

Spannungsrissskorrosion an ferritischen Reaktordruckbehälter-Stählen unter Siedewasserreaktor-Bedingungen

Stress corrosion cracking of ferritic reactor pressure vessel steels under boiling water reactor conditions

S. Ritter, H.P. Seifert

Paul Scherrer Institut,
Bereich Nukleare Energie und Sicherheit, Labor für Werkstoffverhalten,
CH – 5232 Villigen PSI, SCHWEIZ

27. MPA-Seminar, Stuttgart, 4. und 5. Oktober 2001

Zusammenfassung

Die möglichen Auswirkungen der Spannungsrissskorrosion (SpRK) auf die Strukturintegrität des Reaktordruckbehälters (RDB) von Siedewasserreaktoren (SWR) wurde auf Grundlage der grossen Streubreite von Laborergebnissen seit 1987 unter den Fachleuten sehr kontrovers diskutiert mit schlussendlich stark unterschiedlichen Schlussfolgerungen für die Anlagensicherheit.

Das SpRK-Risswachstumsverhalten verschiedener RDB-Stähle unter simulierten SWR-Bedingungen wurde deshalb am Paul Scherrer Institut (PSI) im Rahmen mehrerer Projekte gezielt untersucht. Hierzu wurden Versuche unter konstanter Last oder mit niederfrequenten, sehr kleinen Lastfluktuationen bei hohem Spannungsverhältnis mit angerissenen C(T)-Proben in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei Temperaturen zwischen 150 und 288 °C durchgeführt. Moderne Heisswasserkreisläufe sowie fortschrittliche Versuchstechniken, wie z.B. zur kontinuierlichen Messung des Risswachstums mittels Gleichstrom-Potentialsonde, wurden für die Experimente eingesetzt. Rasterelektronenmikroskopische Rissfortschritts- und Bruchflächenanalysen ergänzten die Untersuchungen.

Unter Kleinbereichsflussbedingungen ($K_I \leq 60 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) und statischer Last konnte in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei einer Temperatur von 288 °C selbst unter aggressiven Umgebungsbedingungen (8 ppm O_2 , 65 ppb SO_4^{2-} , +150 mV_{SWE}) bei keinem der untersuchten Stähle stabiles, stationäres SpRK-Risswachstum festgestellt werden. Das während der Lastaufbringung initiierte Risswachstum kam schon nach wenigen 10 bis 100 Stunden unter statischer Belastung zum Stillstand oder die Risse wuchsen nur äusserst langsam mit Risswachstumsraten von $\leq 0,3 \text{ mm/Jahr}$ weiter. Lediglich bei Versuchen mit extrem hohen Belastungen nahe des K_{IJ} -Wertes bzw. der plastischen Grenzlast oder bei stark verunreinigtem Kühlmittel (oberhalb des „EPRI Action Level 3“) kann langanhaltendes ($>> 1000$ Stunden), schnelles SpRK-Risswachstum für die untersuchten Werkstoffe nicht ausgeschlossen werden. Der

konservative Charakter der BWR VIP SpRK-Risswachstums-Grenzkurven für niedriglegierte Stähle („BWR VIP 60 SCC Disposition Lines“) wurde im Rahmen dieser Untersuchungen für den RDB-Grundwerkstoff und den stationären SWR-Leistungsbetrieb ($T = 270 - 290\text{ °C}$, \approx statische Belastung) bei heutiger Wasserchemiefahrweise (EPRI- oder VGB-Richtlinien) bestätigt.

Erste orientierende Untersuchungen zeigen, dass die SpRK-Grenzkurven sowohl bei niederfrequenten, sehr kleinen Lastfluktuationen bei hohem Spannungsverhältnis („Ripple Loading“), als auch bei mittleren Temperaturen ($200 - 250\text{ °C}$) für RDB-Stähle, die eine ausgeprägte Anfälligkeit für Dynamische Reckalterung („Dynamic Strain Ageing“, DSA) zeigen, überschritten werden können. Diese Ergebnisse müssen noch durch weitere Untersuchungen bei tieferen $K_I/\Delta K$ -Werten sowie höheren Belastungsfrequenzen überprüft werden.

Während für den RDB-Grundwerkstoff im stationären SWR-Leistungsbetrieb die SpRK-Grenzkurven durch umfassende Laborexperimente bestätigt sind, müssen deren Konservativität für RDB-Schweißnähte und ihre WEZ sowie für Komponentenbereiche mit niedriger Betriebstemperatur und temporär auftretenden thermomechanischen Belastungsfluktuation (Speisewasserstutzen, Speisewasserleitungen) durch weitere Versuche verifiziert werden.

Abstract

The stress corrosion cracking (SCC) behaviour of low-alloy reactor pressure vessel (RPV) steels in oxygenated high-temperature water and its relevance to boiling water reactor (BWR) power operation, in particular its possible effect on both, RPV structural integrity and safety, has been a subject of controversial discussions for many years.

The SCC crack growth behaviour of different RPV steels under simulated BWR/NWC conditions was therefore characterized by constant load and ripple load tests with pre-cracked fracture mechanics specimens in oxygenated high-temperature water at temperatures of either 288, 250, 200 or 150 °C. Modern high-temperature water loops, online crack growth monitoring (DCPD) and fractographical analysis by scanning electron microscopy were used to quantify the cracking response.

It is concluded that there is no susceptibility to sustained SCC crack growth at temperatures around 288 °C under purely static loading, as long as small-scale-yielding conditions prevail at the crack tip and the water chemistry is maintained within current BWR/NWC operational practice (EPRI water chemistry guidelines). However, sustained, fast SCC (with respect to operational time scales) cannot be excluded for faulted water chemistry conditions ($>$ EPRI Action Level 3) and/or for highly stressed specimens, either loaded near to K_{II} or with a high degree of plasticity in the remaining ligament. The conservative character of the “BWR VIP 60 Disposition Lines 1 and 2” for SCC crack growth in low-alloy steels has been confirmed by this study for 288 °C and RPV base material.

Preliminary results indicate, that these disposition lines may be significantly or slightly exceeded (even in steels with a low sulphur content) in the case of small load fluctuations at high load ratios (ripple loading) or at intermediate temperatures ($200 - 250\text{ °C}$) in RPV materials, which show a distinct susceptibility to Dynamic Strain Ageing (DSA).

1 Einleitung

1.1 Technischer Hintergrund

Sicherheit und Lebensdauer von Leichtwasserreaktoren (LWR) werden massgeblich durch die Strukturintegrität des RDB bestimmt. Neben Ermüdung und Strahlenversprödung ist auch die Risskorrosion als relevanter Alterungsmechanismus für den RDB zu betrachten. Die Gewährleistung eines sicheren Anlagenbetriebes setzt eine genaue Kenntnis der Systembedingungen voraus, die zur Risskorrosion führen können. Zuverlässige quantitative Daten zur Initiierung und zum Wachstum von Korrosionsrissen sowie ein genaues Verständnis der zugrundeliegenden Mechanismen sind wesentlich für eine genaue Bewertung der möglichen Auswirkungen der Risskorrosion auf die RDB-Strukturintegrität und für die Definition von gezielten Abhilfe- und Gegenmassnahmen.

1.2 Korrosionsgestütztes Risswachstum an ferritischen RDB-Stählen

Basierend auf der äusseren mechanischen Belastung lassen sich drei Grundtypen des korrosionsgestützten Risswachstums (EAC) unterscheiden, die sich nach Tabelle 1 im Falle des RDB durchaus den verschiedenen LWR-Betriebsbedingungen zuordnen lassen.

Mechanismus	SpRK <u>S</u> pannungs <u>r</u> iss- <u>k</u> orrosion	DRK <u>D</u> ehnungsinduzierte <u>R</u> iss <u>k</u> orrosion	SwRK <u>S</u> chwingungs <u>r</u> iss- <u>k</u> orrosion
Belastungsart	Statisch	Monoton ansteigend o. sehr niederzyklisch	Zyklisch
LWR-Betriebs- bedingungen	Stationärer Leistungsbetrieb	Anfahr-/ Abfahrvorgänge, Temperaturschichtung	Thermische Ermü- dung, Temperatur- schichtung
Quantitative Cha- rakterisierung	BWR VIP 60 Disposition Lines	-	ASME III und XI

Tabelle 1: Korrosionsgestütztes Risswachstum von RDB-Stählen.

Die Fälle von betrieblichen Rissbildungen durch EAC in druckführenden ferritischen Komponenten waren in der Vergangenheit relativ selten. Die Schadensfälle traten meist in SWR und kaum in Druckwasserreaktoren auf [1, 2]. Am häufigsten betroffen waren Rohrleitungen, selten Druckbehälter und extrem selten Reaktordruckbehälter [1, 2]. Die Risse sind fast immer im Zuge der Wiederkehrenden Prüfung entdeckt worden und führten somit kaum zu Leckagen. In den meisten dieser Fälle waren sowohl relevante dynamische mechanische Zusatzbeanspruchungen (z.B. durch Temperaturschichtungsphänomene, Temperatur- und Druckzyklen während transienter Betriebsbedingungen, wie z.B. Anfahr-/Abschaltvorgänge) als auch oxidierende Umgebungsbedingungen involviert [1, 2]. Die aufgetretenen Fälle werden der dehnungsinduzierten Risskorrosion (DRK) oder der niederzyklischen Schwingungsrissskorrosion (SwRK) zugeordnet [1, 2].

