Bundesamt für Energie
Office fédéral de l'énergie
Ufficio federale dell'energia
Swiss Federal Office of Energy

Programm
Titel

Regulatorische Sicherheitsforschung

Risskorrosion in druckführenden ferritischen Komponenten des Primärkreislaufes von SWR

ausgearbeitet durch

H.P. Seifert, J. Heldt, U. Ineichen, U. Tschanz
Paul Scherrer Institut
5232 Villigen PSI

im Auftrag des

Bundesamtes für Energie

Dezember 2000 Jahresbericht

ZUSAMMENFASSUNG

Sicherheit und Lebensdauer von Leichtwasserreaktoren (LWR) werden massgeblich durch die Strukturintegrität des Reaktordruckbehälters (RDB) bestimmt. Unter dem gleichzeitigen Einfluss von Reaktorkühlmittel und thermomechanischer Belastung besteht in Siedewasserreaktoren (SWR) die Möglichkeit, dass sich während des Betriebes Korrosionsrisse im RDB bilden und ausbreiten, falls ein direkter Kontakt zwischen dem ferritschen Stahl und dem Kühlmittel besteht (unplattierte Bereiche, defekte Plattierung). Im Rahmen eines abgeschlossenen Programms (SpRK II) wurde in Übereinstimmung mit der Betriebserfahrung für verschiedene RDB-Stähle unter simulierten SWR-Betriebsbedingungen unter statischer Belastung eine sehr geringe Spannungsrisskorrosions-Anfälligkeit (SpRK) festgestellt. Bei langsam ansteigender oder niederzyklischer Belastung wurde hingegen unter bestimmten Bedingungen selbst in hochreinem sauerstoffhaltigem Heisswasser eine ausgeprägte Anfälligkeit für Dehnungsinduzierte Risskorrosion (DRK) und niederzyklische Schwingrisskorrosion (SwRK) beobachtet.

Im Rahmen des vorliegenden Forschungsprojektes soll das Risskorrosionsverhalten von ferritischen RDB-Druckbehälterstählen (unbeeinflusster Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszonen (WEZ)) und von RDB-Schweissgutwerkstoffen unter transienten SWR-Betriebsbedingungen experimentell charakterisiert werden. Im Vordergrund steht die Ermittlung belastbarer DRK-Risswachstumsraten, welche für erste orientierende Sicherheits- und Strukturintegrätsbewertungen verwendet werden können. Die hinsichtlich der DRK besonders kritischen Korrosionssystembedingungen sollen mittels einer Parametersensitivitätsstudie identifiziert und mit den möglichen SWR-Betriebszuständen verglichen werden. Dies erlaubt eine bessere Beurteilung der Konservativität der geltenden Regelwerke zur Ermüdungsauslegung und –überwachung und ermöglicht die Identifikation von kritischen Komponenten und Betriebszuständen. Die Untersuchungen tragen mit dazu bei, Überwachungs-, Prüf- und Instandhaltungsprogramme zu optimieren.

In einem zweiten Teil ist vorgesehen, die offenen Fragen zur SpRK abzuklären. Im Vordergrund stehen dabei die SpRK-Anfälligkeit von RDB-Schweissnaht und WEZ im transientenfreien SWR-Dauerbetrieb. Abschliessend werden die möglichen Auswirkungen von kleinen Lastfluktuationen infolge Druck- und Temperatur-Schwankungen auf das SpRK-Risswachstum bei überwiegend statischer Belastung untersucht.

Zwischenergebnisse der experimentellen Parameterstudie:

1. Konservativität der Regelwerke:

ASME XI: Die Grenzkurven in ASME XI können bei niederzyklischer Belastung unter SWR-Bedingungen deutlich überschritten werden und sind deshalb nicht immer konservativ. Insbesondere bei extrem niederzyklischer Belastung werden relativ grosse SwRK-Rissfortschritte von einigen hundert μm pro Zyklus beobachtet. Diese niederzyklischen Belastungen sind charakteristisch für Anfahr- und Abfahrvorgänge sowie für spezielle Betriebszustände mit Temperaturschichtungsphänomenen. Sowohl Zeitdauer als auch Zyklenzahl sind dabei stark begrenzt, so dass die hohen Rissfortschritte keine unmittelbare Gefahr für die Sicherheit darstellen müssen. Für eine schlüssige Bewertung sind weitere Experimente bei niedrigerer Belastungshöhe und insbesondere genauere Informationen zu den exakten wasserchemischen und lokalen thermomechanischen Randbedingungen unter diesen Betriebsbedingungen notwendig.

BWR VIP Disposition Lines 1 und 2: Die BWR VIP Disposition Lines 1 und 2 für das SpRK-Risswachstum unter SWR-Bedingungen können sowohl bei kleinen Lastfluktuationen („Ripple Loading“) als auch bei mittleren Temperaturen (200° – 250°C) für RDB-Stähle, die eine Anfälligkeit für Dynamische Reckalterung („Dynamic Strain Ageing“ (DSA)) zeigen, überschritten werden. Die Grenzkurven sind deshalb auf ihre Gültigkeit für RDB-Schweissnähte und WEZ und insbesondere für den Speisewasserstutzen (T ≈ 220 °C, kleine Lastfluktuation nicht ausschliessbar) zu überprüfen. Für den RDB-Grundwerkstoff im stationären SWR-Leistungsbetrieb (T ≈ 270° – 290°C, ≈ statische Belastung) sind die SpRK-Grenzkurven durch umfassende Laborexperimente bestätigt.

2. Möglicher Einfluss der Dynamischen Reckalterung (DSA) auf die Risskorrosion

Es wurden klare Hinweise auf einen möglichen Einfluss der DSA auf das Risswachstumsverhalten gefunden, zumindest bei gewissen Kombinationen von Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit sowie einem anfälligen Material (niedriger Al-Gehalt, hoher Gehalt an freiem N und C). Die Ergebnisse zeigen deutlich die Notwendigkeit für weitergehende Untersuchungen mit Schweissnähten und WEZ sowie bei mittleren Temperaturen.

Diese Arbeit ist im Auftrag des Bundesamtes für Energie entstanden. Für den Inhalt und die Schlussfolgerungen sind ausschliesslich die Autoren dieses Berichtes verantwortlich.

ABSTRACT

The reactor pressure vessel (RPV) of Boiling Water Reactors (BWR) is the most critical pressure-boundary component as far as **safety** and **plant life** are concerned. During service, cracks might initiate and grow in low-alloy primary-pressure-boundary components by Environmentally-Assisted Cracking (EAC). Environmental effects are not directly addressed in current fatigue design codes. Operation experience and laboratory background knowledge indicate that the fatigue design codes and usage methodologies might be non-conservative for certain critical short-lived plant transients (start-up/shut-down, hot stand-by, turbine trips, thermal stratification,...) and that Strain-induced Corrosion Cracking (SICC), or very low-cycle corrosion fatigue (CF) behaviour, covers the most important gap.

The main objective of this project is to quantitatively characterize the SICC and low-cycle CF crack growth behaviour of low-alloy RPV steels, RPV welds and weld heat-affected zones under transient BWR operation conditions. System conditions, which challenge the conservatism of current fatigue design codes and the remaining safety margins for the RPV for the case of EAC shall be identified and evaluated. The second objective of the project is to clarify the remaining open questions from the SpRK II project concerning the SCC of RPV steels under stationary BWR conditions.

EAC tests were performed in modern high-temperature water loops. Fatigue pre-cracked compact tension specimens were tested in oxygenated high-temperature water either under slow raising, low-cycle fatigue or static loading conditions. The crack growth behaviour was monitored by the DCPD- and by the compliance-method and by post-test fractography in the SEM.

The following preliminary conclusions could be derived:

- The ASME XI “Wet Curve” may be significantly exceeded under low-cycle fatigue loading conditions in oxygenated high-temperature water.
- The BWR VIP Disposition Lines 1 and 2 for SCC crack growth may be significantly or slightly exceeded in the case of small load fluctuations (ripple loading) or at intermediate temperatures (200° – 250 °C) in RPV materials, which are susceptible to Dynamic Strain Ageing (DSA).
- Further testing and a better characterization of the water chemistry and thermo-mechanical boundary conditions for different plant transients are required for evaluating the significance of these results for RPV safety and integrity.

INHALTSVERZEICHNIS

1. EINLEITUNG 5

1.1 TECHNISCHER HINTERGRUND 5
1.2 KORROSIONSGESTÜTZTES RISSWACHSTUM 5
1.3 ZUR DRK UND SWRK IN DRUCKFÜHRENDEN KOMPONENTEN VON SWR 6

2. ZIELSETZUNGEN UND ARBEITSPROGRAMM DES FORSCHUNGSVORHABEN 7

3. ZIELSETZUNGEN UND ARBEITSPROGRAMM FÜR 2000 7

4. UNTERSUCHTE WERKSTOFFE 8

5. VERSUCHSDURCHFÜHRUNG 9

5.1 PROBEN 9
5.2 MECHANISCHE BELASTUNG 9
5.2.1 DRK/SpRK-Versuche unter langsam ansteigender/konstanter Last 10
5.2.2 SwRK/DRK-Versuche 11
5.3 HEISSWASSERKREISLAUF 12
5.3.1 Funktionsprinzip 12
5.3.2 Wasserchemie 13
5.3.3 Elektrochemische Bedingungen 14
5.4 RISSWACHSTUMSMESSUNG 15
5.4.1 Fraktographische Nachuntersuchungen 16
5.4.2 Nachweisgrenzen und Belastbarkeit/Relevanz von Risswachstumsraten 16

6. ERGEBNISSE DER EXPERIMENTELLEN PARAMETERSTUDIE 17

6.1 DEHNUNGSINDUZIERTE RISSKORROSION 17
6.1.1 Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit 17
6.1.2 Einfluss der Umgebung (ECP, SO_4^{2-}) 18
6.1.3 Einfluss der Mikrostruktur 21
6.1.4 Einfluss der Temperatur 21
6.2 SCHWINGRISSKORROSION 23
6.2.1 Überblick 23
6.2.2 Einfluss der Belastungsform (Sägezahn- und Trapezbelastung) 25
6.3 SPANNUNGSRISSKORROSION 26
6.3.1 Ripple Loading 26
6.3.2 SpRK unter konstanter Last bei mittleren Temperaturen von 200 ° und 250 °C 27
6.3.3 Zusammenfassung zur SpRK 31

7. SCHLUSSFOLGERUNGEN 32

8. INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT 33

9. TRANSFER VON ERGEBNISSEN ZUR INDUSTRIE 34

10. GEPLANTE ARBEITEN FÜR 2001 34

11. PUBLIKATIONEN 2000 35

12. VERZEICHNIS DER VERWENDETEN ABKÜRZUNGEN UND SYMBOLE 36

12.1 ABKÜRZUNGEN 36
12.2 SYMBOLE UND EINHEITEN 38

13. LITERATURVERZEICHNIS 39

1. Einleitung

1.1 Technischer Hintergrund

Sicherheit und Lebensdauer von Leichtwasserreaktoren (LWR) werden massgeblich durch die Strukturintegrität des Reaktordruckbehälters (RDB) bestimmt. Unter dem gleichzeitigen Einfluss von Reaktorkühlmittel und thermomechanischer Belastung besteht prinzipiell die Möglichkeit, dass sich während des Betriebes Korrosionsrisse im ferritischen Stahl des RDB bilden und ausbreiten, was im schlimmsten Fall zu einer Leckage und zur Freisetzung von Aktivität in das Containment führen kann. Ein mögliches Risswachstum, ausgehend von postulierten Rissen, muss deshalb auch bei unterstelltem Mediumeinfluss rechtzeitig, d.h. innerhalb des Inspektionsintervalles der Wiederkehrenden Prüfung (WKP), zuverlässig erkannt werden, bevor der Riss eine kritische Grösse erreicht. Im Rahmen eines zielgerichteten Alterungs- und Lebensdauermanagementes sind experimentelle Untersuchungen zur Initiierung und zum Wachstum solcher Risse in Abhängigkeit verschiedener Umgebungs-, Werkstoff- und Belastungsparameter notwendig und unerlässlich, und zwar

- zur Definition von möglichen Abhilfemassnahmen.
- für Strukturintegritäts- und Sicherheitsbetrachtungen respektive -nachweise.
- für die Festlegung /Überprüfung der Inspektionsintervalle der Wiederkehrenden Prüfung bei unterstelltem Mediumeinfluss.
- für die Bestimmung der Restlebensdauer, möglicherweise auch im Hinblick auf eine Lebensdauerverlängerung.

