

Untersuchung der Einflüsse auf die Spannungsrisskorrosion des Werkstoffs T24 (7CrMoVTiB10-10) im Hochtemperaturwasser

C. Ullrich, H.-G. Rademacher, W. Tillmann, R. Zielke und P. Körner

Abstract

Investigation of the effects on stress corrosion cracking of the material T24 (7CrMoVTiB10-10) in high-temperature water

The effort to increase plant efficiency in new fossil power plants leads to increased steam temperature and pressures. In order to face these challenge, new materials were developed. The material T24 (7CrMoVTiB10-10) was for the first time used for membrane walls on a large scale. Commissioning of some plants, numerous cracks in the area of T24 welds were identified, which only appeared in the membrane walls used as evaporators. The cracks were initiated inside the tube and clearly showed characteristics of stress corrosion cracking (SCC). To identify the conditions resulting in SCC, experiments in high-temperature water, which simulate the conditions of the commissioning phase, are necessary. Tensile and bending tests, which are carried out slowly in controlled high-temperature water, are perfectly suited to identify the crack-initiating conditions. With these instrumented tests the sample behaviour is recorded in direct correlation with the particular load. This type of tests was carried varying the conditions of the exposure to finally study the root cause in more detail.

Einleitung

In beinahe allen neu errichteten Kohlekraftwerken, die mit einer Frischdampf-temperatur von ca. 600 °C betrieben werden, wurde der Werkstoff T24 (7CrMoVTiB10-10) in der Membranwand eingesetzt. Grund für den Einsatz war die Anforderung, höhere Anlagenwirkungsgrade zu erzielen, was durch eine Erhöhung der Dampftemperatur und des Drucks erreicht wird. Die hervorragende Zeitstandfestigkeit, gepaart mit einer guten Duktilität bei erhöhten Temperaturen sowie der Tatsache, dass Schweißnähte nicht wärmebehandelt werden müssen, machte den Werkstoff T24 zum neuen Standardwerkstoff für Membranwände.

Während der Inbetriebnahmephase der ersten Kesselanlagen im Jahr 2010 wurde erstmals über betriebliche Probleme im Zusammenhang mit dem Werkstoff T24 berichtet. In Kontakt mit Hochtemperaturwasser bildeten sich mehrere hundert Risse, die alle im Bereich von Schweißnähten auf der Rohrrinnenoberfläche initiiert wurden. Der Schaden führte zu einer intensiven Ursachenanalyse, begleitet durch eine ad-hoc Arbeitsgruppe des VGB. Die Untersuchungen der entstandenen Risse zeigten deutlich die Risscharakteristik der Spannungsrisskorrosion (SprK). Für die Auslösung der SprK können drei verschiedene Mechanismen auslösend sein:

- Kathodische SprK induziert durch die chemische Reinigung
- Anodische SprK, bedingt durch oxidativ wirkendes Hochtemperaturwasser (z.B. durch einen temporär hohen O₂-Gehalt)
- Kathodische SprK, bedingt durch die Magnetitbildungsreaktion und H⁺-Produktion

In früheren Untersuchungen der Autoren konnte die chemische Reinigung als Hauptursache der Rissbildung ausgeschlossen werden. Die Ergebnisse sind ausführlich in [1] beschrieben. Aus diesem Grund wird auf diese These in dieser Veröffentlichung nicht weiter eingegangen.

Bei dem Werkstoff T24 (7CrMoVTiB10-10) handelt es sich um einen niedriglegierten,

hitzebeständigen Stahl. Im Vergleich zu dem bisher eingesetzten Werkstoff T12 (13CrMo4-5), wurde die Warmfestigkeit durch die Zugabe von Elementen wie Vanadium, Niob und Titan signifikant erhöht. Diese Elemente führen zu einer Ausscheidungshärtung, die im Fall von T24 insbesondere durch Vanadiumcarbide erzielt wird. Eine wichtige Voraussetzung für den Einsatz des Werkstoffs im Bereich der Membranwand war die Möglichkeit auf Verzicht einer Wärmebehandlung der Schweißverbindungen bis zu einer Wanddicke von 10 mm. Durch den im Vergleich zum Werkstoff T12 (13CrMo4-5) und T22 (10CrMo9-10) deutlich abgesenkten C-Gehalt sollte die Härte in der Wärmeeinflusszone auf Werte unterhalb 350HV10 begrenzt werden. In früheren Untersuchungen im Zeitraum der Qualifizierungsphase wurde dies auch überwiegend eingehalten [2, 3, 4]. In neueren Untersuchungen wurden häufig auch Härten deutlich oberhalb von 350HV10 in der WEZ gemessen [5, 6]. Neben Laboruntersuchungen, in denen die Eignung des Werkstoffs T24 untersucht wurde, erfolgten begleitend Testinstallationen in unterschiedlichen Kraftwerken. Bereits Mitte der 1990er-Jahre wurde T24 in der RWE-Anlage Weisweiler Block G installiert und bei einer Dampftemperatur von ca. 500 °C bei 215 bar für mehr als 60.000 h betrieben. Im EnBW-Kraftwerk Altbach wurde ein T24-Panel in der Membranwand unter Wasserbedingungen bei 440 °C und 280 bar installiert. Andere Installationen unter Dampfbedingungen wurden in der EON-Anlage Scholven-Block F und in der DONG-Anlage Asnæsværket-Block 4 realisiert. Keines der Kraftwerke in dem das Material unter realen Betriebsbedingungen getestet wurde, berichtete über ungewöhnliche Probleme im Zusammenhang mit diesem Werkstoff. Es muss jedoch erwähnt werden, dass die installierten T24-Komponenten in keiner der Anlagen einen normalen Inbetriebnahmeprozess durchlaufen haben. Vielmehr wurde der Werkstoff im Normalbetrieb übergehend in Berührung mit Dampf oder mit Wasser bei Temperaturen deutlich oberhalb von 300 °C betrieben.

Autoren

Ullrich, C.^{1,2}
Rademacher, H.-G.¹
Tillmann, W.³
Zielke, R.¹
Körner, P.²

¹ Institut für Forschung und Transfer (RIF e.V.), Dortmund, Deutschland

² VGB PowerTech e.V., Essen, Deutschland

³ Technische Universität Dortmund, Lehrstuhl für Werkstofftechnologie, Dortmund, Deutschland

Spannungsrissskorrosion (SpRK) an niedriglegierten Stählen

SpRK wird differenziert nach der klassischen SpRK und der nicht-klassischen SpRK. Für die Ausbildung der klassischen SpRK ist eine statische Belastung oberhalb einer Grenzspannung unter ansonsten kritischen Systembedingungen ausreichend für die Rissinitiierung und Ausbreitung. Bei der sogenannten nichtklassischen SpRK ist für die Rissbildung eine langsame monoton steigende oder sehr langsam zyklische Beanspruchung notwendig [7]. Grundsätzlich kann sich SpRK gesteuert durch die anodische oder kathodische Teilreaktion ausbilden. Bei der anodischen SpRK wird die sich bildende Oxidschicht lokal geschädigt, wodurch Metall im direkten Kontakt mit dem Medium steht. Durch die im Vergleich zur Kathode sehr kleine Anode, wirkt lokal eine hohe Stromdichte, was zu einer lokalen Metallauflösung führt. Bei schneller Re-Passivierung der geschädigten Oxidschicht, wird der anodische Prozess der Metallauflösung unterbrochen. Eine Rissbildung erfolgt dann nicht. Die Ausbreitung der anodischen SpRK ist somit nur möglich, wenn an der Rissspitze stets ein Bereich aktiver Metallauflösung vorliegt. Dies kann nur der Fall sein, wenn die Passivierungsreaktion der Rissflanken ähnlich schnell abläuft, wie der durch die lokale Metallauflösung an der Rissspitze bedingte Rissfortschritt [7, 8]. Durch das Zusetzen von Oxidationsmitteln (z.B. Sauerstoff oder Kupfer) in das Hochtemperaturwasser wird das Korrosionspotential zu kleineren Werten verschoben, was zu einer schnelleren Metallauflösung führt [9].

Neben der anodischen SpRK ist auch die kathodische (wasserstoffinduzierte) SpRK bekannt. Dieser Mechanismus wird häufig bei Komponenten beobachtet, die einem Fluid mit niedrigem pH-Wert ausgesetzt sind [10]. Oft ist als auslösendes Medium reines Wasser bereits ausreichend. Bedingt durch die Auflösung des Eisens entsteht an der Werkstoffoberfläche elementarer Wasserstoff. Anders als bei der anodischen SpRK hat bei der wasserstoffinduzierten Rissbildung die Festigkeit des Werkstoffes einen großen Einfluss. Der durch den Werkstoff absorbierte Wasserstoff zeigt die Tendenz, in elastisch/plastisch verformte Zonen zu diffundieren. Da in diesem Bereich das Metallgitter aufgeweitet ist, wird die interstitielle Einlagerung an Wasserstoff vereinfacht. Werkstoffe mit höherer

Festigkeit zeigen bei gleicher Beanspruchung ein kleineres Volumen von elastisch/plastisch verformten Zonen als Werkstoffe geringerer Festigkeit. Dieses Verhalten führt bei den höher festen Werkstoffen zu einer lokal höheren Konzentration an Wasserstoff im Gitter. Bewertet wird die Empfindlichkeit eines Werkstoffs gegenüber wasserstoffinduzierter SpRK daher häufig über seine Härte. Das NACE-Regelwerk legt für Systeme, in denen starke Rekombinationsgifte (Promotoren) wie z.B. H₂S auftreten, einen Grenzwert von 248HV10 für die Härte fest [11]. Für niedriglegierte Stähle im Kraftwerksbereich, die in der Regel nur in Kontakt mit aufbereiteten bzw. konditionierten Speisewässern kommen, wird oft eine maximal zulässige Härte von 350HV10 für die Schweißverbindung angegeben. Unterhalb dieses Wertes wird davon ausgegangen, dass wasserstoffinduzierte SpRK in der Regel nicht induziert wird [10].

Grundsätzlich ist festzuhalten, dass die für die Rissbildung benötigte Wasserstoffmenge außerordentlich gering sein kann. In seinen Untersuchungen stellte Bäumel fest, dass bereits die Menge an Wasserstoff, die in kochendem, hochreinem Wasser in Folge der sogenannten Schikkor-Reaktion entsteht, zu einem Ausfall einer Komponente durch wasserstoffinduzierte Rissbildung führen kann [12].