Unter statischer mechanischer Belastung wurden Rissbildungen bisher nur in Laboruntersuchungen unter simulierten SWR-Bedingungen beobachtet [1, 2]. Von

unterschiedlichen Autoren wurden SpRK-Risswachstumsraten veröffentlicht, die sich unter nominell vergleichbaren Versuchsbedingungen über fünf Größenordnungen von 30 µm/Jahr bis zu rund 3 m/Jahr erstrecken. Auf Grundlage dieser sehr divergenten Ergebnisse und den damit verbundenen Schlussfolgerungen für die Anlagensicherheit im Dauerbetrieb, wurde das Thema SpRK in druckführenden Komponenten von SWR seit 1987 unter den Fachleuten sehr kontrovers diskutiert. Die Analyse aller zugänglichen Daten mit Expertensystemen unter Berücksichtigung der unterschiedlichen Qualität und Durchführung der einzelnen Untersuchungen hat klar gezeigt, dass nur wenig ausreichend charakterisierte und belastbare Ergebnisse vorliegen [1, 2].

Zur Erweiterung der Datenbasis und für eine bessere Beurteilung der möglichen Auswirkungen der SpRK auf die Strukturintegrität des RDB wurden deshalb am PSI mehrere Forschungsvorhaben gestartet. Der vorliegende Bericht fasst die wesentlichen Erkenntnisse aus einem abgeschlossenen und neue wichtige Zwischenergebnisse aus einem laufenden Vorhaben zusammen.

2 Versuchsaufbau und -durchführung

Das Risswachstumsverhalten wurde in Versuchen unter konstanter Last an angerissenen C(T)-Proben unter simulierten SWR-Bedingungen in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei Temperaturen zwischen 150 und 288 °C untersucht. Die Versuchsdauer unter konstanter Last betrug in Standardversuchen jeweils 1000 Stunden. Detailliertere Ausführungen über den Versuchsaufbau und die Durchführung sind in [1-3] beschrieben.

2.1 Werkstoffe

Es wurden drei unterschiedliche, niedriglegierte RDB-Stähle mit verschiedenen S- und Al-Gehalten untersucht (Tabelle 2). Die chemischen Zusammensetzungen und mechanischen Kennwerte sind in den Tabellen 3 und 4 aufgeführt.

Werkstoff	Regelwerk	S-Geh. [Gew.-%]	Al-Geh. [Gew.-%]	Wärmebehandlung
20 MnMoNi 5 5 (≡ SA 533 B Cl.1)	KTA 3201.1	0,004	0,013	Härtung: 910-920 °C/6 h/WQ, Anlassen: 640-50 °C/9.5 h/OK
SA 533 B Cl.1 (≡ 20 MnMoNi 5 5)	ASME BPV Code Section II, Part A	0,018	0,030	Härtung: 915 °C/12 h/860 °C/ 12 h/WQ, Anlassen: 635 °C/12 h/OK
SA 508 Cl. 2 (≡ 22 NiMoCr 3 7)	ASME BPV Code Section II, Part A	0,004	0,015	Härtung: 900 °C/8 h/WQ, Anlassen: 600 °C/9 h/Luft

Tabelle 2: Untersuchte, niedriglegierte RDB-Stähle (WQ = abgeschreckt in Wasser, OK = abgekühlt im Ofen).

Legierung		C	Si	Mn	P	S	Cr
20 MnMoNi 5 5	A	0,21	0,25	1,26	0,004	0,004	0,15
SA 533 B Cl.1	B	0,25	0,24	1,42	0,006	0,018	0,12
SA 508 Cl.2	C	0,21	0,27	0,69	0,005	0,004	0,38
		Mo	Ni	V	Al	Cu	N _{frei} [ppm]
20 MnMoNi 5 5	A	0,50	0,77	0,008	0,013	0,06	30
SA 533 B Cl.1	B	0,54	0,62	0,007	0,030	0,15	< 1
SA 508 Cl. 2	C	0,63	0,78	0,006	0,015	0,16	2

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzungen in Gew.-%.

Legierung		Raumtemperatur				288 °C
		R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ [%]	Z [%]	R _{p0.2} [MPa]
20 MnMoNi 5 5	A	485	648	19.3	72.1	418
SA 533 B Cl.1	B	468	616	21.0	43.0	411
SA 508 Cl.2	C	448	611	17.9	71.0	396

Tabelle 4: Mechanische Eigenschaften (Zugversuch DIN 50125, B5x50-Proben, R_{p0.2} = Streckgrenze, R_m = Zugfestigkeit, A₅ = Bruchdehnung, Z = Einschnürung).

Die Legierungen A und B besitzen eine granulare bainitische Mikrostruktur mit einer mittleren Korngrösse (ehemalige Austenitkörner) von 10 bis 20 µm (entspricht ASTM Korngrösse 8 bis 10). Im Stahl C wurde eine gemischte bainitisch/ferritisch-perlitische Mikrostruktur mit einer mittleren Korngrösse von 20 µm beobachtet. Die Mangansulfideinschlüsse sind in allen Legierungen homogen verteilt. Die Anforderungen der entsprechenden kerntechnischen Regelwerke (KTA, ASME-BPV) für die druckführenden Komponenten des Primärkreislaufes von LWR an die chemische Zusammensetzung, Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften sind bei allen Stählen erfüllt. [1]

2.2 Probenfertigung

Für die Versuche kamen 25 mm dicke 1T-C(T)-Proben zum Einsatz (Abbildung 1). Diese wurden entsprechend ASTM E 399 hauptsächlich in T-L- oder L-T-Orientierung gefertigt.

Die Proben wurden bei Raumtemperatur an Laborluft bei einem Spannungsverhältnis (R-Wert) von 0,1 angeschwungen. Der ΔK -Wert wurde stufenweise mit zunehmender Risslänge reduziert. Der maximale K_I-Wert am Ende der letzten Laststufe betrug $\leq 15 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$.

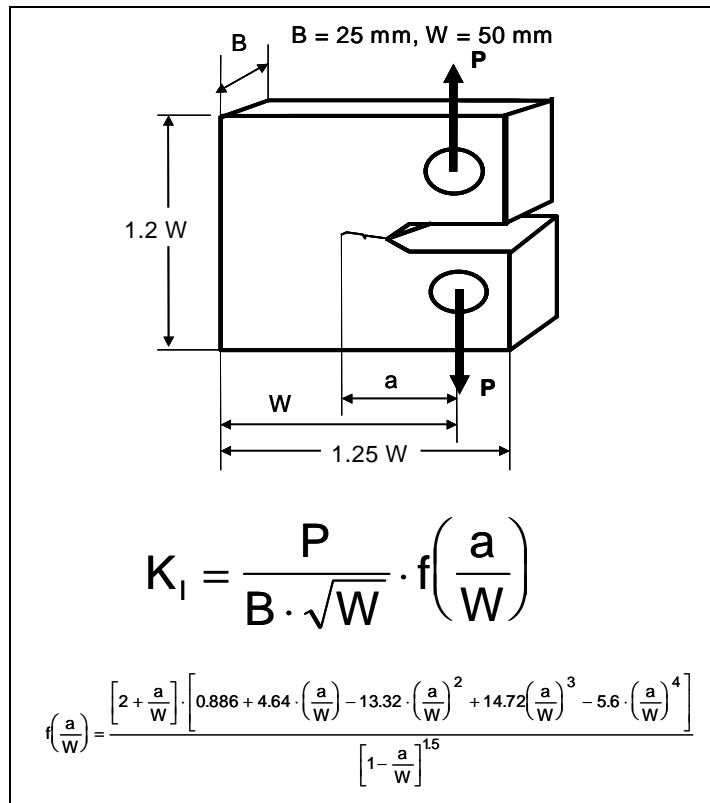


Abbildung 1: C(T)-Probe und Gleichung zur Berechnung von K_I .

2.3 Umgebungsparameter

Abbildung 2 zeigt schematisch den Aufbau und die Funktionsweise der verwendeten Heisswasserkreisläufe. Die Anlagen bestehen aus einem Niedertemperatur/-druckkreislauf zur Aufbereitung und Kontrolle der wasserchemischen Parameter und einem Hochtemperatur/-druckkreislauf mit dem Autoklaven, in dem die Proben im Heisswasser über eine elektromechanische Zugmaschine belastet werden. Sauerstoffgehalt, Leitfähigkeit und Durchfluss werden im Vorlauf- und Rücklauf des Niederdruck/-temperaturkreislaufs kontinuierlich gemessen. Das Volumen des Autoklaven aus rostfreiem Stahl betrug zehn Liter und wurde drei bis vier mal pro Stunde ausgetauscht. Dadurch herrschten laminare Strömungsverhältnisse mit einer Strömungsgeschwindigkeit von einigen Millimetern pro Sekunde im Bereich der Probenoberflächen vor.

Der erforderliche Sauerstoffgehalt wurde durch Einblasen von einem Argon-Sauerstoffgemisch bzw. reinem Argon in den Vorratstank erreicht. Wässrige, 0,2 m Na_2SO_4 -Lösung diente zur Einstellung der gewünschten Leitfähigkeit. Den Zusammenhang zwischen Sulfatkonzentration und Leitfähigkeit zeigt Abbildung 3.

