

Untersuchungen zur Beständigkeit hochfester HFI-geschweißter Rohre für den Wasserstofftransport

Von Michaela Tröger, Christoph Bosch und Holger Brauer

1 Einleitung

Der steigende Energiebedarf sowie die Notwendigkeit, Treibhausgasemissionen zu vermindern, begründen die Entwicklung neuer Energieträger und Treibstoffe. Im Zuge des Ausbaus erneuerbarer Energien und dem Ausstieg Deutschlands aus der Kernenergie gewinnt Wasserstoff als alternativer Energieträger zunehmend an Bedeutung. Für den Einsatz von Wasserstoff kommen verschiedenste Anwendungsfelder in Betracht. In Power-to-Gas Konzepten ermöglicht die Erzeugung von Wasserstoff über moderne Elektrolyseure die Speicherung von Überschussstrom aus erneuerbaren Energien und damit eine Anpassung an reale Verbrauchszyklen. Eine weitere Anwendung stellt die Nutzung von Wasserstoff als „sauberer“ Energieträger für die Elektromobilität dar.

Die neuen Anwendungsfelder erfordern eine Infrastruktur für den Transport und die Speicherung von Wasserstoff in großen Mengen. Der Transport von gasförmigem Wasserstoff über Rohrleitungen ist dabei nach heutigem Stand der Technik das Mittel der Wahl. Niederfeste Leitungsrohrgüten sind auf ihre Verwendbarkeit zum Wasserstofftransport vielfältig untersucht worden und erste Erfahrungen mit Wasserstofftransportleitungen sind vorhanden. Diese Erfahrungen beschränken sich aber in der Regel auf niedrige Betriebsdrücke und Auslastungsfälle mit hohen Sicherheitsbeiwerten, bei denen die Leitungen ohne Schäden betrieben werden können. Für einen wirtschaftlichen und ressourcenschonenden Transport werden größere Durchflussmengen benötigt, die durch eine höhere Auslastung niederfester Leitungsrohrgüten und/oder durch den Einsatz höherfester Güten realisiert werden können. Eine optimale Lösung für den Bedarf an neuen Gasleitungen stellen niedrig legierte C-Mn Werkstoffe dar, die beständig gegenüber Wasserstoff-beeinflusster Korrosion sind.

In der vorliegenden Studie wird das Verhalten hochfester hochfrequenz-induktiv (HFI) geschweißter Leitungsrohrstähle hinsichtlich ihrer Beständigkeit gegenüber Wasserstoff-beeinflusster Korrosion bewertet. Hierzu wurden SSRT Tests (slow strain rate tests) im Grundwerkstoff sowie im Schweißnahtbereich unter praxisrelevanten Bedingungen unter 80 bar Druckwasserstoff durchgeführt. Die Bewertung der Eignung des Materials erfolgte anhand von Zähigkeitskennwerten, maximaler Spannungen und Beurteilung der Bruchflächen.

2 Grundlagen und Mechanismen der Korrosion durch Wasserstoff

Die Beständigkeit von Stählen gegenüber Wasserstoff-beeinflusster Korrosion wird durch Werkstoffparameter wie Festigkeit, Mikrostruktur oder Zusammensetzung und durch die Wechselwirkung von Wasserstoff mit mikrostrukturellen Inhomogenitäten („Wasserstofffallen“) im Werkstoff maßgeblich beeinflusst. In Abbildung 1 sind wesentliche Einflussgrößen auf die Wasserstoffversprödung dargestellt. So spielen nicht nur Vorgänge im Werkstoffinneren, wie

z.B. Diffusionseigenschaften oder der Einfluss von Wasserstoff auf Kohäsionskräfte, eine Rolle, sondern auch die Wechselwirkung von Wasserstoff mit Oxidschichten oder Metallatomen an der Grenzfläche zum Medium.