1.2 Korrosionsgestütztes Risswachstum

In sauerstoffhaltigem Wasser bei Temperaturen > ca. 120 °C kann Korrosionsrisswachstum in niedriglegierten Rohrleitungs- und Druckbehälterstählen auftreten, wenn der Werkstoff gleichzeitig eine langsam zunehmende mechanische Belastung mit örtlicher plastischer Verformung erfährt. Diese Art der Rissbildung wird als Dehnungsinduzierte Risskorrosion (DRK) bezeichnet [1] und unterscheidet sich in ihrer technischen Bedeutung von der Spannungsrisskorrosion (SpRK: Rissbildung unter vorwiegend konstanter mechanischer Belastung) und der Schwingungsrisskorrosion (SwRK: Rissbildung unter ausgeprägter zyklischer Belastung). Systematisch ist die DRK als Grenzfall der niederzyklischen SwRK anzusehen, bei dem die mechanische Belastung auf einige wenige Zyklen begrenzt ist (z. B. Anfahr-/Abfahrvorgänge) [2].

Basierend auf der äusseren mechanischen Belastung lassen sich drei Grundtypen des korrosionsgestützten Risswachstums unterscheiden, die sich nach Tabelle 1 den verschiedenen LWR-Betriebsbedingungen zuordnen lassen [3].

	Korrosionsgestütztes Risswachstum (EAC)		
	SpRK	**DRK**	**SwRK**
Mechanismus	Spannungsrisskorrosion	Dehnungsinduzierte Risskorrosion	Schwingungsriss-korrosion
Belastungsart	statisch	dynamisch (monoton ansteigend oder sehr niederzyklisch)	zyklisch (nieder- oder hochzyklisch)
LWR Betriebs-bedingungen	stationärer Leistungsbetrieb	Anfahr-/Abfahrvorgänge, Temperaturschichtung	thermische Ermüdung, Temperaturschichtung
Quantitative Charakterisierung	BWR VIP Disposition Lines	weitgehend ausstehend	ASME III und XI
Projekte am PSI	SpRK II CASTOC	RIKORR CASTOC	CASTOC

Tabelle 1: Risskorrosionsarten in niedriglegierten Stählen unter SWR-Bedingungen.

Fälle von betrieblichen Rissbildungen durch korrosionsgestütztes Risswachstum in druckführenden ferritischen Komponenten waren in der Vergangenheit relativ selten. Die Schadensfälle traten meist in SWR und nur sehr selten in DWR auf [4]. Am häufigsten betroffen waren Rohrleitungen, selten Druckbehälter und extrem selten Reaktordruckbehälter [4]. 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, z.B. Anfahr-/Abfahrvorgänge) als auch oxidierende Umgebungsbedingungen involviert [4]. Die aufgetretenen Fälle werden der DRK oder der niederzyklischen SwRK zugeordnet [3, 5]. Unter stationären SWR-Normalbetriebsbedingungen, d.h. bei vorwiegend statischer mechanischer Belastung von Behältern und Rohrleitungen und hoher Reinheit des Speise- und Reaktorwassers, wurde bislang kein Korrosionsrisswachstum beobachtet [3 - 5].

Unter statischer mechanischer Belastung wurden Rissbildungen bisher nur in Laboruntersuchungen unter simulierten SWR-Bedingungen beobachtet. Von unterschiedlichen Autoren [3 - 6] wurden SpRK-Risswachstumsraten veröffentlicht, die sich unter nominell vergleichbaren Versuchsbedingungen über 5 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 [3, 4] wurde das Thema Spannungsrisskorrosion in druckführenden Komponenten von SWR seit 1987 unter den Fachleuten sehr kontrovers diskutiert.

Im Rahmen eines zwischen 1996 und 1999 durchgeführten und vom BFE geförderten Projektes (SpRK II) konnte anhand der gewonnenen Ergebnisse nachgewiesen werden, dass, im Gegensatz zu früher z. T. geäusserten Befürchtungen, für den ferritischen Grundwerkstoff eines entsprechend den kerntechnischen Regelwerken hergestellten und wärmebehandelten RDB bei Einhaltung der geltenden Wasserchemierichtlinien im transientenfreien SWR-Dauerbetrieb keine Gefährdung durch Spannungsrisskorrosion (SpRK) besteht [7]. Die in manchen älteren Laborversuchen beobachteten, hohen Risswachstumsraten werden auf eine komplexe Wechselwirkung zwischen nicht übertragbaren mechanischen Belastungen und wasserchemischen Bedingungen, die dem stationärem SWR-Normalbetrieb nicht entsprechen, zurückgeführt [8, 9]. Unter betriebsnahen transienten SWR-Bedingungen wurden dagegen klare Hinweise auf eine deutlich erhöhte Anfälligkeit gegenüber Dehnungsinduzierter Risskorrosion (DRK) und niederzyklischer Schwingrisskorrosion (SwRK) unter langsam monoton ansteigenden oder sehr niederzyklischen Belastungen gefunden [7]. Beide Befunde stimmen sehr gut mit der bisher weltweit akkumulierten Betriebserfahrung von SWR überein (siehe oben).

1.3 Zur DRK und SwRK in druckführenden Komponenten von SWR

Umgebungseffekte sind in den für die Ermüdungsauslegung und -überwachung geltenden und angewandten kerntechnischen Regelwerken bisher nicht direkt (ASME-Code III zur Rissinitiierung) oder nur zum Teil (ASME Code XI zum Wachstum langer Risse) berücksichtigt. Neuere Untersuchungen zeigen aber, dass unter gewissen betriebsrelevanten Kombinationen aus Umgebung, Belastung und Werkstoff die Grenzkurven in den entsprechenden Regelwerken nicht zwingend konservativ sind [10 - 12]. Dennoch decken die Regelwerke die meisten Betriebszustände auch bei Berücksichtigung möglicher Umgebungseffekte konservativ ab und waren in der Vergangenheit recht erfolgreich im Vermeiden von Ermüdungsschäden. Sowohl die Betriebserfahrung als auch neuere Laboruntersuchungen deuten aber darauf hin, dass zumindest Anlagenzustände, bei denen es zu Temperaturschichtungsphänomenen in Behälterstutzen und den angrenzenden Rohrleitungen kommen kann, sowie gewisse Änderungen von Betriebszuständen (wie z. B. das Anfahren und Abfahren einer Anlage) durch die Regelwerke nicht konservativ abgedeckt sind. Daher ist diesem Aspekt auf eine angemessene Art und Weise in der Zukunft Rechnung zu tragen. In der Zwischenzeit existieren zwar Vorschläge, wie Umgebungseffekte besser in die Regelwerke zur Ermüdungsüberwachung implementiert werden könnten [13 - 17], diese scheinen aber für eine praktische Anwendung zu kompliziert zu sein. Eine Anpassung der Regelwerke wird in den entsprechenden Ausschüssen zur Zeit noch intensiv diskutiert.

Die Anforderungen in den Regelwerken bezüglich Ermüdungsnachweisen scheinen aus den bisher genannten Gründen nicht immer dem Risiko entsprechend ausgewogen zu sein: so wird an gewissen Orten zuviel, an anderen Orten unter Umständen zuwenig geprüft. Eine risikoorientierte Vorgehensweise bei der Überwachungs-, Prüf- und Instandhaltung ermöglicht eine Optimierung von Sicherheit und Wirtschaftlichkeit. Im Hinblick auf eine Lebensdauerverlängerung besteht zudem ein berechtigtes Interesse, unnötige Konservativitäten in den Regelwerken zu eliminieren und jene Zustände zu identifizieren, die nicht durch die derzeitigen Regelwerke abgedeckt werden.

Aufgrund der Betriebserfahrung muss vermutet werden, dass Ermüdungsnachweise für druckführende Primärkreislaufkomponenten gemäss den zur Zeit gültigen Regelwerken (ASME III und XI) zumindest gewisse bezüglich der DRK besonders kritische, relativ kurzzeitige transiente SWR-Betriebszustände (Anfahr-/Abfahrvorgänge, Hot Stand-by, Temperaturschichtungsphänomene,...) nicht in jedem Fall konservativ abdecken. Bei den für diese Betriebszustände charakteristischen mittleren Temperaturen (120 °C - 290 °C), niedrigen Belastungsfrequenzen (< 10^{-3} Hz) und für den SWR charakteristischen hohen Korrosionspotentialen liegen zur Zeit keine oder nur stichprobenhafte DRK-Risswachstumsdaten vor. Aufgrund der in diesem Temperatur-/Belastungsgeschwindigkeitsbereich in diesen Stählen beobachteten dynamischen Reckalterung kann eine im Vergleich mit dem RDB-Grundwerkstoff erhöhte Anfälligkeit von Schweissnähten und ihrer Wärmeeinflusszonen gegenüber DRK und SwRK nicht ausgeschlossen werden [3, 18, 19].

2. Zielsetzungen und Arbeitsprogramm des Forschungsvorhaben

Im Rahmen des vorliegenden Forschungsprojektes soll das Risskorrosionsverhalten von ferritischen RDB-Druckbehälterstählen unter transienten SWR-Betriebsbedingungen experimentell charakterisiert werden. Im Vordergrund steht die Ermittlung belastbarer DRK-Risswachstumsraten, welche für erste orientierende Sicherheits- und Strukturintegrätsbewertungen verwendet werden können. Neben verschiedenen RDB-Stählen mit unterschiedlichem Schwefel- und Aluminium-Gehalten wird insbesondere das Risskorrosionsverhalten der Umfangsschweissnaht eines nicht in Betrieb gesetzten RDB (Biblis C, PWR, 1200 MWe, Fertigung 1976) und ihrer Wärmeeinflusszone (WEZ) untersucht. Die hinsichtlich der DRK besonders kritischen Korrosionssystembedingungen werden mittels einer Parametersensitivitätsstudie identifizert und mit den möglichen SWR-Betriebszuständen verglichen. Dies ermöglicht es, kritische Komponenten und Betriebszustände herauszufinden, die nicht durch die geltenden Regelwerke zur Ermüdungsauslegung und –überwachung konservativ abgedeckt sind. Im Rahmen einer risikoorientierten Vorgehensweise tragen diese Untersuchungen mit dazu bei Überwachungs-, Prüf- und Instandhaltungsprogramme hinsichtlich Sicherheit und Wirtschaftlichkeit zu optimieren.