Häufig ist es schwierig zu entscheiden, ob anodische oder kathodische SpRK schadensursächlich ist, da beide Mechanismen abwechselnd oder sogar überlagert auftreten können. In der Literatur wurde für solche Fälle der Terminus „anodische Wasserstoffversprödung“ eingeführt. Dieser Begriff beschreibt einen Mechanismus, dessen erster Schritt durch anodische Metallauflösung gesteuert wird. Als Folge der Metallauflösung bzw. des Re-Passivierungsprozesses wird Oxid und damit verbunden Wasserstoff produziert. Eine kleine Menge des Wasserstoffs wird absorbiert und diffundiert in den Bereich der zunächst leicht elastisch verformten Rissspitze. In diesem Bereich wird dann als zweiter Schädigungsschritt eine wasserstoffinduzierte Rissbildung initiiert [8, 13].

Versuchsaufbau

Zur Untersuchung unterschiedlicher Werkstoffzustände bei betriebsnahen Prüfbedingungen wurde ein Versuchsaufbau entwickelt, in dem Proben neben einer mechanischen und thermischen Beanspruchung

gleichzeitig definierten Wasserbedingungen ausgesetzt werden können. Da die Prüftemperatur deutlich oberhalb 100 °C liegt, wird die Prüfung in einem Druckbehälter (Autoklav) durchgeführt. Über eine druckfeste Durchführung wird eine Verbindung zu einer Zugprüfmaschine hergestellt. Durch diese wird mit festgelegter, gleichmäßiger Verformungsgeschwindigkeit die Probe auf Zug bzw. Biegung beansprucht. Um langsame Verformungsgeschwindigkeiten zwischen 0,05 µm/min und 0,45 µm/min zu realisieren, kommt eine modifizierte LCF-Spindelzugprüfmaschine zum Einsatz, welche sich auf Grund der hohen Maschinensteifigkeit und des geringen Spiels für die Anforderungen gut eignet. Die Bereitstellung des Wassers erfolgt durch eine Aufbereitungs- und Überwachungseinheit, die in Kooperation von der Firma Dr. Thiedig und RIF e.V. ausgelegt worden ist.

Diese wird mit VE-Wasser betrieben, welches diskontinuierlich über Anionen- und Kationentauscher aufbereitet wird. Hierbei wird eine Leitfähigkeit kleiner 0,10 µS/cm erreicht. Das so aufbereitete Wasser wird in den Niederdruckkreislauf in einen Vorratsbehälter gepumpt, wo die Konditionierung stattfindet. Abhängig von der Leitfähigkeit des Wassers erfolgt die Alkalisierung mit einer Ammoniaklösung. Ebenso abhängig vom Messwert wird dem Wasser Sauerstoff (O₂) zugesetzt oder selbiger durch die Eindüsung von Stickstoff ausgestrippt. Die Regelung der Wasserkonditionierung erfolgt vollautomatisch. Sämtliche Parameter werden während des Versuchs abgespeichert und stehen so für die Nachauswertung zur Verfügung.

Versuchswerkstoff und Probenherstellung

Die in dieser Arbeit vorgestellten Untersuchungen wurden mit kommerziell hergestellten Schmelzen des Werkstoffs T24 durchgeführt, deren chemische Zusammensetzung in der Tabelle 1 aufgeführt sind. Um die Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes auf die Martensithärte und deren möglichen Einfluss auf die Rissbildung zu untersuchen, wurde sowohl eine Werkstoffcharge am oberen Rand (CH) und eine Werkstoffcharge am unteren Rand (CN) der Spezifikation ausgewählt.

Es wurden taillierte Zugproben aus geschweißten Kesselrohren, wie in Bild 1 gezeigt, mittels Drahterodieren hergestellt. Dieses Herstellungsverfahren wurde ge-

Tab. 1. Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs T24 sowie der verwendeten Versuchschargen nach VdTÜV WB533.

	Material	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Al (%)	Ti (%)	V (%)	N (%)	B (%)
min	-	0,05	0,15	0,3	-	-	2,2	0,9	-	0,05	0,2	-	0,002
max	-	0,1	0,45	0,7	0,02	0,01	2,6	1,1	0,02	0,1	0,3	0,01	0,007
	CH	0,09	0,24	0,53	0,017	0,002	2,44	0,99	0,014	0,08	0,23	0,006	0,005
	CN	0,061	0,31	0,60	0,011	0,002	2,37	0,97	0,010	0,071	0,25	0,005	0,0032



Bild 1. Zugprobe entnommen aus einer Schweißverbindung.

wählt, um den Grad der Verformung auf ein Minimum zu reduzieren. Nach dem Herausarbeiten des Probenrohlings wurde dieser mit der Körnung 320 vollständig geschliffen. Vorversuche mit nicht taillierten Zugproben im Hochtemperaturwasser zeigten, dass eine kritische Spannung/Dehnung im Risserwartungsbereich der Schweißnaht nicht erreicht wurde. Die Rissbildung erfolgt duktil im Grundwerkstoff. Daher wurde bei den Zugproben mit Schweißverbindungen die Probenbreite im Bereich des Schweißguts sowie der GK-WEZ reduziert (Bild 1). Die Querschnittsreduzierung wurde reziprok zu den Festigkeiten der unterschiedlichen Bereiche durchgeführt.

Neben Zugproben wurden auch Biegeproben aus geschweißten Kesselrohren sowie aus gehärtetem Grundwerkstoff hergestellt. Die Biegeproben haben den Vorteil, dass die Wurzellage vor Versuchsbeginn nicht mechanisch bearbeitet werden muss und somit ein Einfluss des Schweißprozesses auf das Probenverhalten abgebildet werden kann. Zur Erzielung gleicher Belastungszustände wird die auf Druck beanspruchte Decklage soweit abgearbeitet, dass eine Probendicke von 5 mm entsteht. Bei gehärteten Grundwerkstoffbiegeproben wird sowohl die Rohinnen- als auch die Rohraußenseite leicht mechanisch bearbeitet und ebenso eine Probendicke von 5 mm eingestellt. Dieses Vorgehen wurde gewählt, um randentkohlte Bereiche, die möglicherweise einen Einfluss auf die Rissbildung haben könnten, zu entfernen.

Ergebnisse aus Laborversuchen im Hochtemperaturwasser

Zur Untersuchung der Rissbildungsmechanismen wurden zunächst unterschiedliche Einflüsse auf die Rissbildung systematisch untersucht. Diese werden im Folgenden dargestellt.

Einfluss der Temperatur auf die Rissbildung

Aus unterschiedlichen Untersuchungen ist bekannt, dass die Temperatur ein wichtiger Einflussparameter bei der Rissbildung von niedrig legierten Stählen im Hochtemperaturwasser darstellt [7]. Insbesondere für die Durchführung der weitergehenden Untersuchungen, aber auch für den betrieblichen Einsatz des Werkstoffes ist es notwendig, den Temperaturbereich, in dem die Rissbildung auftritt, möglichst genau ein-

zugrenzen. Aus diesem Grund wurden Schweißnahtproben im Hochtemperaturwasser bei Temperaturen zwischen 120 °C und 215 °C untersucht. Alle Proben hierzu wurden aus der Werkstoffcharge mit erhöhtem C-Gehalt gefertigt. Der Sauerstoffgehalt wurde auf einen Zielgehalt von 1.000 ppb eingestellt, was in vorherigen Versuchen als ein für die Rissbildung kritischer Wert identifiziert wurde. Der pH-Wert wurde bei allen Versuchen konstant bei 9,5 gehalten.

Bild 2 zeigt die erreichten Bruchdehnungen abhängig von der Prüftemperatur. Hierbei ist ein deutlicher Einfluss der Temperatur auf die Bruchdehnungen zu erkennen. Bei einer Prüftemperatur von 120 °C liegt eine relativ hohe Bruchdehnung in Verbindung mit einem duktilen Bruch im Bereich des Grundwerkstoffs vor. Eine Ausbildung von SpRK in Form interkristalliner Bruchanteile ist nicht zu erkennen (Bild 3). Ab einer Prüftemperatur von 150 °C ist die Bruchdehnung im Vergleich zum Versuchsergebnis bei 120 °C deutlich reduziert. Gleichzeitig sind interkristalline Bruchanteile auf der Bruchfläche vorhanden. Bei Erhöhung der Prüftemperatur auf 180 °C verringert sich die Bruchdehnung weiter und erreicht schließlich bei einer Temperatur von 195 °C ihr Minimum. Circa 40% der Bruchfläche ist dann als verformungsarmer interkristalliner Bruch im Bereich der Rissinitiierung ausgebildet. Des

Weiteren können in diesem Bereich zahlreiche interkristalline Nebenrisse beobachtet werden (Bild 4). Bei der Schliffuntersuchung der Probe parallel zur Probenachse wird deutlich, dass die Rissinitiierung von der GK-WEZ ausgeht. Wird die Prüftemperatur auf 210 °C bzw. 215 °C weiter erhöht, nimmt die Bruchdehnung wieder geringfügig zu. Allerdings zeigen die Bruchflächen auch bei diesen Prüftemperaturen noch interkristalline, verformungsarme Bruchstrukturen. Diese Ergebnisse verdeutlichen, dass der Rissmechanismus der SpRK bei 215 °C noch initiiert wird, die Anfälligkeit im Vergleich zu 195 °C bereits leicht reduziert ist. Die obere Temperaturgrenze, ab der SpRK nicht mehr auftritt, konnte mit dem vorhandenen Versuchsaufbau nicht ermittelt werden, da die Temperatur des verwendeten Autoclaven auf maximal 220 °C begrenzt ist. Auf Grund dieser Ergebnisse wurde für die folgenden Versuche im Wesentlichen eine Prüftemperatur von 195 °C gewählt.

Einfluss der Dehnrates

Die Messung und Regelung der Dehnrates innerhalb des druckbeaufschlagten Autoclaven kann anders als bei Versuchen an Luft nicht mit einem normalen Extensometer erfolgen. Dies führt zu der Schwierigkeit, Zugversuche mit konstanter Dehnrates im Autoclav durchzuführen. Aus diesem Grund ist es gängige Praxis, an der Maschine eine vorgegebene, konstante Abzugsgeschwindigkeit vorzugeben und die Probenverformung außerhalb des Autoclavs zu messen [14]. Mit dieser Vorgehensweise wird auf Grund der Probenlängung während des Versuchs eine damit verbundene Veränderung der Dehnrates akzeptiert.

