

Das Verhalten von Schweißverbindungen hochwarmfester 9%-Cr-Stähle unter Zeitstandsbeanspruchung

H.-G. Oehmigen, Bochum und P. Seliger, Dresden

Schweißverbindungen stellen eine unverzichtbare Verbindungstechnik im Kraftwerksanlagenbau dar. Die Verwendung von optimierten hochwarmfesten 9%-Cr-Stählen setzt daher voraus, dass diese gut schweißgeeignet sind und die Schweißverbindung weitgehend den Anforderungen des Grundwerkstoffes genügt.

Der durch Kriechen unter praxisnahen Beanspruchungen hervorgerufene und damit die Bruchlage bestimmende Schädigungsprozess in Schweißverbindungen ist aufgrund von Gefügeinhomogenitäten komplex und durch Spannungsumlagerungen bzw. Mehrachsichtigkeit der Beanspruchung gekennzeichnet.

Bei der Beurteilung von Ergebnissen aus Zeitstandsversuchen an Schweißverbindungen quer zur Naht ist die Bestimmung der Bruchlage ganz entscheidend. Unstetigkeiten der Zeitstandsbruchkurven lassen sich so auf einen zeit- abhängigen Wechsel der Bruchlage zurückführen. In Abhängigkeit von der Einsatztemperatur der Stähle sind bei der Auslegung vollbeanspruchter Schweißnähte Festigkeitsminderungsfaktoren zu berücksichtigen.

1 Grundlagen

Heißdampfsysteme in fossilbefeuerten Kraftwerken, wie beispielsweise Frischdampf- und heiße Zwischenüberhitzerleitungen sowie ihre Sammler unterliegen im betrieblichen Einsatz auf Grund ihrer hohen thermischen und mechanischen Beanspruchungen einer zeitabhängigen plastischen Verformung. Dieser Vorgang wird als Kriechen bezeichnet. Belastet man demzufolge ein metallisches Bauteil bei erhöhter Temperatur, das heißt bei einer homologen Temperatur $T/T_S \geq 0,4$, so nimmt die Dehnung bei konstanter Belastung mit der Zeit zu. Die sich einstellende Kriechdehnung ϵ lässt sich durch folgende Parameter beschreiben:

$$\epsilon = f(\sigma, T, t, \text{Werkstoff und Werkstoffzustand}) \quad (1)$$

An die Stelle der Spannungs-Dehnungs-Kurve $\sigma(\epsilon)$ tritt bei höheren Temperaturen die Dehnungs-Zeit-Kurve $\epsilon(t)$, um das Werkstoffverhalten unter Last zu charakterisieren, siehe **Bild 1**.

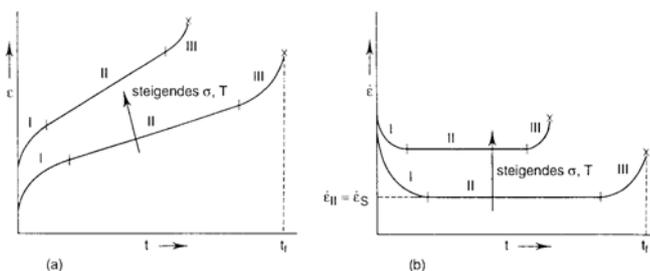


Bild 1. a) Kriechdehnung ϵ als Funktion der Zeit t , schematisch
b) Kriechrate $\dot{\epsilon}$ als Funktion der Zeit t , schematisch [1]

Nach Durchlaufen eines Übergangskriechens (Verfestigung bei Werkstoffen mit geringer Versetzungsdichte; bei Werkstoffen mit hoher Versetzungsdichte kommt es zur Bildung von Subkörnern) schließt sich

ein stationärer Kriechbereich an, in dem zur vorgegebenen Spannung σ eine konstante stationäre Kriechgeschwindigkeit $(d\epsilon/dt)_S = \dot{\epsilon}_S$ gehört (dynamisches Gleichgewicht zwischen Verfestigungs- und Erholungsprozessen).

Die Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der Kriechrate $\dot{\epsilon}$, siehe **Bild 2**, wird durch Gleichung (2) recht gut beschrieben.

$$\dot{\epsilon}_S = C \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad (2)$$

- C: Konstante = f(Werkstoff und Werkstoffzustand)
- n: Nortonscher Spannungsexponent (3 ... 5)
- Q: Aktivierungsenergie für Kriechen; kJ/mol
- R: Allgemeine Gaskonstante 8,314; J/K · mol
- T: Temperatur; K

Nach größeren Dehnbeträgen zeigt die Kriechkurve einen beschleunigten Anstieg, den tertiären Kriechbereich, der zum Bruch führt.