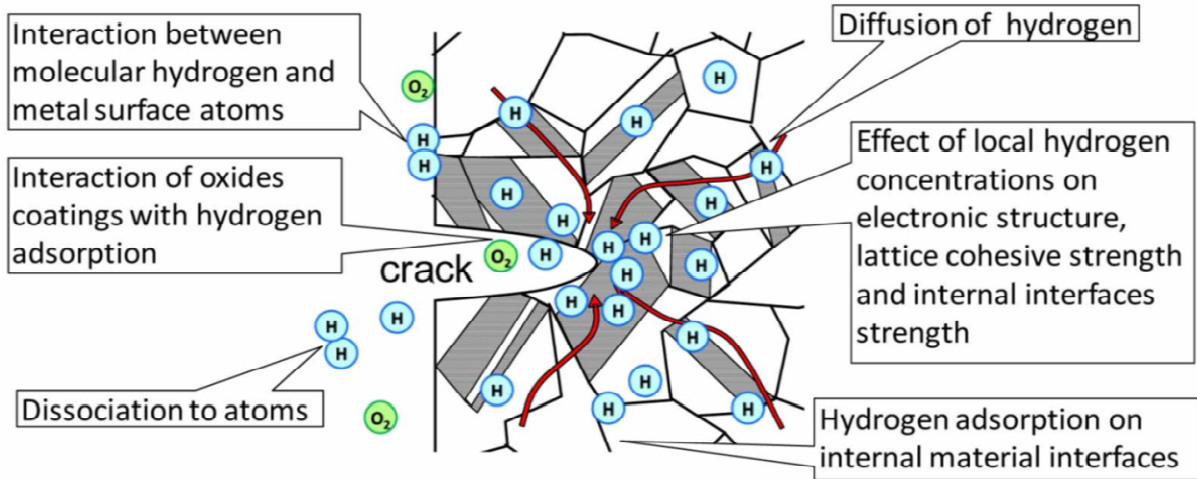


Abbildung 1: Einflussgrößen auf die Wasserstoffversprödung [1]

Die Aufnahme von Wasserstoff kann zum einen unter Einwirkung von molekularem Wasserstoff H₂ erfolgen, welcher häufig als gasförmiger Wasserstoff unter Druck vorliegt. Zum anderen kann durch kathodischen (Über-)schutz oder bei Korrosionsvorgängen direkt an der Metalloberfläche atomarer Wasserstoff gebildet werden (Beispiel: Oxidation von niedriglegiertem Stahl, anodische Teilreaktion). Nur Wasserstoff in atomarer Form kann in den Werkstoff eindringen.

Trotz der unterschiedlichsten Prozessschritte, in denen Wasserstoff an der Metalloberfläche angeboten wird, erfolgt die Aufnahme des Wasserstoffs nach dem gleichen Reaktionsmechanismus. Nach der Adsorption des atomaren Wasserstoffs an der Oberfläche kommt es zur Durchtrittsreaktion, die zur Absorption des Wasserstoffs führt. Nur ein geringer Teil des Wasserstoffs wird absorbiert. Der übrige Teil rekombiniert zu an der Oberfläche molekular adsorbierten Wasserstoff. Durch die Anwesenheit von Promotoren, z.B. Schwefelwasserstoff oder Arsenverbindungen, wird die Durchtrittsreaktion beeinflusst. Diese sogenannten Rekombinationgifte hemmen die Rekombination zum Molekül, so dass wesentlich mehr Wasserstoff in das Metall eindringt.

Eine aktive, saubere Metalloberfläche ist, vor allem bei Anwesenheit von gasförmigem Wasserstoff, Voraussetzung für das Eindringen von Wasserstoff in den Werkstoff. Hierfür sind in der Regel kritische Dehnraten bzw. Verformungen im plastischen Bereich notwendig.

Auf Grund des geringen Durchmessers des Wasserstoffatoms von etwa 0,1 nm lagert es sich nach dem Eindringen in den Werkstoff vorzugsweise in Zwischengitterplätzen an. Neben dem so ideal gelösten Wasserstoff diffundiert Wasserstoff zu Bereichen größter Löslichkeit, die als Wasserstofffallen (-senken) wirken (z.B. Korngrenzen, Versetzungen, Mikroporen oder Karbid-Phasengrenzen). Je nach Bindungsstärke ist der Wasserstoff diffusiv oder nicht.

3 Werkstoffverhalten unter dem Einfluss von Wasserstoff

Bei statischer Belastung ist, vor allem bei niederfesten Werkstoffgüten, kein Einfluss von Druckwasserstoff auf die Festigkeit (Streckgrenze, Zugfestigkeit) bekannt. Die Duktilität wird hingegen durch das Einwirken von Wasserstoff negativ beeinflusst. So wird eine Abnahme der Bruchzähigkeit und Brucheinschnürung und eine Zunahme von Sekundärrissen und des Spröbruchanteils beobachtet [2-8]. Auch an höherfesten Leitungsrohrgüten wie API X80 [9] wurde kein Einfluss auf die Festigkeit in Zugversuchen festgestellt [10]. Hingegen wurde ein deutlicher Rückgang der Bruchdehnung mit abnehmender Dehnrage gemessen. Die Wasserstoffversprödung in Bezug auf die Duktilität der Werkstoffe erreichte sowohl in Untersuchungen mit einer niederfesten Güte als auch mit einer hochfesten Güte ein Maximum bei einem H_2 -Partialdruck von 5-7 MPa [8,10].

Die Anfälligkeit der Werkstoffe gegenüber Wasserstoffversprödung nimmt mit steigender Festigkeit zu. Dies gilt insbesondere für Werkstoffe ab einer Zugfestigkeit von über 900 MPa [2]. So haben zyklische Belastungsversuche an Zugproben gezeigt, dass eine erhöhte Bruchanfälligkeit erst oberhalb einer Zugfestigkeit von ca. 900 MPa/mm² gegeben ist [3].

Bei der Erzeugung einer Rissausbreitung unter zyklischer Belastung sind Bereiche hoher Spannungskonzentration, wie z.B. Kerben, Risse, Oberflächenfehler (hoher Kerbfaktor) besonders gefährdet, da es hier zu einer lokal auftretenden plastischen Verformung kommen kann, obwohl die Gesamtverformung im elastischen Bereich liegt [5]. Dies gilt in ähnlicher Weise für Bereiche geringerer Härte, die gegenüber dem Auftreten einer plastisch-zyklischen Beanspruchung [4] anfällig sind.

