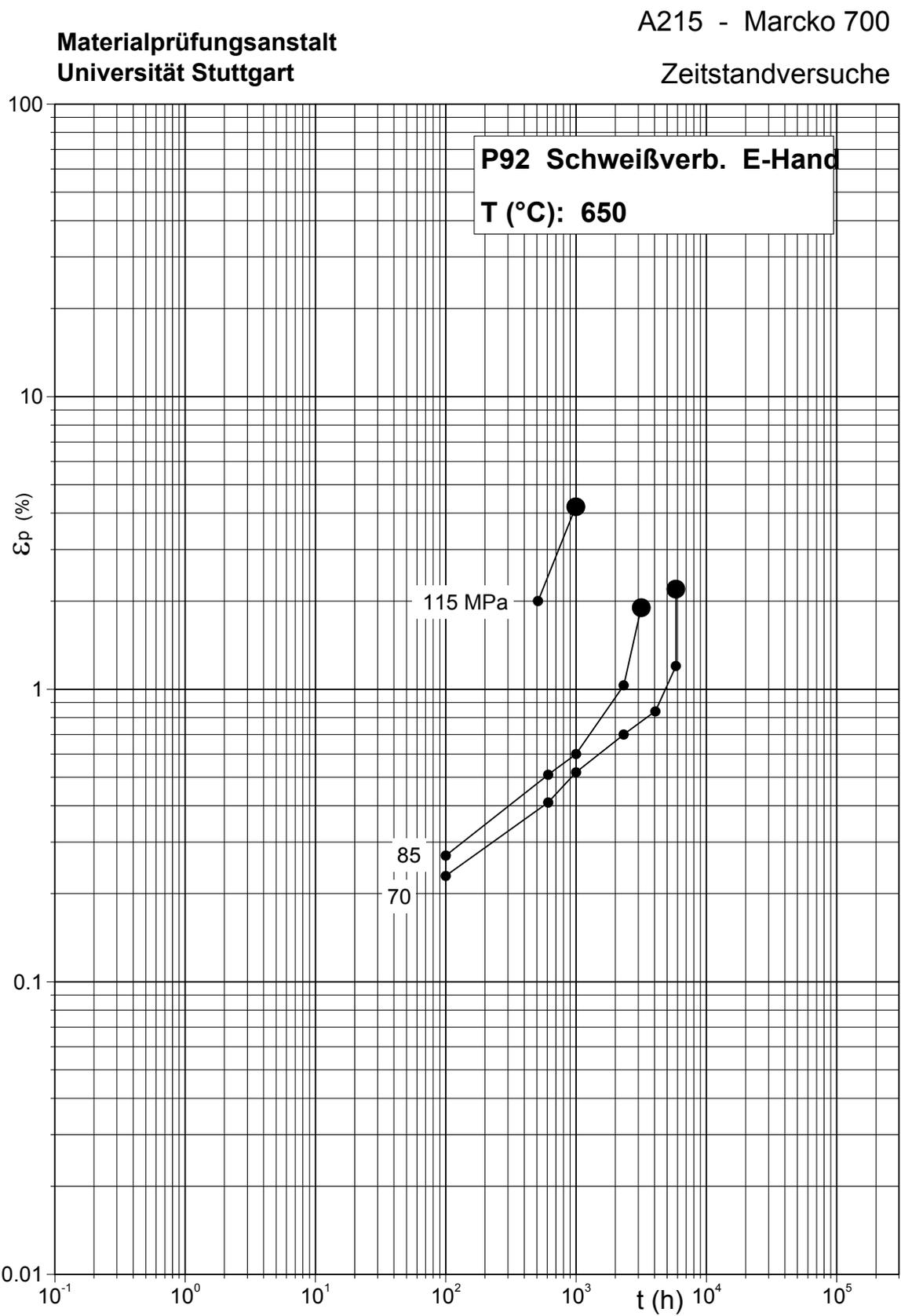
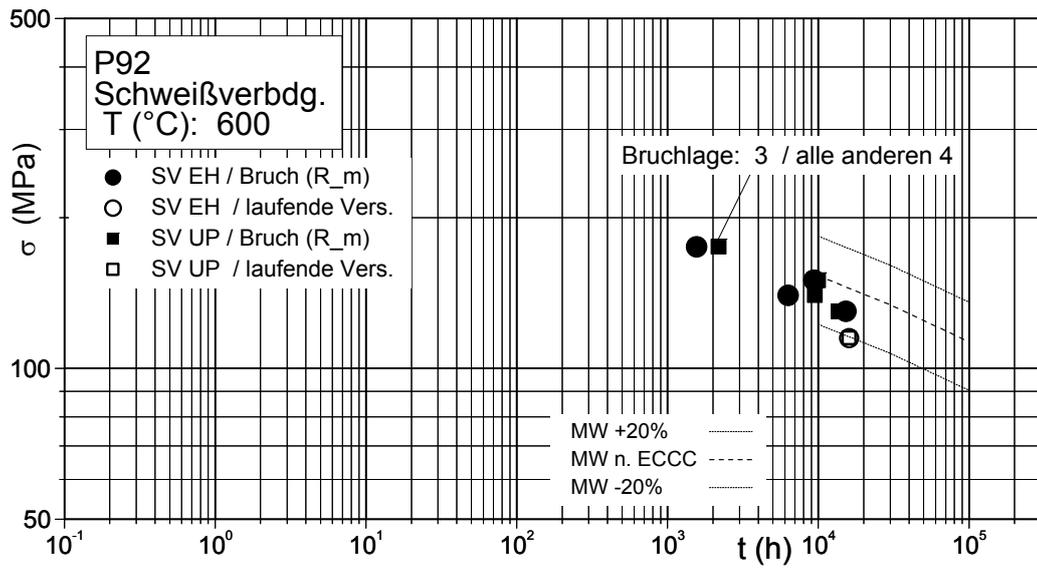


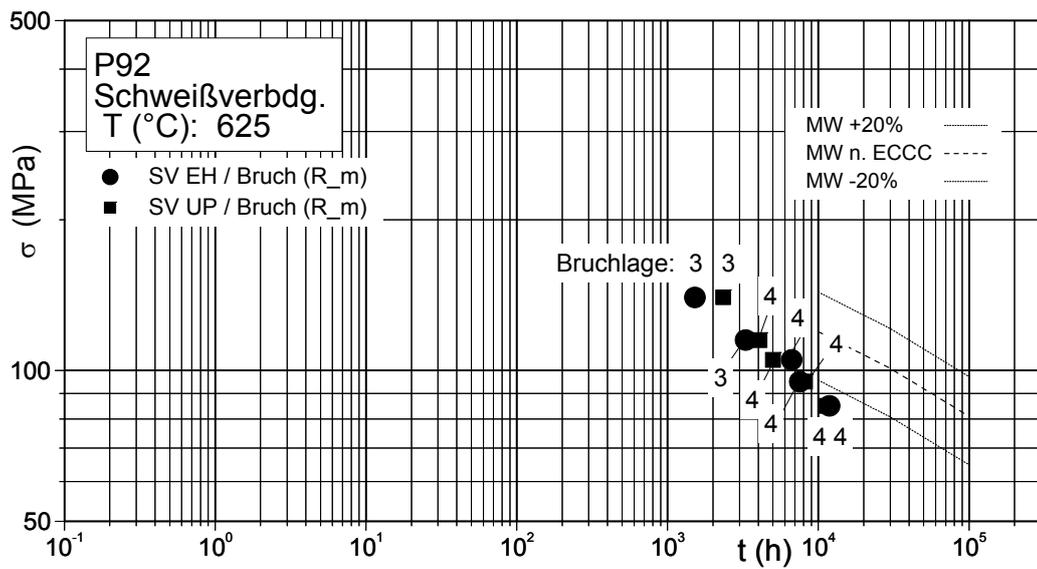
Bild 15.35: Kriechkurven Schweißverbindungen Alloy 617 mod.; T = 625 °C