In einem zweiten Teil ist vorgesehen, die offenen Fragen zur SpRK abzuklären. Im Vordergrund steht dabei die SpRK-Anfälligkeit von RDB-Schweissnaht und WEZ im transientenfreien SWR-Dauerbetrieb. Abschliessend werden die möglichen Auswirkungen von kleinen Lastfluktuationen infolge Druck- und Temperatur-Schwankungen auf das SpRK-Risswachstum bei überwiegend statischer Belastung („Ripple Loading“) untersucht.

3. Zielsetzungen und Arbeitsprogramm für 2000

Die wesentlichen Zielsetzungen und geplanten Arbeiten für das Jahr 2000 umfassten [20 – 24]:

- Umbau und Revision der Belastungseinrichtung in Kreislauf 2:
  Durch den Einbau eines wassergekühlten Schrittmotors mit höherer Leistung und eine komplette Erneuerung der Laststeuerung und Datenerfassung können nun über einen breiten Frequenzbereich komplexe last- oder weggesteuerte Belastungsverläufe gefahren werden.
- Umbau der Gleichstrompotentialsonden in Kreislauf 1 und 2:
  Durch den Einbau spezieller Relaisschaltungen fliesst der Strom nun alternierend durch die zwei Proben. Somit sind nun die Proben auch bei Stromfluss vollständig galvanostatisch voneinander entkoppelt. Die neue Relaisschaltung und Datenerfassung ermöglicht zudem eine höhere Messfrequenz und somit eine Verbesserung der Auflösung der Risslängenmessung.
- Probenherstellung.
- Charakterisierung der RDB-Schweissnaht von Biblis C [21 - 23].
- Entwicklung einer Probe mit spezieller Rundkerbe zum Testen der Wärmeeinflusszone der RDB-Schweissnaht [21 – 23].
- Abschluss der Parameterstudie zum Einfluss von Wasserchemie (SO_4^{2-}, ECP), Mikrostruktur (Schwefel-Gehalt, Gefüge) und Belastungsgeschwindigkeit auf DRK-Rissinitiierung und –wachstum bei 288 °C (Kap. 6.1).
- Start der Parametersensitivitätsstudie zum Einfluss von Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit auf die SpRK, DRK und niederzyklische SwRK für RDB-Grundwerkstoff, Schweissgut und Wärmeeinflusszone (Kap. 6.2)

- Erster orientierender Versuch mit „Ripple Loading“ zum möglichen Einfluss kleiner Belastungsfluktuationen auf das SpRK-Risswachstum (Kap. 6.3).
- Publikation der Ergebnisse aus SpRK II in einer wissenschaftlichen Fachzeitschrift und Präsentation der ersten Zwischenergebnisse aus RIKORR an wissenschaftlichen Konferenzen.

4. Untersuchte Werkstoffe

In den Experimenten wurden vier niedriglegierte Feinkornbaustähle untersucht (Tabelle 2). Diese Stähle werden weltweit und in schweizerischen Kernkraftwerken in druckumschliessenden Komponenten eingesetzt. Zusätzlich wird eine Schweissnaht von einem nicht in Betrieb gesetzten RDB untersucht.

Werkstoff	Bez.	Norm	S-Gehalt	Wärmebehandlung
20 MnMoNi 5 5 entspr: SA 533 B Class 1	a	KTA 3201.1	0.004 Gew.%	Härtung: 910° - 920°C/ 6 h / WQ Anlassen: 640° - 650 °C / 9.5 h / OK
SA 508 Class 2 entspr: 22 NiMoCr 3 7	b	ASME	0.004 Gew.%	Härtung: 900° / 8 h / WQ Anlassen: 600 °C / 9 h / Luft
SA 533 B Class 1 entspr.: 20 MnMoNi 5 5	c	ASME	0.018 Gew.%	Härtung: 915°C/ 12 h / 860 °C/ 12 h / WQ Anlassen: 635 °C / 12 h / OK
22 NiMoCr 3 7 enstpr: SA 508 Class 2	d	KTA 3201.1	0.007 Gew.%	Härtung: 890° - 900°C/ 6.83 h / WQ Anlassen: 640° - 650 C / 17.25 h / Luft Spannungsarmglühung*
RDB-Schweissnaht	e	KTA 3201.1	0.007 Gew.%	*Spannungsarmglühung: 540°- 555°C/ 59 h / 465°C / 590° - 610° C / 21 h / 465°C / 590° -605 °C / 11.25 h / Luft

WQ: abgeschreckt in Wasser OK: abgekühlt im Ofen

Tabelle 2: Verwendete Werkstoffe.

Legierung a, c und d besitzen eine granulare bainitische Mikrostruktur mit einer mittleren Korngrösse (ehemalige Austenitkörner) von 10 bis 20 μm [3]. Legierung b besitzt eine gemischte bainitisch/ferritisch-perlitische Mikrostruktur mit einer mittleren Korngrösse von 20 μm [3]. Die räumliche Verteilung der Mangansulfideinschlüsse ist in allen Legierungen homogen [3]. Die Schweissnaht besitzt ein sehr feinkörniges, ferritisches Gefüge mit einer mittleren Korngrösse $\leq$ 6 μm mit extrem kleinen, fein verteilten sphärischen MnS-Einschlüssen.

Die chemische Zusammensetzung, Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften der untersuchten Stähle erfüllen die Anforderungen der entsprechenden kerntechnischen Regelwerken und Normen (KTA, ASME-BPV) für die druckführenden Kompontenten des Primärkreislaufes von LWR [3]. Im wesentlichen unterscheiden sich die untersuchten Stähle in ihren Aluminium- und Schwefelgehalten bzw. in ihrem Gehalt an Mangansulfideinschlüssen, der das Risskorrosionsverhalten massgeblich beeinflussen kann [3, 4].

Werkstoff		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Al	Cu
20 MnMoNi 5 5	**a**	0.21	0.25	1.26	0.004	0.004	0.15	0.5	0.77	0.008	0.013	0.06
SA 508 Cl. 2	**b**	0.21	0.27	0.69	0.005	0.004	0.38	0.63	0.78	0.006	0.015	0.16
SA 533 B Cl. 1	**c**	0.25	0.24	1.42	0.006	0.018	0.12	0.54	0.62	0.007	0.03	0.15
22 NoMoCr 3 7	**d**	0.215	0.20	0.91	0.008	0.007	0.42	0.53	0.88	0.007	0.018	0.04
Schweissnaht	**e**	0.054	0.17	1.19	0.013	0.007	0.04	0.55	0.94	0.006	0.0053	0.06

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung (in Gew.%).

Werkstoff		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 508 Cl. 2	**b**	448	611	17.9	71.0	396
SA 533 B Cl. 1	**c**	468	616	21.0	43.0	411
22 NiMoCr 3 7	**d**	448	600	25.2	70.6	-

Tabelle 4: Mechanische Eigenschaften (Zugversuch DIN 50145, B5X50 Proben).
($R_{P0.2}$: Streckgrenze, R_m: Zugfestigkeit, A_5: Bruchdehnung, Z: Einschnürung)

5. Versuchsdurchführung

Versuchstechnik und –durchführung haben einen starken Einfluss auf die erzeugten EAC-Ergebnisse. Heute geht man davon aus, dass Daten aus älteren Risskorrosionsexperimenten aufgrund von Defiziten in der experimentellen Versuchsdurchführung und einer unzureichenden Dokumentation nur begrenzt für einen Sicherheitsnachweis hinsichtlich der Risskorrosion verwendet werden können. Aus diesem Grund wurde seit Beginn des Projektes der experimentelle Aufbau gezielt verbessert und besonderer Wert auf eine lückenlose Dokumentation von Versuchsdurchführung und Ergebnissen gelegt.

Die vollständige Versuchsdurchführung und der Messaufbau sind in [3] detailliert beschrieben und qualifiziert. Im Rahmen dieses Berichtes beschränken wir uns auf die für das Verständnis und Beurteilung der Ergebnisse wesentlichen experimentellen Gesichtspunkte.

5.1 Proben

Die Untersuchungen wurden mit 25 mm dicken bruchmechanische Kompaktzugproben (1T-C(T)) durchgeführt, die aus geschmiedeten oder warmgewalzten Platten hauptsächlich in T-L oder L-T-Richtung (entsprechend ASTM E 399) gefertigt wurden (vgl. auch Figur 1).

Vor dem Versuchsbeginn wurden die Proben bei Raumtemperatur in Laborluft mit einem Schwingriss definierter Länge versehen. Der Schwingriss wurde bei einem R-Wert, d.h. das Verhältnis von Unter- zur Oberlast, von 0.1 eingebracht. Mit zunehmender Risslänge wurde hier die Oberlast in mehreren Stufen erniedrigt, so dass in der letzten Laststufe der maximale Spannungsintensitätsfaktor geringer als 15 $MPa \cdot m^{1/2}$ war.

5.2 Mechanische Belastung

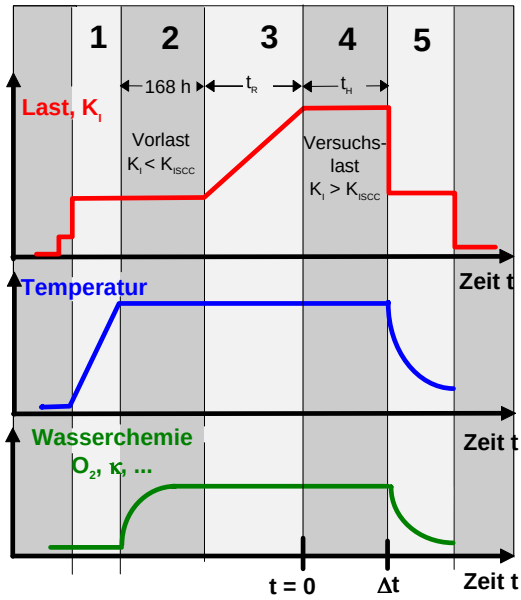
Die angerissenen Probenkörper werden mit einer elektro-mechanischen Zugmaschine direkt unter Versuchsbedingungen im sauerstoffhaltigem Heisswasser belastet. Es werden jeweils zwei C(T)-Proben gleichzeitig in einer Kette („Daisy Chain“) getestet. Die Lastaufbringung wird aktiv mit einem PC geregelt. Das System ermöglicht last- und weggesteuerte Experimente (Maximallast: 50 kN bzw. minimale Abzugsgeschwindigkeit der Zugstange: 10^{-9} m/s). In allen Experimenten erfolgt die Lastaufbringung entweder bei konstanter Abzugsgeschwindigkeit der Zugstange oder mit konstanter Lastrate. Unter Kleinstbereichsfliessbedingungen und bei nicht zu grossen Rissfortschritten (ohne nennenswerte Änderung der Probennachgiebigkeit) führt dies zu einer konstanten Last- respektive Rissöffnungsrate der Proben.

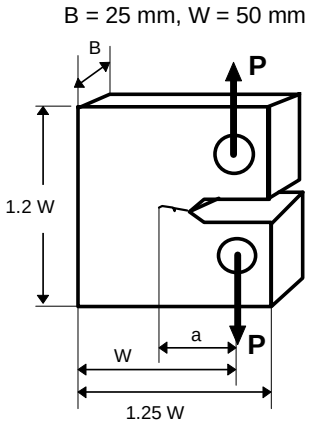
Die Last wird über eine Kraftmessdose ausserhalb des Autoklaven gemessen (Genauigkeit: 500 N). Die wahre Probenbelastung P ist gegenüber dem gemessenen Wert um einen vom Innendruck und Zugstangendurchmesser abhängigen Wert erhöht. Dieser Effekt wird über eine experimentelle Kalibrierung und den aktuellen Messwert des Druckes automatisch berücksichtigt [3]. Die Reibung zwischen der Zugstange und ihrer Durchführung beträgt weniger als 100 N [3]. Die Rissöffnung der Pro-

ben wird mit korrosionsbeständigen Wegaufnehmer im Heisswasser bestimmt. Ausserhalb des Autoklaven wird zusätzlich die Verschiebung der Zugstange über einen induktiven Wegaufnehmer verfolgt. Der Spannungsintensitätsfaktor wird mit der fraktographisch ermittelten, mittleren Risslänge und der aufgeprägten wahren Last P berechnet (Gleichung in Figur 1).