Verursacht wird der Kriechbruch durch Bildung und allmähliches Wachstum von Mikroporen auf 90°- und 45°-Korngrenzen zur Zugrichtung! Diese können durch einen Schädigungsparameter ω nach Kachanow und Rabotnov, Gl. (3) mit ausreichender Genauigkeit beschrieben werden:

$$\omega = 1 - \left(1 - \frac{t}{t_B}\right)^{(1-\alpha)/n} \quad (3)$$

- α : werkstoffabhängige Konstante
($\alpha = 1 - \frac{n}{1+n} \approx 0,30$)
- w: mit Mikroporen belegter KG-Anteil ($0 \leq \omega \leq 1$)
- t: verbrauchte Zeit
- t/t_B : Maß für Werkstofferschöpfung
- t_B : Bruchzeit; h
- n: Nortonscher Spannungsexponent

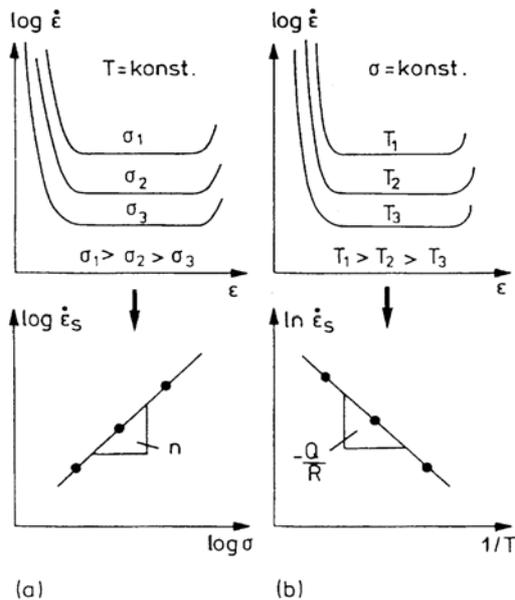


Bild 2. Schematische Darstellung zur Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechrate [2]
 a) Spannungsabhängigkeit (Nortonsches Potenzgesetz), s. a. Gl. (2)
 b) Temperaturabhängigkeit (Arrhenius-Term), siehe Gl. (2)

In der Praxis werden Bauteile innerhalb einer vorgesehenen Betriebszeit, die zu bleibenden Dehnungen von 1 bzw. 2 % Dehnung führt, eingesetzt [3].

Die Besonderheit von Schweißverbindungen bei der Bewertung des Kriechverhaltens besteht darin, dass Schweißverbindungen eine metallurgisch heterogene Verbundstruktur aus Schweißgut, Wärmeeinflusszone (WEZ) und Grundwerkstoff darstellen. Die WEZ wiederum besteht, ausgehend von der Grobkornzone bis hin zur äußeren WEZ, als Folge des Wärmeeintrags beim Schweißen aus unterschiedlich, ineinander übergelenden Gefügebereichen, die sich auf Grund von Gefügeänderungen in ihren Eigenschaften, insbesondere im Kriechverhalten von denen des Grundwerkstoffes und des Schweißgutes unterscheiden, siehe **Bilder 3 und 4**.

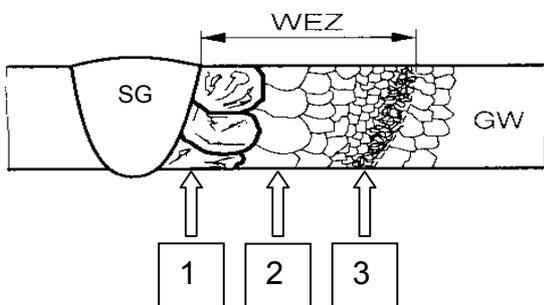


Bild 3. Schweißnaht, schematisch
 1: Grobkornzone
 2: mittlere WEZ
 3: äußere (interkritische) WEZ (IKWEZ)

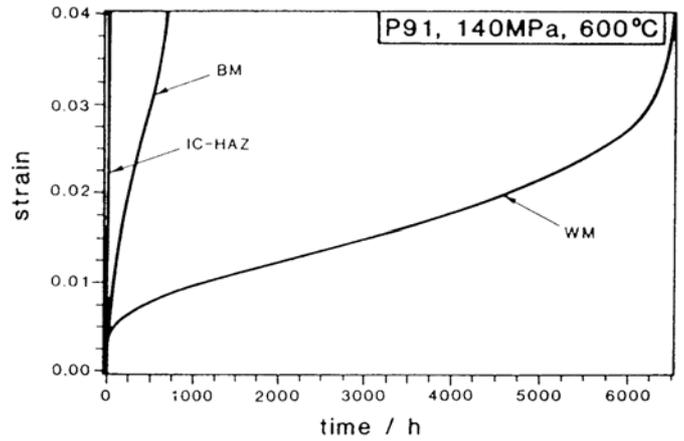


Bild 4. Kriechdehnung in Abhängigkeit der Zeit für die unterschiedlichen Schweißnahtbereiche des Stahles X10CrMoVNb9-1 (P91) [4]

Die äußere WEZ, auch als interkritische WEZ (IK-WEZ) bezeichnet, zeigt nach Untersuchungen von Eggeler u. a. [4] in **Bild 4** ein deutlich schnelleres Kriechen und damit vorzeitiges Versagen im Vergleich zu Grundwerkstoff und Schweißgut.