**Bild 15.36:** Kriechkurven Schweißverbindungen Alloy 617 mod.; T = 650 °C



**Bild 15.37:** Zeitstandschaubild.P92; T = 600 °C



**Bild 15.38:** Zeitstandschaubild.P92; T = 625 °C

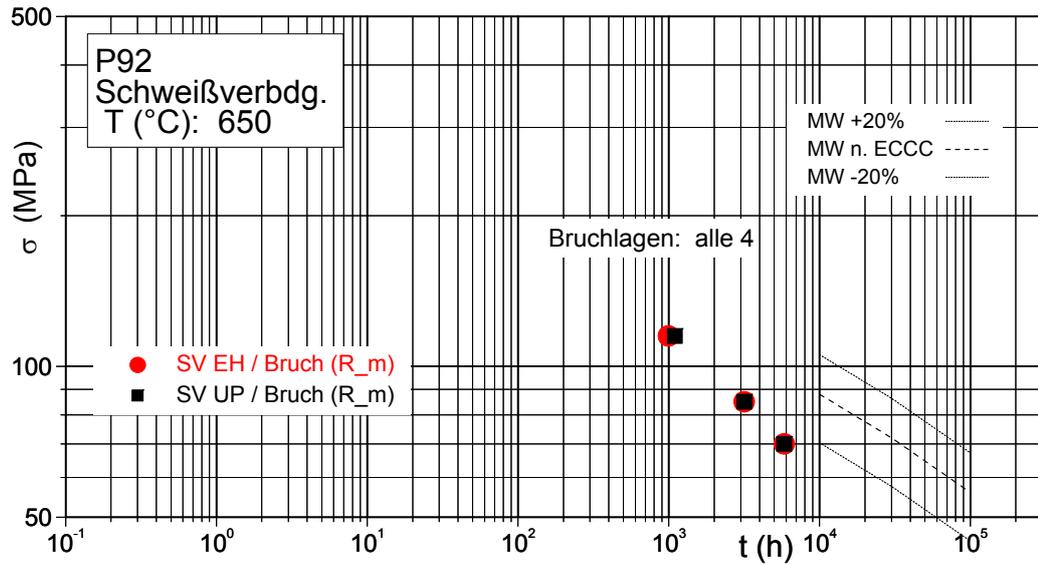


Bild 15.39: Zeitstandschaubild.P92; T = 650 °C

Tabelle 15.9: Versuchsprogramm Zeitstandversuche an Sammler-Wst. VM12

Bez.	Art	T °C	Probe	σ MPa	Sta tus	Dmssg. bei t (h)	(ε <sub>p</sub> ) A <sub>i</sub> %	Z %	Bem. [Ziel: t <sub>B</sub> in kh] Bruchlage
VM12	EH	600	VE 7	140	B	8862	5	31	[12] WEZ
VM12	EH	625	VE 1	140	B	844	8,2	51	[3] WEZ
			VE 2	105	B	8072	3,2	7	[12] SG
			VE 3	95	B	8988	2,1	12,5	[20] WEZ
			VE 4	85	B	11791	2,9	3,7	[30] WEZ
			VE 5	75	B	16115	3,6	10,4	[50] SG
VM12	EH	650	VE 6	80	B	5287	2,8	9,2	[12] WEZ
VM12	UP	600	VU 7	140	B	9290	4	26,5	[12] WEZ
VM12	UP	625	VU 1	140	B	999	11	79	[3] GW
			VU 2	105	B	9901	3,2	14,5	[12] WEZ
			VU 3	95	B	8635	2,5	0,5	[20] SG
			VU 4	85	B	17600	2,6	10,4	[30] WEZ
			VU 5	75	B	14992	2,1	2,7	[50] SG
VM12	UP	650	VU 6	80	B	6420	8,1	19	[12] WEZ