5.2.1 DRK/SpRK-Versuche unter langsam ansteigender/konstanter Last

Das DRK- und SpRK-Risswachstumverhalten wird in Versuchen mit langsam, monton ansteigender Belastung mit konstanter Lastrate bzw. unter konstant gehaltener Last, sowie durch Kombinationen beider Belastungsarten untersucht (Figur 1).





$$K_I = \frac{P}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left[2+\frac{a}{W}\right] \cdot \left[0.886 + 4.64 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 13.32 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4\right]}{\left[1-\frac{a}{W}\right]^{1.5}}$$

1:Aufheizphase 2: Konditionierungsphase 3: Lastaufbringungsphase (t_R)
4: „Konstante Last"-Phase (t_H) 5: Abkühlphase

Konditionierungsphase:
- Bildung eines stabilen, gleichmässigen Oxidfilms
- stabile und konstante wasserchemische Bedingungen

Versuchsphasen 3 + 4:
- DRK/SpRK-Versuche in kontrollierter Umgebung
- systematische Variation der Belastungsgeschwindigkeit bei der Lastaufbringung und der Haltezeit unter nachfolgend konstant gehaltener Last

Figur 1: DRK/SpRK-Experimente unter geregelter aktiver äusserer Last mit 25 mm dicken C(T) Proben: Schema des Versuchsablaufes (links); Geometrie der C(T)-Probe und Formel zur Berechnung von K_I gemäss ASTM E 399.

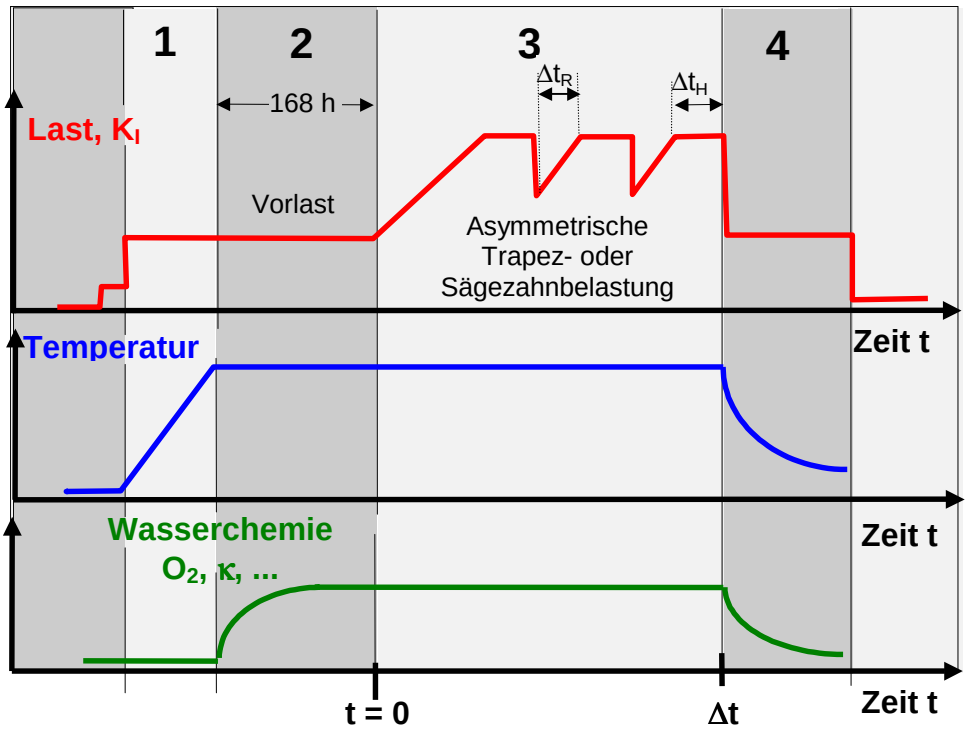
Die verschiedenen Phasen dieser Versuche sind in Figur 1 dargestellt: Nach dem Aufheizen (1) werden die Proben bei einer geringen Vorlast während 168 h voroxidiert (2); es bildet sich ein gleichmässiger homogener Oxidfilm aus. Nachdem sich stabile wasser- und elektrochemische Umgebungsbedingungen eingestellt haben, wird die Versuchslast aufgebracht (3). Hinsichtlich des zeitlichen Verlaufs der Last in Phase 3 und 4 unterscheiden sich DRK- und SpRK- Experimente:

In den DRK-Versuchen wurde insbesondere der Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit auf DRK-Rissinitiierung und -wachstum untersucht. Hierfür wurde die Belastungsgeschwindigkeit in der Lastaufbringungsphase (3) systematisch über vier Grössenordnungen von 0.1 kN/h bis 200 kN/h variiert. Entsprechend stellten sich Rissöffnungsraten an der Lastline von $1 \cdot 10^{-7}$ mm/s bis $6 \cdot 10^{-4}$ mm/s ein. In Standard-DRK-Experimenten werden die Proben nach Erreichen der gewünschten Maximallast entlastet. In kombinierten DRK/SpRK-Experimenten wird nach dem Erreichen der Versuchslast die Haltedauer unter konstanter Last zwischen 0 und 2000 h variiert (4) um den Einfluss der Versuchsdauer auf das SpRK-Risswachstum und dessen zeitlichen Verlauf zu untersuchen. Die Lastkonstanz beträgt hierbei ≤ 30 N (< Messgenauigkeit). In Standard-SpRK-Experimenten erfolgt die Lastaufbringung zügig mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 10 bis 100 kN/h um den Beitrag der DRK am gesamten Rissfortschritt klein zu halten. Die entsprechenden Rissöffnungsraten an der Lastlinie betrugen je nach

Risslänge und Nachgiebigkeit der Proben zwischen 3 · 10^{-5} mm/s bis 3 ·10^{-4} mm/s. In der nachfolgenden Versuchsphase (4) wurde die Last für 1000 h konstant gehalten.

5.2.2 SwRK/DRK-Versuche

SwRK/DRK-Versuche unter niederzyklischer Zugbeanspruchung werden analog zu den DRK/SpRK-Experimenten durchgeführt (Figur 2). Nach Erreichen von stabilen wasser- und elektrochemischen Bedingungen werden die Proben mit einer vorgegebenen, konstanten Lastamplitude belastet. Der Belastungsverlauf entspricht entweder einer asymmetrischen Dreiecks- oder Trapezbelastung: Die Last wird langsam aufgebracht, nach Erreichen der Maximallast wird die Last unterschiedlich lange konstant gehalten, anschliessend wird schnell entlastet. Da Korrosionsrisse in niedriglegierten Stählen in Heisswasser nur bei positiver Dehnrate und Dehnung wachsen, kann durch schnelle Entlastung die Versuchsdauer verkürzt werden. Die Belastungsgeschwindigkeit, Haltedauer unter konstanter Last, der R-Wert (Verhältnis von Unter- zur Oberlast) und die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors werden in diesen Untersuchungen systematisch variiert. Abgesehen von wenigen Ausnahmen werden die Experimente lastkontrolliert gefahren.



1:Aufheizphase 2: Konditionierungsphase
3: (Very) Low-Cycle Fatigue Phase (Δt_R, Δt_H) 4: Abkühlphase

Konditionierungsphase:
- Bildung eines stabilen, gleichmässigen Oxidfilms
- stabile und konstante wasserchemische Bedingungen

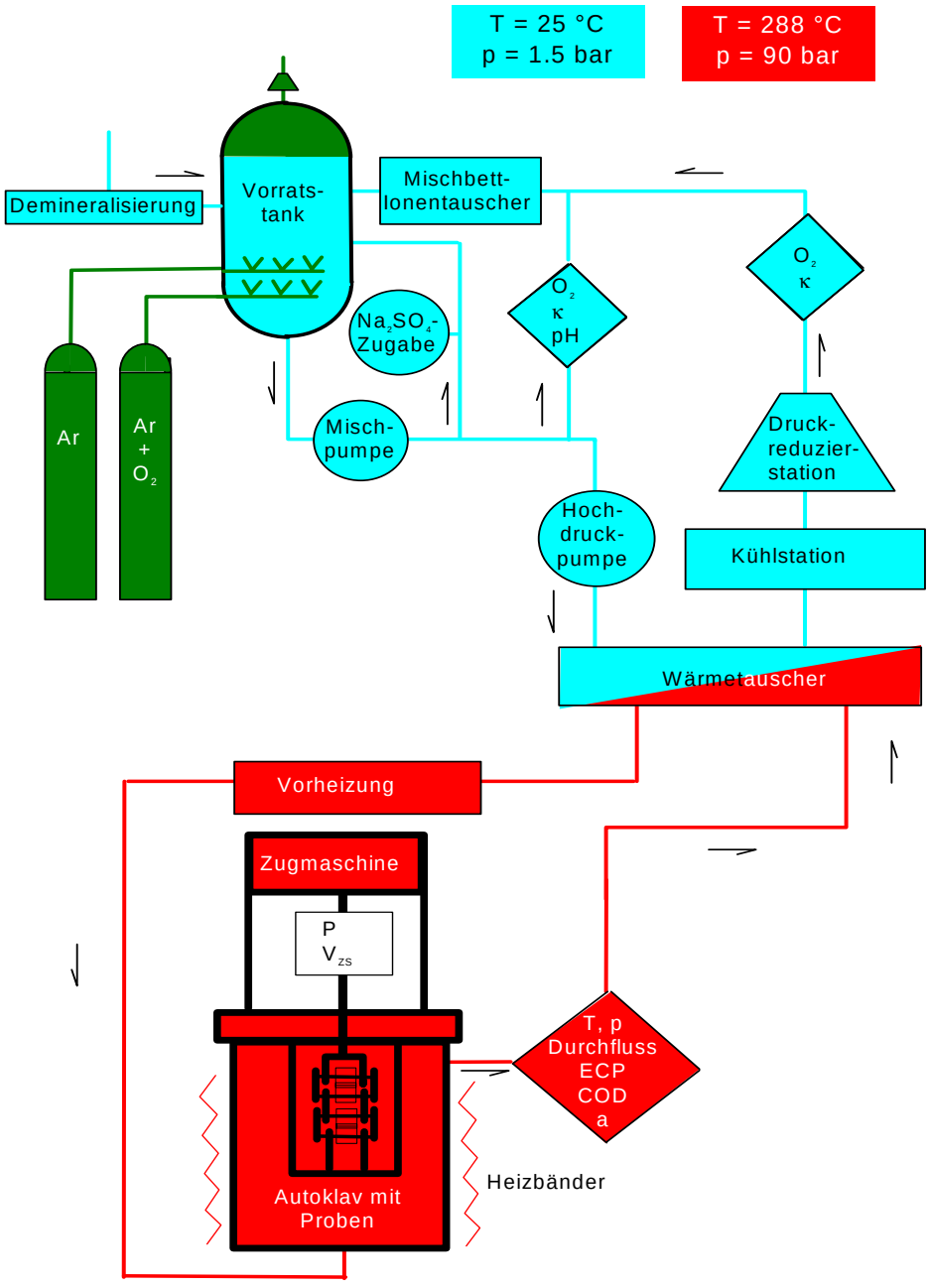
Versuchsphase 3:
- (v)LCF-Versuch in kontrollierter Umgebung
- systematische Variation der "Rise Time" Δt_R, der Haltezeit bei Maximallast Δt_H, von ΔK und von R

Figur 2: Niederzyklische SwRK-Versuche mit konstanter Lastamplitude.