Zur Abschätzung der Dehnrates wurde eine Schweißnahtprobe mit Dehnungs-

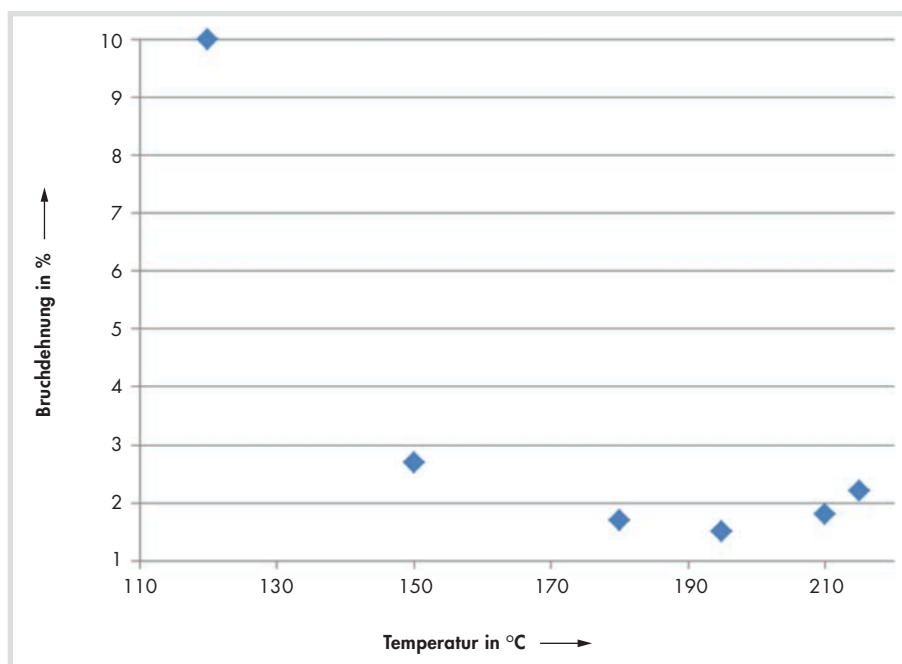


Bild 2. Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Prüftemperatur.

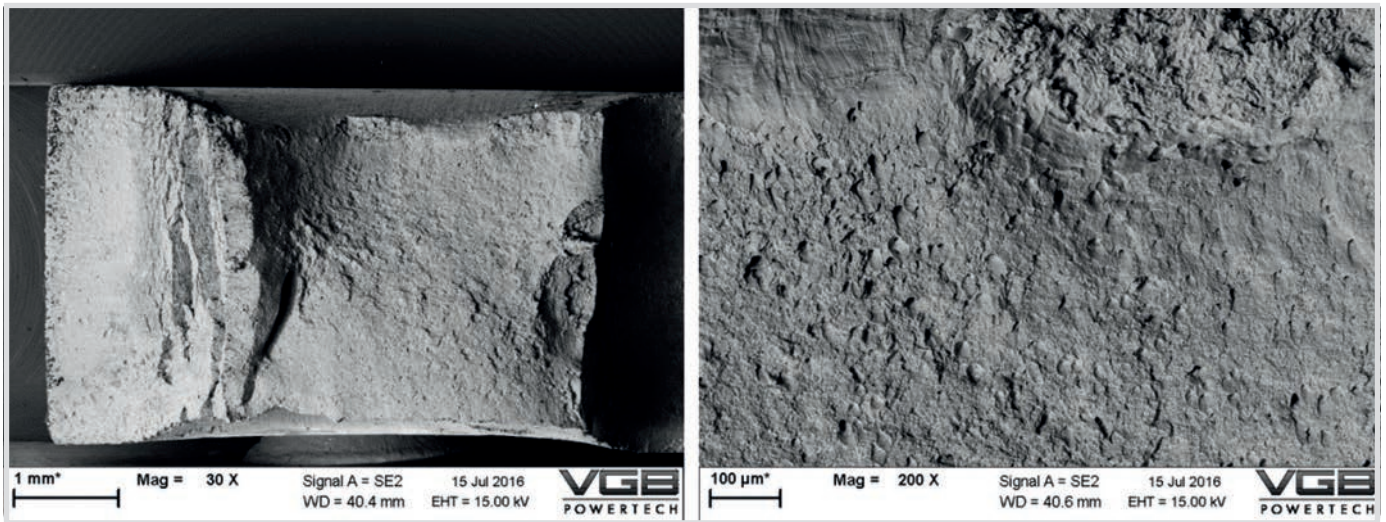


Bild 3. Bruchfläche der Probe geprüft bei 120 °C und hohem O₂-Gehalt, transkristalline Rissbildung im Grundwerkstoff mit hohem Maß an Verformung.

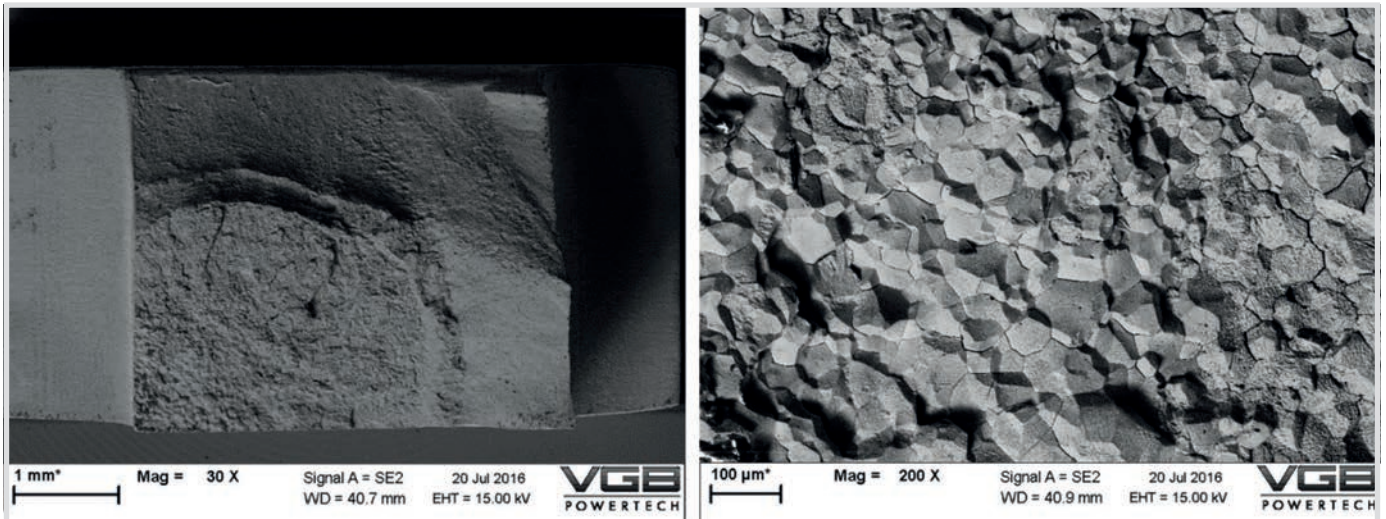


Bild 4. Bruchfläche der Probe geprüft bei 195 °C und hohem O₂-Gehalt, verformungsarmer interkristalliner Bruch mit zahlreichen Nebenrissen auf der Bruchfläche.

messstreifen instrumentiert und anschließend an Luft einem langsamen Zugversuch mit einer Verformungsgeschwindigkeit von 0,31 µm/min unterzogen. Die Dehnraten auf der Probe wurde anschließend für unterschiedliche Probenbereiche ermittelt. Im Bereich der elastischen Verformung ist das Materialverhalten an allen gemessenen Positionen sehr ähnlich. Die gemessene durchschnittliche Dehnraten beträgt in dieser Phase $1,74 \cdot 10^{-8}$ 1/s. Tabelle 2 gibt einen Überblick über die durchschnittlichen Dehnraten in Abhängigkeit von der gewählten Verformungsgeschwindigkeit.

Für die folgenden Untersuchungen wurde die Traversengeschwindigkeit der Prüfmaschine in einem Bereich zwischen 0,05 bis 0,65 µm/min variiert. Dies entspricht integralen mittleren Dehnraten von $0,28$ bis $3,65 \cdot 10^{-8}$ 1/s.

Der Einfluss der Dehnraten wurde bei Sauerstoffkonzentrationen von 1.000, 250 und 100 ppb untersucht. Alle Versuche wurden bei einer Prüftemperatur von 195 °C durchgeführt. Die Untersuchung zeigte nur bei 1.000 ppb O₂-Gehalt einen signifikanten

Tab. 2. Dehnraten in Abhängigkeit von der gewählten Traversengeschwindigkeit.

Traversen- geschwindigkeit	0,05 µm/min	0,1 µm/min	0,25 µm/min	0,35 µm/min	0,45 µm/min	0,55 µm/min	0,65 µm/min
Dehnraten [1/s]	2,8E-09	5,6E-09	1,3E-08	2,0E-08	2,5E-08	3,1E-08	3,6E-08

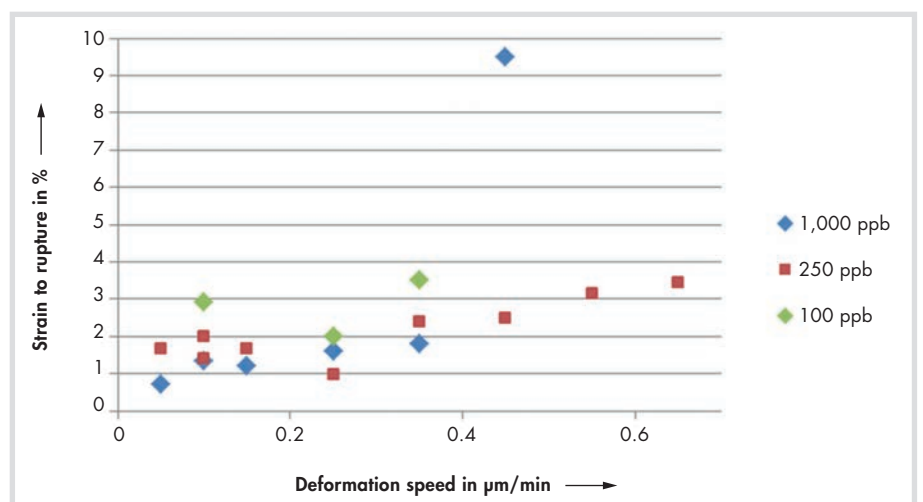


Bild 5. Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf die Bruchdehnung bei einem Sauerstoffgehalt von 100, 250 und 1.000 ppb.