Als Ursache des Versagens in der interkritischen WEZ ist die nachfolgend beschriebene Gefügeausbildung in diesem Bereich anzusehen. Diese Zone kann als übertempert bezeichnet werden. In der Fachwelt sind Kriechbrüche in diesem Bereich auch als „Typ-IV-Risse“ bekannt.

Gefügeausbildung in den unterschiedlichen Bereichen der WEZ nach dem Schweißen einschließlich Wärmeeinwirkung

In der unmittelbar an die Schmelzlinie angrenzenden grobkörnigen WEZ liegen bei der hohen Spitztemperatur α - bzw. α - und γ -Mischkristalle vor. Der überwiegende Anteil an Karbiden ist in Lösung, so dass nach Abkühlung aus der Schweißwärme ein legierungsreicher Martensit vorliegt. Die daran anschließende feinkörnige mittlere WEZ wird noch vollständig in das Austenitgebiet erwärmt, aber infolge der nur kurzzeitigen Temperatureinwirkung werden die Carbide nicht vollständig aufgelöst. Nach Abkühlung liegt deshalb Legierungs- und kohlenstoffarmer Martensit vor. In der äußeren WEZ (IK-WEZ) sind die Vorgänge von komplizierterer Natur.

In den Bereichen der IK-WEZ, die beim Schweißen in Austenit umwandeln und bei der nachfolgenden Abkühlung Martensit bilden, findet als Folge der niedrigen Spitztemperatur die Karbidauflösung nur beschränkt statt, während in den übrigen Bereichen trotz der nur kurzzeitigen Temperatureinwirkung ein fortgeschrittener Anlassprozess stattfindet. Durch wiederholten Wärmeeintrag bei Mehrlagenschweißungen kommt es im Schweißgut und in allen Bereichen der WEZ bereits zu beginnenden Anlassvorgängen. Infol-

ge der anschließenden Wärmenachbehandlung finden in allen Schweißnahtbereichen, vom Schweißgut bis hin zum unbeeinflussten Grundwerkstoff, Anlassvorgänge statt. Im Schweißgut, der Grobkorn- und feinkörnigeren mittleren WEZ erfolgen feine $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen auf den ehemaligen Austenit- und Subkorn Grenzen. In der interkritischen WEZ kommt es infolge erneuter Anlassvorgänge der bereits hochangelassenen Gefügebereiche sowie des legierungsarmen Martensits zur Erweichung, siehe **Bild 5**.

Eine derartige Gefügeausbildung kann nicht als optimal angesehen werden. Damit ist ein Verlust an Zeitstandfestigkeit verbunden.

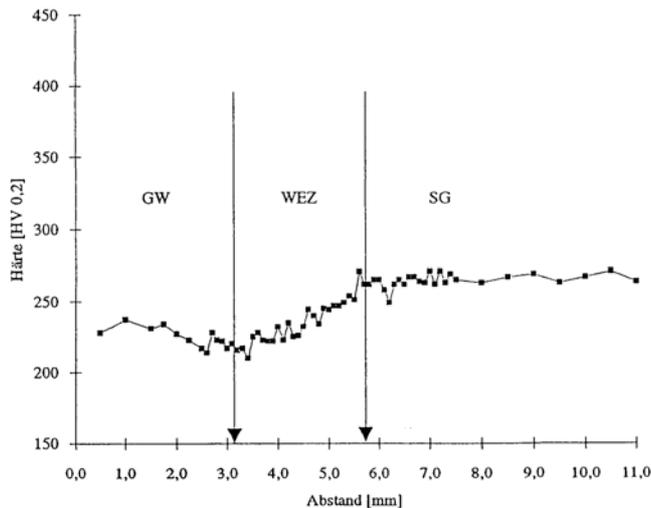


Bild 5. Kleinlasthärteverlauf über eine wärmenachbehandelte Schweißnaht des Stahles E911 (X11CrMoWVNb9-1-1), deutlich ist die Erweichung in der äußeren WEZ erkennbar [5]

2 Ergebnisse von Zeitstandversuchen an Schweißverbindungen

Bei den ersten Einsätzen von 9%igen Cr-Stählen im Kraftwerksneubau und in Ertüchtigungsprojekten waren aufgrund fehlender Zulassungen Einzelgutachten notwendig. Hierfür wurden zahlreiche, vor allem private Untersuchungen zum Langzeitverhalten der Grundwerkstoffe, der artgleichen Schweißgüter und der daraus hergestellten Schweißverbindungen gestartet.

In Europa wurden innerhalb des European Creep Collaborative Committee (ECCC) umfangreiche Versuchsergebnisse gesammelt und einer Auswertung unterzogen. Mittlerweile liegen für die drei bekannten Stähle, siehe **Tabelle 1**, Zeitstandfestigkeitsdaten mit langen Laufzeiten vor, die abgesicherte Kennwertfelder bis zu Einsatzzeiten von 200.000 Stunden gestatten. Hierzu ist seitens ECCC geplant, im September 2005 auf der International Creep Conference in London die neuesten Auswertungsergebnisse der Fachwelt vorzustellen.