5.3 Heisswasserkreislauf

5.3.1 Funktionsprinzip

Der Aufbau der verwendeten Heisswasserkreisläufe ist in Figur 3 vereinfacht dargestellt. Die Anlage besteht aus einem Niedertemperatur/-druckkreislauf zur Aufbereitung und Kontrolle der wasserchemischen Parameter und einem Hochtemperatur/-druckkreislauf mit dem Autoklaven, in dem die Proben im Heisswasser getestet werden. Das Autoklavenvolumen von 10 Liter wird 3 – 4-mal pro Stunde ausgetauscht. Dies ist zur Aufrechterhaltung konstanter wasser- und elektrochemischer Bedingungen ausreichend. Im Autoklaven herrschen laminare Strömungsverhältnisse vor. Im Bereich der Probe beträgt die Strömungsgeschwindigkeit einige mm/s. Sauerstoffgehalt, Leitfähigkeit, Durchfluss, Druck, Temperatur werden im Vorlauf- und Rücklauf des Niederdruck/-temperaturkreislaufs kontinuierlich gemessen.



Figur 3: Vereinfachtes Funktionsschema eines Heisswasserkreislaufes.

Der gewünschte Sauerstoffgehalt und die Leitfähigkeit werden im Vorlaufwasser (25 °C, 1.5 bar) gezielt eingestellt (s.a. 5.3.2). Das Wasser wird dann mit einer Hochdruckpumpe auf den Betriebsdruck von 90 bar und über einen Wärmetauscher und eine Vorheizung auf die Versuchstemperatur (288/250/200/150°C) gebracht. Der Betriebsdruck liegt oberhalb des Dampfdruckes bei Versuchstemperatur, im Autoklav bildet sich also kein Dampf. Druckschwankungen, die durch die Hochdruckpumpe hervorgerufenen werden, sind durch einen Pulsationsdämpfer und einen Akkumulator auf < 0.1 MPa reduziert. Die entsprechenden Lastschwankungen (< 50 N) liegen damit unterhalb der Nachweisgrenze der Kraftmessdose. Die Autoklaven werden zusätzlich durch Heizbänder beheizt, um den Wärmeverlust zu kompensieren. Die Temperaturschwankungen und -differenzen innerhalb des Autoklaven sind sehr gering (< 0.5 °C). Nach dem Durchgang durch den Autoklaven wird das Wasser im Rücklauf über den Wärmetauscher und eine Kühlstation auf 25 °C gekühlt und über eine Druckreduzierstation entspannt. Das Rücklaufwasser wird mit einem Mischbettionentauscher vollständig gereinigt und schliesslich in den Vorratstank geleitet.

5.3.2 Wasserchemie

Sauerstoffgehalt:

Im Vorlauf wird der Sauerstoffgehalt durch abwechselndes Einblasen von Gasen geregelt: ein Argon/Sauerstoff-Gemisch zur Erhöhung und Argon zur Erniedrigung des Sauerstoffgehalts. Die Menge an gelösten Sauerstoff kann innerhalb eines engen Bandes konstant gehalten werden (200 ± 20 ppb bez. 8 ± 0.1 ppm). Der Sauerstoffgehalt im Rücklauf stellt sich entsprechend dem Wert im Vorlauf ein. Durch Korrosionsprozesse wird im Kreislauf Sauerstoff verbraucht und der Sauerstoffgehalt im Rücklauf liegt daher leicht unterhalb des Wertes im Vorlauf (70 % bis 99 % des Vorlaufwertes bei 200 ppb - 8 ppm)

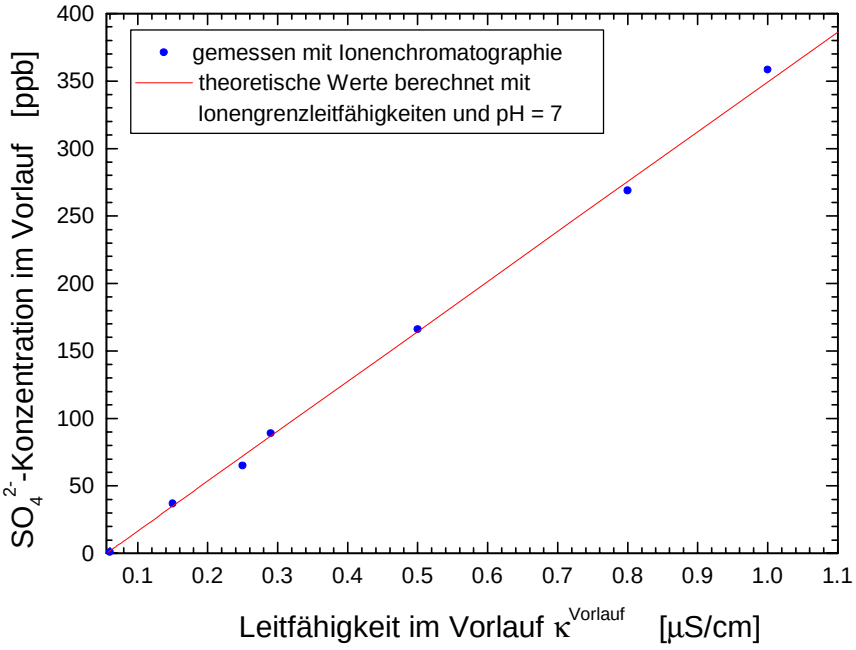
Leitfähigkeit und Verunreinigungen:

Vor Beginn des Experimentes wird das demineralisierte Wasser im Vorratstank mit den Mischbettionentauscher auf eine Leitfähigkeit von ≤ 0.06 μS/cm gereinigt, was nahezu der theoretischen Leitfähigkeit des reinen Wasser von 0.055 μS/cm entspricht. Die gewünschte Leitfähigkeit des Wasser im Vorlauf wird danach durch die Zudosierung von 0.2 m wässriger Na_2SO_4-Lösung eingestellt. Figur 4 zeigt den ermittelten Zusammenhang zwischen Sulfatkonzentration und eingestellter Leitfähigkeit. Die Sulfatkonzentration beträgt zwischen < 1 ppb ($\kappa \leq 0.06$ μS/cm) und 365 ppb ($\kappa = 1.0$ μS/cm). Gegenüber dem im Vorlauf geregelten Wert ist die Leitfähigkeit im Rücklauf leicht erhöht (typischerweise 1.1 x bis 1.3 x Vorlaufleitfähigkeit). Grund hierfür ist die Bildung von Korrosionsprodukten (hauptsächlich Chromat von den Strukturmaterialien des Kreislaufes und organische Verunreinigungen, die im heissem Bereich zu organischen Säuren oxidiert werden). Die Leitfähigkeit im Vor- und Rücklauf können innerhalb eines engen Bandes kontrolliert werden (0.06 ± 0.001 μS/cm respektive 1.0 ± 0.05 μS/cm).

Die chemische Zusammensetzung des Kreislaufwassers im Vor- und Rücklauf wird periodisch (mindestens viermal pro Versuch) mittels ICP-AES und Ionenchromatographie analysiert. Tabelle 5 zeigt den typischen Konzentrationsbereich verschiedener Verunreinigungen in Experimenten mit einer Vorlaufleitfähigkeit von ≤ 0.06 μS/cm (d.h. ohne Na_2SO_4-Zudosierung). Bei Experimenten mit erhöhter Vorlaufleitfähigkeit durch Na_2SO_4-Zugabe unterscheidet sich die Analyse im wesentlichen durch eine entsprechend Figur 4 erhöhte Konzentration an SO_4^{2-} und Na^+. Bis auf die erhöhte Chromat-Konzentration im Rücklauf unterscheiden sich die Analysen in Vor- und Rücklauf im allgemeinen nicht signifikant. Durch die Na_2SO_4-Zudosierung können während eines Versuches konstante (65 ± 3 ppb respektive 360 ± 10 ppb SO_4^{2-} bei 0.25 respektive 1.0 μS/cm) und von Versuch zu Versuch in einem weiten ECP-Bereich reproduzierbare wasserchemische Bedingungen eingestellt werden (65 ± 10 ppb respektive 360 ± 20 ppb SO_4^{2-} bei 0.25 respektive 1.0 μS/cm).

pH-Wert:

Entsprechend den SWR-Betriebsbedingungen wird der pH-Wert nicht geregelt. Das Heisswasser ist nahezu neutral, d.h. bei Leitfähigkeiten ≤ 0.5 μS/cm stellt sich bei Raumtemperatur ein pH-Wert zwischen 6.7 und 6.9 ein.



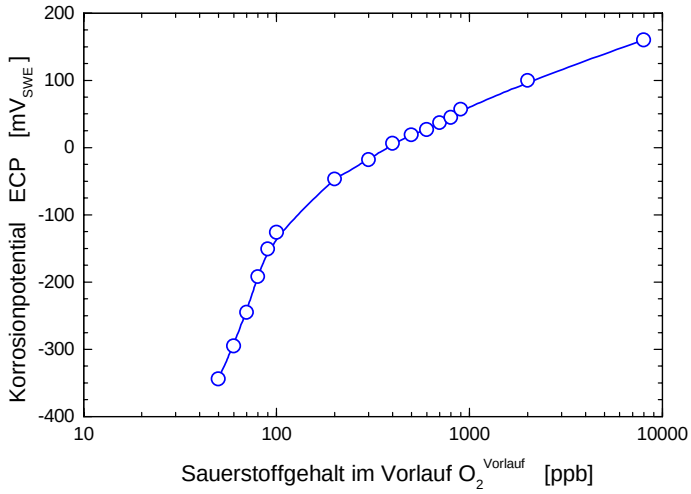
Figur 4: Zusammenhang zwischen eingestellter Leitfähigkeit und Sulfat-Konzentration.