Constant extension rate tests (CERT) an niedrig legierten C-Stählen in Wasserstoff enthaltenden Gasen und reinem Wasserstoff zeigten einen Bruch der Proben nur bei kontinuierlicher oder ansteigender zyklischer plastischer Verformung. Eine erhöhte Anfälligkeit von Aufhärtungen im Schweißnahtbereich wurde nicht festgestellt. Aus den Befunden lässt sich schließen, dass H-induzierte Risse nur unter solchen Bedingungen entstehen und wachsen, wenn auch mit einem rein mechanischen Versagen zu rechnen ist [2,3]. Untersuchungen an API X80 ergaben neben einer deutlichen Abnahme der Bruchzähigkeit eine Erhöhung der Risswachstumsgeschwindigkeit um den Faktor 10 [10].

Im Rahmen des von der EU geförderten Projekts NaturalHy wurde der Einfluss von Wasserstoff und Wasserstoff-Erdgas Gemischen auf die Bruchzähigkeit und das Ermüdungsverhalten untersucht [11]. Hinsichtlich der Ermüdungsrissbildung gilt eine Zugabe von 25 % H_2 zum Erdgas für die Leitungsrohrgüte X52 und 50 % H_2 für die Güte X70 als unkritisch. In reinem Wasserstoff wurde bei hohen Spannungsintensitäten eine Zunahme der Risswachstumsgeschwindigkeit festgestellt, die jedoch für die im Betrieb vorliegenden Belastungen als akzeptabel gilt. Die Anwesenheit von Sauerstoff oder Kohlenmonoxid hat einen inhibierenden Charakter und kann den negativen Einfluss des Wasserstoffs nahezu vollständig kompensieren [3-5,11]

Hinsichtlich der Werkstoffbeständigkeit unter dem Einfluss von Druckwasserstoff lässt sich festhalten, dass Hochdruckleitungen so auszulegen sind, dass für übliche Druckschwankungen und Nutzungszeiten keine Schäden durch Materialermüdung eintreten. Weiterhin sind die maximalen Spannungen unter den vorliegenden Betriebsbedingungen entscheidend.

4 Experimentelles

4.1 Material

Für die Untersuchungen wurde hochfrequenz-induktiv geschweißtes Rohrmaterial der Güte X70 mit einer Abmessung von 610 x 17,9 mm ausgewählt. Die Analyse des Werkstoffs sowie die mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 1 und 2 zusammengefasst. Schliffbilder der HFI-Naht sowie der ferritisch-perlitischen Mikrostruktur des Werkstoffs zeigt Abbildung 2.

C	Si	Mn	P	S	Andere
0,072	0,31	1,40	0,015	0,0008	Al, Cu, Ni, V, Ti, Nb, N

Tabelle1: Chemische Analyse des Werkstoffs (Angaben in Mass.-%)

R _{p0,2} [MPa]	R _{t0,5} [MPa]	R _{t2,0} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ [%]	A _g [%]	Z [%]
592	592	633	665	26,0	8,3	74,0

Tabelle 2: Mechanische Kennwerte des Werkstoffs (längs)

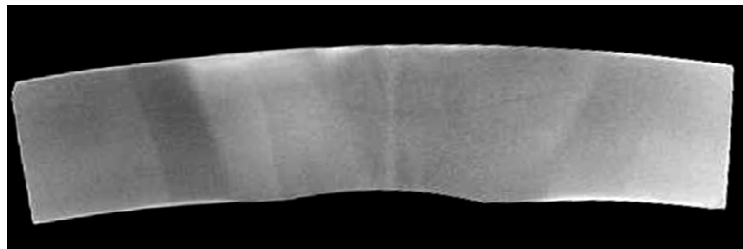
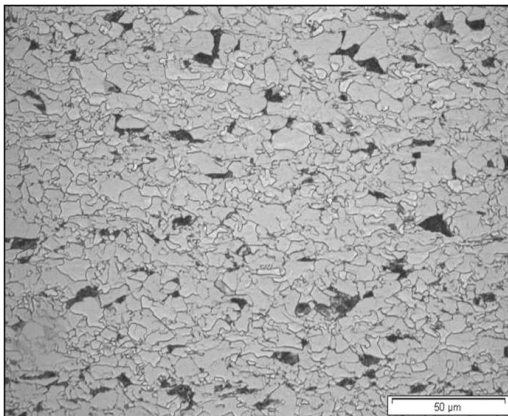


Abbildung 2: Mikrostruktur des Grundwerkstoffs (links) und HFI-Schweißnaht (rechts)

4.2 Wasserstoffaufnahme

Die Wasserstoffaufnahme des Werkstoffs wurde mittels Trägergas-Heißextraktion gemessen. Für die Analyse wurden Flachproben der Größe 60 x 15 x 7 mm verwendet. Es wurden sowohl Proben des Grundwerkstoffs wie auch Proben aus der Schweißnaht geprüft.