Tabelle 1. Wichtige 9%-Cr-Stähle, die im Kraftwerksanlagenbau Verwendung finden

Kurzname	Werkstoff-Bezeichnung	Werkstoff-Nr.	enthalten in	ASTM-Norm
P91	X10CrMoVNb9-1	1.4903	VdTÜV-Werkstoffblatt 511/2 DIN EN 10216-2	ASTM 335/A 335M-99
E911	X11CrMoWVNb9-1-1	1.4905	VdTÜV-Werkstoffblatt 522/2	-
P92	X10CrWMoVNb9-2-1	-	-	ASTM 335/A 335M-99

Aufgrund der Bruchlagen-Verschiebung bei zeitstandbeanspruchten Schweißverbindungsproben vom Schweißgut bzw. Grundwerkstoff hin zur interkritischen WEZ ist der Extrapolation der Ergebnisse bei Schweißverbindungen besondere Aufmerksamkeit zu schenken. Der mit dem Bruchlagenwechsel verbundene Abfall der Zeitstandfestigkeitsbruchkurve ist beanspruchungsabhängig (Spannung und Temperatur) und damit auch zeitlich unterschiedlich. Ausgedrückt kann dies u. a. durch einen Schweißnahtfestigkeitsfaktor (engl. weld strength factor - WSF) oder einen Schweißnahtminderungsfaktor (engl. weld reduction factor - WRF) werden [6].

Ersterer beschreibt die Festigkeit der artgleichen Schweißverbindung im Verhältnis zum Grundwerkstoff wie folgt:

$$WSF(t, T) = \frac{\text{Zeitstandfestigkeit Schweißverbindung (t, T)}}{\text{Zeitstandfestigkeit Grundwerkstoff (t, T)}}$$

Bild 6 zeigt exemplarisch für einen 2,25Cr-1Mo-Stahl die Abhängigkeit des Schweißnahtfestigkeitsfaktors WSF von Zeit und Temperatur [7].

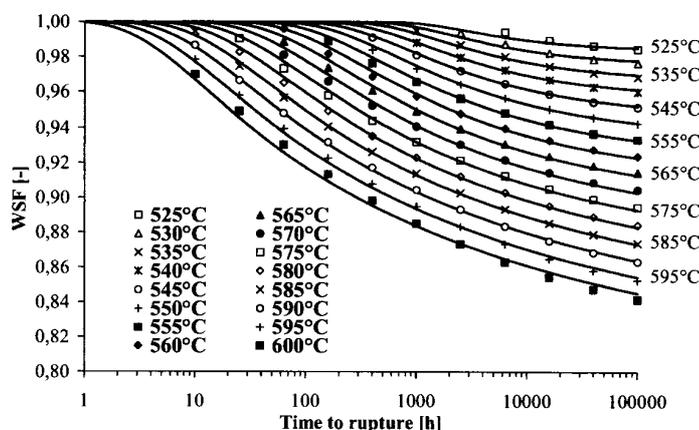


Bild 6. Abhängigkeit des Schweißnahtfestigkeitsfaktors WSF von Zeit und Temperatur für einen 2,25Cr-1Mo-Stahl [7]

Der in **Bild 6** gezeigte funktionale Zusammenhang ist werkstoffspezifisch. So wird in [8] gezeigt, dass für 9%-Cr-Stähle bereits oberhalb 575 °C ein Schweißnahtfestigkeitsfaktor WSF kleiner 0,8 auftritt. Dies führt dazu, dass vollbeanspruchte Schweißnähte mit gegenüber dem Grundwerkstoff abgeminderten Festigkeiten ausgelegt werden müssen. Das zeigt darüber hinaus, wie wichtig Zeitstandversuche langer Dauer für die Extrapolationsfähigkeit von Kennwerten sind, um zeitstandbeanspruchte geschweißte Bauteile sicher auslegen zu können.

Beispielhaft ist dies auch in **Bild 7** dargestellt. Nach Prüfzeiten $t > 10^4$ Stunden fällt die Zeitstandfestigkeit der Schweißverbindung des Stahls E911 (X11CrMoWVNb9-1-1) unter das Streuband $0,8 \cdot R_{m/UT}$ des Grundwerkstoffes. Damit ist ein Wechsel der Bruchlage vom Schweißgut in die interkritische WEZ verbunden.