Lastniveaus gewählt auf Basis der Mittelwerte nach ECCC Datasheet E911

Materialprüfungsanstalt  
Universität Stuttgart

A215 - Marcko 700

Zeitstandversuche

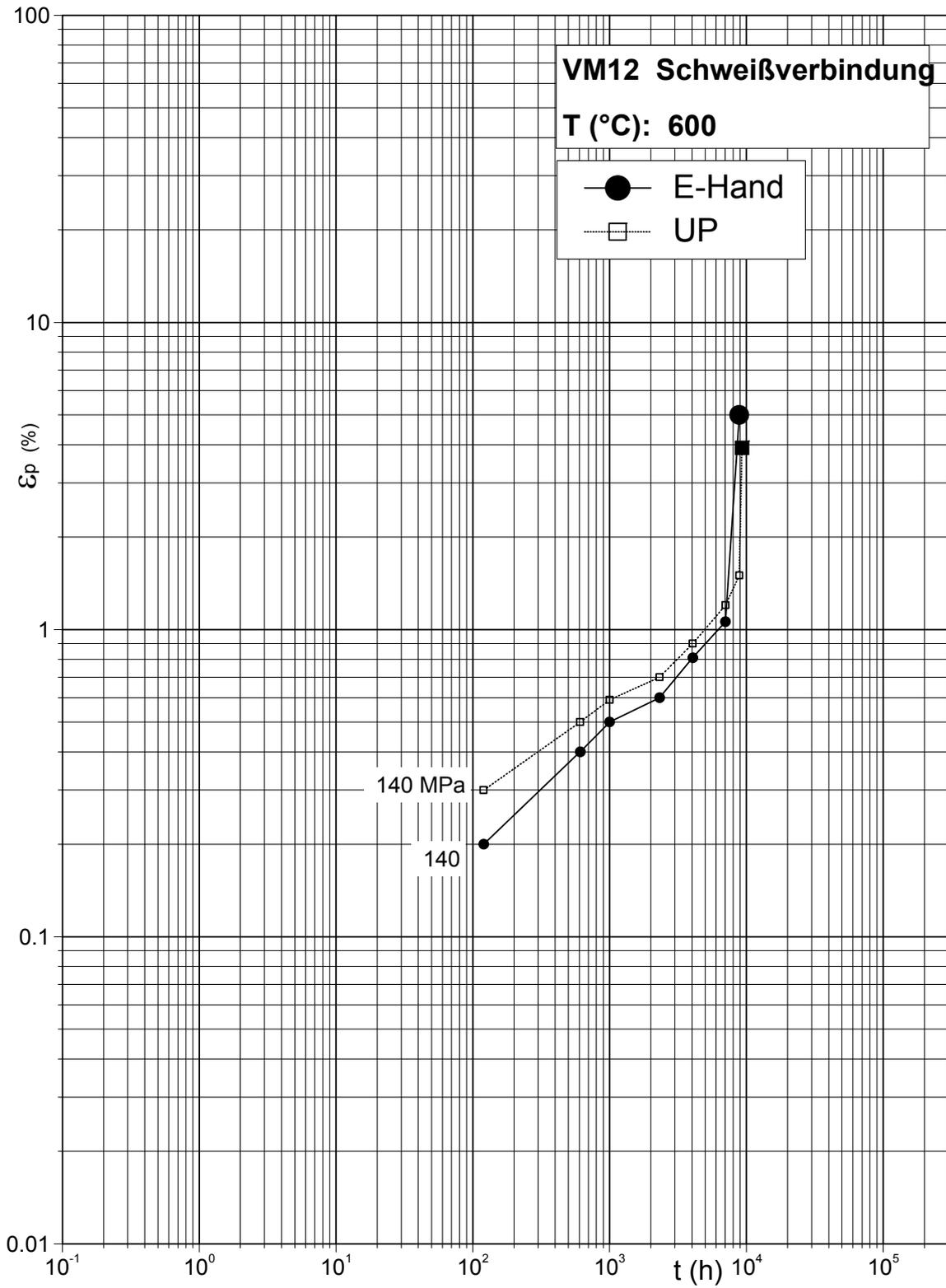
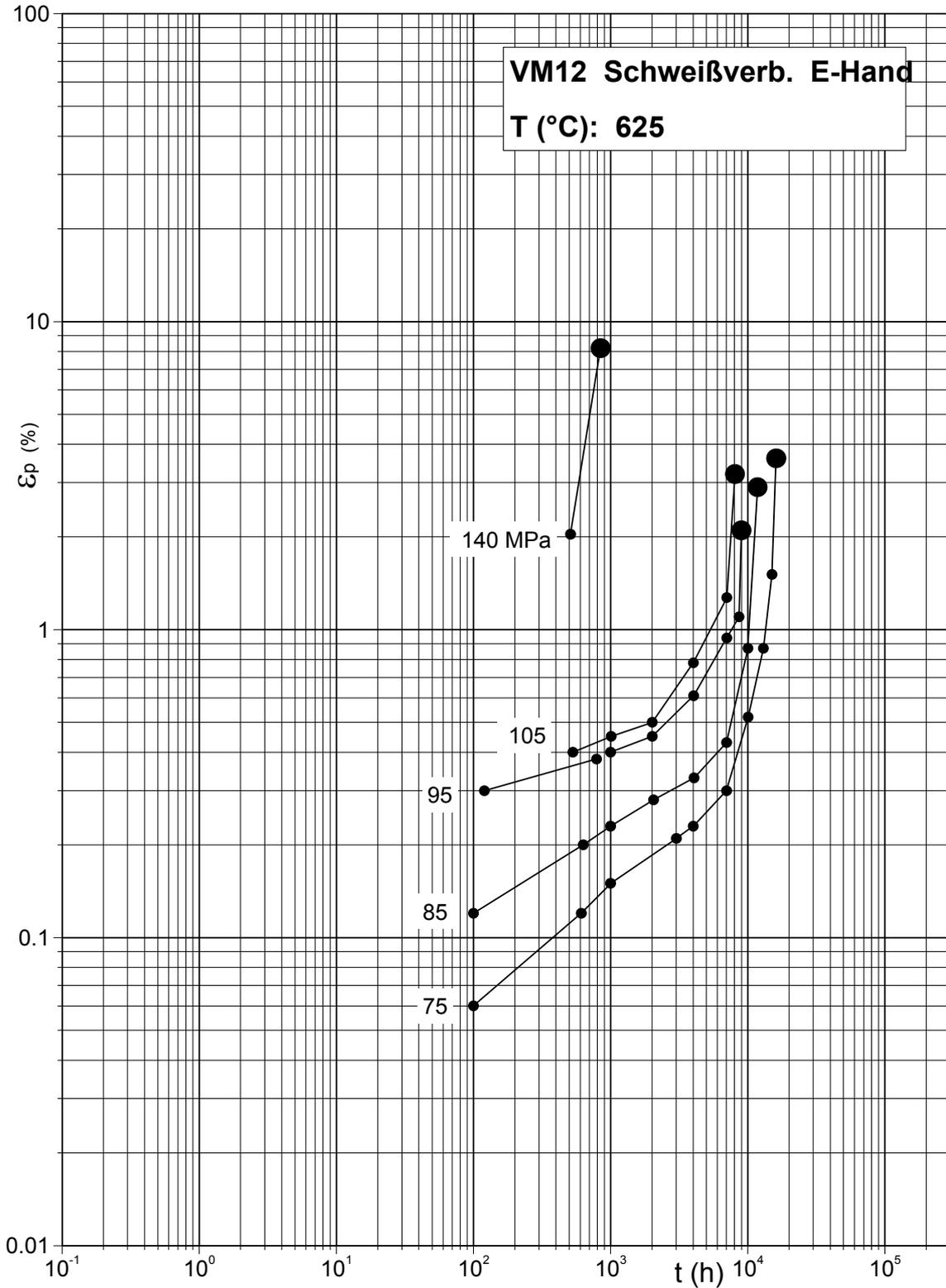