	Ionenchromatographie [ppb]						ICP-AES [ppb]								
	SO_4^{2-}	Cl^-	NO_3^-	F^-	PO_4^{3-}	SiO_2^{2-}	Si_{tot}	K_{tot}	Na_{tot}	Cu_{tot}	Fe_{tot}	Cr_{tot}	Ni_{tot}	Co_{tot}	Zn_{tot}
Vorlauf	<1-2	<1 -2	<1 - 2	<1	<1	10 - 20	2 -3	<1	<1	<0.5	<0.5 -1	<1	<0.1	<0.8	0.3
Rücklauf	<1-2	<1 -2	<1 - 2	<1	<1	10 - 20	3 -6	<1	<1	<0.5	<0.5 -1	1 -4	0.5	<0.8	0.5

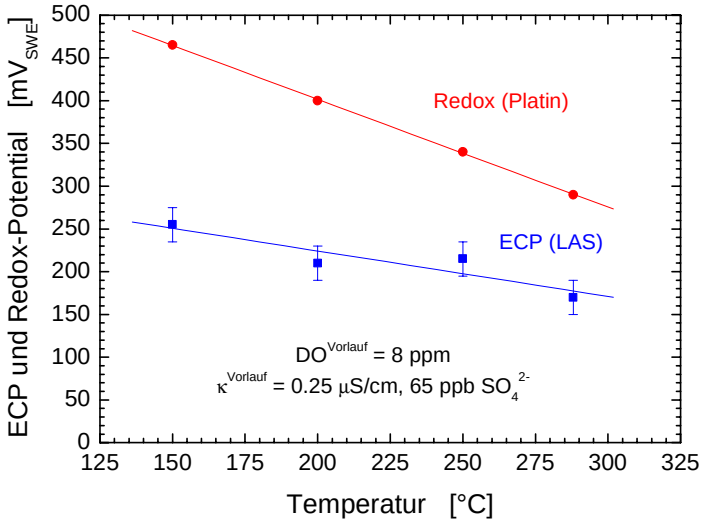
Tabelle 5: Konzentrationsbereich typischer Verunreinigungen in Versuchen mit einer Vorlaufleitfähigkeit ≤ 0.06 µS/cm. Experimente bei erhöhter Vorlaufleitfähigkeit (durch Zugabe von Na_2SO_4) unterscheiden sich von dieser Analyse (entsprechend Figur 4) nur durch eine höhere Konzentration an SO_4^{2-} und Na^+.

5.3.3 Elektrochemische Bedingungen

Das Korrosionspotential wird durch die Konzentration an gelöstem Sauerstoff eingestellt. Um galvanische Effekte zu vermeiden, sind die Proben gegeneinander und gegen den Autoklaven elektrisch isoliert. Das Korrosionspotential der Proben und das Redox-Potential der Umgebung (Pt-Elektrode) werden kontinuierlich mit einer externen Ag/AgCl-Referenzelektrode mit einem digitalen Multimeter mit hoher Eingangsimpedanz (> 10^{14} Ω) gemessen [3, 25]. Das Korrosionspotential erreicht während der Konditionierungsphase einen quasi-stationären Wert und steigt in der anschliessenden Versuchsphase nur noch langsam um ca. 30 mV in 1000 h an. Unter oxidierenden Bedingungen (oberhalb von 200 ppb) wird unter vergleichbaren Bedingungen eine Reproduzierbarkeit des Korrosionspotentials von ± 20 mV erreicht. Figur 5 zeigt den experimentell bestimmten Verlauf zwischen dem quasi-stationären Wert des Korrosionspotentials ECP und dem Sauerstoffgehalt im Vorlauf bei 288 °C. Figur 6 zeigt den Verlauf von ECP und Redox-Potential mit der Temperatur bei einem Sauerstoffgehalt von 8 ppm.



Figur 5: Freies Korrosionspotential der untersuchten Werkstoffe bei 288 °C in Abhängigkeit des gelösten Sauerstoffgehaltes im Vorlauf.

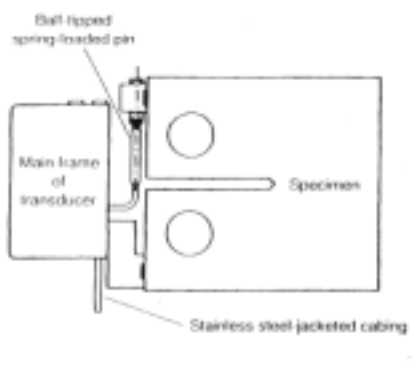


Figur 6: Redoxpotential und freies Korrosionspotential der untersuchten Werkstoffe bei einem Sauerstoffgehalt im Vorlauf von 8 ppm in Abhängigkeit der Versuchstemperatur.

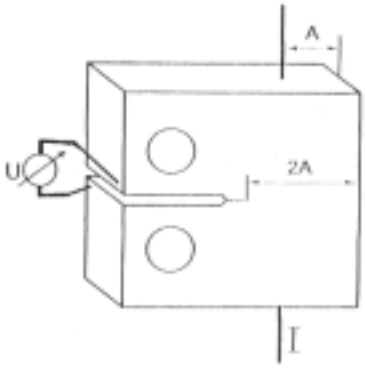
5.4 Risswachstumsmessung

Das Risswachstum wird kontinuierlich mit zwei unabhängigen und komplementären Methoden, der Gleichstrompotentialsonde (DCPD) und Messung der Rissöffnung respektive Probennachgiebigkeit mittels korrosionsbeständiger Wegaufnehmer verfolgt (Figur 7). Die beiden Messmethoden basieren auf einer Änderung des Probenwiderstandes respektive der -nachgiebigkeit mit zunehmender Risslänge. Für die Gleichstrompotentialsonde wurde experimentell eine Auflösungsgrenze von 20 µm, für die Wegaufnehmer 100 µm ermittelt [3]. Die Messverfahren und die entsprechenden Kalibrierungen sind in [3] detailliert beschrieben und qualifiziert.

Nach dem Versuch wird das Risswachstum fraktographisch mit dem Rasterelektronenmikroskop ausgemessen und die kontinuierlichen Messungen, falls notwendig, mit den fraktographischen Ergebnissen korrigiert [3]. Bei gleichmässigem Risswachstum über die gesamte Probenbreite unterscheiden sich die Ergebnisse der DCPD und der Fraktographie um weniger als 5 %.



Compliance-Methode
dCOD/dP = f (a)
Auflösung: 50 –100 μm



Gleichstrompotentialsonde
$\Delta U = f(a)$
Auflösung: 5 – 20 μm

Figur 7: Verwendete Risslängenmessmethoden.

5.4.1 Fraktographische Nachuntersuchungen

Um nach Versuchsende die Bruchflächen mit dem Stereo- und Rasterelektronenmikroskop untersuchen zu können, wurden alle Proben nach Abkühlung in flüssigen Stickstoff verformungsarm aufgebrochen. Die anfängliche Schwingrisslänge und ein korrosionsgestützter Rissfortschritt im Bereich von mehreren mm werden mit einem lichtoptischen Messmikroskop ausgemessen. Geringere Rissfortschritte werden dagegen mit dem REM bei einer Vergrösserung von 200:1 bis 500:1 bestimmt, wobei die gesamte Rissfront abgerastert und das korrosionsgestützte Risswachstum Bild für Bild ausgemessen und dokumentiert wird. In Ergänzung zur Untersuchungen der Bruchfläche wurden auch vereinzelt Mittelebenenschliffe angefertigt und metallographisch poliert, um den Verlauf und den Grad der Verzweigung des Risses licht- und elektronenmikroskopisch untersuchen zu können.

Das Oxid-Wachstum im Heisswasser führt mit zunehmender Versuchsdauer zur Bedeckung und Einebnung der eigentlichen Bruchfläche. Das Oxid wird jeweils durch eine galvanostatische Elektrolyse in einem Endox-Bad entfernt [26], der Verlust an mikroskopischer Information, hervorgerufen durch die Heisswasseroxidation, kann hierdurch nicht rückgängig gemacht werden. Wegen des Verlustes an mikroskopischer Information wurde für unsere Experimente bei Versuchsdauern von 1000 h eine Nachweisgrenze von 30 μm ermittelt [3]. Unterhalb dieser Grenze lässt sich ein mögliches lokales korrosionsgestütztes Risswachstum nicht mehr eindeutig von anderen Artefakten unterscheiden [3]. Bei einer Versuchsdauer von 1000 h entspricht dies in etwa einer Auflösungsgrenze von rund 10^{-11} m/s für das korrosionsgestützte Risswachstum.

5.4.2 Nachweisgrenzen und Belastbarkeit/Relevanz von Risswachstumsraten

Für die unterschiedlichen Messmethoden ergeben sich gemäss ihren Auflösungsgrenzen von der Versuchsdauer abhängige Nachweisgrenzen für die Risswachstumsgeschwindigkeit (Tabelle 6). Darüber hinaus ist zu bedenken, dass für die Angabe messtechnisch und metallurgisch belastbarer Risswachstumsraten der Riss über einen ausreichend grosse Distanz (10 x Nachweisgrenze, 10 x mittlere Korngrösse) wachsen und das Risswachstum über eine im Vergleich zur Prognosedauer ausreichend lange Zeit verfolgt werden muss. Bei einer Nachweisgrenze der DCPD und einer mittleren Korngrösse von jeweils 20 μm können in 1000 h Versuchen Risswachstumsraten > $6 \cdot 10^{-11}$ m/s als belastbar betrachtet werden.

		Auflösungsgrenze für Risswachstumsraten bei verschiedenen Versuchsdauern		
Methode	**Nachweisgrenze**	**100 h**	**1000 h**	**1 a**
REM	30 μm	8.3 E-11 m/s	8.3 E-12 m/s	9.6 E-13 m/s
DCPD	20 μm	5.6 E-11 m/s	5.6 E-12 m/s	6.3 E-13 m/s
Nachgiebigkeit	100 μm	2.8 E-10 m/s	2.8 E-11 m/s	3.2 E-12 m/s

Tabelle 6: Nachweisgrenzen verschiedener Risslängenmessmethoden und resultierende Auflösungsgrenzen für SpRK-Risswachstumsraten in Abhängigkeit der Versuchsdauer.

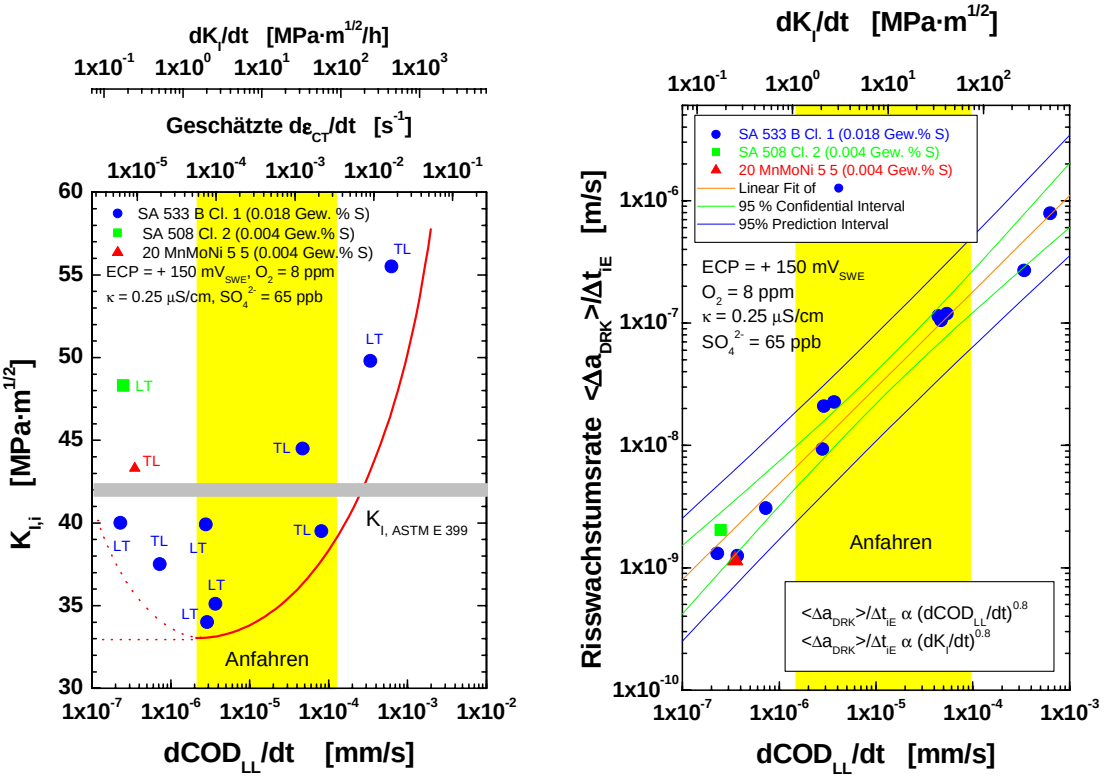
6. Ergebnisse der experimentellen Parameterstudie

6.1 Dehnungsinduzierte Risskorrosion

Der Einfluss von Beanspruchungsgeschwindigkeit, Umgebung (ECP, Sulfat, Temperatur) und Werkstoff (S-Gehalt, Mikrostruktur) auf die DRK-Rissinitiierung und das DRK-Risswachstum wurde im Rahmen einer Parameterstudie in Versuchen mit langsam monoton ansteigender Last mit konstanter Lastrate („Slow Raising Load“ Tests) untersucht.