Die folgenden Beladungsbedingungen wurden gewählt:

1. NACE Testlösung A spezifiziert in dem NACE-Standard NACE TM0177-2005 gesättigt mit 1 bar H₂S, pH-Wert 2,7 [12]
2. NACE Testlösung B spezifiziert in dem NACE-Standard NACE TM 0177-2005 gesättigt mit 0,02 bar H₂S, pH-Wert 3,5 [12]
3. Elektrochemische Beladung in 0,1 N H₂SO₄ + 10 mg/l As₂O₃ als Promotor, kathodisches Potential - 1000 mV (NHE)

Die H₂S-enhaltenden Testlösungen sind durch den variabel einstellbaren H₂S-Partialdruck und die konstanten Bedingungen gut geeignet, um die Wasserstoffaufnahme zu untersuchen und verschiedene Proben miteinander zu vergleichen. Die Wasserstoffbeladung erfolgte bei allen Bedingungen bei Raumtemperatur mit Beladungszeiten zwischen 4 und 144 h. Nach der Beladung wurden die Proben in Ethanol gereinigt und bis zur Wasserstoffanalyse in flüssigem Stickstoff aufbewahrt, um eine vorzeitige Desorption des Wasserstoffs zu vermeiden.

Für die Bestimmung der Wasserstoffkonzentration mittels Wasserstoffeffusion wurde das Gerät H-mat 221 von Juwe Laborgeräte GmbH verwendet. Das Gerät verfügt über einen hochempfindlichen Wärmeleitfähigkeitsdetektor, mit dem auch kleinste Wasserstoffgehalte detektiert werden können. Als Trägergas wurde Stickstoff gewählt. Zur Bestimmung des Gesamtwasserstoffanteils wurden eine konstante Temperatur von 800 °C und eine Analysezeit von 20 min eingestellt. Die Aufnahme von Effusionskurven erfolgte in einem Temperaturbereich von 23 - 800 °C bei Aufheizraten von 6, 12 und 18 K/min.

4.3 Slow Strain Rate Tests (SSRT)

Für die Untersuchungen wurden Rundzugproben mit einer Prüflänge von 25,5 mm und einem Durchmesser von 6,35 mm eingesetzt (Abbildung 3). Für jede Prüfbedingung wurden zwei Grundwerkstoffproben längs zur Walzrichtung und zwei Schweißnahtproben quer zur Schweißnaht entnommen. Die Schweißnaht befindet sich in der Mitte der Prüflänge, so dass innerhalb der Prüflänge die Bereiche der Schweißnaht, Wärmeeinflusszone und Grundwerkstoff gleichzeitig belastet und geprüft werden.

Für die SSRT Versuche wurde eine Wechsellastmaschine Z050 der Firma Zwick Roell mit einem Prüfbereich von 0 - 50 kN verwendet. Die Zugversuche erfolgten in einem 200 ml Autoklaven aus Inconel 625.

Vor dem Teststart wurden die Rundzugproben entfettet und electropoliert und der Autoklav wurde zum Ausschluss von Umgebungsluft und Feuchtigkeit mit Testgas gespült.

Die SSRT Versuche wurden unter einsinniger Belastung durchgeführt, bei der konstante Abzugsgeschwindigkeiten eingestellt werden. Es wurden zwei Abzugsgeschwindigkeiten gewählt, die nach Umrechnung auf die Prüflänge rechnerisch zu Dehnraten von $2,0 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ und $2,0 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ führen. Die Belastung der Proben erfolgte nach dem Druckaufschlag mit 80 bar Stickstoff als inertes Medium bzw. nach Druckaufschlag mit 80 bar Wasserstoff für die Versuche im Testmedium. Während des Versuchs wurde die Spannungs-/Dehnungskurve mittels eines Kraftaufnehmers und eines Funktionsverstärkers aufgezeichnet.



Abbildung 3: Rundzugprobe für Slow Strain Rate Tests

Für die Auswertung der beanspruchten Proben dienten die maximal erreichte Zugspannung, Zähigkeitskennwerte sowie die Beurteilung des Rissbefundes. Die Zähigkeitskennwerte der Brucheinschnürung und plastischen Dehnung sind in dem Standard NACE TM0198-2004 de-

finiert [13]. Die relative Brucheinschnürung Z_{rel} wird aus dem Verhältnis der Brucheinschnürungen der Proben nach dem Zerreißen in Wasserstoff Z_{H_2} und in Stickstoff Z_{N_2} bestimmt:

$$Z_{rel} = \frac{Z_{H_2}}{Z_{N_2}} \cdot 100 \%$$

Als weiteren Parameter zur Versuchsauswertung kann das Verhältnis der plastischen Dehnung herangezogen werden. Die plastische Dehnung E_P wird direkt aus Werten der Spannungs-/Dehnungskurve bestimmt, mit dem Vorteil, dass die durch das Ausmessen von Proben resultierende Ungenauigkeit deutlich reduziert wird:

$$E_P = \left(\frac{v_A \cdot t_B}{L_0} - \frac{[\sigma_B]}{[\sigma_P]} \cdot \frac{v_A \cdot t_P}{L_B} \right) \cdot 100 \%$$