Bild 15.40: Kriechkurven Schweißverbindungen VM12.; T = 600 °C

**Materialprüfungsanstalt  
Universität Stuttgart**

A215 - Marcko 700

Zeitstandversuche



**Bild 15.41:** Kriechkurven Schweißverbindungen VM12.; T = 625 °C

Materialprüfungsanstalt  
Universität Stuttgart

A215 - Marcko 700

Zeitstandversuche

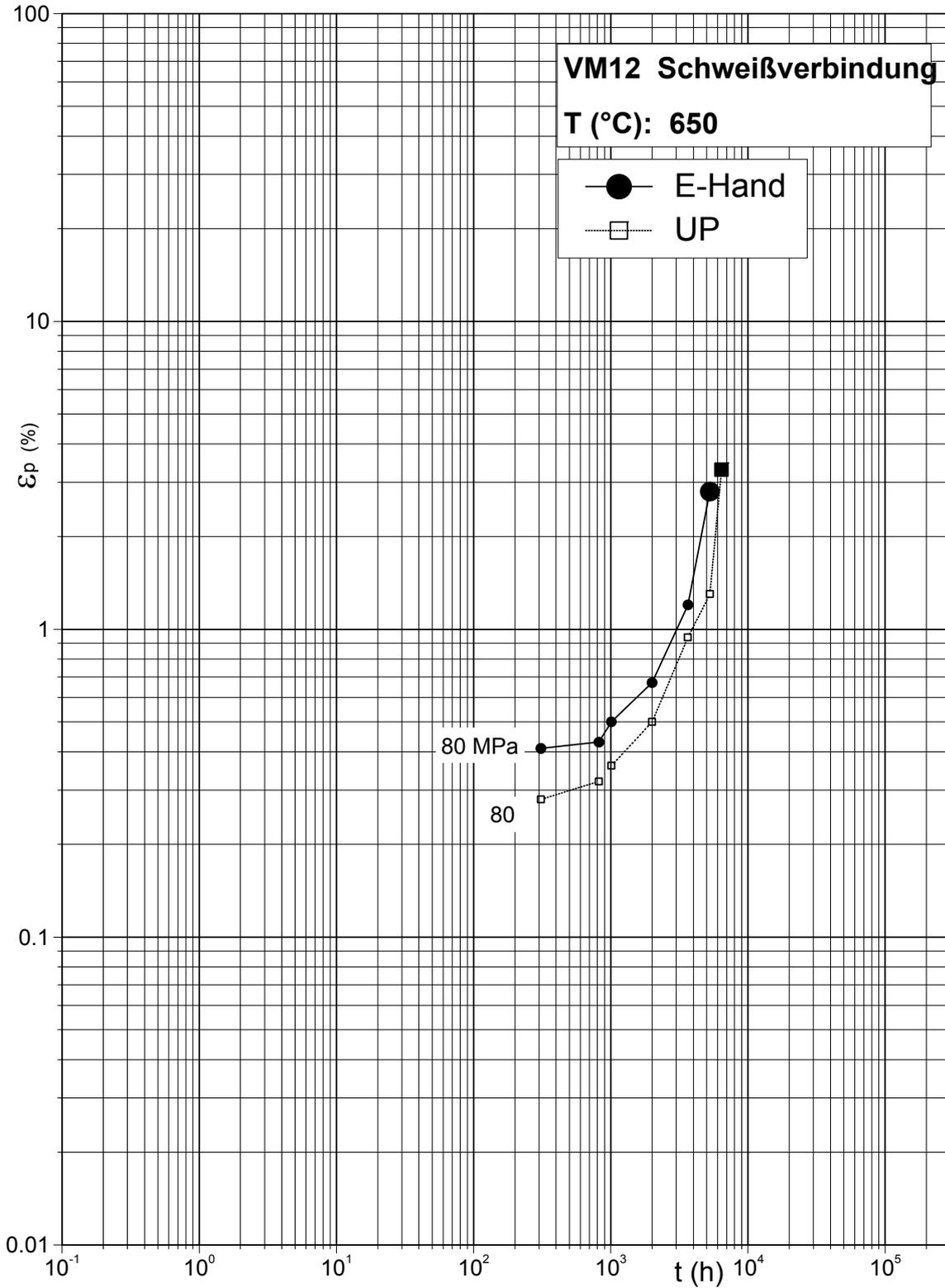


Bild 15.42: Kriechkurven Schweißverbindungen VM12.; T = 650 °C

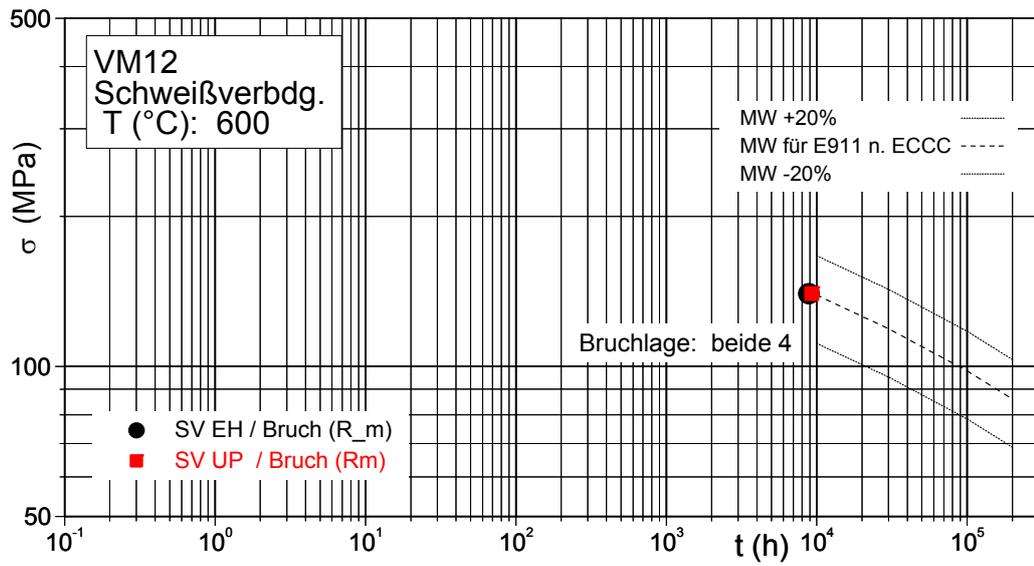


Bild 15.43: Zeitstandschaubild VM12; T = 600 °C

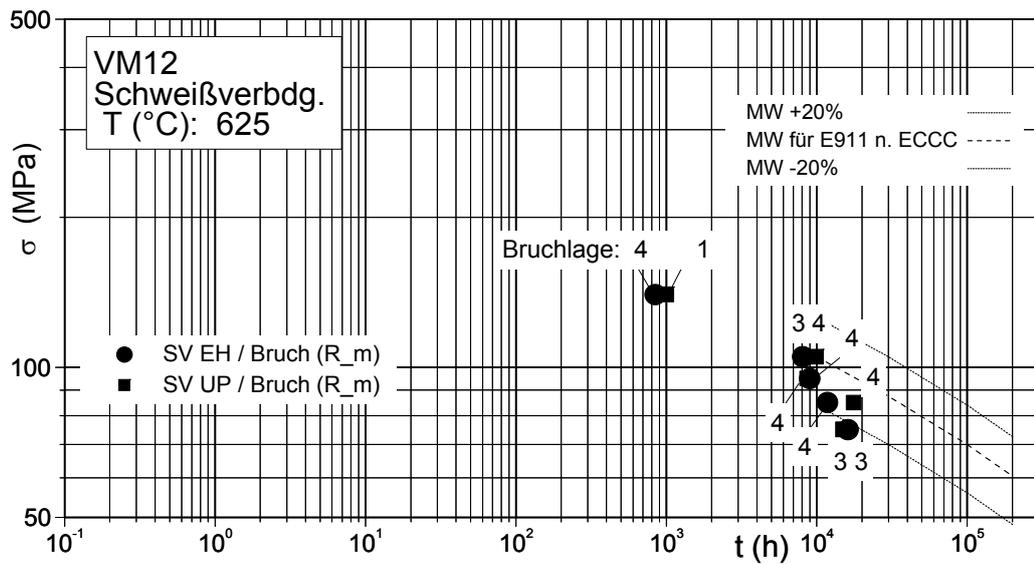


Bild 15.44: Zeitstandschaubild VM12; T = 625 °C

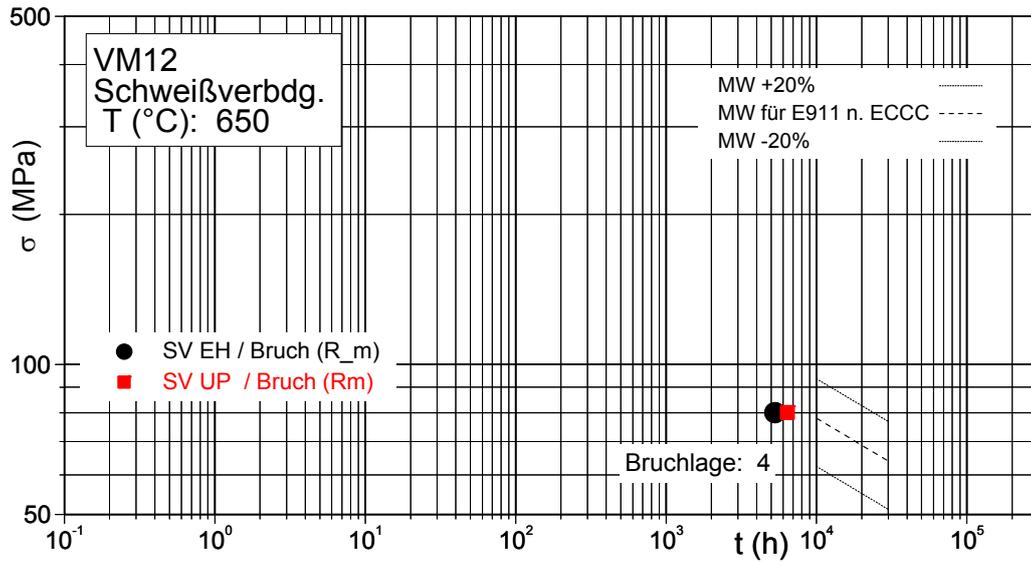


Bild 15.45: Zeitstandschaubild VM12; T = 650 °C

Tabelle 15.10: Versuchsprogramm Zeitstandversuche an Sammler-Wst. Alloy 617 mod.