6.1.1 Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit

Figur 8 zeigt den Einfluss der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf die Rissinitiierung und das Risswachstum (T = 288 °C, ECP = + 150 mV_{SWE}, DO = 8 ppm, 65 ppb SO_4^{2-}, 0.25 µS/cm. Diese Bedingungen werden im folgenden als Standardumgebungsbedingungen bezeichnet.) für einen Stahl mit hohem Schwefel-Gehalt (Legierung c, 0.018 Gew.% S) und zwei Stähle mit niedrigem S-Gehalt (Legierung a und b, je 0.004 Gew.%). Dabei ist auf der x-Achse die Beanspruchungsgeschwindigkeit dK_I/dt und die resultierende Rissöffnungsrate an der Lastlinie $dCOD_{LL}/dt$ sowie die mit der Methode der FEM bestimmte Rissspitzendehnrate aufgetragen. Die Rissöffnungsrate ist ein gutes Mass für die Risspitzendehnrate, welche in diesem Korrosionssystem wesentlich das DRK-Risswachstumsverhalten mitbestimmt [3]. Der farbig markierte Bereich charakterisiert die Beanspruchungsgeschwindigkeiten beim Anfahren eines SWR für unterschiedliche Risskonfigurationen und -tiefen [22].



Figur 8: Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit auf DRK-Rissinitiierung und DRK-Risswachstum.

Für den Stahl mit hohem Schwefelgehalt (Legierung c) nimmt der Spannungsintensitätsfaktor $K_{I,i}$ bei der Rissinitiierung mit abnehmender Beanspruchungsgeschwindigkeit ab und durchläuft bei einer Rissöffnungsrate von $2 \cdot 10^{-6}$ mm/s ein Minimum von ca. 34 $MPa \cdot m^{1/2}$ um bei tieferen Belastungsgeschwindigkeiten wieder leicht anzusteigen. Nach erfolgter Rissinitiierung ging die DRK-Risswachstumsrate in allen Experimenten nach einer kurzen Übergangsphase in einen konstanten Wert über und hing im beobachteten Bereich von 30 – 70 $MPa \cdot m^{1/2}$ im wesentlichen nur von der Belastungsgeschwindigkeit ab, unabhängig vom aktuellen Wert des Spannungsintensitätsfaktors K_I. Das stabile DRK-Risswachstum nimmt dabei mit zunehmender Beanspruchungsgeschwindigkeit nach einem Potenzgesetz mit einem Exponenten von ca. 0.8 zu. Rissinitiierung und –wachstum zeigen z. T. eine gegenläufige Tendenz, was für den korrosionsgestützten Rissfortschritt ein komplexes Gesamtverhalten ergibt. Gleiche qualitative Verläufe für die Rissinitiierung und das Risswachstum wurden auch in SSRT-Tests mit glatten Zugproben in Heisswasser beobachtet [27 - 29].

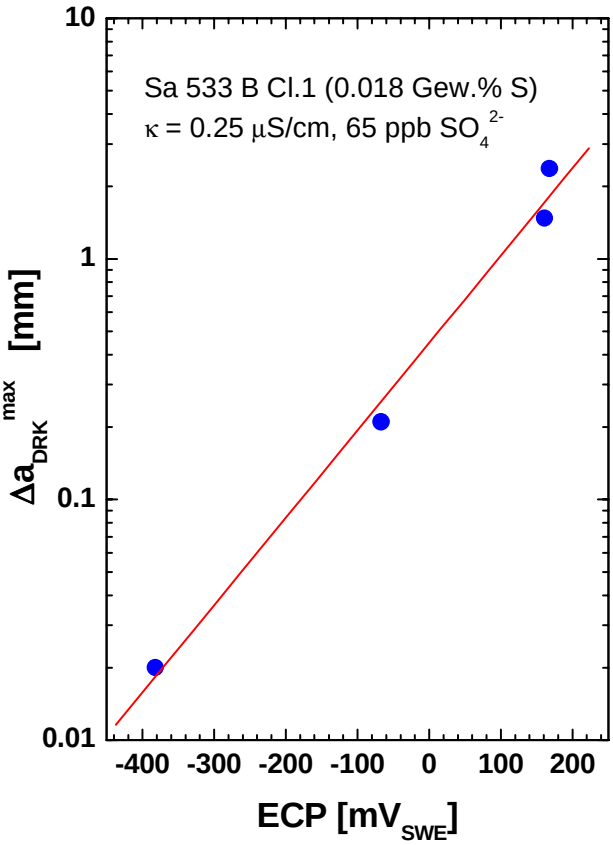
In den Stählen mit niedrigem S-Gehalt von 0.004 Gew.% (Legierung a und b) konnte unter diesen Umgebungsbedingungen eine Rissinitiierung nur bei der kleinsten Beanspruchungsgeschwindigkeit von ca. $2 – 3 \cdot 10^{-7}$ mm/s mit der Gleichstrompotentialsonde aufgelöst werden. Bei höheren Belastungsgeschwindigkeiten wurde nach dem Versuch nur fraktographisch an der Rissfront vereinzelte lokaliserte, fächerförmige DRK-Bereiche beobachtet. Der über die Probenbreite gemittelte DRK-Rissfortschrit (< 20 µm) war aber zu klein, um mit der Gleichstrompotentialsonde aufgelöst werden zu können. Der positive Effekt eines niedrigen Schwefel-Gehaltes des Stahles unter diesen Umgebungsbedingungen verschwindet also bei sehr geringen Belastungsgeschwindigkeiten. Die bei der geringsten Belastungsgeschwindigkeit gemessenen DRK-Risswachstumsraten liegen innerhalb des Streubandes für den Stahl mit hohem Schwefel-Gehalt. Die Rissinitiierungswerte hingegen lagen etwas höher. Da beide Legierungen mit niedrigem Schwefel-Gehalt über einen niedrigen Al-Gehalt verfügen, kann die Rissinitiierung bei niedrigen Dehnraten als Indiz für einen möglichen DSA-Einfluss gewertet werden.

Die Beanspruchungsbedingungen beim Anfahren eines SWR liegen in einem Bereich relativ hoher DRK-Anfälligkeit. Bei Spannungsintensitätsfaktoren oberhalb von 30 $MPa \cdot m^{1/2}$ muss unter diesen Umgebungsbedingungen mit hohen Risswachstumsraten im Bereich von 10^{-9} bis 10^{-7} m/s gerechnet werden.

6.1.2 Einfluss der Umgebung (ECP, SO_4^{2-})

Der Einfluss der Umgebung wurde im Belastungsgeschwindigkeitsbereich ($dCOD_{LL}/dt = 2 - 4 \cdot 10^{-6}$ mm/s) untersucht, in dem unter Standardumgebungsbedingungen die niedrigsten Rissinitiierungswerte $K_{I,i}$ beobachtet wurden.

Einfluss des ECP:
Die ECPs wurden durch unterschiedliche Sauerstoffgehalte von 8 ppm, 200 ppb und < 5 ppb eingestellt.



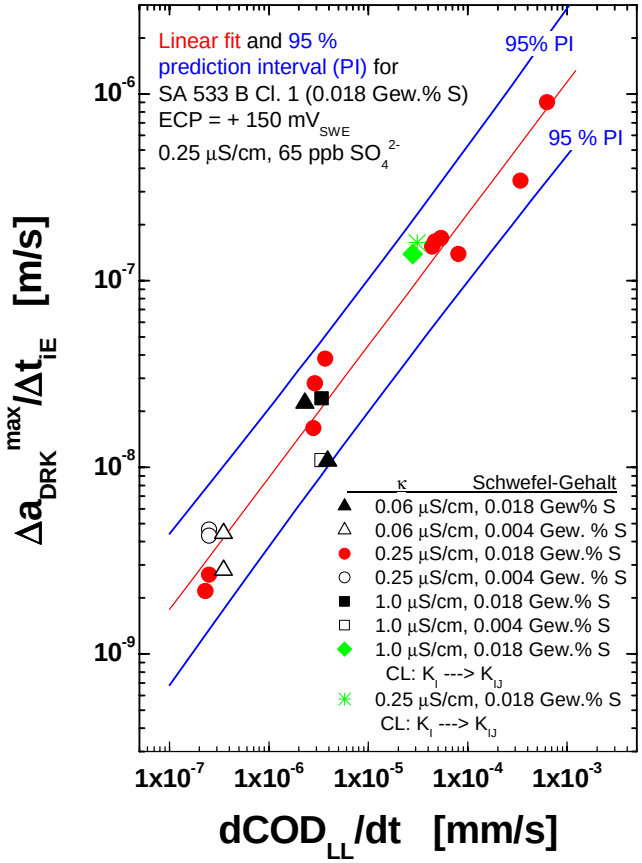
Figur 9: Einfluss des Korrosionspotentiales auf das DRK-Risswachstum in Legierung c bei 288 °C und 65 ppb SO_4^{2-} im Belastungsgeschwindigkeitsbereich mit maximaler DRK-Anfälligkeit.

Figur 9 zeigt den starken Einfluss des ECP auf das DRK-Risswachstum des Stahls mit hohem S-Gehalt (Legierung c). Beim Absenken des ECP von +150 mV_{SWE} (8 ppm DO) auf –60 mV_{SWE} (200 ppb

DO) konnte keine DRK mit der Gleichstrompotentialsonde aufgelöst werden. Fraktographisch wurden nur noch vereinzelte, lokale Stellen mit sehr geringem DRK-Risswachstum beobachtet. Bei weiterem Absenken des ECPs auf ca. –400 mV_{SWE} wurde auch fraktographisch keine Anzeichen für DRK gefunden. Hieraus lässt sich ein kritisches Potential für die DRK-Rissinitiierung an langen Rissen von ca. –100 bis -200 mV_{SWE} abschätzen. Das kritische Potential stimmt gut mit Literaturwerten aus SSRT-Versuchen an glatten Rundzugproben überein [27].

Einfluss des Sulfat-Gehaltes:

Der Sulfat-Gehalt wurde bei einem ECP von ca. + 150 mV_{SWE} (8 ppm DO) zwischen 1 ppb (< 0.06 µS/cm) und 365 ppb SO_4^{2-} (1.0 µS/cm) variiert. Im Stahl mit hohem S-Gehalt (Legierung c) änderten sich weder die Rissinitiierungswerte noch DRK-Risswachstumsraten durch die Änderung des Sulfat-Gehaltes (Figur 10). In den Stählen mit niedrigem S-Gehalt war das DRK-Risswachstum bis zu 65 ppb SO_4^{2-} auf einzelne, lokale Stellen entlang der Rissfront beschränkt und konnte nicht mit der DCPD aufgelöst werden. Bei Erhöhung des Sulfat-Gehaltes von 65 ppb auf 365 ppb erstreckte sich das DRK-Risswachstum hingegen relativ regelmässig über fast die ganze Probenbreite. Die Rissinitiierungswerte $K_{I,i}$ und DRK-Risswachstumsraten lagen innerhalb des Streubandes für den Stahl mit hohem S-Gehalt (siehe auch Figur 10).