Mit:

v_A = Abzugsgeschwindigkeit in mm/s

t_B = Zeit bis zum Bruch in s

t_P = Zeit bis zur Proportionalitätsgrenze in s

L_0 = Probenlänge vor dem Versuch in mm

σ_B = Spannung bei Bruch

σ_P = Spannung bei Proportionalitätsgrenze

Die relative plastische Dehnung E_{PR} wird aus dem Verhältnis der plastischen Dehnung der Proben nach dem Zerreißen in Wasserstoff E_{PH_2} und in Stickstoff E_{PN_2} bestimmt:

$$E_{PR} = \frac{E_{PH_2}}{E_{PN_2}} \cdot 100 \%$$

5 Ergebnisse und Diskussion

5.1 Wasserstoffaufnahme

Die Ergebnisse der Wasserstoffbeladung sind in Tabelle 3 und Abbildung 4 zusammengefasst. Es wurden vergleichbare Wasserstoffkonzentrationen für die Grundwerkstoff- und Schweißnahtproben gemessen. Die Beladung unter 1 bar H_2S resultiert in Wasserstoffgehalten zwischen 2,8 und 3,8 ppm, wobei bereits nach 48 h eine maximale Wasserstoffkonzentration erreicht wird. Eine Verringerung der Promotorkonzentration auf 0,02 bar H_2S führt zu einer Reduzierung der Wasserstoffkonzentration auf 1,6 ppm. Im Vergleich zu der Beladung in H_2S -Lösung führt die elektrochemische Wasserstoffbeladung zu signifikant höheren Wasserstoffkonzentrationen von durchschnittlich 11,5 ppm.

In Hinsicht auf die Vergleichbarkeit der getesteten Beladungsbedingungen zu einer Beladung unter Druckwasserstoff, scheint die 0,02 bar H_2S -Lösung am ehesten geeignet zu sein, da unter Druckwasserstoff in der Regel nur sehr kleine Wasserstoffkonzentrationen erreicht werden.

Anzahl Proben	Beladungsbedingungen				H [ppm] (Mittelwert)	
	Lösung	Zeit [h]	H ₂ S [bar]	Start-pH	GW	SN
4	NACE A	48	1	2,7	3,8	3,2
2	NACE A	144	1	2,7	2,8	3,3
2	EFC16	144	0,02	3,5	1,6	1,7
1	H ₂ SO ₄ + As ₂ O ₃	4	Potential: - 1000 mV		11,4	11,6

Tabelle 3: Ergebnisse der Wasserstoffbeladung

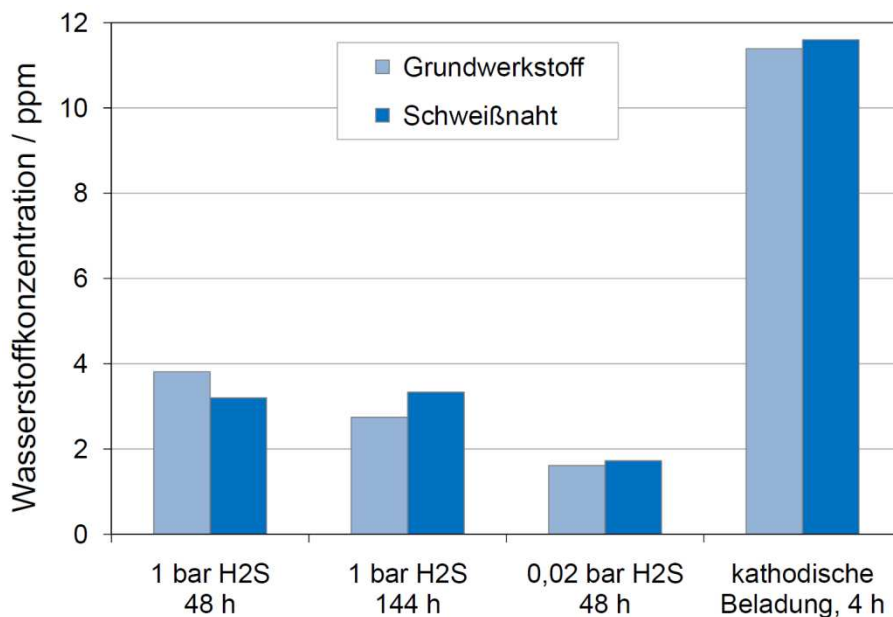


Abbildung 4: Wasserstoffaufnahme des Grundwerkstoffs (GW) und der Schweißnaht (SN) unter verschiedenen Bedingungen

5.2 Slow Strain Rate Tests (SSRT)

Die Spannungs-Dehnungskurven der Slow Strain Rate Versuche sind in Abbildung 5 für eine Dehnrage von $2.0 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ und in Abbildung 6 für eine Dehnrage von $2.0 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ dargestellt. Beim Vergleich der Tests unter inerten Bedingungen in Stickstoff zu denen in Wasserstoff kann kein eindeutiger Einfluss des Wasserstoffs festgestellt werden. Sowohl für die Grundwerkstoffproben als auch für die Schweißnahtproben wurden annähernd deckungsgleiche Kurven aufgezeichnet. Die zu erkennenden geringen Unterschiede in der Bruchdehnung der Proben und der maximal erreichten Zugspannung sind nicht vom Beladungsmedium abhängig.