Bez.	Art	T °C	Probe	σ MPa	Sta- tus	Stand- t (kh)	Dmssg. bei t (h)	(ε <sub>p</sub> ) A <sub>i</sub> %	Z %	Bem. [Ziel: t <sub>B</sub> in kh] Bruchlage
A617	EH	700	EH01	225	B		7634	1,8	0,7	SG
			EH11	180	B		6703	0,82	2,1	SG
			EH12	165	B		5344	0,84	2,0	SG
			EH13	150	E	11,5	11011	(0,30)		[30]
			EH14	130	E	11,5	11011	(0,13)		[50]
A617	EH	725	EH15	140	B		10757	3,6	3,0	SG
			EH16	125	B		10393	4,1	3,7	SG
			EH17	115	E	12,8	12800	(0,35)		[30]
			EH18	105	E	12,8	12800	(0,18)		[50]
A617	EH	750	EH19	115	B		3220	11,5		GW
			EH20	100	B		3228	13,8	60	SG
A617	WIG	700	AU01	225	B		7089	0,9	1,9	SG
			AU02	180	B		2938	1,9		SG
			AU11	165	E	10	10000	(0,68)		[20]
			AU12	150	B		8711	2,2	5,8	SG
			AU13	130	E	11,5	11011	(0,15)		[50]
A617	WIG	725	AU21	140	B	8	8853	2,9		SG
			AU22	125	B		5606	4,4		SG
			AU14	115	E	7,5	6788	(0,12)		[30]
			AU15	105	E	7,5	6788	(0,02)		[50]
A617	WIG	750	AU24	115	E	8	7921	(1,9)		[12]
			AU04	100	B		4580	14,2	42	GW

Lastniveaus gewählt auf Basis der Mittelwerte nach A130 / Marcko DE2

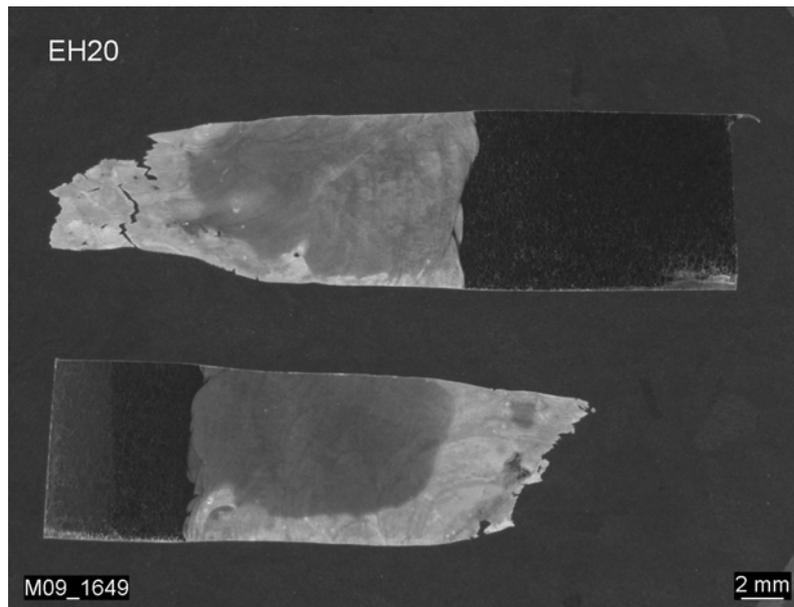


Bild 15.46: Schliff der Zeitstandprobe EH20

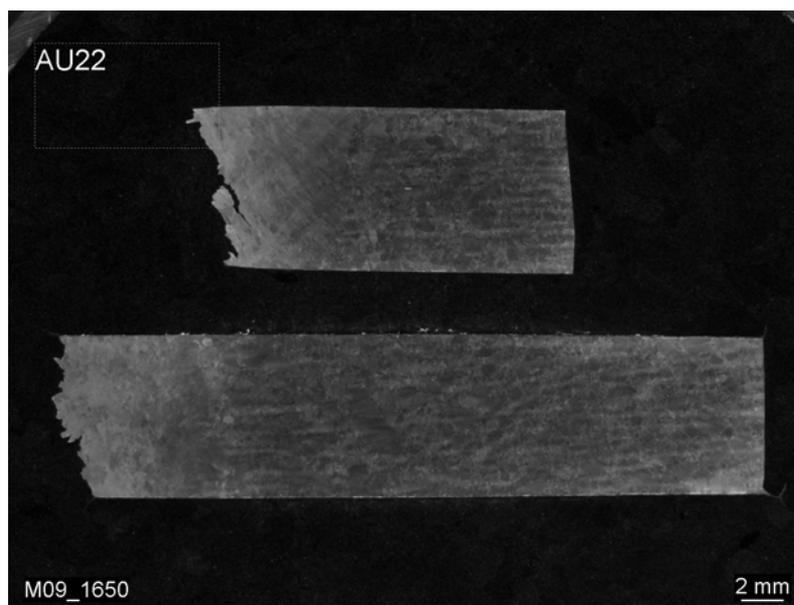
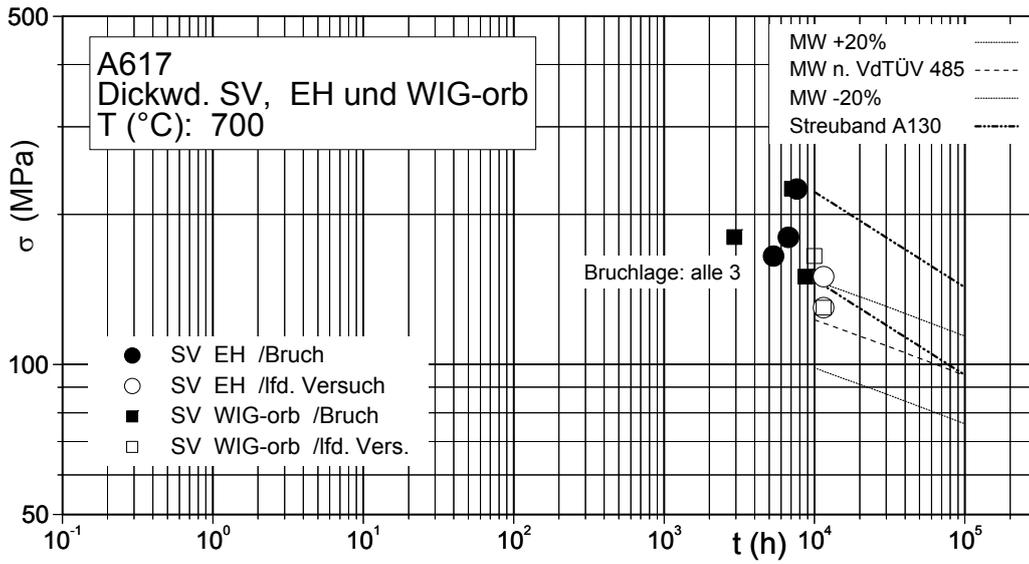
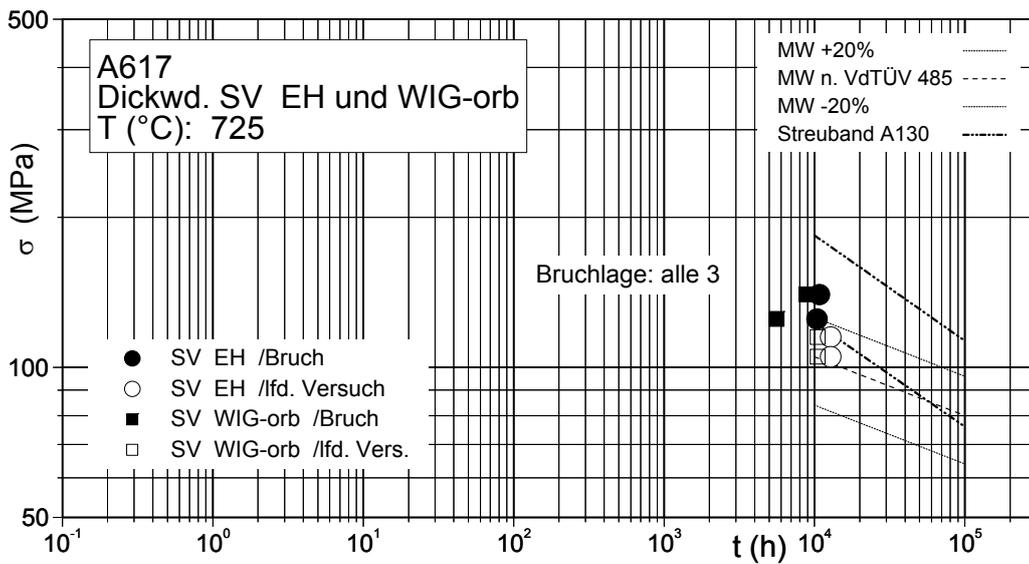