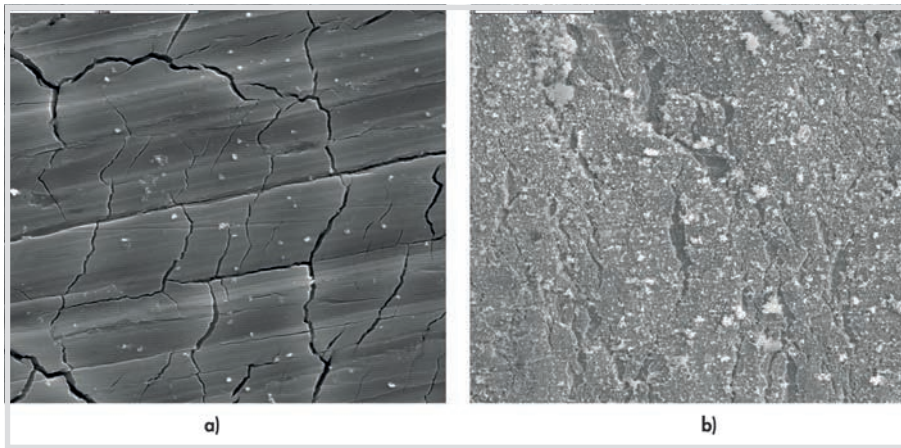


Bild 6. Vergleich der Oberfläche einer nicht wärmebehandelten a), mit einer bei 600 °C wärmebehandelten Probe b).

Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf die Bruchdehnung. Hier ist bei einer Reduzierung der Dehnrates eine deutliche Abnahme der Bruchdehnung zu erkennen (Bild 5). Die Bruchflächen dieser Proben zeigen interkristalline, verformungsarme Bruchanteile mit Bruchlage im Schweißnahtbereich. Bei einer Verformungsgeschwindigkeit von 0,45 $\mu\text{m}/\text{min}$ ist ein duktiler Bruch im Grundwerkstoff mit einer Bruchdehnung von mehr als 9% im Vergleich zu 0,7% bei einer Verformungsgeschwindigkeit von 0,05 $\mu\text{m}/\text{min}$ zu beobachten. Wichtig ist in diesem Zusammenhang zu erwähnen, dass die Expositionsdauer der Proben in dem Fluid vergleichbar war. Die Proben, die mit geringeren Sauerstoffgehalten von 250 und 100 ppb geprüft wurden, zeigten die geringste Bruchdehnung bei einer Verformungsgeschwindigkeit von 0,25 $\mu\text{m}/\text{min}$. Bei langsamerer und schnellerer Verformung stieg die Bruchdehnung wieder leicht an (Bild 5).

Einfluss der Wärmebehandlung

Um den Einfluss der Wärmebehandlung auf die Empfindlichkeit gegenüber Spannungsrisskorrosion zu untersuchen, wurde eine unbehandelte Schweißnahtprobe im Vergleich mit wärmebehandelten Schweißnahtproben (520 bis 600 °C) bei kritischen Versuchsbedingungen untersucht. Die Prüftemperatur lag bei 180 °C und der O_2 -Gehalt bei mindestens 900 ppb.

In Abhängigkeit vom Wärmebehandlungszustand zeigen die Proben ein unterschiedliches Bruchverhalten. Die unbehandelte Schweißnahtprobe versagt verformungsarm mit einem plötzlichen Lastabfall bei einer Bruchdehnung von ca. 1,5%. Die bei 520 °C bzw. 550 °C wärmebehandelten Schweißnahtproben zeigen nur eine geringfügige Erhöhung der Bruchdehnung auf ca. 2,2% bei ähnlichem Bruchverhalten. Interkristalline, verformungsarme Bruchanteile konnten auch bei diesen Zuständen nachgewiesen werden.

Erst die bei 600 °C für 2 h wärmebehandelte Probe zeigt ein deutlich duktileres Werk-

stoffverhalten. Der Zugversuch wurde bei einer Probendehnung von mehr als 4,5% abgebrochen. Der Grundwerkstoff war zu diesem Zeitpunkt bereits deutlich eingeschnürt. SpRK im Bereich der WEZ ist bei diesem Werkstoffzustand unter den Prüfbedingungen nicht aufgetreten. Im Vergleich zu der nicht wärmebehandelten Probe ist die Oxidstruktur der wasserberührenden Oberfläche anders ausgebildet. Die Probe ohne Wärmebehandlung zeigte im Bereich der WEZ ein ausgeprägtes Netzwerk von kleinen Fissuren, die wahrscheinlich den Ausgangspunkt der Rissbildung darstellen. Kleine Defekte in der Oxidschicht sind bei der uniaxialen Zugbeanspruchung zu erwarten. Normalerweise würden diese aber wie im Fall der wärmebehandelten Probe ausheilen und nicht zu einer Rissbildung führen (Bild 6).

Einfluss der Sauerstoffkonzentration

Als ein wesentlicher die Rissbildung beeinflussender Parameter wurde bereits der Einfluss des Sauerstoffs identifiziert [15]. Ergänzend zu den bereits durch die Autoren veröffentlichten Untersuchungen, die bei 180 °C geprüft wurden, wurden weitere Zugversuche an Schweißverbindungen in

Hochtemperaturwasser bei 195 °C durchgeführt. Der Sauerstoffgehalt wurde bei diesen Versuchen zwischen 20 bis 1.000 ppb variiert. Die Verformungsgeschwindigkeit lag bei 0,1 $\mu\text{m}/\text{min}$. In Bild 7 sind die Versuchsergebnisse an Zugproben zusammenfassend dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass bei beiden Prüftemperaturen der Bruch mit zunehmendem O_2 -Gehalt bei stark reduzierten Bruchdehnungen auftritt. Die Rissinitiierung findet in diesem Fall vorwiegend im Bereich der Grobkorn-WEZ statt. Bei niedrigen O_2 -gehalten (20 ppb) ist ein duktileres Bruchverhalten mit einer Bruchlage im Grundwerkstoff zu beobachten. Das Verhalten ist vergleichbar mit dem eines Zugversuchs an Luft. Eine Rissinitiierung mit typischen Charakteristiken der Spannungsrisskorrosion wurde bei diesen Proben nicht beobachtet.

Bei der metallographischen Nachuntersuchung zeigen die Proben, geprüft bei hohen O_2 -gehalten, deutliche Anzeichen von SpRK. Der Initiierungsbereich weist meist ausschließlich interkristalline Bruchanteile mit zahlreichen Nebenrissen auf. In diesem Bereich ist der Bruch beinahe verformungslos. Beispielhaft für diese Proben sei auf die Untersuchungsergebnisse in Bild 8 verwiesen. Um die Rissinitiierung besser zu verstehen, wurden die Probenoberflächen des Schaftbereichs nach chemischer Reinigung im Rasterelektronenmikroskop detailliert untersucht und untereinander verglichen. Dabei zeigten Oberflächen, die erhöhten O_2 -Konzentrationen ausgesetzt waren, einen leichten durch das Medium verursachten narbigen Angriff. Bei der Betrachtung der Oberfläche mit 500x-Vergrößerung entsteht in einigen Bereichen der Eindruck, der Angriff sei im Bereich der Korngrenzen und des Bainits stärker ausgeprägt. Wird die Oberfläche mit höherer Vergrößerung untersucht, ist eine „mikronarbige“ Struktur zu erkennen. Diese stellt sich im Rasterelektronenmikroskop durch ca. 5 bis 10 μm große und ca. 2 bis 5 μm tiefe ausoxidierte Bereiche dar

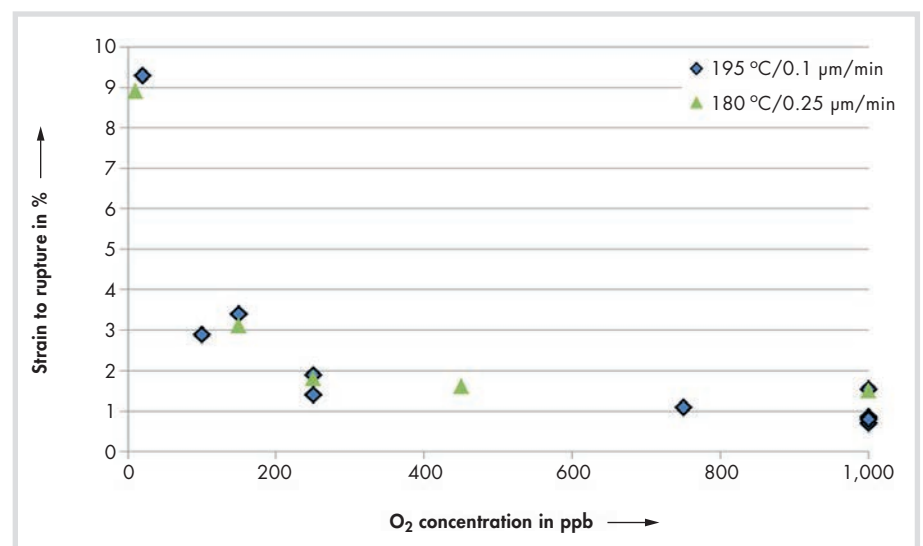


Bild 7. Einfluss des Sauerstoffgehaltes auf die Rissbildung.