Die berechneten Zähigkeitskennwerte E_{PR} und Z_{rel} sowie die Einschnürung und maximale Spannung der Versuche in Stickstoff und Wasserstoff sind in Tabelle 4 zusammengefasst. Es wurde kein signifikanter Einfluss von Wasserstoff festgestellt. Mit Werten zwischen 90 und 106 % deuten die Zähigkeitskennwerte auf eine hohe Beständigkeit des Materials gegenüber

Wasserstoff-beeinflusster Rissbildung unter den getesteten Bedingungen hin. Der niedrigste Wert wurde für die relative plastische Dehnung der Schweißnahtproben bei einer Dehnrates von $2,0 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ bestimmt. Die hohe relative Einschnürung von 100,5 % kann eine erhöhte Anfälligkeit der Schweißnaht jedoch nicht bestätigen.

Die fraktografische Beurteilung der Zugproben nach dem Bruch bestätigen die Ergebnisse der Zähigkeitskennwerte. Alle Proben zeigen einen duktilen Bruch ohne Anzeichen von Spröbruchanteilen auf der Bruchfläche (Abbildung 7 und Abbildung 8). Die elliptische Form des Bruches der Grundwerkstoffproben wird durch die Textur des Werkstoffs hervorgerufen. Seigerungszeilen in Wandmitte des Rohrmaterials führen zur Aufspaltung des Bruches.

Zur Bestimmung der Bruchlage bei den Schweißnahtproben wurden diese nach dem Versuch für 30 s in inhibierter 10 % HNO_3 -Lösung angeätzt. Die Bruchlage konnte bei allen Proben der Wärmeeinflusszone zugeordnet werden, was sich durch eine in diesem Bereich vorliegende geringere Härte erklärt.

Dehnrates	Probenlage	σ_{max} [N/mm ²]		Z (Bruch) [%]		E_{PR} [%]	Z_{rel} [%]
		N ₂	H ₂	N ₂	H ₂		
$2 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	GW	607,1	600,5	78,8	77,9	106,1	99,0
	SN	588	562	81,8	82,2	90,1	100,5
$2 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$	GW	586	589	81,2	78,9	103,0	97,1
	SN	573,3	586,3	82,6	79,5	100,1	96,2

Tabelle 4: Ergebnisse der Slow Strain Rate Tests, GW = Grundwerkstoff, SN = Schweißnaht

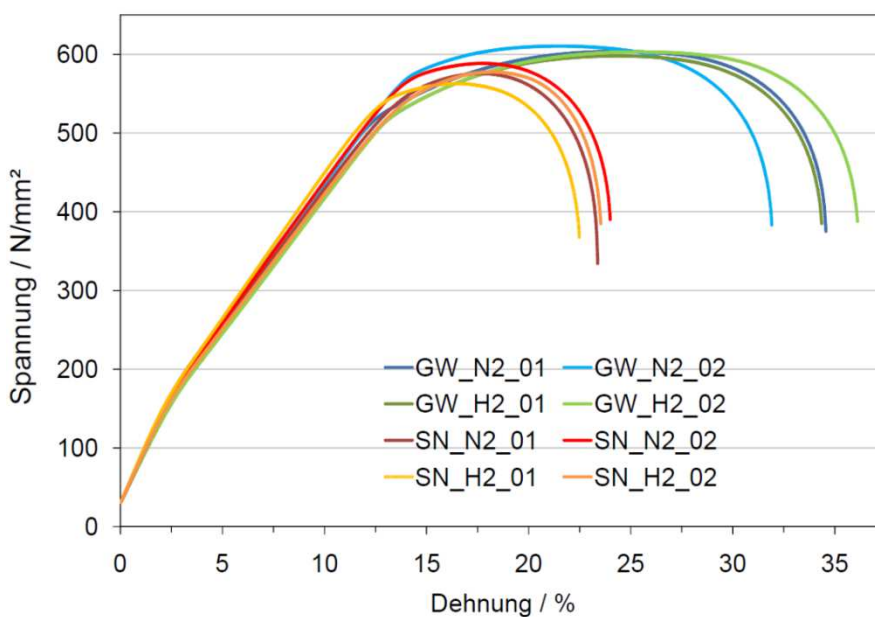


Abbildung 5: Spannungs-Dehnungskurve der Grundwerkstoffproben (GW) und Schweißnahtproben (SN) bei einer Dehnrates von $2,0 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