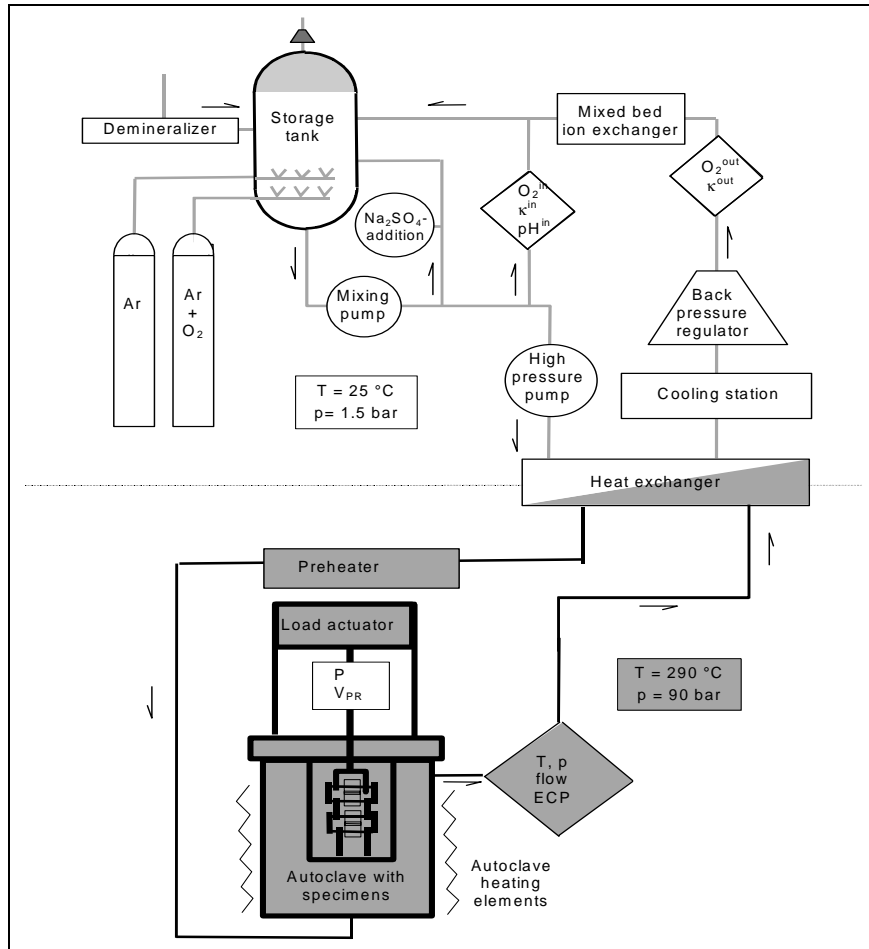


Abbildung 2: Heisswasser-Kreislauf mit Versuchsautoklav.

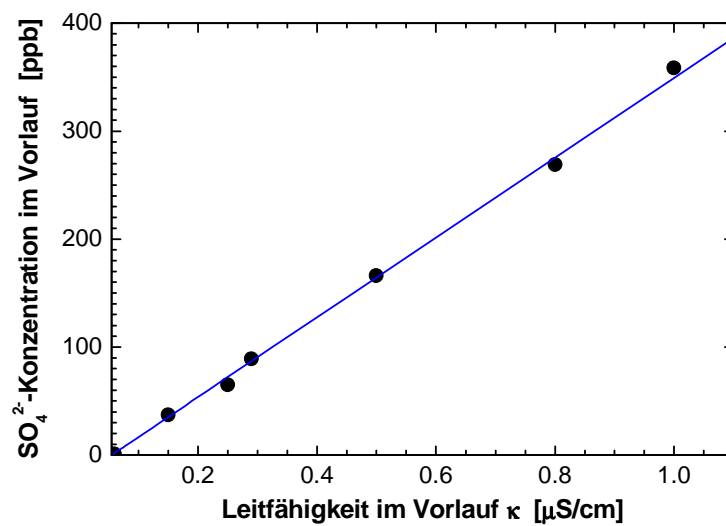


Abbildung 3: Zusammenhang zwischen eingestellter Leitfähigkeit und Sulfatkonzentration.

Das freie Korrosionspotential (ECP) der Proben und das Redox-Potential (Pt-Elektrode) der Umgebung wurden kontinuierlich mit einer externen Ag/AgCl-Referenzelektrode mit einem digitalen Multimeter mit hoher Eingangsimpedanz ($> 10^{14} \Omega$) gemessen. Das ECP erreichte während der Konditionierungsphase einen quasi-stationären Wert und stieg anschliessend in 1000 Stunden nur noch um ca. 30 mV an. Der experimentell bestimmte Verlauf des quasi-stationären ECP gegen den Sauerstoffgehalt im Vorlauf bei 288 °C sowie gegen die Temperatur bei einem Sauerstoffgehalt von 8 ppm ist in Abbildung 4 dargestellt.

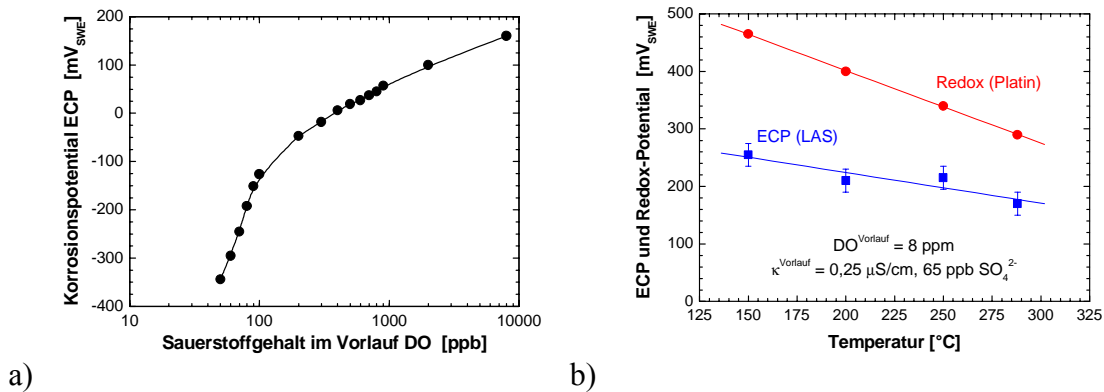


Abbildung 4: Freies Korrosionspotential (ECP) in Abhängigkeit des Sauerstoffgehaltes im Vorlauf bei $T = 288 \text{ °C}$ (a) und der Temperatur bei einem Sauerstoffgehalt von 8 ppm (b).

2.4 Risswachstumsmessung und fraktographische Auswertung

Um das Risswachstum in-situ zu messen, kam die Gleichstrom-Potentialsondenmethode („Direct Current Potential Drop“, DCPD) zum Einsatz. Diese Methode basiert auf einer Änderung des elektrischen Widerstandes der Probe mit zunehmenden Rissfortschritt und besitzt eine experimentell ermittelte Auflösungsgrenze von ca. 5 μm . Die Messung der Rissöffnungsverschiebung (CMOD) mit korrosionsbeständigen Wegaufnehmern liefert zusätzlich qualitative Informationen zum zeitlichen Verlauf des Risswachstums bei allerdings deutlich schlechterer Auflösung.

Zur fraktographischen Nachuntersuchung wurden die Proben in flüssigem Stickstoff verformungsarm aufgebrochen. Anschliessend wurde die Länge des Schwingrisses und des korrosionsgestützten Rissfortschrittes mit dem Licht- und Rasterelektronenmikroskop vermessen und mit den kontinuierlichen Messungen des Risswachstums verglichen. Bei gleichmässigem Rissfortschritt unterschieden sich die Ergebnisse um weniger als 5 %. Zur fraktographischen Begutachtung der Bruchfläche wurde die Oxidschicht, die sich im Heisswasser auf der Probe bildet, durch eine galvanostatische Elektrolyse in einem ENDOX-Bad entfernt.

2.5 Mechanische Belastung

Die Versuche wurden lastgesteuert mit jeweils zwei angerissenen Proben in einer Kette („Daisy Chain“) durchgeführt. Die Last wurde mit einer elektro-mechanischen Zugmaschine aufgebracht und über eine Kraftmessdose ausserhalb des Autoklaven gemessen. Die Korrektur der Last erfolgte automatisch über den gemessenen

Autoklavendruck und einer experimentellen Kalibrierung [1]. Der Spannungsintensitätsfaktor wurde mittels der mit Fraktographie und Gleichstrom-Potentialsonde ermittelten, aktuellen mittleren Risslänge und der Last bestimmt (Gleichung in Abbildung 1).

Jedes Experiment teilte sich in fünf Phasen auf (Abbildung 5). Zu Beginn wurden die Proben mit einer kleinen Vorlast beaufschlagt und in sauerstofffreiem, hochreinem Wasser aufgeheizt. Daraufhin folgte die Konditionierungsphase, in der die Wasserchemieparameter eingestellt und die Proben während 168 Stunden voroxidiert wurden. In Phase drei wurde die Last mit einer konstanten Belastungsgeschwindigkeit zwischen 10 und 100 kN/h ($\Delta t_R = 0,5$ bis 2 Stunden, Standardversuch) aufgebracht. In modifizierten Versuchen erfolgte die Lastaufbringung in $\Delta t_R = 0,2$ bis 300 Stunden. In der eigentlichen Versuchsphase wurde die Last über 1000 bis 1500 Stunden konstant gehalten, bevor die Proben schliesslich wieder entlastet wurden und der Autoklav abkühlte.