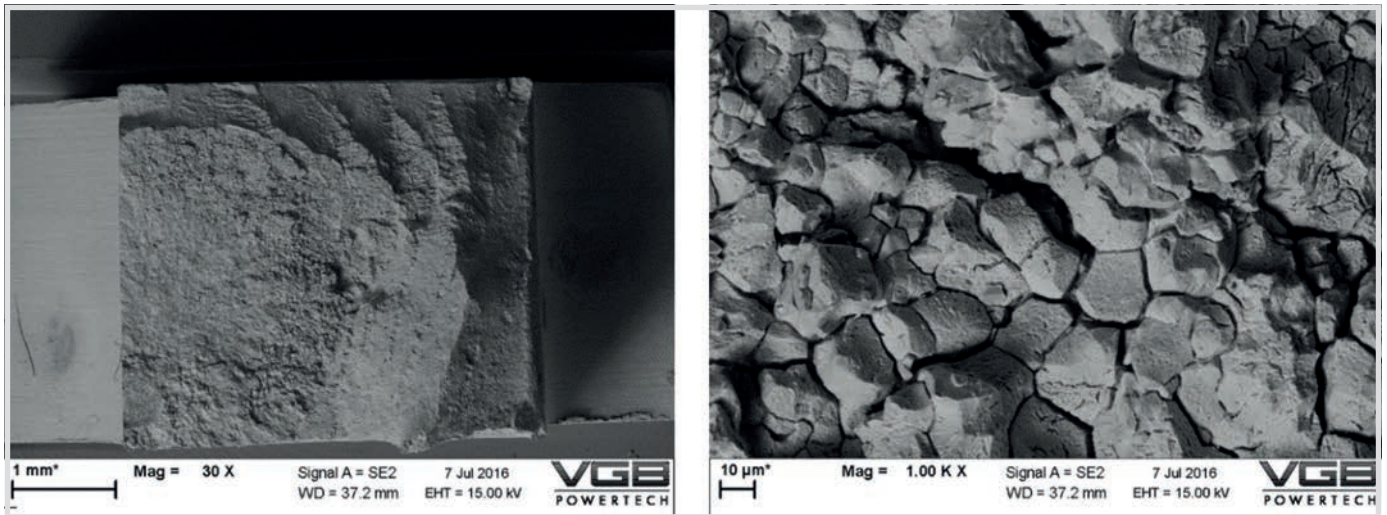


Bild 8. Bruchfläche einer Probe geprüft bei 195°C, 0,1µm/min und einem O₂-Gehalt von 750ppb.

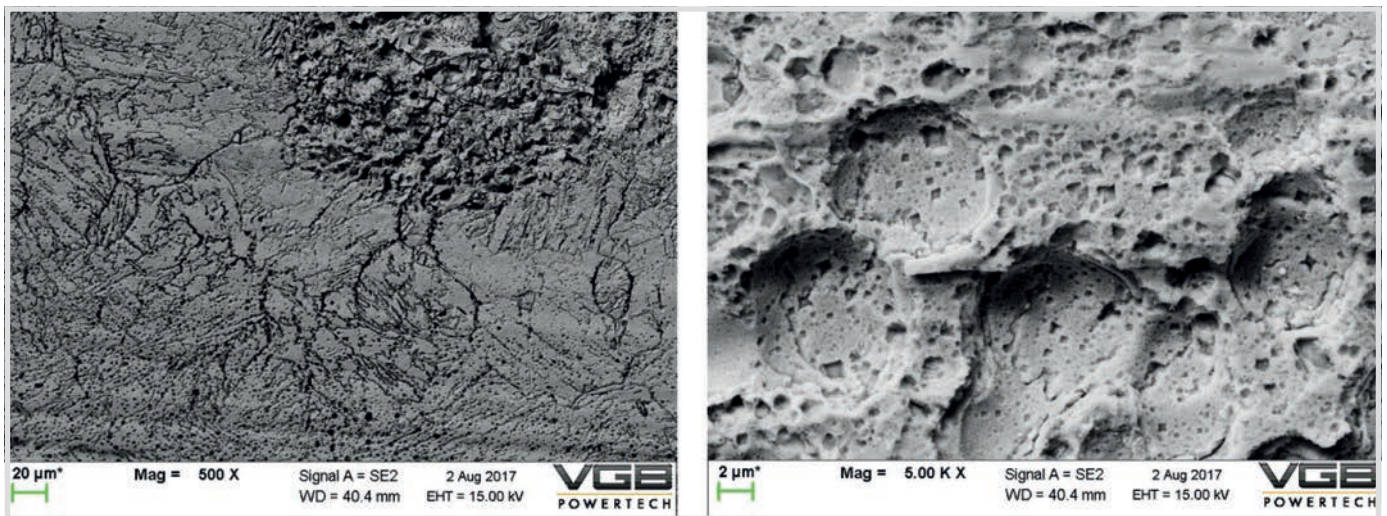


Bild 9. Gereinigte Probenoberfläche geprüft bei 195°C bei einer O₂-Konzentration von 750ppb.

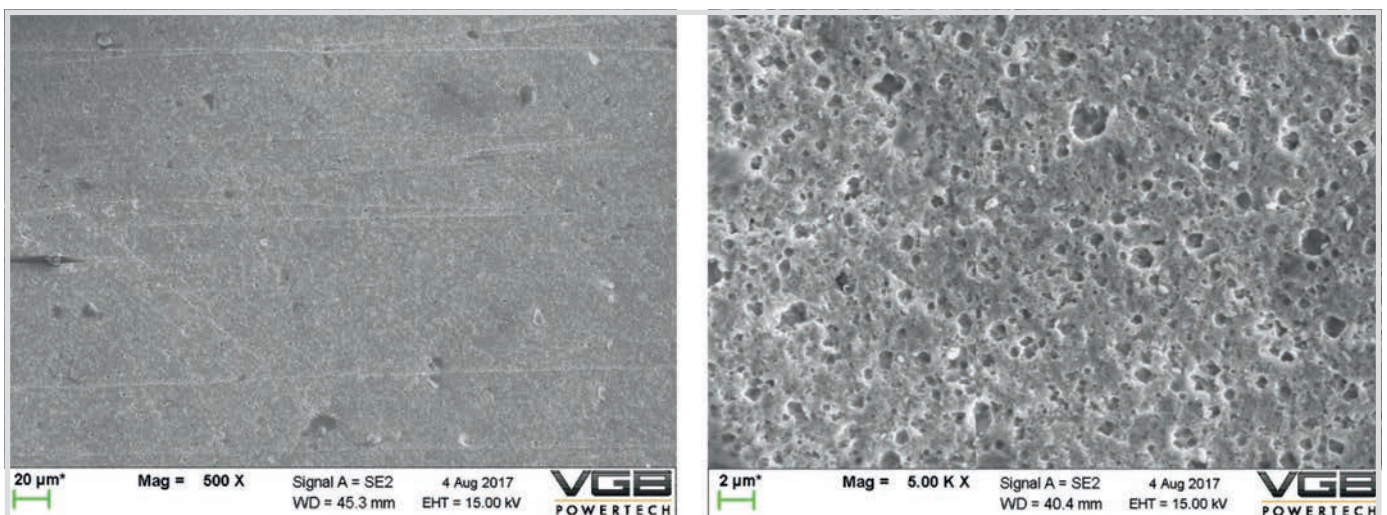


Bild 10. Gereinigte Probenoberfläche geprüft bei 195°C bei einer O₂-Konzentration von 20ppb.

(Bild 9). Ein narbiger Angriff wurde bei den Proben mit niedrigen O₂-Gehalten (20ppb) nicht identifiziert (Bild 10). Vielmehr ist die Probenoberfläche dieser Proben gleichmäßig ausgebildet. Ob Rissbildungen von den narbigen Angriffen ausgehen, konnte bisher nicht zweifelfrei nachgewiesen werden, da bei den Rissen

der tatsächliche Rissausgangspunkt nicht identifiziert werden kann und derartig kleine „Mikronarben“ bei der Untersuchung auf Grund der Rissflankenoxidation mit großer Wahrscheinlichkeit meist nicht erkannt werden. Nach intensiver Nachuntersuchung konnte jedoch an einigen Rissen im Entstehungsstadium eine geringfügig

stärker ausgeprägte Oxidation im Rissausgangsbereich festgestellt werden. Ein Beispiel hierfür zeigt Bild 11.

Einfluss der Härte und des C-Gehalts

Zur Erreichung unterschiedlicher Martensithärten und dadurch bedingt unterschiedlicher Härten in der Wärmeeinfluss-

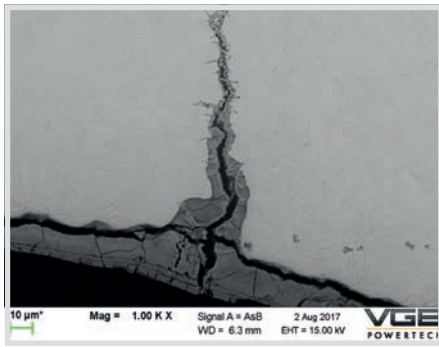


Bild 11. Rissinitiation (an einem beginnenden Riss) mit verstärkter Oxidation im Rissausgang.

zone, wurde neben einer Werkstoffcharge mit hohem C-Gehalt (0,09%=CH) auch eine Charge mit geringerem C-Gehalt (0,06%=CN) verwendet (Tabelle 1). Zur Untersuchung der Schweißnähte wurden nach dem Schweißen metallographische Schliffe entnommen. Hieran wurde im Bereich der Wurzel ein Härteverlauf mit je 84 Härteindrücken (HV1) aufgenommen. Diese Untersuchung wurde an 7 Nähten mit hoch C-haltigem Grundwerkstoff und an 4 gleichartigen Nähten mit niedrigem C-Gehalt durchgeführt. Vergleichend wurden je Probe die Maximalhärte im Schweißnahtbereich, sowie die mittlere Härte im Bereich der GK-WEZ bestimmt. Bei dieser Betrachtung zeigt sich, dass die mittlere Härte der GK-WEZ und die maximale Härte des Wurzelbereichs mit einem C-Gehalt von 0,06% im Vergleich zu den Schweißnähten mit 0,09% erwartungsgemäß grundsätzlich niedriger sind (Bild 12).

Die Streuung der ermittelten Einzelwerten ist jedoch so groß, dass im Einzelfall Schweißnähte mit niedrigem C-Gehalt durchaus eine vergleichbare oder sogar höhere Härte aufweisen können.

Aus den hergestellten Schweißnähten wurden zur weiteren Untersuchung Biegeproben mit originalem Wurzelbereich entnommen und im Autoklav unter Hochtemperaturbedingungen bei 195 °C und einem O₂-Gehalt von 1,000 ppb beansprucht. Hierbei zeigt sich, dass die aufbrachte Dehnung bis zur Rissinitiation sehr vergleichbar ist. Auch die zur Rissinitiation notwendige Last ist praktisch identisch (Bild 13). Ein signifikanter Einfluss des C-Gehalts sowie der Schweißnahtausführung auf die Rissbildung an Schweißnahtproben kann aus den Versuchen nicht abgeleitet werden.