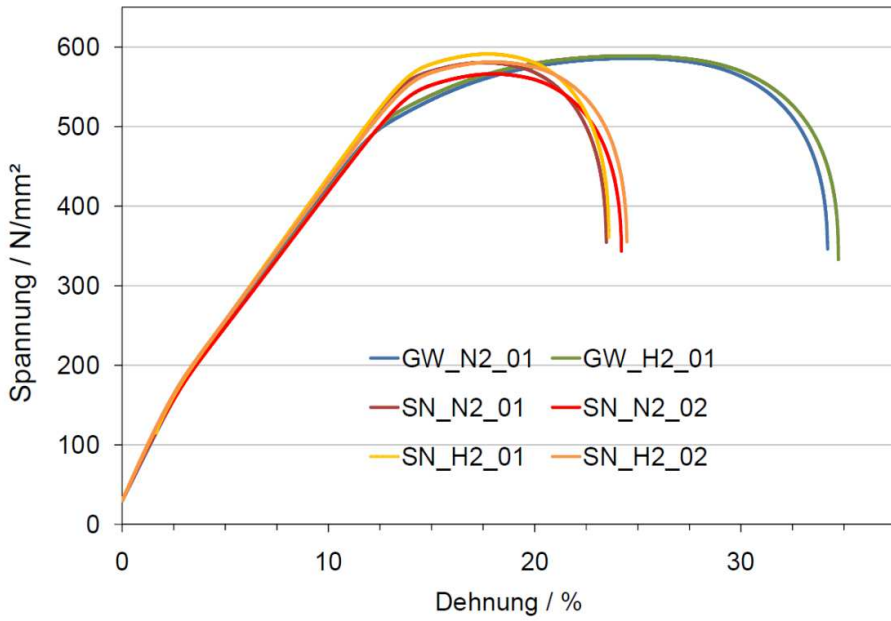


Abbildung 6: Spannungs-Dehnungskurve der Grundwerkstoffproben (GW) und Schweißnahtproben (SN) bei einer Dehnrage von $2,0 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$

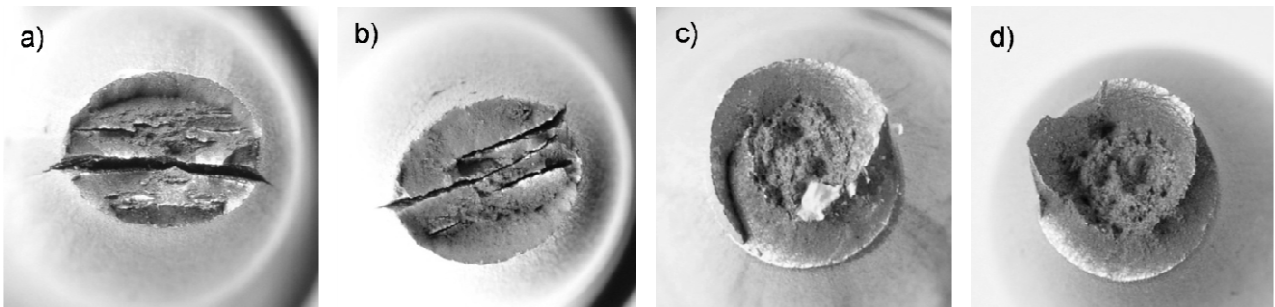


Abbildung 7: Bruchflächen der Zugproben nach Zerreißen in N₂ oder H₂ bei einer Dehnrage von $2,0 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, a) Grundwerkstoff in N₂, b) Grundwerkstoff in H₂, c) Schweißnaht in N₂, d) Schweißnaht in H₂

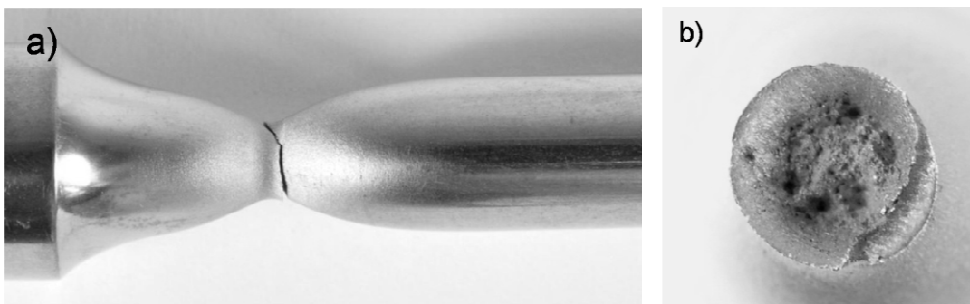


Abbildung 8: Schweißnahtprobe nach Zerreißen in H₂ bei einer Dehnrage von $2,0 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$

6 Zusammenfassung

Ziel der Untersuchungen war die Bewertung hochfrequenz-induktiv-geschweißter Rohre hinsichtlich der Beständigkeit gegenüber Rissbildung in Wasserstoff und damit hinsichtlich der Eignung für den Wasserstofftransport.