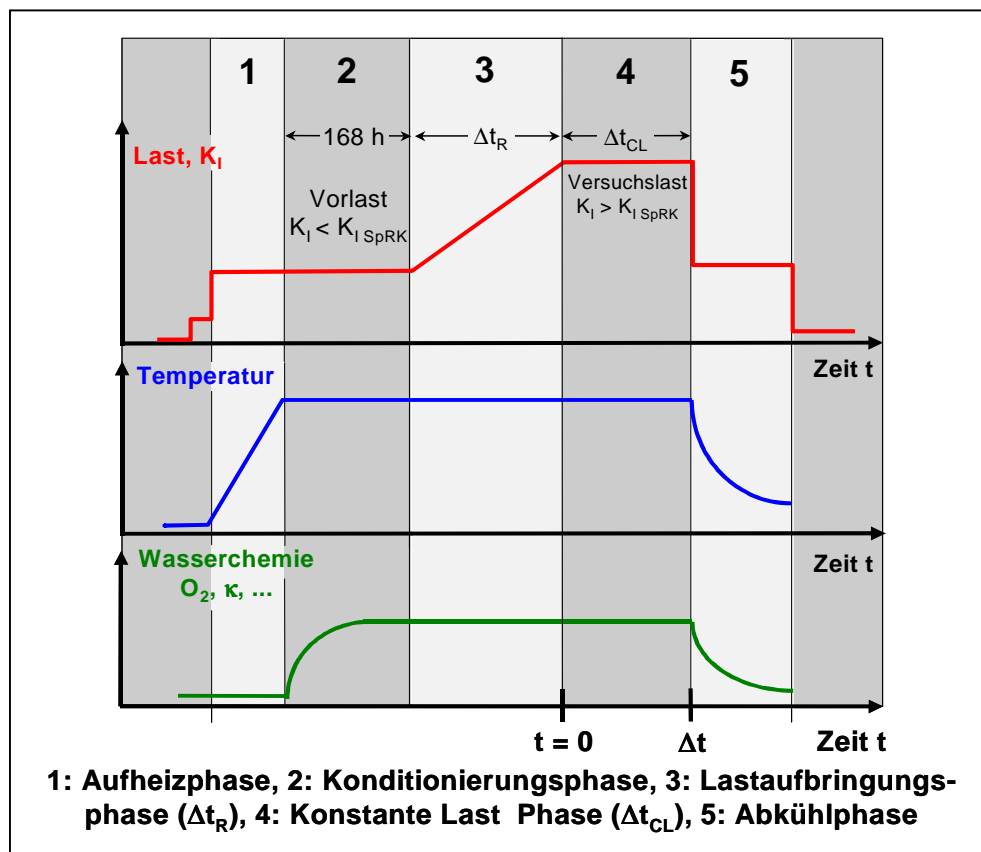


Abbildung 5: Schematischer Verlauf von Belastung, Temperatur und Wasserchemie während eines SpRK-Experimentes.

3 Ergebnisse

3.1 Risskorrosionsverhalten unter konstanter Last bei 288 °C

Im stationären, transientenfreien SWR-Leistungsbetrieb liegen die Temperaturen für den RDB typischerweise zwischen 270 und 290 °C, und für die meisten Bereiche kann mit sehr guter Approximation eine statische Beanspruchung vorausgesetzt werden. Deshalb wurden im Rahmen eines abgeschlossenen Vorhabens zunächst Versuche unter konstanter Last in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei 288 °C durchgeführt. Dabei wurden O₂-Gehalt und Leitfähigkeit der Umgebung gezielt zwischen 200 ppb und 8 ppm ($-50 \text{ mV}_{\text{SWE}} \leq \text{ECP} \leq +200 \text{ mV}_{\text{SWE}}$) bzw. 0,06 und 1,0 $\mu\text{S}/\text{cm}$ (< 1 bis 360 ppb SO₄²⁻) variiert.

Ein wesentliches Ergebnis dieser Versuche unter aktiver Belastung ist, dass das korrosionsgestützte Risswachstum durch die Lastaufbringung, d.h. unter monoton ansteigender Belastung, initiiert wird. Unter der anschliessend konstant gehaltenen Last, dem eigentlichen SpRK-Experiment, trat eine Rissverlängerung nur dann auf, wenn das Risswachstum bereits während der Lastaufbringung initiiert wurde. Dies ist exemplarisch in Abbildung 6 für einen Versuch unter konstanter Last bei 288 °C dargestellt, bei dem die Last sehr langsam, in einem Zeitraum von etwa 25 Stunden, aufgebracht wurde.

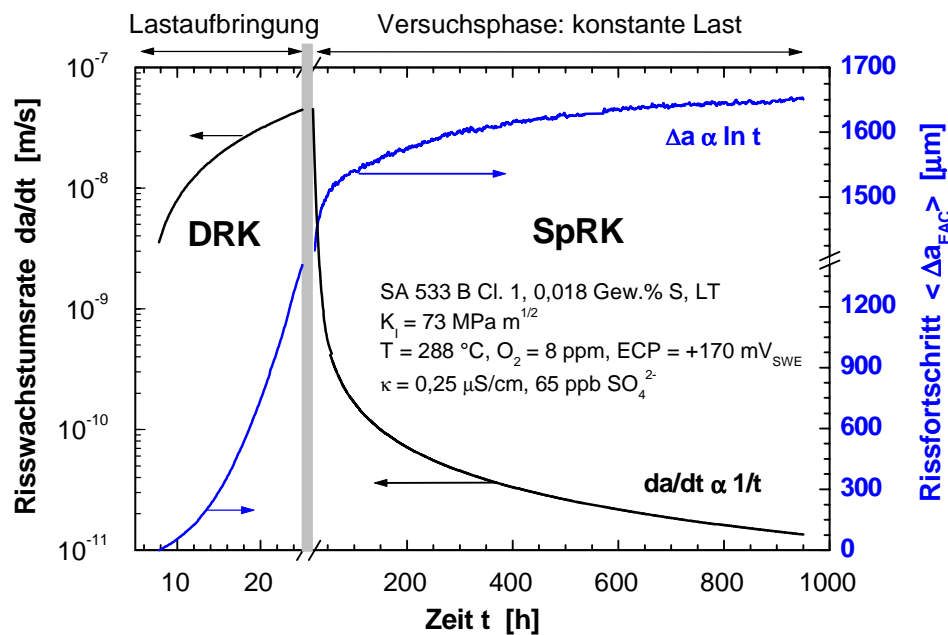


Abbildung 6: Risswachstumsrate und Rissfortschritt gegen die Zeit (Werkstoff: SA 533 B Cl.1, T = 288 °C, DO = 8 ppm, $\kappa = 0,25 \mu\text{S}/\text{cm}$).

In Übereinstimmung mit Tabelle 1 wird das Risswachstum während der Lastaufbringung der DRK zugeordnet, während die anschliessende Rissverlängerung unter konstant gehaltener Last als SpRK-Risswachstum bezeichnet wird. Fraktographisch kann zwischen diesen beiden Beiträgen Δa_{DRK} während der Lastaufbringung und Δa_{SpRK} unter nachfolgender statischer Belastung nicht unterschieden werden. Eine Zuordnung des Risswachstums zur DRK bzw. zur SpRK ist erst durch die verwendete

online-Messung der Risslänge mit der Gleichstrom-Potentialsonde möglich. Die hiermit ermittelten SpRK-Risswachstumsraten liegen in den Experimenten unterhalb der nur durch Fraktographie ermittelten Rate, da der überwiegende Teil der gesamten Rissverlängerung (80 bis 100 %) während der Lastaufbringung auftritt. Gerade bei kurzen Haltedauern der konstanten Last kann das Risswachstum unter statischer Belastung um Größenordnungen überschätzt werden, falls der Rissfortschritt nur fraktographisch bestimmt wird. Des weiteren sind sowohl die DRK-Rissinitiierung als auch das DRK-Risswachstum während der Lastaufbringung stark von der Belastungsgeschwindigkeit abhängig [1, 2]. Bis hin zu hohen Werten des Spannungsintensitätsfaktors von $80 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ klingt die Risswachstumsrate unter anschliessender konstanter Last reziprok mit der Zeit ab und die Risslänge wächst nach einem logarithmischen Zeitgesetz (Abbildung 6). Die genannten drei Gründe mögen neben anderen denkbaren Ursachen eine mögliche Erklärung für die enorme Streubreite der bekannten Risswachstumsdaten darstellen.

Tabelle 5 fasst die Ergebnisse aus allen Versuchen unter konstanter aktiver äusserer Last bei 288°C systematisch zusammen. Diese Zusammenfassung gilt für die in Tabelle 1 spezifizierten Werkstoffe sowie Heisswasser mit einem O_2 -Gehalt von 200 ppb bis 8 ppm ($-50 \text{ mV}_{\text{SWE}} \leq \text{ECP} \leq +150 \text{ mV}_{\text{SWE}}$) und einem SO_4^{2-} -Gehalt von $\leq 65 \text{ ppb}$.

Bis zu einem K_I -Wert von $30 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ wurde weder bei der Lastaufbringung noch unter konstanter Last ein korrosionsgestützter Rissfortschritt beobachtet. Oberhalb von $30 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ wurde während der Lastaufbringung DRK zumindest für gewisse Kombinationen von Umgebungsbedingungen und Werkstoff festgestellt. Bis zu einem K_I -Wert von $\leq 60 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (\approx Kleinbereichsflussbedingungen) klang das durch langsame Lastaufbringung getriggerte, schnelle DRK-Risswachstum (3 mm bis 3 m/Jahr) nach dem Übergang zu statischer Belastung selbst unter aggressiven Umgebungsbedingungen (8 ppm O_2 , 65 ppb SO_4^{2-} , $+150 \text{ mV}_{\text{SWE}}$) kontinuierlich ab. 10 bis 100 Stunden nach dem Wechsel zur statischen Belastung kam das Risswachstum entweder zum Stillstand oder die Risse wuchsen nur äusserst langsam mit Risswachstumsraten von $\leq 0,3 \text{ mm/Jahr}$ weiter.