In Untersuchungen von Huysmans et. al. [6] wurde SpRK im sauerstofffreien Hochtemperaturwasser an gehärteten T24 Grundwerkstoffproben im Biegeversuch initiiert. Vergleichbare Ergebnisse wurden bei den Zug- und Biegeversuchen an Schweißnahtproben im Rahmen dieser Arbeit nicht festgestellt. Aus diesem Grund wurde die in von Huysmans angewandte Vorgehensweise nachvollzogen und im vorliegenden Versuchsstand mit möglichst

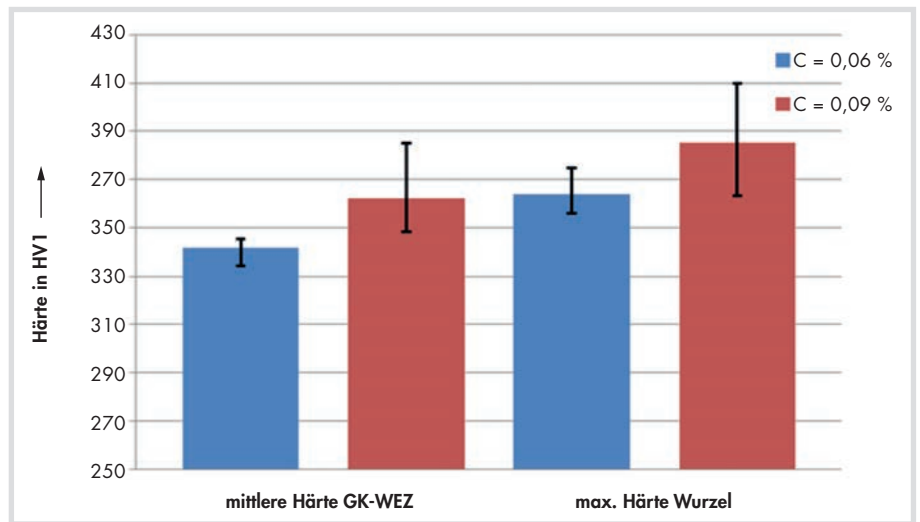


Bild 12. Härte der untersuchten Proben im Wurzelbereich abhängig vom C-Gehalt.

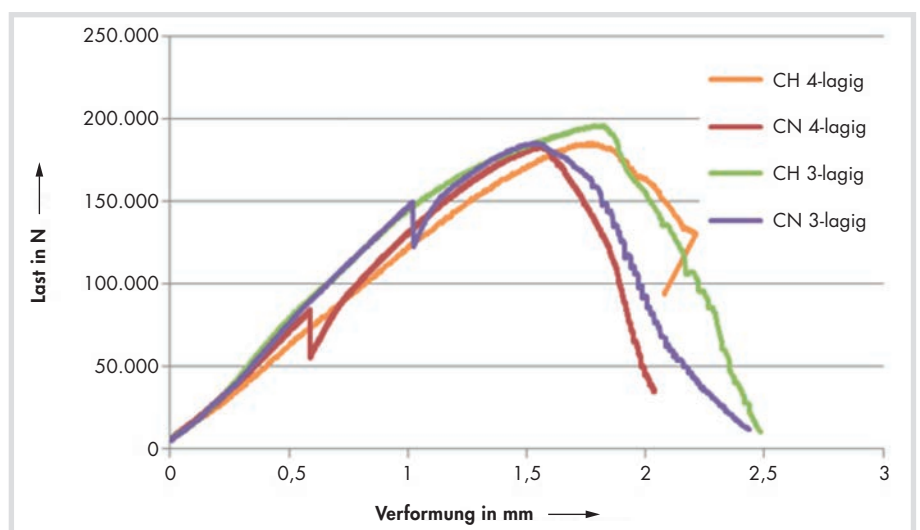


Bild 13. Last-Verformungskurve der Schweißnahtproben mit hohem (CH) und niedrigem (CN) C-Gehalt in O₂ haltigem Wasser

ähnlichen Parametern wiederholt. Bei dem originalen Versuchsaufbau [6] wurde die mechanische Beanspruchung durch thermische Differenzdehnung zwischen einem ferritischen Behälter und einem in dem Behälter befindlichen austenitischen Stempel erzeugt. Nach dem Erreichen von 150 °C wurde die Temperatur um 25 °C erhöht und nach einer festgelegten Haltezeit wieder um 25 °C abgesenkt. Nach 6 dieser Zyklen erfolgt eine Temperaturerhöhung um 50 °C, wodurch die Durchbiegung vergrößert wurde. Anschließend erfolgte erneut eine Temperaturzyklisierung um 25 °C. Das Vorgehen wurde bis zum Erreichen einer maximalen Durchbiegung von 1,35 mm wiederholt [6]. Anders als die bisher in dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse, basierte das Prüfkonzept auf einer langsamen, zyklischen Beanspruchung der Proben. Bedingt durch den Versuchsaufbau (geschlossener Autoklav) war es nicht möglich, die Wasserchemie konstant einzustellen bzw. diese über die Versuchsdauer zu überwachen. Dies galt insbesondere auch für den Sauerstoffgehalt des Hochtemperaturwassers.

Für die Reproduktion der Versuche aus [6] wurde die Temperatur konstant bei 195 °C gehalten. Als pH-Wert des Wassers wurde 9,5 bei einem O₂-Gehalt von 20 ppb gewählt. Die Verformungsgeschwindigkeit wurde aus der Beschreibung von [6] mit 1,67 µm/min errechnet und analog angewendet. Die Ausgangs- und Gesamtverformung wurde größer und somit kritischer gewählt. Das Weg-Zeitdiagramm, gemessen an der Prüfmaschine, zeigt Bild 14.

Als Versuchswerkstoffe wurde gehärteter Grundwerkstoff (T24) mit einem C-Gehalt von 0,09% (CH) sowie mit 0,06% (CN) gewählt. Die Härtung wurde bei 1.050 °C/15 min mit einem anschließenden Abschrecken in Wasser durchgeführt. Hierbei ergab sich eine Härte von 373HV30 bei den gehärteten Proben mit hohem C-Gehalt und 344HV30 bei den Proben mit niedrigem C-Gehalt. Ergänzend zu dem „zyklischen Biegeversuch“ wurde jeweils ein Biegeversuch mit konstanter Verformungsgeschwindigkeit durchgeführt. Keiner der Versuche zeigte bei einer Enddurchbiegung von fast 5 mm in sauerstofffreiem

Wasser eine Rissbildung. Vergleichend wurden die identischen Versuche im sauerstoffhaltigen Wasser (1.000 ppb) durchgeführt. Hierbei versagten alle Proben nach kurzer Versuchsdauer. Das Ergebnis zur Untersuchung des O₂-Gehaltes an Schweißnahtproben aus Kapitel 5.4 konnte somit zunächst grundsätzlich auch an gehärteten Proben unabhängig von der Beanspruchung bestätigt werden. Auffällig ist jedoch, dass die gehärteten Proben mit niedrigem C-Gehalt nach etwas längerer Versuchsdauer bzw. höherer Verformung und Last unter hohem O₂-Gehalt eher versagten als die Proben mit hohem C-Gehalt (Bild 15). Dieses Ergebnis ist interessant insbesondere vor dem Hintergrund der Ergebnisse an Schweißverbindungen, an denen kein Einfluss des C-Gehaltes auf die Rissbildung festgestellt werden konnte.

Zusätzlich zu den dynamischen Versuchen wurden auch gehärtete Jones-Proben mit hohem C-Gehalt (0,09%) gemäß DIN 50915 mit der Probenform KB5 und einem Spannabstand a=5 mm dem jeweiligen Hochtemperaturwasser ausgesetzt. Das Ergebnis, erzielt an dynamischen Versuchen, konnte mit den statischen Versuchen bestätigt werden. Bei den Proben im sauerstofffreien Wasser trat keine Rissbildung auf, wohingegen in Anwesenheit hoher Sauerstoffgehalte Rissbildung auftrat.

Diskussion und Zusammenfassung

Durch die vorliegenden Untersuchungen konnten einige Einflussfaktoren auf die beobachtete Rissbildung am Werkstoff T24 identifiziert und eingegrenzt werden. Versuche, durchgeführt bei unterschiedlichen Temperaturen, zeigten eine deutliche Temperaturabhängigkeit der Rissbildung. Bei 120 °C wurde SpRK im O₂-haltigen Hochtemperaturwasser nicht initiiert. Der Bruch erfolgte duktil im Grundwerkstoff. Bereits ab 150 °C werden jedoch auf der Bruchfläche interkristalline / verformungsarme Bruchanteile bei deutlich reduzierter Bruchdehnung identifiziert. Bei steigender Temperatur nimmt der verformungsarme Anteil zu. Bei einer Temperatur von 195 °C

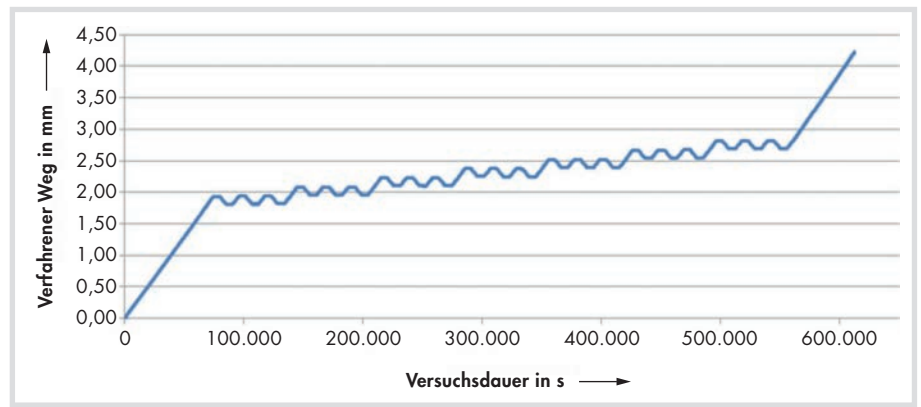


Bild 14. Weg-Zeitdiagramm des „zyklischen Biegeversuchs“.

ist die erreichte Bruchdehnung minimal. Bei weiterer Temperaturerhöhung auf 210 bzw. 215 °C ist wieder eine leichte Zunahme der Bruchdehnung zu erkennen. Dennoch liegen bei dieser Temperatur noch interkristalline Bruchanteile vor. Die obere Temperaturgrenze, ab der SpRK nicht mehr auftritt, konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht ermittelt werden, da die Druckbehälter nur für eine maximale Betriebstemperatur von 220 °C ausgelegt sind. Andere Untersuchungen zeigen, dass bei einer Temperatur von 300 °C der Mechanismus offenbar nicht mehr vorhanden ist. Die Grenztemperatur, ab der die Rissbildung nicht mehr auftritt, wurde jedoch bisher nicht bestimmt [16]. Der ermittelte kritische Temperaturbereich ist als typisch für SpRK bei niedriglegierten Stählen in Hochtemperaturwasser zu bewerten [7].