Bild 15.47: Schliff der Zeitstandprobe AU22



**Bild 15.48:** Zeitstandschaubild Alloy 617 mod.; T = 700 °C



**Bild 15.49:** Zeitstandschaubild Alloy 617 mod.; T = 725 °C

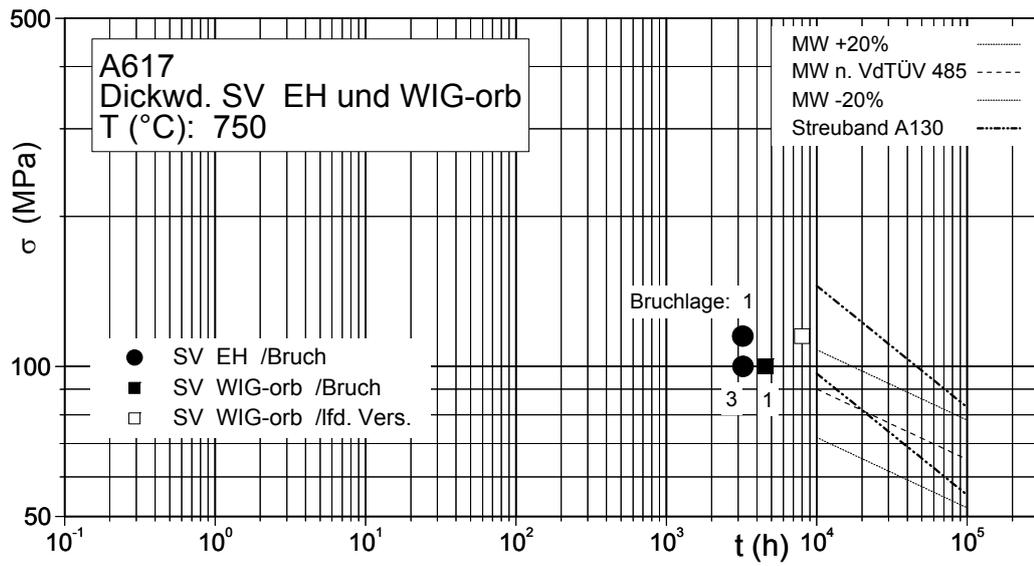
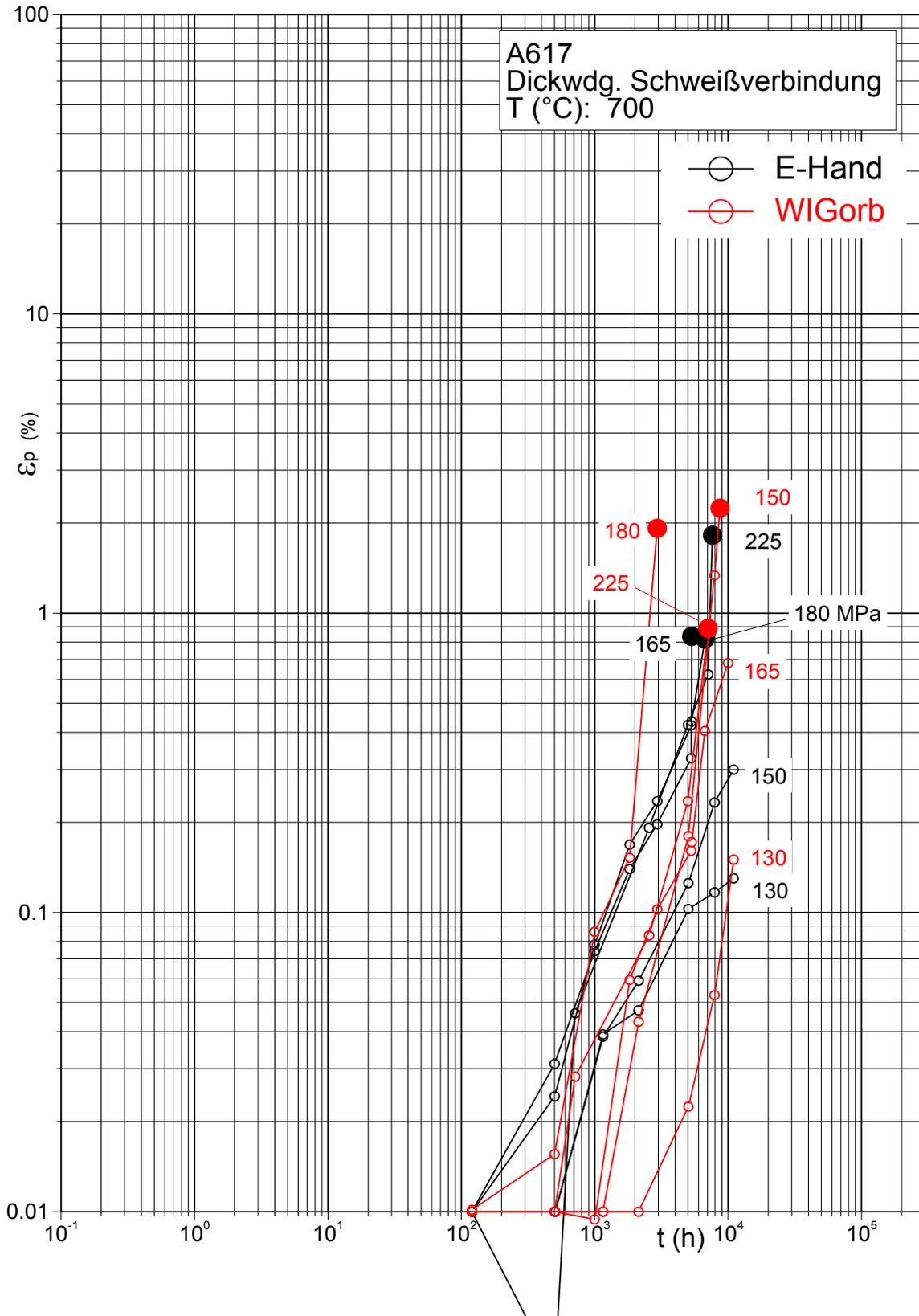