Im Übergangsbereich vom Kleinbereichsfließen zur Plastifizierung des Restligamentes zwischen 60 und $80 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ nahm die Risswachstumsrate während der ganzen Versuchsdauer stetig ab (Abbildung 6) und fiel nach 1000 Stunden auf Werte von typischerweise unterhalb $0,9 \text{ mm/Jahr}$. Insbesondere in Stählen mit niedrigem S-Gehalt wurde in vielen Fällen innerhalb von 1000 Stunden Rissstillstand beobachtet. Das Risswachstum nach einem logarithmischen Zeitgesetz deutet darauf hin, dass es unter diesen Bedingungen durch das Niedertemperaturkriechen des Probenligamentes kontrolliert sein könnte [1, 2].

Lediglich bei Versuchen mit extrem hohen Belastungen nahe des K_{IJ} -Wertes des Werkstoffes mit hohem S-Gehalt oder nahe der plastischen Grenzlast sowie bei stark verunreinigtem Kühlmittel (oberhalb des EPRI Action Level 3) kann schnelles, langanhaltendes ($>> 1000$ Stunden) oder stationäres SpRK-Wachstum für die untersuchten Werkstoffe bei 288°C nicht ausgeschlossen werden.

K_I [MPa·m ^{1/2}]	Bereich	Korrosionsgestütztes Risswachstum				
		Lastauf- bring- ung	nachfolgende statische Belastung	$\Delta a_{EAC}^{tot} / \Delta t$ $\Delta t = 1000 \text{ h}$ [m/s]	$\Delta a_{SpRK}^{stat} / \Delta t$ $\Delta t = 1000 \text{ h}$ [m/s]	$da/dt_{DCPD}(t)$ $t = 1000 \text{ h}$ [m/s]
< 30	SSY	nein	nein	< 10 ⁻¹¹ *	< 10 ⁻¹¹ *	< 10 ⁻¹¹ *
30 - 60	≈ SSY	ja	ja, zeitlich stark limitiert ≈ 10 ¹ h - ≈ 10 ² h	< 10 ⁻¹⁰	< 2 · 10 ⁻¹¹	< 10 ⁻¹¹ *
60 - 80	Übergangs- bereich	ja	ja, zeitlich limitiert ≈ 10 ² h - ≈ 10 ³ h	< 10 ⁻⁹	< 10 ⁻¹⁰	< 3 · 10 ⁻¹¹
≥ 80	Plastifizie- rung des Restliga- mentes	ja	ja	> 3 · 10 ⁻¹⁰ < 3 · 10 ⁻⁷	> 3 · 10 ⁻¹⁰ < 3 · 10 ⁻⁷	> 3 · 10 ⁻¹⁰ < 3 · 10 ⁻⁷

*) ≤ Nachweisgrenze

Δt [h]	T [°C]	κ [μS/cm]	SO ₄ ²⁻ [ppb]	ECP [mV _{SWE}]	O ₂ [ppm]
400 bis 3000	288	0,06 bis 0,25	1 bis 65	-50 bis +200	0,2 bis 8

Tabelle 5: Ergebnisse bei statischer Belastung unter betriebsnahen, wasser-chemischen Bedingungen für eine Versuchsdauer von 1000 Stunden ($\Delta a_{EAC}^{tot}/\Delta t$ = fraktographisch mit gesamtem Rissfortschritt, $\Delta a_{SpRK}^{stat}/\Delta t$ = fraktographisch nur mit Rissfortschritt unter statischer Belastung, $da/dt_{DCPD}(t = 1000 \text{ h})$ = mit Gleichstrom-Potentialsonde nach 1000 h, SSY = Kleinbereichsfließen).

3.2 Risskorrosionsverhalten unter konstanter Last bei mittleren Temperaturen (200 bis 250 °C)

Die bisher dargestellten Beobachtungen gelten nur für eine Temperatur von ca. 288 °C, rein statische Belastung und für den RDB-Grundwerkstoff. Im Bereich des RDB-Speisewasserstutzens sowie im Speisewasserleitungssystem treten deutlich tiefere Betriebstemperaturen und zumindest temporär auch kleinere thermomechanische Belastungsfluktuationen auf. Aus diesen Gründen wurde sowohl der Einfluss der Temperatur als auch von kleinen Belastungsfluktuationen bei hohem Spannungsverhältnis durch erste orientierende Experimente untersucht.

Der Temperatureinfluss auf das SpRK-Risswachstum wurde in Versuchen unter konstanter Last bei einem O₂-Gehalt von 8 ppm und einem SO₄²⁻-Gehalt von 65 ppb oder < 1 ppb mit dem Stahl mit hohem S- und Al-Gehalt (Legierung B) sowie einem Stahl mit niedrigem S- und Al-Gehalt (Legierung A) gezielt untersucht. Das Korrosionspotential nahm hierbei entsprechend Abbildung 4b von +250 mV_{SWE} bei 150 °C auf +150 mV_{SWE} bei 288 °C ab. Durch periodische Teilentlastung wurde jeweils vor der Versuchsphase unter konstanter Last ein aktiv wachsender DRK-Riss (3 bis 300 mm/Jahr) erzeugt.

Das SpRK-Risswachstum des RDB-Stahls mit hohem S- und Al-Gehalt zeigte über den ganzen Temperaturbereich das identische Verhalten wie bei 288 °C. Das Risswachstum klang eine kurze Zeitdauer nach dem Übergang zu konstanter Last ab und fiel innerhalb von 1000 Stunden auf sehr geringe Werte von $\leq 0,6$ mm/Jahr. Das beobachtete Verhalten ist in Abbildung 7 beispielhaft für verschiedene Temperaturen und hohe K_I -Werte zwischen 61 und 73 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ dargestellt.

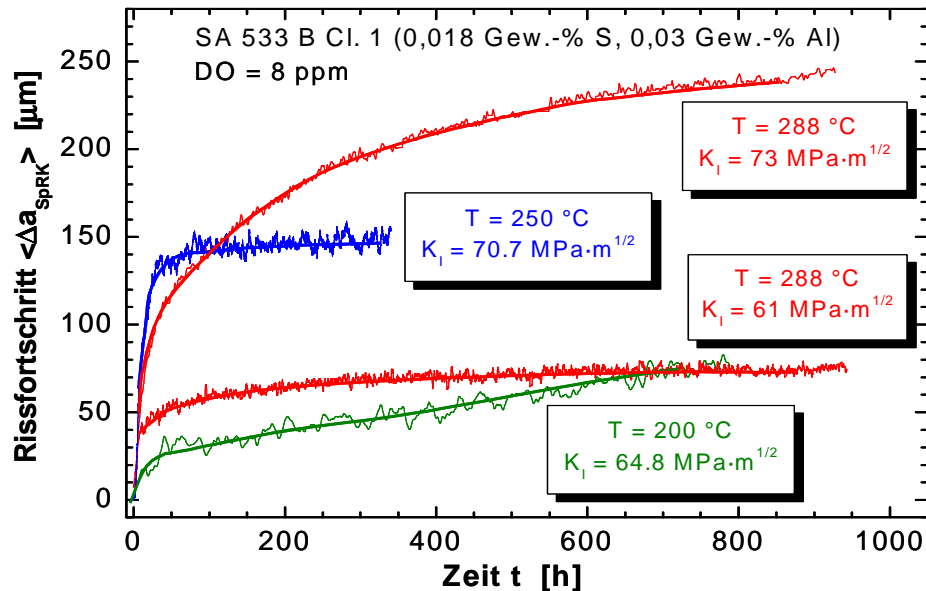


Abbildung 7: Rissfortschritt gegen die Zeit bei verschiedenen Temperaturen (Werkstoff: SA 533 B Cl.1 (0,018 Gew.-% S, 0,03 Gew.-% Al), DO = 8 ppm, $\kappa = 0,25 \mu\text{S}/\text{cm}$).

Der RDB-Stahl mit niedrigem S- und Al-Gehalt (Legierung A) zeigte bei 288 °C in einer Vielzahl von Versuchen qualitativ dasselbe Verhalten wie Legierung B mit hohem S- und Al-Gehalt, wenn auch mit einer deutlich geringer ausgeprägten SpRK-Anfälligkeit [2]. Bei mittleren Temperaturen von 200 und 250 °C trat hingegen überraschenderweise ein vollkommen anderes Verhalten auf (Abbildung 8). Hier zeigte dieser Stahl bei relativ hohen K_I -Werten von 70 bis 81 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ stationäres, stabiles SpRK-Risswachstum mit Risswachstumsraten bis in den Bereich von 40 mm/Jahr, während bei 288 °C selbst bei deutlich höheren K_I -Werten nur geringe Risswachstumsraten von $\leq 0,6$ mm/Jahr auftraten. Die Risswachstumsraten hingen bei 200 und 250 °C in diesem Bereich nicht vom Spannungsintensitätsfaktor ab, was auf ein Plateau-Verhalten hindeutet. Bei 150 °C wurde wiederum das bekannte Verhalten wie bei 288 °C beobachtet.