Der gelöste Sauerstoffgehalt im Hochtemperaturwasser zeigte in den Untersuchungen eine klare Korrelation zur Rissbildung. Wurde der Sauerstoffgehalt auf eine Konzentration von ca. 20 ppb begrenzt, ist SpRK in keiner der bisher untersuchten Proben aufgetreten. Das Verhalten ist dann ähnlich zu dem an Luft. Dieses Ergebnis wurde mit statischer, konstant (langsam) steigender und zyklischer Belastung an gehärteten Grundwerkstoff- sowie Schweißnahtproben erzielt. Ab Sauerstoffgehalten von ca. 100-150 ppb sind interkristalline Bruchanteile zusammen mit signifikant reduzierten Bruchdehnungen bei den Schweißnahtproben zu beobachten.

Untersuchungen anderer Autoren zeigten, dass die Rissbildung im Schweißnahtbereich des Werkstoffs T24 auf eine rein wasserstoffinduzierte Rissbildung zurückzuführen ist. Mit Versuchen unter zyklischer Beanspruchung im sauerstofffreien Hochtemperaturwasser zeigten Huysmans et al., dass eine Rissbildung an gehärtetem T24 bei diesen Bedingungen möglich ist [6]. Dieses Ergebnis wäre ein eindeutiges Indiz für eine wasserstoffinduzierte Rissbildung. Um die Ergebnisse zu reproduzieren, wurden die Versuche nach den Vorgaben aus [6] im überwachten Hochtemperaturwasser instrumentiert nachgefahren. Die Ergebnisse konnten hierbei bisher nicht bestätigt werden. Da die chemische Zusammensetzung des verwendeten Werkstoffs sowie die mechanische Belastung vergleichbar sind, ist die Ursache für die abweichenden Ergebnisse mit großer Wahrscheinlichkeit in den wasserchemischen Bedingungen zu suchen. Wird während des Versuchs nicht kontinuierlich der pH-Wert überwacht und Alkalisierungsmittel nachdosiert, wird sich dieser während des Versuchs deutlich verändern. Auch beim Sauerstoffgehalt können ggf. deutliche Abweichungen zu den Annahmen aufgetreten sein.

Härtemessungen an verschiedenen Schweißnähten, geschweißt an Grundwerkstoffen mit hohem (0,09%) und niedrigen (0,06%) Kohlenstoffgehalten, zeigten erwartungsgemäß eine Tendenz zu höheren Härten bei höherem C-Gehalt. Dieses

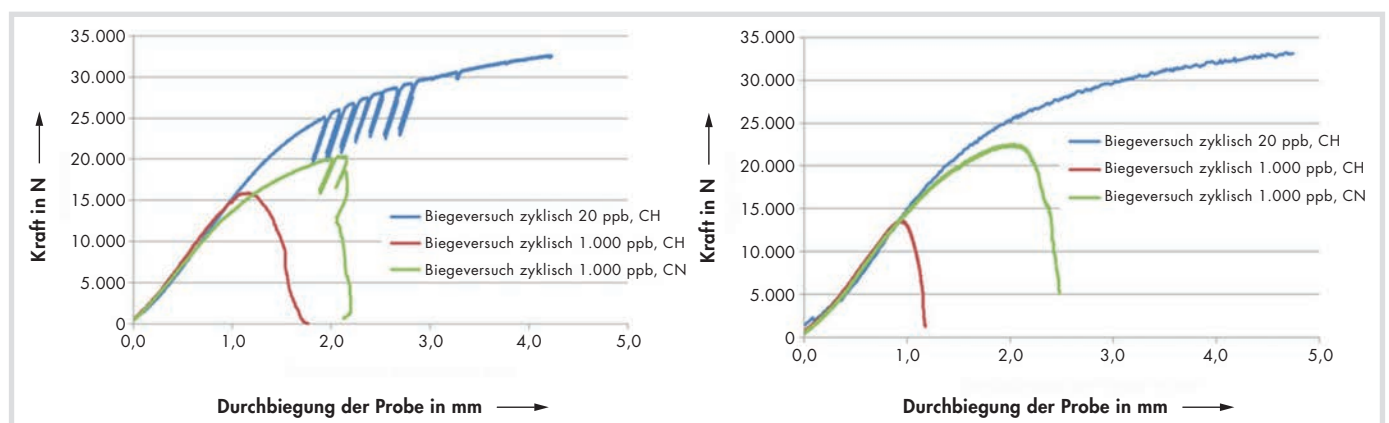


Bild 15. Kraft-/Durchbiegungskurve für zyklische und monotone steigende Biegeversuche mit hohem C-Gehalt (0,09%).

Ergebnis wurde auch bei gehärtetem Grundwerkstoff erzielt. Unabhängig vom C-Gehalt wird jedoch bei hohen Sauerstoffgehalten SpRK an Biege- und Zugproben im Hochtemperaturwasser in jedem Fall induziert. Bei den Untersuchungen an Biegeproben, hergestellt aus geschweißten Rohren trat die Rissinitiierung bei vergleichbaren Durchbiegungen und Lasten unabhängig vom C-Gehalt auf. Dies legt die Vermutung nahe, dass die Grenzspannung zur Initiierung der SpRK für die untersuchten Schweißnahtproben ähnlich war. Diese Untersuchungsergebnisse verdeutlichen bereits, dass die Härte als alleiniges Bewertungskriterium für die Bewertung der Rissempfindlichkeit einer Schweißverbindung aus T24 ungeeignet ist. Dieses Ergebnis wird durch die Arbeiten von Unterumsberger et al., die die Härte als Bewertungskriterium für die SpRK-Empfindlichkeit von wärmebehandelten Schweißverbindungen bei Temperaturen unterhalb 700 °C untersucht haben, unterstützt [5].

Bei gehärteten Biegeproben, geprüft in sauerstoffhaltigem Wasser, wurde bei der begrenzten Anzahl von bisher untersuchten Proben ein gewisser Einfluss des C-Gehaltes auf die Rissbildung oder -initiierung erkannt, wobei SpRK in jedem Fall auftrat. Bei niedrigem C-Gehalt (0,06 %) war der notwendige Verformungsgrad bzw. die erreichte Last, bei dem SpRK auftrat, jedoch etwas höher als bei hohem C-Gehalt. Dies lässt den Schluss zu, dass die Grenzspannung zur Initiierung der SpRK bei niedrigem C-Gehalt etwas höher liegt. Die Ursache für die scheinbar etwas anders ausgeprägten Ergebnisse zwischen gehärteten Grundwerkstoffproben und Proben aus Schweißverbindung ist bisher nicht abschließend geklärt. Sehr wahrscheinlich ist das Verhalten jedoch mit einer voneinander abweichenden Gefügeausbildung zu begründen.

Auf Grundlage des derzeitigen Kenntnisstandes gehen die Autoren bei der beobachteten Rissbildung von einer Überlagerung der anodischen und wasserstoffinduzierten Rissbildung aus, wobei die anodische „Anrissbildung“ eine notwendige Bedingung darzustellen scheint. Durch erhöhte O₂-Gehalte wird nachgewiesenermaßen das Korrosionspotential in einen für die anodische SpRK kritischen Bereich verschoben [9]. An kleinsten Fehlstellen der frisch ausgebildeten Oxidschicht entsteht bei erhöhten O₂-Gehalten (ggf. auch bei sonstigen spezifischen Verunreinigungen im Wasser) eine anodische Metallauflösung. Diese konnte in Form von „Mikromulden“ im Rahmen dieser Arbeit nachgewiesen werden. Abhängig von der Beanspruchungsgeschwindigkeit und der Prüftemperatur kann der Bereich lokal ausheilen. In diesem Fall tritt keine weitere Rissbildung auf. Wird ein Riss initiiert, entsteht, bedingt durch die entlang der Rissflanken ablaufende Schlickor-Reaktion, im Bereich der Risspitze H⁺. Dieser scheint,

durch die besonderen lokalen Bedingungen des entstehenden Anrisses, vom Werkstoff absorbiert zu werden, was für den weiteren Rissfortschritt durch wasserstoffinduzierte SpRK führt. Interessant ist in diesem Zusammenhang das Auftreten der Rissbildung bei der zyklisch beanspruchten, gehärteten Biegeprobe mit niedrigem C-Gehalt. Eine signifikante Rissbildung mit deutlichem Lastabfall trat bei dem Versuch erst im zweiten Zyklus der Wiederbelastung, deutlich unterhalb der vorherigen Maximallast auf (Bild 15). Dies zeigt, dass das Spannungsniveau bei der Rissbildung nicht allein maßgeblich ist. Vielmehr scheint sich während der Haltezeit auf dem abgesenkten Lastniveau ein lokaler anodischer Angriff unter Wasserstoffaufnahme etabliert zu haben, der dann bei erneut steigender Last zur Rissausbreitung führte.

Durch eine Wärmebehandlung der Schweißnaht bei einer ausreichend hohen Temperatur von mindestens 600 °C konnte gezeigt werden, dass der Mechanismus der Rissbildung unterdrückt werden kann. Im angelassenen Zustand ist der Werkstoff unempfindlich für den in der zweiten Phase der Rissbildung entstehenden Wasserstoff. Ein Einfluss auf die anodische SpRK ist durch die Wärmebehandlung nicht zu erwarten, da bei den verwendeten Probengeometrien nicht von erhöhten Eigenspannungszuständen auszugehen ist, welche durch die Wärmebehandlung abgebaut werden könnten. Eigenspannungen in der Schweißnaht werden im Wesentlichen während der Probenherstellung relaxieren. Eine geringere Empfindlichkeit für die wasserstoffinduzierte Rissbildung in der zweiten Phase der Rissbildung kann auch durch den abgesenkten C-Gehalt bei gehärteten Proben erreicht werden. Die Rissbildung tritt dann jedoch bei höheren Spannungen bzw. längerer Expositionsdauer zum Medium auf. Der anodische Initiierungsprozess muss offensichtlich über einen längeren Zeitraum aktiv sein, um eine kritische Menge H⁺ zu bilden bzw. die Grenzspannung zur Initiierung steigt an.