Bild 15.50: Zeitstandschaubild Alloy 617 mod.; T = 750 °C

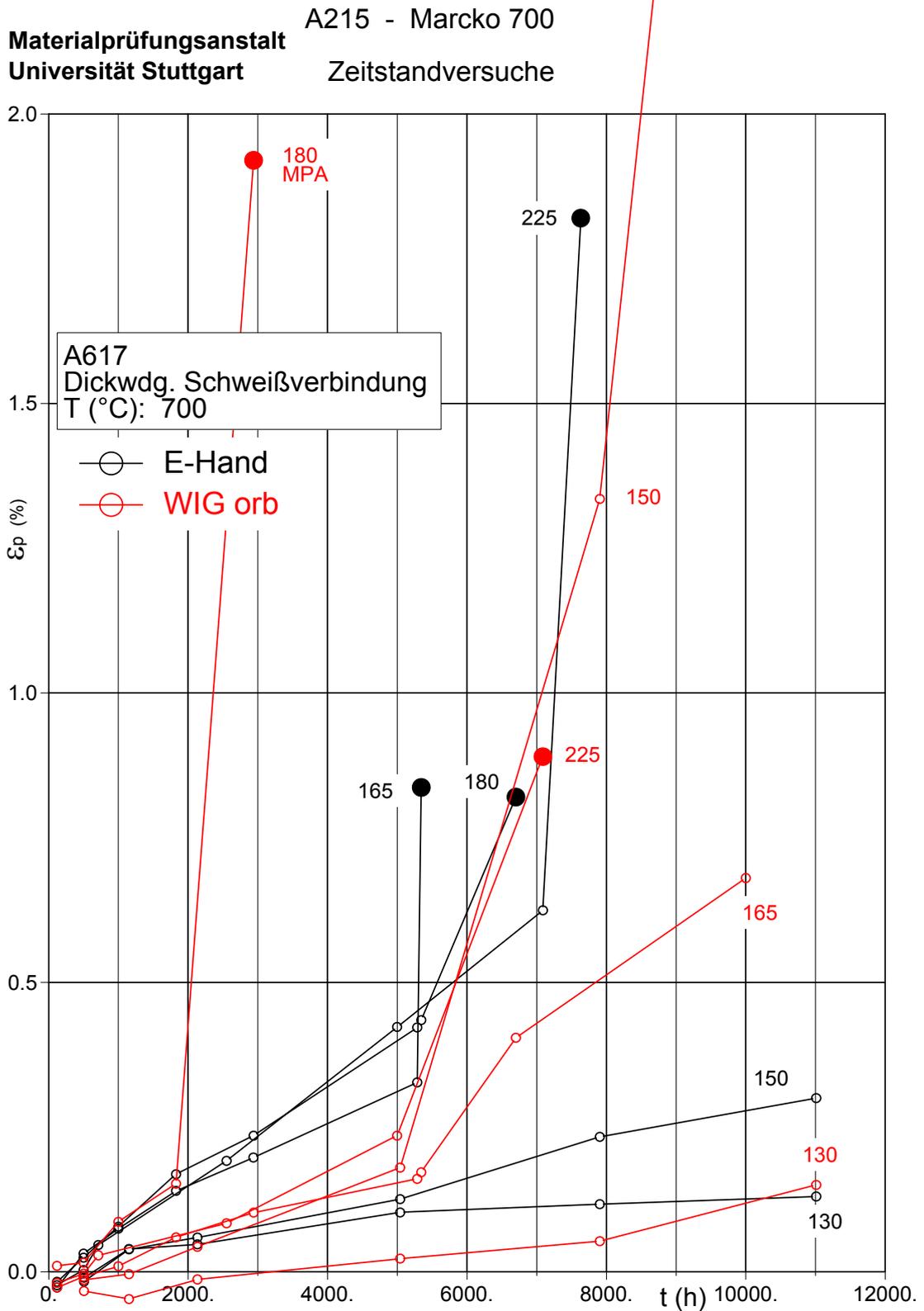
**Materialprüfungsanstalt  
Universität Stuttgart**