Die Untersuchungen wurden mit der Methode des Slow Strain Rate Tests an Leitungsrohrmaterial der Güte X70 durchgeführt. Die Experimente erfolgten an Rundzugproben aus dem Grundwerkstoff und der Schweißnaht unter praxisrelevanten Bedingungen in 80 bar Wasserstoff sowie in 80 bar Stickstoff als Referenzmedium. Das Material wurde unter einsinniger Belastung bis zum Bruch bei Dehnraten von $2,0 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ und $2,0 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ geprüft. Die Ergebnisse zeigen keinen signifikanten Einfluss des Wasserstoffs auf die maximale Zugspannung und somit auf die Festigkeit des Werkstoffs. Die ermittelten Zähigkeitskennwerte der Brucheinschnürung sowie der plastischen Dehnung deuten mit Werten über 90 % auf eine hohe Beständigkeit des Materials gegenüber Wasserstoff hin. Weiterhin zeigte die fraktografische Bewertung der Zugproben nach Zerreißen in Stickstoff und Wasserstoff einen duktilen Bruchverlauf ohne Anzeichen eines Sprödbruchs. Eine erhöhte Anfälligkeit des Schweißnahtbereichs in Wasserstoff konnte nicht festgestellt werden.

Der untersuchte HFI-geschweißte Leitungsrohrstahl zeigt somit eine hohe Wasserstoffbeständigkeit unter den getesteten Bedingungen.

7 Literatur

- [1] http://i2cner.kyushu-u.ac.jp/en/team/team_detail.php?code=2, International Institute for Carbon-Neutral Energy Research (I2CNER), 31.01.2013
- [2] Gräfen, H.; Pöpperling, R.; Schlecker, H.; Schlerkmann, H.; Schwenk, W.: Zur Frage der Schädigung von Hochdruckleitungen durch Wasserstoff und wasserstoffhaltige Gasgemische. Gas Erdgas gwf, 130, Nr. 1, (1989), 16-21
- [3] Savakis, S.: Dissertation RWTH Aachen, (1985)
- [4] Gräfen, H.; Pöpperling, R.; Schlecker, H.; Schlerkmann, H.; Schwenk, W.: CERT-Untersuchungen an Leitungsrohrstählen über eine Korrosionsgefährdung durch wasserstoffhaltige Gase bei hohen Drücken. Werkstoffe und Korrosion, 39, (1988), 517
- [5] Kußmaul, K.; Deimel, P.; Sattler, E.; Fischer, H.: Einfluss von Wasserstoff auf ausgewählte Werkstoffe für den Einsatz bei Transport und Speicherung von Wasserstoff. In: Wasserstoff als Energieträger: SFB 270 Universität Stuttgart, Abschlussbericht 1998
- [6] Schmitt, G.; Savakis, S.: Untersuchungen zur Schädigung höherfester niedriglegierter Stähle durch Druckwasserstoff bei statischer und dynamischer Beanspruchung. Werkstoffe und Korrosion, 42, (1991), 605-619
- [7] Cialone, H.J.; Holbrook, J. H.: Sensitivity of Steels to Degradation in Gaseous Hydrogen. In: Hydrogen Embrittlement: Prevention and Control, ASTM STP962, L. Raymond (Ed.), Philadelphia, (1982), 134-152
- [8] Xu, K.; Rana, M.: Tensile and Fracture Properties of Carbon and Low Alloy Steels in High Pressure Hydrogen. In: Effects of Hydrogen on Materials. Proceedings of the 2008 International Hydrogen Conference, B. Somerday, P. Sofronis, R. Jones (Ed.), (2009), 349-356

- [9] API SPEC 5L (2012.12): Specification for Line Pipe, 45th Edition
- [10] Briottet, L., Moro, I., Lemoine, P.: Quantifying the hydrogen embrittlement of pipeline steels for safety considerations. International Journal of Hydrogen Energy, 37, 22, (2012), 17616
- [11] NATURALHY Projekt: "Preparing for the hydrogen economy by using the existing natural gas system as a catalyst". Cordis proj. ref. 502661, Program FP6-SUSTDEV, 2004-2009, Final Public Presentation NaturalHy, 19.11.2009, Groningen, Niederlande
- [12] NACE TM0177-2005: Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H₂S Environments. NACE International, Houston, TX, USA (2005)
- [13] NACE Standard TM0198-2004: Slow Strain Rate Test Method for Screening Corrosion-Resistant Alloys (CRAs) for Stress Corrosion Cracking in Sour Oilfield Service. NACE International, Houston, TX, USA, (2004)

Autoren:

Dr.-Ing. Michaela Tröger
Salzgitter Mannesmann
Forschung GmbH, Duisburg



Tel.: 0203 999-3111
E-Mail:
m.troeger@du.szmf.de
Internet:
www.szmf.de

Dr.-Ing. Christoph Bosch
Salzgitter Mannesmann
Forschung GmbH, Duisburg



Tel.: 0203 999-3183
E-Mail:
c.bosch@du.szmf.de
Internet:
www.szmf.de

Dr.-Ing. Holger Brauer
Salzgitter Mannesmann Line
Pipe GmbH, Hamm



Tel.: 02381 420-447
E-Mail:
holger.brauer@smlp.eu
Internet:
www.smlp.eu