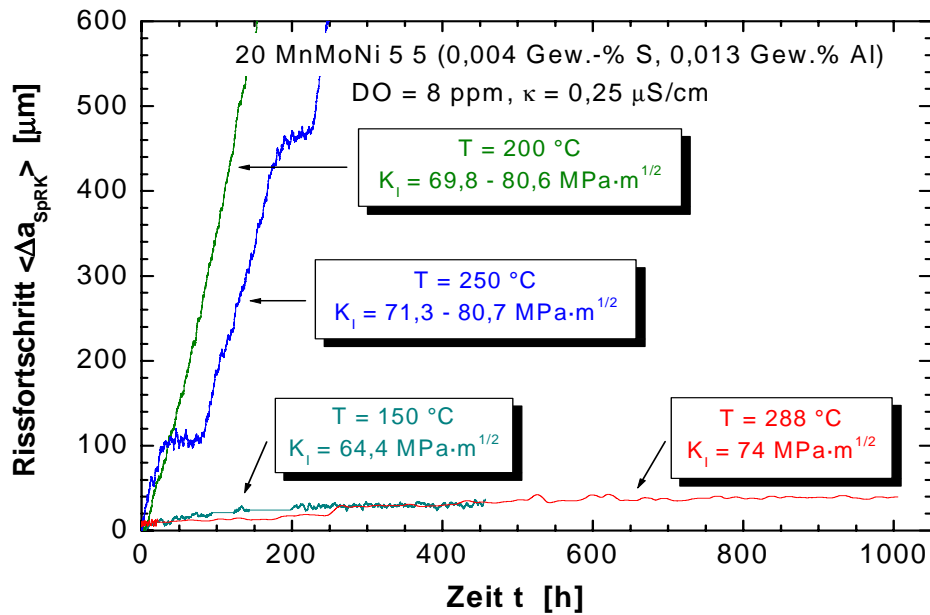


Abbildung 8: Rissfortschritt gegen die Zeit bei verschiedenen Temperaturen (Werkstoff: 20 MnMoNi 5 5, DO = 8 ppm, $\kappa = 0,25 \mu\text{S/cm}$).

In Abbildung 9 ist stellvertretend das unterschiedliche SpRK-Risswachstum der beiden Stähle bei mittleren Temperaturen durch zwei gleichzeitig in einer Kette getesteten Proben bei 200 °C dargestellt. Der Stahl mit niedrigem S-Gehalt zeigte dabei wie auch bei 250 °C eine bis zu einem Faktor 50 höhere Risswachstumsrate! Aufgrund bisheriger Modellvorstellungen kann dieses Ergebnis nicht verstanden werden, da man unter diesen Versuchsbedingungen entweder eine grössere oder zumindest vergleichbare SpRK-Risswachstumsanfälligkeit für den Stahl mit höherem S-Gehalt erwarten würde. Die erhöhte Anfälligkeit des Stahls mit niedrigem S-Gehalt bei diesen mittleren Temperaturen ist wahrscheinlich auf den Einfluss der DSA zurückzuführen.

DSA tritt in niedriglegierten Stählen typischerweise im Bereich von 150 – 350 °C und Dehnraten unterhalb von 10^{-2}s^{-1} auf. Phänomenologisch äussert sich die DSA in Zugversuchen in einem Maximum der Festigkeits- (R_m , R_p) und Minimum der Duktilitätswerte (Z , A_5) bei mittleren Temperaturen von ca. 200 – 250 °C. Das Maximum verschiebt sich mit zunehmenden Dehnraten zu höheren Temperaturen hin, während sich die Breite des Peaks mit abnehmender Dehnraten vergrössert. Des weiteren wird eine negative Dehnratenabhängigkeit der Festigkeitswerte (Zunahme der Festigkeitswerte mit abnehmender Dehnraten) sowie Instabilitäten in der Spannungs-Dehnungskurve (plötzliche Spannungsabfälle von bis zu 50 MPa, „Serrations“) beobachtet. Dies ist beispielhaft in Abbildung 10 für Legierung A dargestellt. In anfälligen Werkstoffen wird im DSA-Bereich ausserdem auch eine Verschlechterung der Ermüdungs- und Zähigkeitseigenschaften beobachtet. Mikroskopisch äussert sich die DSA in einer starken Zunahme der Versetzungsdichte und starken Lokalisierung der plastischen Verformung. Die Abnahme der lokalen Bruchzähigkeit und insbesondere die starke Lokalisierung und Verstärkung der plastischen Verformung in der plastischen Zone vor der Risspitze sind vermutlich die Hauptgründe für den Einfluss der DSA auf das korrosionsgestützte Risswachstum [5].

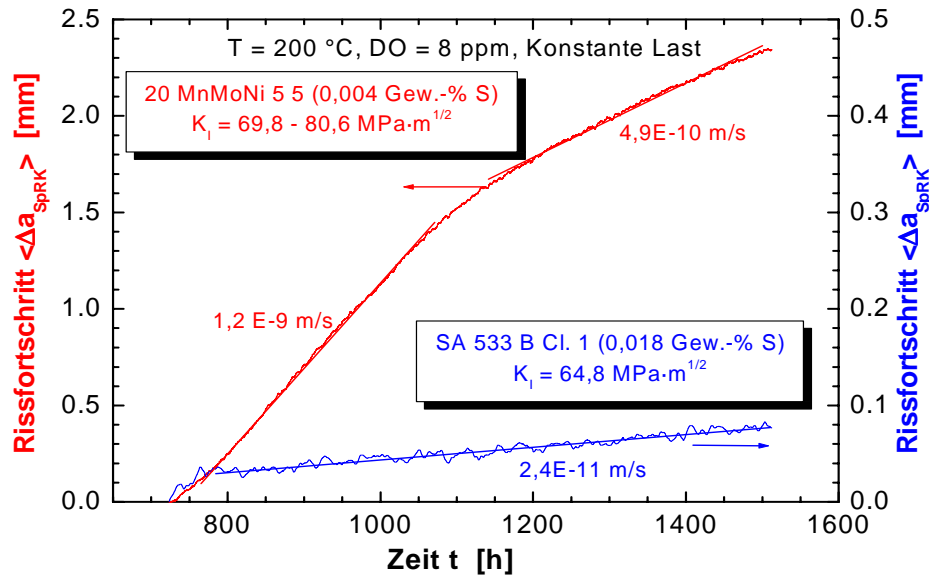


Abbildung 9: Rissfortschritt gegen die Zeit zweier Stähle mit verschiedenen Schwefelgehalten (Werkstoffe: 20 MnMoNi 5 5 (0,004 Gew.-% S) und SA 533 B Cl.1 (0,018 Gew.-% S), $T = 200\text{ °C}$, $DO = 8\text{ ppm}$, $\kappa = 0,25\text{ }\mu\text{S/cm}$).

Das DSA-Verhalten niedriglegierter Stähle wird im wesentlichen durch den Gehalt an interstitiell gelöstem, freiem C und N bestimmt. Der Effekt von C und N ist additiv und umso ausgeprägter, je grösser die Konzentration an freiem C und N ist. Die metallphysikalischen Erklärungen und Vorstellungen für die DSA sind in [5] zusammengestellt. Der Gehalt an freiem C und N hängt sowohl vom Wärmebehandlungszustand als auch von der chemischen Zusammensetzung des Stahles ab. Wichtig sind hier insbesondere der Gesamtgehalt an C und N, sowie Legierungselemente wie Al, Cr, Mo und V, die als starke Nitrid- und Karbidbildner wirken. Der Stahl mit niedrigem S-Gehalt verfügt über einen niedrigen Al-Gehalt. Dementsprechend ist weniger N in Form von Aluminiumnitriden gebunden, und der Gehalt an interstitiell gelöstem Rest-N deutlich höher als im Stahl mit hohem S- und Al-Gehalt. Tatsächlich ergaben entsprechende Analysen im Stahl mit niedrigem Al-Gehalt eine Konzentration an interstitiell gelöstem N von 30 ppm gegenüber $< 1\text{ ppm}$ im Stahl mit hohem Al-Gehalt (Tabelle 3). Allerdings zeigten beide Werkstoffe in Zugversuchen bei verschiedenen Temperaturen/Dehnraten (Abbildung 10) und bei Messungen der inneren Reibung charakteristische Anzeichen für DSA. Dies ist im Stahl mit niedrigem Al-Gehalt vermutlich auf den relativ hohen C-Gehalt zurückzuführen. Sowohl in den Messungen der inneren Reibung als auch in den Zugversuchen zeigte der Stahl mit niedrigem S- und Al-Gehalt eine ausgeprägtere Anfälligkeit für DSA [5], was qualitativ gut mit den experimentellen Befunden zur Risskorrosion im Temperaturbereich maximaler DSA-Anfälligkeit übereinstimmt. Andere experimentelle Beobachtungen, die für einen möglichen Einfluss der DSA auf die Risskorrosion sprechen sind in [5] diskutiert und sind zur Zeit Gegenstand von weiteren Untersuchungen.

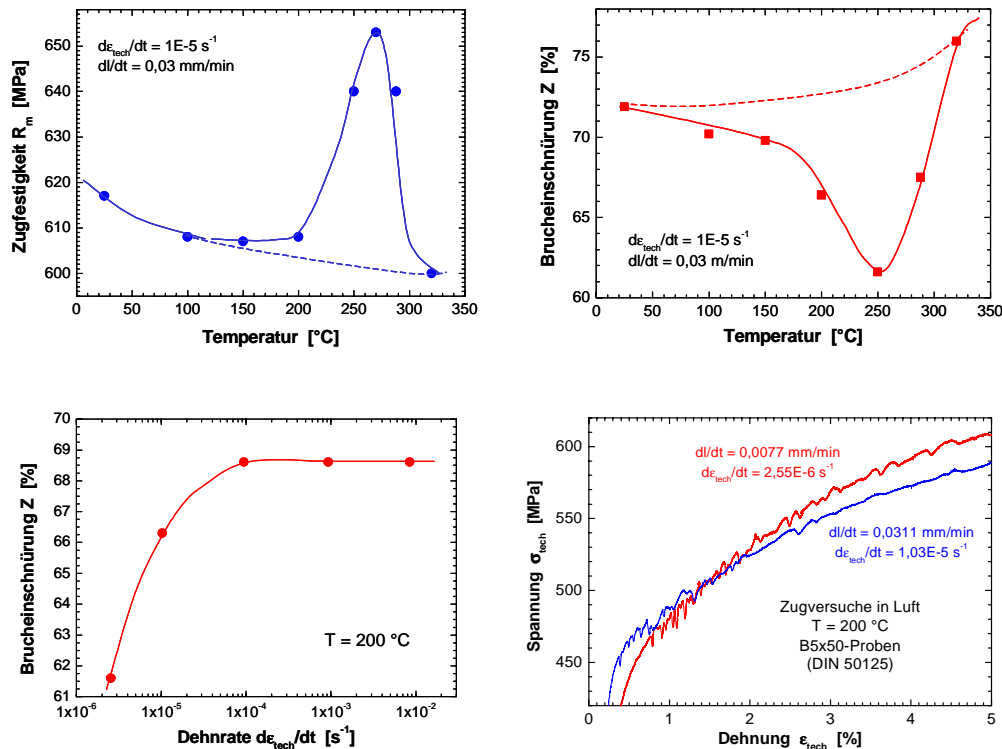


Abbildung 10: Ergebnisse aus Zugversuchen (DIN 50125) bei verschiedenen Temperaturen und Dehnraten (Werkstoff: 20 MnMoNi 5 5) mit deutlichen Hinweisen auf dynamische Reckalterung (DSA).