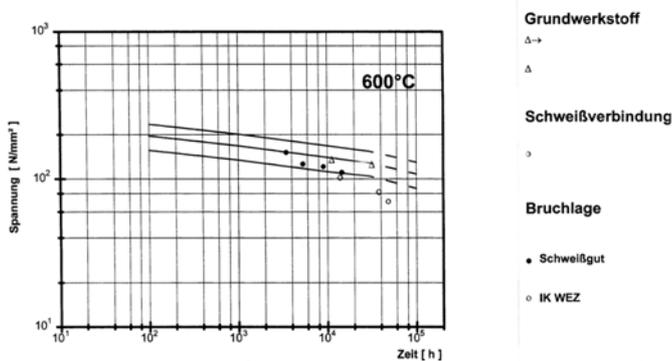


Bild 7. Zeitstandfestigkeit der Schweißverbindung des Stahls X11CrMoWVNb9-1-1 [9]

Unter Zeitstandbeanspruchung kommt es zu mikrostrukturellen Änderungen, wie:

- Umordnung der Versetzungsstruktur, Abnahme der Dichte freier Versetzungen und Zunahme der mittleren Subkorngröße,
- Teilchenvergrößerung

und damit zu Erweichungsvorgängen. Im **Bild 8** ist die Erweichung der einzelnen Schweißnahtbereiche nach 14.630 Stunden Zeitstandbeanspruchung bei 600 °C und 110 MPa deutlich ausgeprägt. Es existiert eine Korrelation zwischen Mikrohärtigkeit, Subkorngröße und Teilchenvergrößerung.

Mit zunehmender Beanspruchungsdauer nimmt der Härteverlust in allen Schweißnahtbereichen weiter zu, wobei die Rangfolge der Härte vom Schweißgut, mittleren WEZ, Grundwerkstoff und interkritischen WEZ unverändert bleibt.

Der Zeitstandbruch muss infolge von Stützwirkungen durch benachbarte dehnungsbehinderte Bereiche bei hohen Spannungen nicht in der „weichsten Stelle“ erfolgen. Erst bei längerer, praxisrelevanter Bean-

spruchungsdauer versagt die interkritische WEZ als „weichste Stelle“ durch interkristallinen Bruch [10].

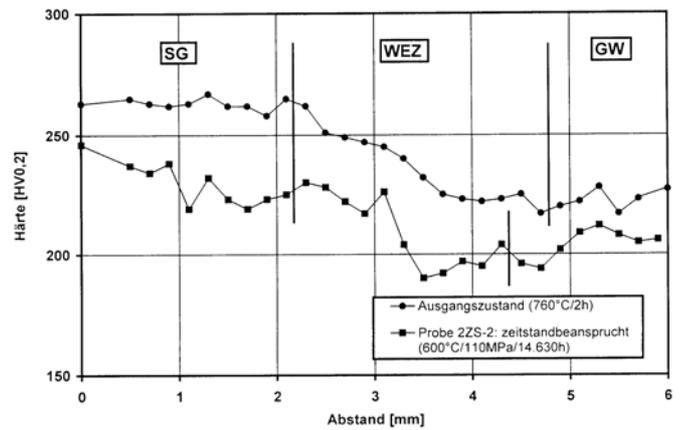


Bild 8. Vergleich der Härteverlaufskurven zwischen unbeanspruchten und zeitstandbeanspruchten Schweißverbindungen des Stahls X11CrMoWVNb9-1-1 [5]

3 Das Verhalten von Schweißverbindungen unter Betriebsbedingungen

Über erste Zeitstandversuche an P91-Schweißverbindungen wird bereits im Jahre 1989 berichtet [11]. Dabei kamen sowohl japanische als auch deutsche Schweißzusätze zum Einsatz. Es zeigte sich aber bereits frühzeitig, dass die aus den Versuchen erhaltenen Zeitstandfestigkeitskennwerte bei 600 und 650 °C das Streuband des Grundwerkstoffes P91 zum Teil deutlich unterschreiten.

In Deutschland sind hochwärmfeste 9 %-Cr-Stähle seit Anfang der 90er Jahre im Einsatz. In verschiedenen Projekten wurde zunächst der Stahl P91 (X10CrMoVNb9-1) bei allerdings moderaten Temperaturen verwendet. **Tabelle 2** zeigt einige Anwendungsfälle für diesen Stahl aus den Jahren 1992 bis 1995 [12]. Später kamen die beiden wolframhaltigen Stähle E911 (X11CrMoWVNb9-1-1), eine europäische Entwicklung aus dem COST 501-Programm, und P92 (X10CrWMoVNb9-2-1), eine ursprünglich japanische Entwicklung (NF616,) zum Einsatz.

Im Kraftwerk Wilhelmshaven wurden diese neuen 9 %-Cr-Stähle P91, E911 und NF616 (T92) und deren Schweißverbindungen bereits ab 1992 unter realen Bedingungen im höheren Temperaturbereich getestet [13]. Hierzu diente eine eigens installierte Teststrecke, bei der die dünnwandigen Rohre bei 600 °C Dampftemperatur und Betriebszeiten von mehr als 42.000 Stunden im Einsatz waren. Die für die Anschluss-Schweißnähte notwendigen Schweißzusätze waren artgleich und wurden parallel in einem umfangreichen Forschungsvorhaben [14] hinsichtlich der Langzeiteigenschaften von Schweißgut und Schweißverbindung untersucht.