Es ist derzeit noch ungeklärt, ob neben Sauerstoff auch andere unerwünschte Wasserinhaltsstoffe die Rissbildung initiieren können. Diese These wäre in einem nächsten Schritt des Untersuchungsprogramms zu untersuchen.

Acknowledgement: Wir danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die Finanzierung des Projektes TI343/89-1 sowie Prof. Dr. Michael Pohl für das Review dieses Papers.

References

- [1] C. Ullrich, R. Zielke, W. Tillmann, C. Kretzen, P. Körner, H.-G. Rademacher; Einfluss des Beizprozesses auf die betrieblich aufgetretene Spannungsrisskorrosion des Werkstoffs T24, Tagung Werkstoffprüfung 2015 in Bad Neuenahr, Deutscher Verband

- für Materialforschung und -prüfung e.V. (DVM) www.dvm-berlin.de, siehe [13].
- [2] Bendick, W., Hahn, B., Vandenbergh, B.: *Neue Werkstoffentwicklungen für moderne Hochleistungskraftwerke*, VGB Power Tech, 84 Jahrgang, 2004 Heft 7 S. 82.
- [3] Husemann, R.U., Bendick, W.; Haarmann, K., Heesch, J.; Helmrich, A.: *Der neue Werkstoff 7CrMoVTiB10-10 (Teil1)*, VGB Power Tech, 80. Jahrgang, 2000, Heft 7 S. 86-88.
- [4] Heuser, H., Jochum, C.: *Schweißen neuartiger warmfester CrMo-legierter Stähle für konventionelle Kraftwerke*, VDI Berichte Nr. 1556, 2000.
- [5] Unterumsberger, F., Bernds, D.; Pohl, M.; *Evaluation of hardness levels of T24 boiler tube butt welds regarding SCC susceptibility in high temperature water. Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants*, Proceedings from the Eights International Conference, October 11-14 2016, p. 1077 ff.
- [6] Huysmans, S. Vanderlinden, F., De Bruycker, E., *Weldability aspects of T24 boiler tubing in the context of stress corrosion cracking*, ETD Seminar, London 2013.
- [7] Seifert, H.P.: *Literature survey on the stress corrosion cracking of low alloy steels in high temperature water*; Paul Scherer Institut Nuclear Energy and Safety Division, February 2002 ISSN 1019-0643.
- [8] Engell H.J., Speidel, M.O.: *Ursachen und Mechanismen der Spannungsrisskorrosion, Bericht über die Diskussionstagung 1968 der Deutschen Gesellschaft für Materialkunde*, Herausgeber, Kaesche, H.; Weinheim 1969.
- [9] B. Devrient, R.-U. Husemann, R. Kilian, D. Bernds; *Cracking of T24 in high-temperature water*, Tagungsband 39. MPA-Seminars Power Generation and Energy Efficiency – Materials and Component Behaviour, Stuttgart, 2012.
- [10] Hickling, J.: *Korrosionsschäden bei zusätzlicher mechanischer Beanspruchung*, in Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle 5. Auflage; WILEY-VCH Verlag, D-69469 Weinheim, Weinheim 2001.
- [11] NACE MRO 175 / ISO 15156-1:2001 / Cor1:2005, *Petroleum and Natural Gas Industries – Material Use in H₂S-containing Environments in Oil and Gas Production*.
- [12] Bäuml, A.: *Feinkorn- und Kesselbaustähle: Prüfung auf Neigung zur Rissbildung*, Stahl u. Eisen, 1984, Nr. 10.
- [13] Kaesche, H.: *Die Korrosion der Metalle*, Springer 1990, 3. Auflage, Kapitel 15. Die Spannungsrisskorrosion.
- [14] Solomon H.D., Povich M.J., Devine, T.M. *Slow Strain-Rate testing in High temperature water, in the slow strain rate Technique*, ASTM STP665, G.M Ugiansky and J.H. Payer Eds. American Society for Testig and Materials, 1979, pp. 132-148.
- [15] Ullrich, C., Heckmann, S., Tillmann, W. Bodmer, T., Neumann, F. Rademacher, H.G., Gierschner, G., *T24 – Investigation Program and derived Measures*, Proceeding of the 38th MPA-Seminar October 1 and 2, 2012 in Stuttgart.
- [16] K. Metzger, *Einsatz des warmfesten Stahles 7CrMoVTiB10-10 (T24) als Rohrwerkstoff im 600-Grad-Kraftwerk – Besondere Qualitätssicherungsmaßnahmen zur Vermeidung der Bildung von Spannungsrissen*, Stuttgart 2016.

VGB | P O W E R T E C H

International Journal for Electricity and Heat Generation



Please copy >>> fill in and return by mail or fax

Yes, I would like order a subscription of VGB PowerTech.

The current price is Euro 275.- plus postage and VAT.

Unless terminated with a notice period of one month to the end of the year, this subscription will be extended for a further year in each case.

Name, First Name

Street

Postal Code City Country

Phone/Fax

Date 1st Signature

Cancellation: This order may be cancelled within 14 days. A notice must be sent to VGB PowerTech Service GmbH within this period. The deadline will be observed by due mailing. I agree to the terms with my 2nd signature.

Date 2nd Signature

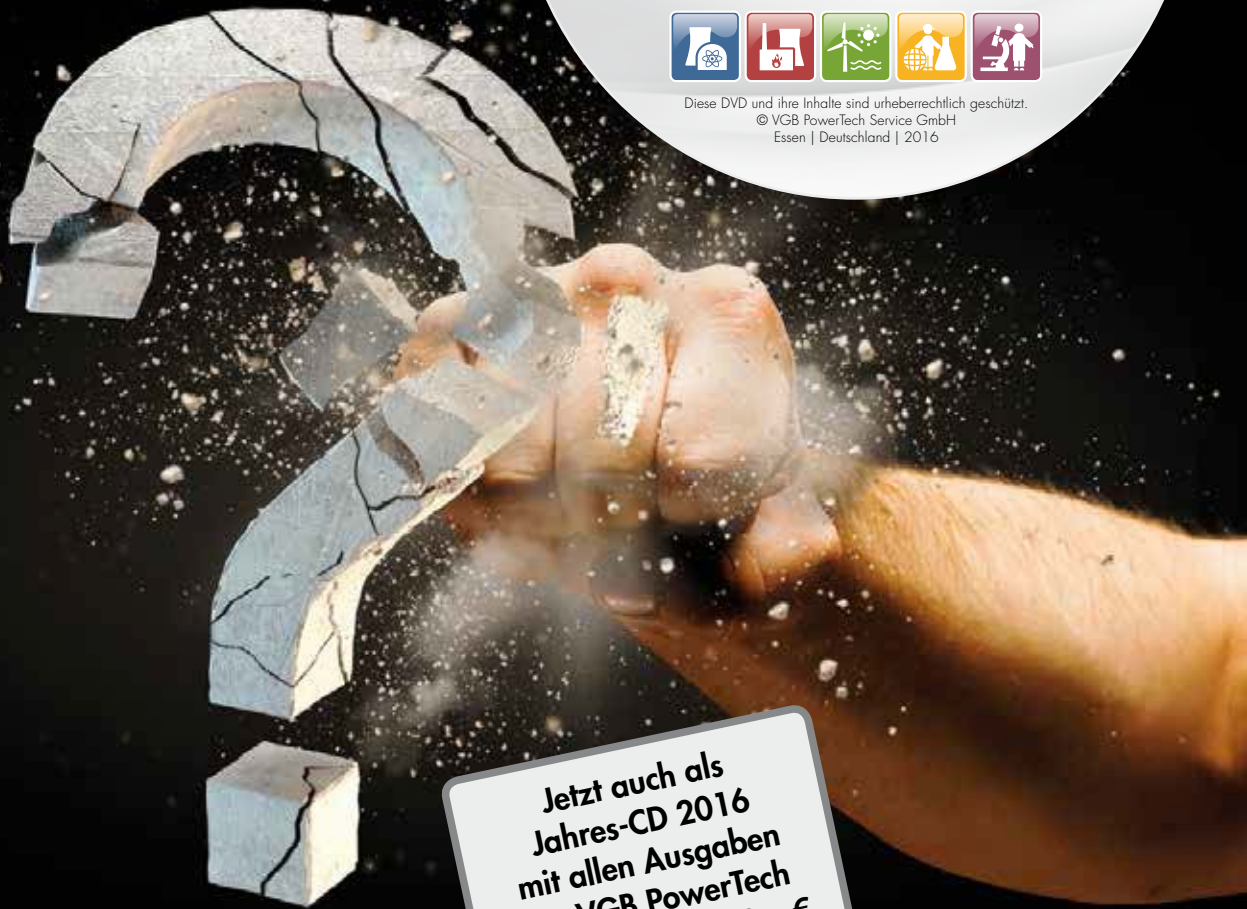
Return by fax to

VGB PowerTech Service GmbH
Fax No. +49 201 8128-302

or access our on-line shop at www.vgb.org | MEDIA | SHOP.

**VGB PowerTech DVD 1990 bis 2016:
27 Jahrgänge geballtes Wissen rund um
die Strom- und Wärmeerzeugung
Mehr als 27.000 Seiten
Daten, Fakten und Kompetenz**

Bestellen Sie unter www.vgb.org > shop



**Jetzt auch als
Jahres-CD 2016
mit allen Ausgaben
der VGB PowerTech
des Jahres: ab 98,- €**

© Sergey Nivens - Fotolia



PowerTech-CD/DVD!

Kontakt: Gregor Scharpey
Tel: +49 201 8128-200
mark@vgb.org | www.vgb.org

**Ausgabe 2016: Mehr als 1.100 Seiten Daten, Fakten und Kompetenz
aus der internationalen Fachzeitschrift VGB PowerTech**

(einschließlich Recherchefunktion über alle Dokumente)

98,- Euro (für Abonnenten der Printausgabe), 198,- Euro (ohne Abonnement), incl. 19 % MWSt. + 5,90 Euro Versand (Deutschland) / 19,90 Euro (Europa)