3.3 Rissskorrosionsverhalten unter kleinen Lastfluktuationen bei 288 °C

Der Einfluss niedrigfrequenter Lastwechsel kleiner Amplitude bei sehr hohem Spannungsverhältnis im Bereich des Schwellenwertes der Ermüdung ΔK_{th} („Ripple Loading“) wurde an einem Stahl mit hohem S-Gehalt (Legierung B) in hochreinem Heisswasser ($\kappa < 0,6 \text{ ppb SO}_4^{2-}$) bei 288 °C und einem O₂-Gehalt von 8 ppm (ECP = +200 mV_{SWE}) untersucht. Die Lastschwankungen entsprachen einem R-Wert (Verhältnis von Unter- zu Oberlast) von 0,957 bzw. 0,970 mit einem ΔK von 3,3 bzw. 2,3 MPa·m^{1/2}. Der Versuch wurde lastkontrolliert mit konstanter Lastamplitude und einer asymmetrischen Sägezahnbelastung durchgeführt. Dabei wurde die Belastungsfrequenz schrittweise reduziert (Tabelle 6). Abbildung 11 zeigt die Ergebnisse dieses Versuches. Stabiles, stationäres SpRK-Risswachstum konnte phasenweise im Belastungsfrequenzbereich von 10⁻² bis 10⁻⁴ Hz festgestellt werden. Der Riss erreichte dabei Risswachstumsraten von bis zu 4,6·10⁻⁹ m/s (146 mm/Jahr) bei einem $K_{I, \text{max}}$ von 66,7 bis 76,3 MPa·m^{1/2}. Zwischenzeitlich kam der Riss in gewissen Versuchsphasen zum Stillstand, wuchs jedoch nach einer grösseren Zyklenzahl wieder weiter, was eventuell auf Risschliesseffekte zurückzuführen war. Zu niedrigeren Belastungsfrequenzen hin (10⁻⁵ Hz) klang das Risswachstum wieder ab und der Riss schritt nicht mehr weiter fort. Im Vergleich zur rein statischen Belastung führt das „Ripple Loading“ im geeigneten Frequenzbereich in diesem Werkstoff bei identischen K_I -Werten zu um bis zu 150-fach höheren SpRK-Risswachstumsraten. Der starke Einfluss dieser kleinen Lastfluktuationen muss noch bei tieferen $\Delta K/K_I$ -Werten sowie höheren Belastungsfrequenzen überprüft werden.

Phase →	1	2	3	4	5	6
Δt_R [h]	0,01	0,1	1	0,7	7	10
ν [Hz]	1,4E-2	2,5E-3	2,7E-4	3,8E-4	3,9E-5	2,74E-5
R [-]	0,957	0,957	0,957	0,970	0,970	0,957
ΔK [MPa·m ^{1/2}]	3,1	3,2	3,3	2,3	2,3	3,3

Tabelle 6: Übersicht der verschiedenen Phasen der Lastfluktuationen (siehe Abbildung 11).

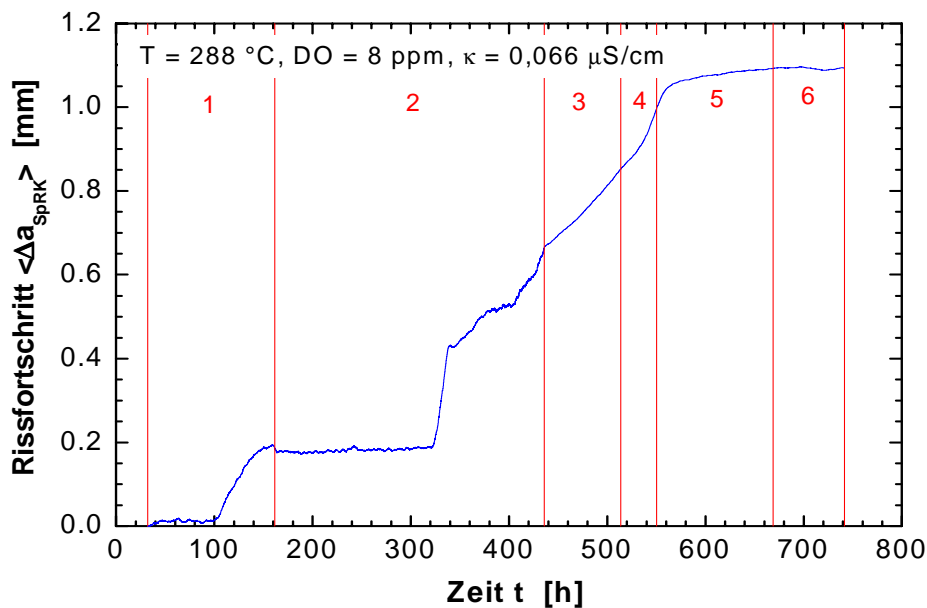


Abbildung 11: Rissfortschritt gegen die Zeit bei verschiedenen Frequenzen der Lastfluktuationen (Werkstoff: SA 533 B Cl.1, T = 288 °C, DO = 8 ppm, $\kappa = 0,066 \mu\text{S/cm}$).

4 Diskussion

Eine hohe SpRK-Anfälligkeit mit Risswachstumsraten bis zu einigen Metern pro Jahr, wie sie teilweise in der älteren Fachliteratur zu finden ist, konnte sowohl in den PSI-Untersuchungen als auch in einem Europäischen Ringversuch [7] unter kontrollierten Versuchsbedingungen und betriebsnahen SWR-Bedingungen bei einer Temperatur von 288 °C nicht bestätigt werden. Die in manchen älteren Laborversuchen beobachteten, hohen Risswachstumsraten können in den meisten Fällen auf eine komplexe Wechselwirkung zwischen nicht auf den RDB übertragbaren, sehr hohen mechanischen Belastungsbedingungen (klare Verletzung der Kleinbereichsflussbedingungen bis hin zur Plastifizierung des Probenligamentes) und sehr aggressiven, wasserchemischen Bedingungen ($\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^- > 200 - 500 \text{ ppb}$, > EPRI Action Level 3), die dem stationärem SWR-Leistungsbetrieb bei heutiger Fahrweise (EPRI- oder VGB-Richtlinien) in keiner Weise entsprechen, zurückgeführt werden [1, 2]. Die hier

vorliegenden Untersuchungen zeigen zudem klar, dass die zuverlässige Bestimmung des SpRK-Risswachstums eine Kombination verschiedener unabhängiger Methoden (DCPD und Fraktographie) der Risswachstumsbestimmung bei genügend langer Haltedauer der konstanten Last voraussetzt. Dieses Kriterium wurde in einem Großteil der älteren Untersuchungen nicht erfüllt. Je nach Belastungsgeschwindigkeit bei der Lastaufbringung und Haltedauer unter konstanter Last, kann die nach dem Versuch nur mit Fraktographie mit dem gesamten Rissfortschritt bestimmte Risswachstumsrate $\Delta a_{EAC}^{tot}/\Delta t_{CL}$ die wahre SpRK-Rate da_{SpRK}/dt entsprechend Abbildung 6 und Tabelle 5 um bis zu mehreren Größenordnungen übersteigen.

Die Untersuchungen zum Einfluss der Temperatur machen deutlich, dass der S-Gehalt, bzw. die Form, Grösse, räumliche Verteilung der MnS-Einschlüsse und ihre chemische Zusammensetzung nicht die einzigen Werkstoffparameter sind, die das Risskorrosionsverhalten niedriglegierter Stähle stark beeinflussen (Abbildung 9). Neben S-Gehalt/Morphologie der MnS-Einschlüsse scheint auch das unterschiedliche Verhalten dieser Stähle bezüglich der DSA einen starken Einfluss zu haben, insbesondere hinsichtlich der Temperatur und Dehnrates [5]. Das DSA-Verhalten wird massgeblich durch die Konzentration von auf Zwischengitterplätzen gelöstem C und N bestimmt, die unter anderem stark vom Wärmebehandlungszustand (PWHT- oder Anlasstemperatur) und der chemischen Zusammensetzung (C_{tot} , N_{tot} , Al, Cr, Mo, V) abhängt. Aus diesen Gründen kann eine höhere Anfälligkeit von Schweissnähten (meist hohes N/Al-Verhältnis) und ihrer Wärmeeinflusszonen (WEZ) besonders bei Kombinationen von Temperatur und Dehnrates in der DSA-Region nicht ausgeschlossen werden. In Stählen mit ausgeprägter DSA-Anfälligkeit wird ein Maximum der korrosionsgestützten Risswachstums- und SpRK-Empfindlichkeit bei mittleren Temperaturen zwischen 200 und 270 °C erwartet.