Tabelle 2. Ausgewählte Projekte mit P91-Einsatz zwischen 1992 und 1995 [12]

Projekt	Jahr	Temperatur °C	Druck bar	Abmessung mm
KW Tiefstack	1992	543	210	DN 210 x 32
BKW Kirchmöser	1993	540	85	DN 241 x 9 DN 340 x 12,6
KW Altbach	1994	545	285	DN 220 x 33 DN 310 x 46
KW Staudinger	1994	540	213	DN 320 x 35 DN 230 x 25,1
BASF	1995	530	115	DN 300 x 15 DN 400 x 20

Der erste Einsatz einer dickwandigen P92-Schweißverbindung erfolgte im Jahre 1997 an einem Sammler der heißen Zwischenüberhitzerleitung (HZÜ) im Gemeinschaftskraftwerk Kiel [15]. Die Rundnähte des überlangen Sammlers wurden dabei „vor Ort“ geschweißt. Die Nippelnähte wurden als Mischnähte P92/10CrMo9-10 in der Werkstatt gefertigt. Für beide Schweißverbindungen sind die Parameter in **Tabelle 3** zusammengefasst.

Tabelle 3. Schweißtechnische Ausführung P92-HZÜ-Sammler GK Kiel [15]

Verbindungsart	Sammler-Rundnähte	Nippelschweißung Sammler-Nippel
Werkstoff	P92/P92	P92/10CrMo9 10
Nahtform	U/V	Nippelnaht restspaltfrei
Abmessung	∅ 530 x 25 mm	li ∅ 480 x 25 mm/ ä ∅ 51 x 4,5 mm
Schweißverfahren	WIG/E	WIG-Imp./UP (Nippelschweißautomat)
Schweißzusatz	Thermanit MTS 616 (WIG-Stäbe/Stabelektroden)	ohne/ UP: 9CrMoVNb-Draht mit Marathon 543 Pulver
Vorwärmtemperatur	200 bis 250 °C	200 bis 250 °C
Zwischenlagentemperatur	max. 350 °C	max. 350 °C
Zwischenabkühlung	60 bis 80 °C / >120 min	RT / >120 min
Wärmenachbehandlung	partielle Glühung 740 bis 750 °C/4 h	Ofenglühung 740 bis 750 °C/3 h

Das **Bild 9** zeigt die Wärmeführung beim Schweißen der P92-Rundnähte am Sammler und deren Wärmenachbehandlung.

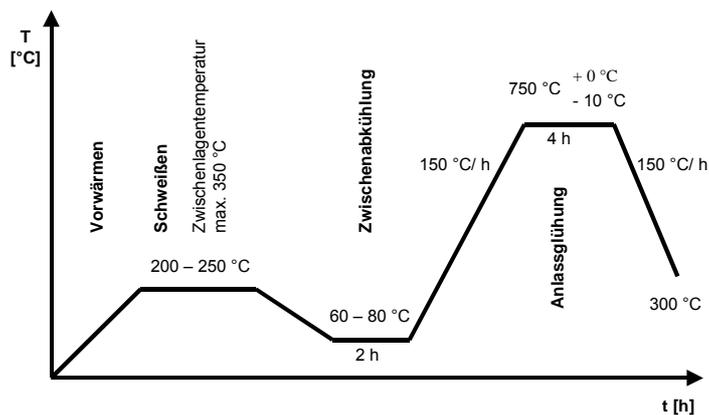


Bild 9. Wärmeführung bei artgleichen P92-Rundnahtschweißung [15]

Der Sammler ist mittlerweile seit mehr als 55.000 Stunden im störungsfreien Einsatz. Die zwischenzeitlich (1999) durchgeführten zerstörungsfreien Prüfungen zeigten keine Befunde [15].

Über erste Schäden an Schweißverbindungen aus X10CrMoVNb9-1 (P91) wird aus Großbritannien berichtet [16]. Dabei traten an Sammlern frühzeitig Risse in der äußeren WEZ (Typ-IV-Risse) an Schweißnähten auf, die nachweislich spezifikationsgerecht hergestellt wurden. Die Ursache hierfür war nach Brett u. a. [17] schließlich in der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffes zu suchen, welcher ein sehr ungünstiges Verhältnis Stickstoff zu Aluminium aufwies. Chargen mit geringem N/Al-Verhältnis zeigten demzufolge eine geringere Härte, siehe **Bild 10**.