**A215 - Marcko 700**

**Zeitstandversuche**



**Bild 15.51:** Kriechkurven Schweißverbindungen Alloy 617 mod.; T = 700 °C



**Bild 15.52:** Kriechkurven Schweißverbindungen Alloy 617 mod.; T = 700 °C (lineare Darstellung)

Materialprüfungsanstalt  
Universität Stuttgart

A215 - Marcko 700

Zeitstandversuche

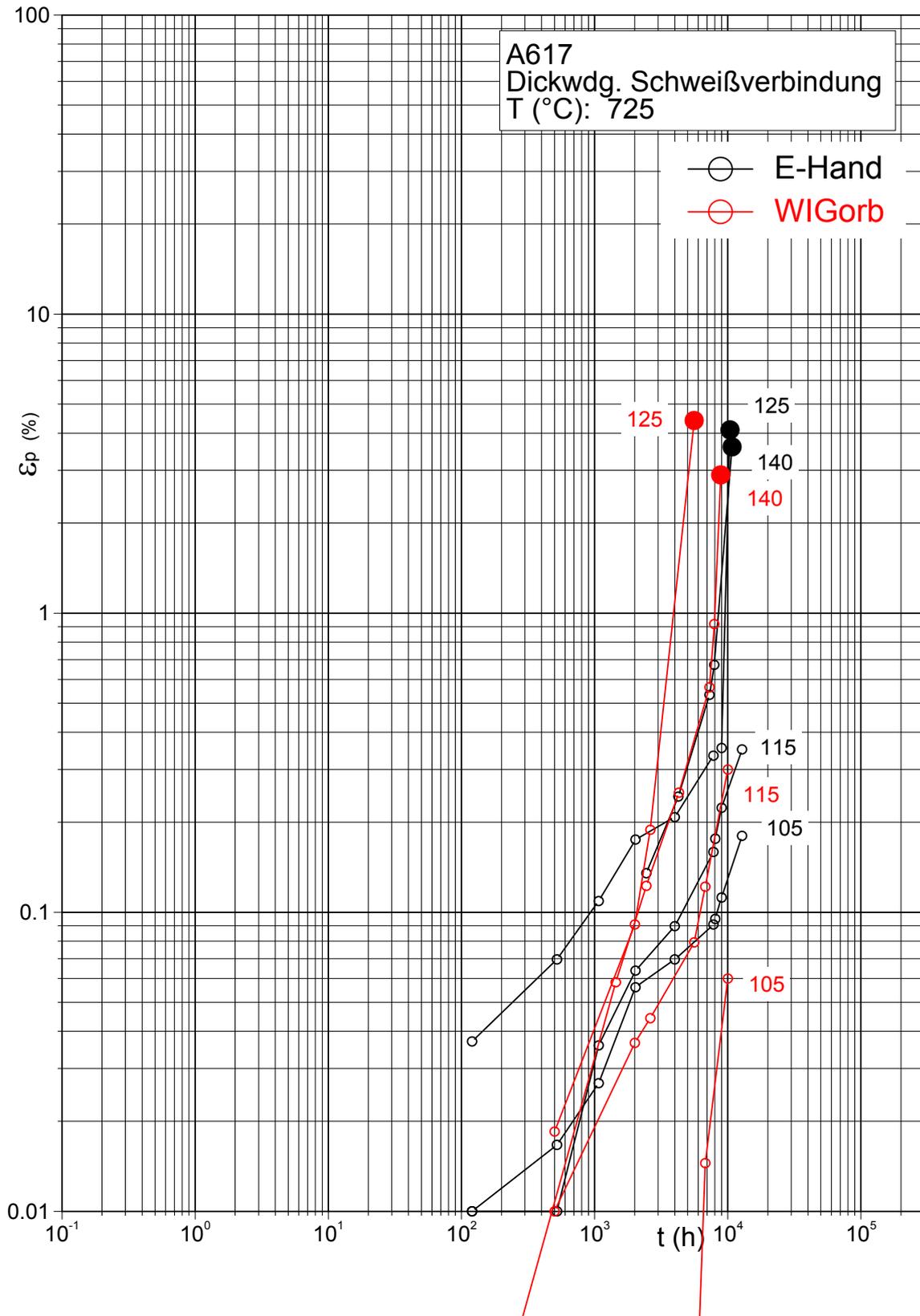
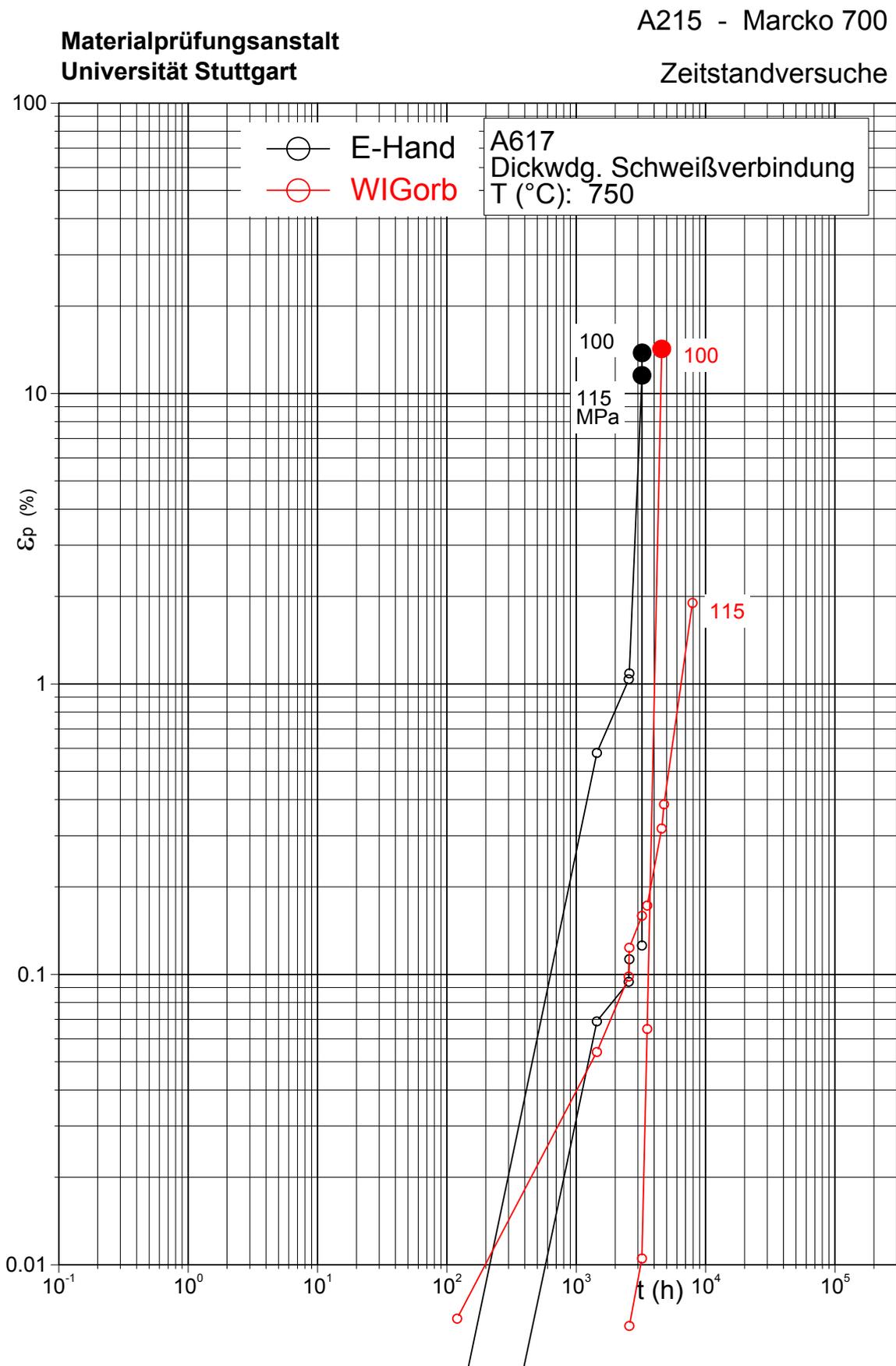


Bild 15.53: Kriechkurven Schweißverbindungen Alloy 617 mod.; T = 725 °C



**Bild 15.54:** Kriechkurven Schweißverbindungen Alloy 617 mod.; T = 750 °C

## **15.4 Projektbegleitender Arbeitskreis:**

Mitglieder:

- Husemann, Hitachi Power Europe GmbH, Duisburg (Vorsitz)
- Dr. Bader, E.ON-Engineering, Gelsenkirchen
- Dr. Bendick, Salzgitter Mannesmann-Forschung GmbH, Duisburg
- Dr. Gräb, BHR Hochdruck-Rohrleitungsbau GmbH, Essen
- Helmrich, ALSTOM Power Systems GmbH, Stuttgart
- Heinemann, UTP Schweißmaterial GmbH, Bad Krozingen
- Dr. Heuser, Böhler Schweisstechnik Deutschland GmbH, Hamm
- Dr. Hahn, V&M Deutschland GmbH, Düsseldorf
- Kirchheiner, V&M Deutschland GmbH, Düsseldorf
- Lysk, Vattenfall Europe Generation, Cottbus
- Dr. Klenk, MPA Stuttgart
- Dr. Krein, Salzgitter Mannesmann-Forschung GmbH, Duisburg
- Dr. Kremser, Salzgitter Mannesmann Stainless Tubes GmbH, Mülheim
- Dr. Mohrmann, RWE Power AG, Essen
- Prof. Dr. Maile, MPA Stuttgart
- Mußmann, FDBR Forschungsstiftung, Düsseldorf
- Muthmann, Salzgitter Mannesmann Grobblech GmbH, Mülheim
- Dr. Overbeck, Schmidt & Clemens Edelstahlwerke, Lindlar
- Schinkel, Babcock Borsig Service GmbH, Oberhausen
- Schmidt, MPA Stuttgart
- Schraven, Salzgitter Mannesmann Stainless Tubes GmbH, Mülheim

- Stolzenberger, VGB PowerTech e.V., Essen
- Dr. Tak, Hitachi Power Europe GmbH, Duisburg
- Tschaffon, E.ON Energie AG, München 2
- Dr. Wichert, TÜV Rheinland Industrie Services