In Abbildung 12 sind die wahren SpRK-Risswachstumsraten da_{SpRK}/dt von Versuchen bei mittleren Temperaturen (200 und 250 °C) oder mit niederfrequenten, sehr kleinen Lastfluktuationen bei hohem Spannungsverhältnis mit den kürzlich im Rahmen des BWR VIP-Projektes festgelegten SpRK-Grenzkurven („BWR VIP 60 SCC Disposition Lines“) [6] für niedriglegierte Stähle verglichen. Zusätzlich sind auch die sehr konservativen, fraktographisch ermittelten Raten $\Delta a_{EAC}^{tot}/\Delta t_{CL}$ aus Experimenten des PSI [2], der MPA Stuttgart [4] und aus einem Europäischen Ringversuch [7] zum Vergleich eingetragen. Der konservative Charakter der SpRK-Grenzkurven wurde im Rahmen dieser Untersuchungen für den RDB-Grundwerkstoff und den stationären SWR-Leistungsbetrieb bei heutiger Wasserchemiefahrweise (EPRI- oder VGB-Richtlinien) durch zahlreiche Laborexperimente bestätigt. Erste orientierende Untersuchungen zeigen, dass die SpRK-Grenzkurven sowohl bei niederfrequenten, sehr kleinen Lastfluktuationen bei hohem Spannungsverhältnis („Ripple Loading“) als auch bei mittleren Temperaturen (200 – 250 °C) für RDB-Stähle, die eine ausgeprägte Anfälligkeit für DSA zeigen, überschritten werden können. Diese Ergebnisse müssen noch durch weitere Untersuchungen unter betriebsnahen Bedingungen bei tieferen $K_I/\Delta K$ -Werten sowie höheren Belastungsfrequenzen überprüft werden. Während für den RDB-Grundwerkstoff im stationären SWR-Leistungsbetrieb die SpRK-Grenzkurven durch umfassende Laborexperimente bestätigt sind, müssen deren Konservativität für RDB-Schweissnähte und ihre WEZ sowie für Komponentenbereiche mit niedriger Betriebstemperatur und temporär auftretenden thermomechanischen Belastungsfluktuationen (Speisewasserstutzen, Speisewasserleitungen) durch weitere Versuche verifiziert werden.

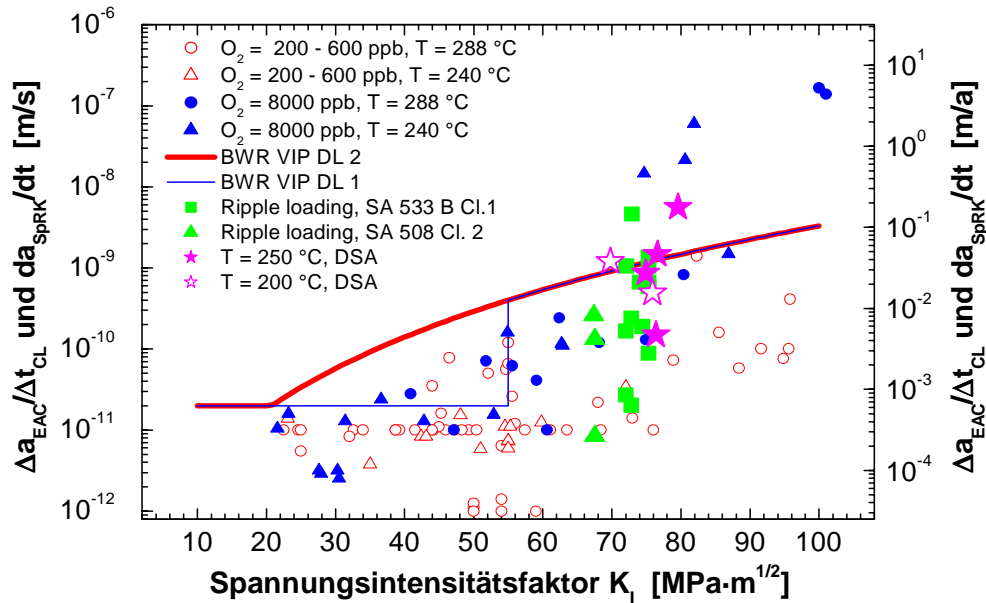


Abbildung 12: Vergleich der “BWR VIP 60 Disposition Lines 1 und 2“ [6] mit Versuchsergebnissen aus anderen Untersuchungen [2, 4, 7] und der Versuche unter konstanter Last bei mittleren Temperaturen (200 und 250 °C) sowie mit niederfrequenten, kleinen Lastfluktuationen bei hohem Spannungsverhältnis.

5 Zusammenfassung und Schlussfolgerung

In den PSI-Untersuchungen unter kontrollierten Versuchsbedingungen und betriebsnahen SWR-Bedingungen konnte eine hohe SpRK-Anfälligkeit mit Risswachstumsraten bis zu einigen Metern pro Jahr, wie sie teilweise in der älteren Fachliteratur zu finden ist, nicht bestätigt werden.

Unter Kleinbereichsflussbedingungen ($K_I \leq 60 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) und konstanter Last wurde in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei einer Temperatur von 288 °C selbst unter aggressiven Umgebungsbedingungen (8 ppm O_2 , 65 ppb SO_4^{2-} , +150 mV_{SWE}) bei jedem der untersuchten Stähle nur sehr geringe SpRK-Risswachstumsraten von $\leq 0,3 \text{ mm/Jahr}$ beobachtet. Langanhaltendes, schnelles SpRK-Risswachstum kann hier nur für extrem hohe Belastungen nahe des K_{II} -Wertes bzw. der plastischen Grenzlast oder bei stark verunreinigtem Kühlmittel (oberhalb des EPRI Action Level 3) nicht ausgeschlossen werden.

Der konservative Charakter der BWR VIP SpRK-Risswachstums-Grenzkurven wurde für den RDB-Grundwerkstoff und den stationären SWR-Leistungsbetrieb ($T = 270 - 290 \text{ °C}$, \approx statische Belastung) durch umfassende Laborexperimente bestätigt. Die Grenzkurven können allerdings sowohl bei niederfrequenten, sehr kleinen Lastfluktuationen („Ripple Loading“), als auch bei mittleren Temperaturen (200 – 250 °C) für RDB-Stähle, die eine ausgeprägte Anfälligkeit für Dynamische Reckalterung („Dynamic Strain Ageing“, DSA) zeigen, überschritten werden. Die Konservativität der Grenzkurven ist deshalb auch für RDB-Schweißnähte und ihre WEZ sowie für Komponentenbereiche mit niedriger Betriebstemperatur und temporär auftretenden thermomechanischen Belastungsfluktuationen (Speisewasserstutzen, Speisewasserleitungen) durch weitere Versuche zu überprüfen.

6 Danksagung

Die diesem Beitrag zugrunde liegenden Forschungsvorhaben wurden mit Mitteln des Bundesamtes für Energie (BFE) sowie der Hauptabteilung der Sicherheit der Kernanlagen der Schweiz (HSK) finanziert. Weiterhin sei U. Ineichen, U. Tschanz und E. Groth (alle PSI) für den experimentellen Beitrag zu dieser Arbeit gedankt.

7 Literatur

- [1] **H.P. Seifert, J. Heldt, U. Ineichen, B. Tirbonod, U. Tschanz:** „Spannungs-risskorrosion von Stählen für Reaktorkomponenten in Heisswasser“, BFE-Schlussbericht, Februar 2000.
- [2] **J. Heldt, H.P. Seifert:** „Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy, Reactor-Pressure-Vessel Steels in Oxygenated, High-Temperature Water“, Nuclear Engineering and Design Vol. 206, 2001, pp.57-89.
- [3] **H.P. Seifert, S. Ritter:** „PSI Contribution to the CASTOC Round Robin on EAC of Low-Alloy RPV Steels under BWR Conditions, PSI-Bericht 01-08, ISSN 1019-0643, August 2001.
- [4] **K. Kussmaul, D. Blind, V. Lämpfle:** „New Observations on the Crack Growth Rate of Low-Alloy Nuclear Grade Ferritic Steels under Constant Active Load in Oxygenated High-Temperature Water“, Nuclear Engineering and Design Vol. 168, 1997, pp. 53-75.
- [5] **H. Hänninen et al.:** “Effects of Dynamic Strain Aging on Environment-Assisted Cracking of Low Alloy Pressure Vessel and Piping Steels”, 10th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, (CD-ROM, Paper No. 47), 6.-10. August 2001, Lake Tahoe, Nevada, USA.
- [6] **F.P. Ford, R.M. Horn, J. Hickling, R. Pathania, G. Bruemmer:** „Stress Corrosion Cracking of Low Alloy Steels under BWR Conditions; Assessment of Crack Growth Rate Algorithms“, 9th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, ANS/NACE/TMS, Eds: F.P. Ford, S. Bruemmer, G.S. Was, Low-Alloy Steel – EAC & Deformation, pp. 855-865, 1.-5. August 1999, Newport Beach, California, USA.
- [7] **A. Wünsche, D. Blind, F. Hüttner (MPA Stuttgart), K. Küster (HEW), P. Karjalainen-Roikonen, U. Ehrnsten (VTT), A. Roth (Siemens KWU), H.P. Seifert, J. Heldt (PSI):** „European Round Robin Test on EAC of LAS under BWR Conditions“, Proc. 9th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, ANS/NACE/TMS, Eds: S. Bruemmer, F.P. Ford, G.S. Was, Low-Alloy Steel – EAC & Deformation, pp. 911-919, 1.-5. August 1999, Newport Beach, California, USA.