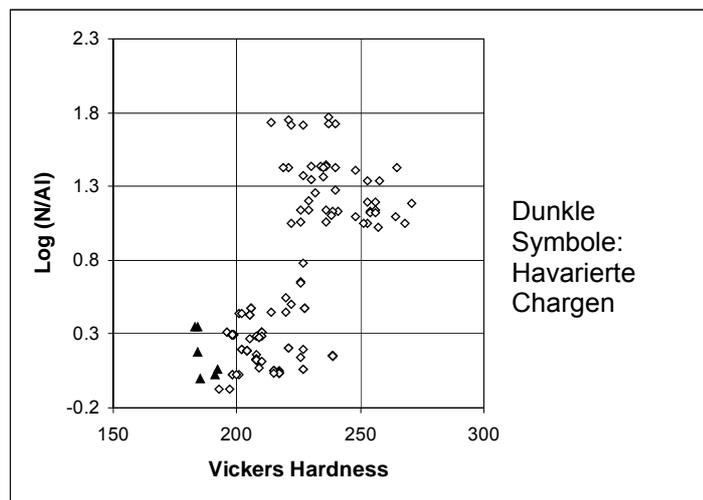


Bild 10. Zusammenhang zwischen Al/N-Verhältnis und Härte für verschiedene Chargen bzw. Schmiedestücke [17]

Gleichzeitig wird damit die rechnerisch ermittelte Zeitstandfestigkeit erniedrigt, wie von Foldyna u. a. [18] an einer Schmelze X12CrMoWVNb10-1-1 des COST-501-Programms nachgewiesen wurde, siehe **Bild 11**.

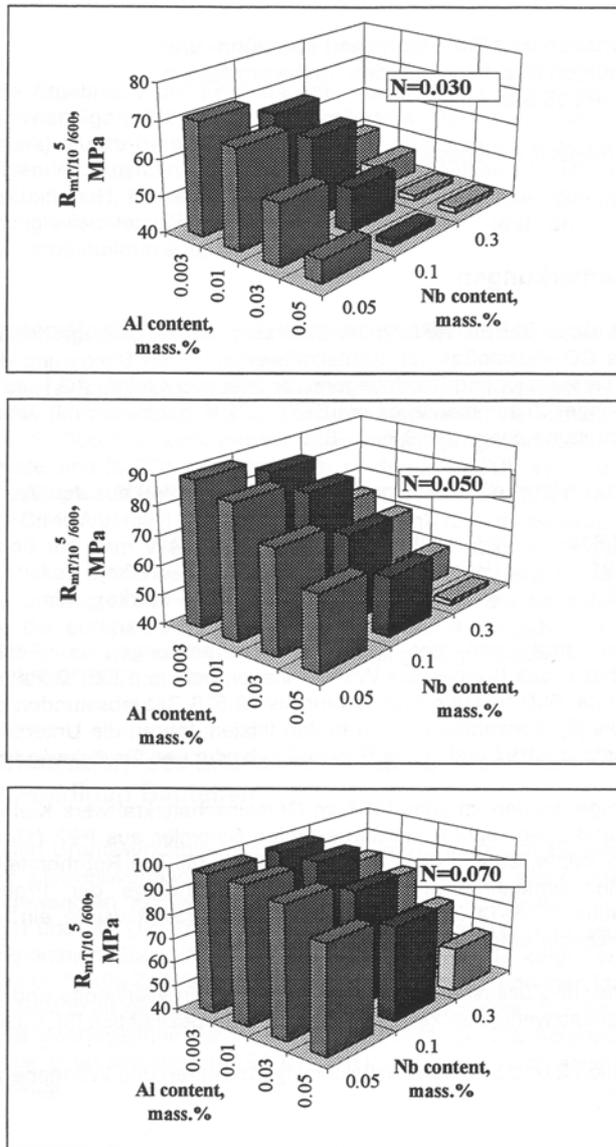


Bild 11. Abhängigkeit der Zeitstandfestigkeit von den Gehalten an N, Nb und Al bei einer Schmelze vom Typ X12CrMoWVNb10-1-1 [18]

4 Zusammenfassung

Durch den Einsatz der drei 9%-Cr-Stähle P91, E911 und P92 wurde eine deutliche Steigerung der Dampfparameter und damit verbunden des Kraftwerkswirkungsgrades möglich. Die Werkstoffe sind schweißtechnisch gut zu beherrschen. Es liegen umfangreiche Erfahrungen zur schweißtechnischen Verarbeitung vor. Schäden an Bauteilen aus diesen Stählen sind bisher eher selten. Dabei ist zu erwähnen, dass die Einsatzdauern der aus diesen Stählen gefertigten Bauteile teilweise noch relativ kurz sind bzw. erste Projekte stark konservativ ausgelegt wurden. Der Übergang zu höheren Einsatztemperaturen verlangt

in Zukunft eine sichere Extrapolation der Langzeitfestigkeitskennwerte der Grundwerkstoffe und deren Schweißverbindungen. Für letztere ist vor allem die Abhängigkeit der Schweißnahtfestigkeit von Temperatur und Zeit zu beachten. Bei höheren Temperaturen sind gegebenenfalls Minderungsfaktoren zu verwenden. Generell wird der weitere Einsatz der drei vorgestellten 9%-Cr-Stähle durch deren geringere Zunderbeständigkeit im Vergleich zu einem 11%-Cr-Stahl begrenzt.

5 Schrifttum

- [1] Gottstein, G. Physikalische Grundlagen der Materialkunde Springer-Verlag Berlin Heidelberg 1998
- [2] Eggeler, G. Werkstoffwissenschaft II: Mechanische Eigenschaften Lehrstuhl Werkstoffwissenschaft, Institut für Werkstoffe, Ruhr-Universität Bochum
- [3] TRD 508 Zusätzliche Prüfungen an Bauteilen, berechnet mit zeitabhängige Festigkeitskennwerten Beuth Verlag GmbH, Juli 1986
- [4] Eggeler, G.; Ramteke, A.M Coleman, M.; Chew, B.; Peter, G.; Burbliès, A.; Hald, J.; Jefferey, C.; Rantala, J.; de Witte, M.; Mohrmann, R. Analysis of creep in a welded 'P91' pressure vessel Int. J. Pres. Ves. & Piping, 60 (1994) pp. 237 to 257
- [5] Oehmigen, H.-G. Das Verhalten von Schweißverbindungen des warmfesten Stahles X11CrMoWVNb9-1-1 unter Zeitstandbeanspruchung Dr.-Ing. Diss. an der TU Darmstadt, 2000
- [6] ECCC Recommendations 2001 Creep data validation and assessment procedures ERA Technology Ltd., UK, May 2001
- [7] Vlasák, T.; Hakl, J.; Sobotka, J. Influence of welding on creep strength reduction of 2.25Cr-1Mo steel tubes Conference Baltica VI, Vol. 2 "Life Management and Maintenance for Power Plants" Helsinki, 8 to 10 June 2004

- [8] Schubert, J.; Klenk, A.; Maile, K.
Durchführung und Auswertung von Zeitstandversuchen mit Proben aus Schweißverbindungen
27. Vortragsveranstaltung der AG für warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe
VDEh Düsseldorf, 26.11.2004
- [9] Oehmigen, H. G.; Lenk, P.; Schulze, A.; Proft, D.; Bretfeld, H.
Das Verhalten der Schweißverbindung des Stahles X11CrMoWVNb9-1-1 unter Zeitstandbeanspruchung
VGB Kraftwerkstechnik 2/99
- [10] Eckert, W.
Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Zeitstandverhalten von Schweißverbindungen der Werkstoffe X20CrMoV12-1 und GS-17CrMoV5-11
Dr.-Ing. Diss. an der MPA/Universität Stuttgart 1992
- [11] Brühl, F.; Haarmann, K.; Kalwa, G.; Weber, H.; Zschau, M.
Verhalten des 9%-Chromstahles X10CrMoVNb9-1 im Kurz- und Langzeitversuch, Teil 2: Schweißverbindungen
VGB Kraftwerkstechnik, 69 (1989), Heft 12, S.1225 bis 1231
- [12] Seliger P.; Schinkel, H.
Zeitstandfestigkeit von Schweißverbindungen aus X10CrMoVNb9-1 (P91)
Schweißen & Schneiden, 54(2002), Heft 6, S. 306 bis 313
- [13] Zabelt, K.; Wachter, O.; Melzer, B.; Reuter, A.
Ergebnisse von Feldversuchen an 9%-Cr-Stählen im Kraftwerk Wilhelmshaven
VGB Kraftwerkstechnik 77 (1997), Heft 11, S. 962 bis 965
- [14] Heuser, H.; Bendick, W.; Melzer, B.; Zschau, M.; Cerjak, H.; Letovsky, E.
Forschungsbericht P297: Ermittlung der Langzeiteigenschaften artgleicher Schweißgüter neuer warmfester Stähle
Studiengesellschaft Stahlanwendung e. V., Dezember 2000
- [15] Zabelt, K.; Seliger, P.; Reuter, A.; Böhme, A.; Block, B.; Helmrich, A.
7 Jahre Betriebserfahrungen mit den ersten in der Welt gefertigten und in einem Steinkohlekraftwerk eingebauten P92-Sammlern
XXXVI. Kraftwerkstechnisches Kolloquium, TU Dresden, 19./20. Oktober 2004
- [16] Brett, S. J.; Oates, D. L.; Johnston, C.
In-Service Type IV Cracking on a Modified 9Cr (Grade 91) Header
International Creep Conference "Creep and Fracture in High Temperature Components-Design & Life Assessment Issues" (geplant)
London, 12. bis 14.09.2005
- [17] Brett, S. J.; Bates J. S.; Thomson, R. C.
Aluminium Nitride Precipitation in Low Strength Grade 91 Power Plant Steels
EPRI - 4th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, South Carolina, October 25 to 28, 2004
- [18] Foldyna, V.; Kubon, Z.; Vodarek, V.; Mayer, K. H.
The influence of chemical composition on the creep rupture properties of 9 to 12 % chromium steels
Vortrag auf der 21. Vortragsveranstaltung "Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe", 27. Nov. 1998 in Düsseldorf