Figur 10: Zusammenhang zwischen DRK/SpRK-Risswachstumsrate und Rissöffnungsrate in sauerstoffhaltigem Heisswasser für Stähle mit unterschiedlichen S-Gehalten und für unterschiedliche Sulfat-Gehalte der Umgebung. (Siehe auch Figur 4 für den Zusammenhang zwischen Leitfähigkeit κ und SO_4^{2-}-Gehalt, CL: Konstante Last).

Durch Zugabe einer ausreichenden Menge von Sulfat können bei Stählen mit niedrigem S-Gehalt praktisch dieselbe DRK-Anfälligkeit und DRK-Risswachstumsraten beobachtet werden wie bei einem Stahl mit hohem S-Gehalt (siehe Figur 10). Die Ergebnisse mit Stählen mit unterschiedlichem S-Gehalt deuten darauf hin, dass für das Auftreten einer hohen DRK-Anfälligkeit eine kritische S-Anionen-Konzentration im Elektrolyten im Bereich der Rissfront überschritten werden muss. Wird diese kritische Konzentration überschritten ändert sich die DRK-Risswachstumsrate bei weiterer Erhöhung nicht mehr merklich. Dabei spielt es keine Rolle, ob die S-Anionen von der Auflösung der MnS-Einschlüsse oder von Verunreinigungen im Kühlmittel herrühren.

Bei der kleinsten, getesteten Belastungsgeschwindigkeit ($dCOD_{LL}/dt = 2 - 3 \cdot 10^{-7}$ mm/s) wurde bei den Stählen mit niedrigem S-Gehalt, im Gegensatz zu den höheren Beanspruchungsgeschwindigkeiten, sowohl bei einem Sulfat-Gehalt von 65 ppb als auch von 1 ppb DRK mit der DCPD beobachtet. Die DRK-Risswachstumsraten lagen dabei innerhalb des Streubandes für den Stahl mit hohem S-Gehalt unter Standardumgebungsbedingungen (Figur 10). Erst durch weiteres Absenken des ECP von +150 mV_{SWE} (8 ppm DO) auf –60 mV_{SWE} (200 ppb DO) konnte das DRK-Risswachstum auch hier in allen Stählen unterdrückt werden. Da der S-Anionen-Gehalt im Rissspitzenelektrolyt in hochreinem Heisswasser mit abnehmendem S-Gehalt des Stahls abnimmt, deutet das DRK-Risswachstum in hochreinem Heisswasser bei einem Stahl mit tiefem S-Gehalt bei der kleinsten, getesteten Belastungsgeschwindigkeit darauf hin, dass die kritische Konzentration allenfalls auch von der Belastungsgeschwindigkeit bzw. Rissspitzendehnrate abhängig sein könnte. Da aber die getesteten Stähle mit niedrigem S-Gehalt einen niedrigen Al-Gehalt aufweisen, ist das Risswachstum bei diesen Bedingungen möglicherweise auch auf die DSA zurückzuführen.

Wenn immer DRK-Risswachstum in „Raising Load"-Versuchen bei 288 °C mit der DCPD nachgewiesen werden konnte, lagen die gemessenen DRK-Risswachstumsraten innerhalb des Streubandes für die Versuche mit dem Stahl mit hohem S-Gehalt (Legierung c) unter Standardumgebungsbedingungen (Figur 10). Das DRK-Risswachstum hängt dabei nur wesentlich von der Belastungsgeschwindigkeit ab, nicht aber von K_I, dem ECP, der Sulfat-Konzentration oder dem S-Gehalt des Stahles. In den wenigen Fällen, bei denen es in SpRK-Experimenten bei 288 °C möglich war, Korrelationen zwischen SpRK-Risswachstumsraten und Rissöffnungsraten zu messen (nur bei relativ hohen K_I), lagen die entsprechenden Ergebnisse ebenfalls in diesem Streuband (Figur 10). Diese Ergebnisse deuten auf eine fundamentale Beziehung zwischen Rissspitzendehnrate und Risswachstumsgeschwindigkeit hin und unterstützen zumindest qualitativ die gängigen Modellvorstellungen [30 - 32]:

Beim „Film Rupture/Anodic Dissolution"-Mechanismus wird durch eine lokal wirkende Dehnung ein Bruch der spröden, oxidischen Schutzschicht an der Rissspitze ausgelöst. Das anschliessende elektrochemische Metallauflösungs- und Repassivierungsverhalten bestimmt den Korrosionsrissfortschritt pro Oxidbruchereignis. Die EAC-Risswachstumsgeschwindigkeit wird durch die Anzahl Oxidfilmbrüche pro Zeiteinheit und den korrosionsgestützten Rissfortschritt durch anodische Auflösung nach einem Bruch des Oxids bis zur erneuten, vollständigen Repassivierung kontrolliert. Ersteres wird durch die Rissspitzendehnrate und die Bruchdehnung des Oxids, letzteres durch die chemische Zusammensetzung des Elektrolyten im Bereich der Rissfront bestimmt. S-haltige Anionen können dabei die Repassivierung nach einem Oxidfilmbruch erheblich verzögern und somit das Risswachstum erheblich beschleunigen.

Das DRK-Risswachstum langer Risse (> 100 μm) wird also in diesen Modellen durch die **Rissspitzedehnrate** sowie durch die **Konzentration an schwefelhaltigen Anionen** (bzw. dem pH) im Elektrolyten im Bereich der Rissspitze kontrolliert [30 - 32]. Für das Auftreten von DRK müssen gleichzeitig **kritische Bedingungen** im Risssystem auftreten, d.h. eine **hohe Aktivität an schwefelhaltigen Anionen** und eine **langsame positive Rissspitzendehnrate** (und positive plastische Dehnung). Werden diese Bedingungen nicht erreicht, wird kein oder nur sehr geringes (und oft lokales) Risswachstum beobachtet, dass nicht mit der DCPD aufgelöst werden kann. Werden diese kritischen Bedingungen erreicht oder überschritten, beobachtet man DRK-Risswachstum, das nur wesentlich von der Belastungsgeschwindigkeit abhängt.

Die Risspitzendehnrate wird dabei im wesentlichen durch die Höhe und Geschwindigkeit der äusseren Belastung, durch das Risswachstum selbst sowie in geringerem Masse durch viskoplastische Effekte bestimmt. Die Konzentration an schwefelhaltigen Anionen und der Risspitzen-pH werden primär über den Schwefel-Gehalt des Stahls durch die Auflösung der MnS-Einschlüsse, durch die Konzentration von schwefelhaltigen Anionen im Bulk-Elektrolyten ausserhalb des Risses sowie durch den Stofftransport im Risskanal (durch Diffusion, Migration und Konvektion) bestimmt. Letzterer wird massgeblich durch das ECP (bzw. den Potentialgradient im Rissmundbereich) und die Strömungsbedingungen bestimmt. In sauerstoffhaltigem Heisswasser kommt es im Risskanal relativ rasch zu einer Sauerstoffverarmung, da der Sauerstoff durch Sauerstoffreduktion auf den Rissflanken rascher verbraucht wird als er durch Diffusion nachgeliefert werden kann. Somit bildet sich unter SWR-Bedingungen im Gegensatz zu DWR-Bedingungen ein Potentialgradient im Risskanal zwischen dem belüfteten Rissmund- und dem sauerstofffreien Rissspitzenbereich aus. Dieser Potentialgradient führt bei Anionen (Kationen) zu einem zusätzlichen Stofftransport durch Migration Richtung Rissspitze (Rissmund) und somit zu einer Anreicherung bzw. Rückhaltung von Anionen im Rissspitzenbereich. Je höher das ECP (bzw. je höher der DO) desto grösser ist die Tendenz zu S-Anionen-Anreicherung. Bei hohen ECPs sind deshalb schon geringere Bulk-Sulfat-Konzentrationen zum Erreichen einer kritischen S-Anionen-Konzentrationen im Rissspitzenelektrolyt ausreichend. Und umgekehrt werden diese kritischen Bedingungen bei Stählen mit hohem S-Gehalt oder bei stark verunreinigtem Kühlmittel

schon bei tieferen ECPs (bzw. DOs) erreicht. Da sowohl die Dehnrate als auch die MnS-Auflösung (Freisetzung von neuen, auflösbaren MnS-Einschlüssen durch den wachsenden Riss) von der Risswachstumsrate abhängen sind alle Effekte auf eine komplizierte Art und Weise gekoppelt (für eine detaillierte mechanistische Erklärung siehe weiterführende Literatur [30 - 33]). EAC-Schwellwerte (kritisches Potential, kritischer Sulfat-Gehalt, ...) sind deshalb nicht feste Werkstoff-, sondern Systemparameter und abhängig von den genauen Werten der anderen Systemparameter.

Aus den vorher genannten Gründen wird eine hohe Konzentration an schwefelhaltigen Anionen im Rissspitzenbereich (und somit eine hohe DRK-Anfälligkeit) begünstigt durch

- ein hohes Korrosionspotential (bzw. DO).
- eine hohe Konzentration S-haltiger Anionen im Kühlmittel .
- einen hohen S-Gehalt des Stahles und einen langen Riss (grosse Fläche an auflösbaren MnS).
- quasi-stagnierende Strömungsbedingungen (Konvektion wirkt S-Anreicherung entgegen).
- positive Dehnrate bzw. geeignete Ermüdungsrisswachstumsrate (Freisetzung von neuen MnS).

6.1.3 Einfluss der Mikrostruktur

Unterschiedliche Gefügezustände wurden in dem Stahl mit hohem S-Gehalt (Legierung c) durch verschiedene Wärmebehandlungen erzeugt. Durch Austenitisieren und langsame Abkühlung im Ofen wurde ein gleichgewichtsnahes ferritsch-perlitisches Gefüge eingestellt. Das ferritisch-perlitische Gefüge besitzt vergleichbare Festigkeitseigenschaften wie das bainitsche Standard-Gefüge der RDB-Stähle. Durch Austenitisieren und anschliessendes Abschrecken in Wasser ohne Anlasswärmebehandlung wurde ein martensitisches Gefüge mit hoher Festigkeit und Härte (R_p = 960 MPa, 466 HV) erzeugt.

Die Proben wurden unter Standardbedingungen (ECP = + 150 mV_{SWE}, 65 ppb SO_4^{2-}, 288 °C) bei einer Rissöffnungsrate von 2 – 3 $\cdot 10^{-6}$ mm/s ($dK_I/dt \approx 2$ MPa$\cdot m^{1/2}$/h) in Heisswasser getestet. Das DRK- und SpRK-Risswachstumsverhalten des ferritisch-perlitschen und des bainitschen Gefüges waren vergleichbar. Beim martensitischen Gefüge wurden hingegen deutlich tiefere Rissinitiierungswerte und höhere DRK-Risswachstumsraten gemessen als bei den anderen Gefügen. Unter konstanter Last trat beim martensitischen Gefüge schnelles, stabiles SpRK-Risswachstum im Bereich von $2 \cdot 10^{-7}$ m/s (6.3 m/Jahr) auf, während das SpRK-Risswachstum bei den beiden anderen Gefügen sehr rasch abklang und Risswachstumsraten < $2 \cdot 10^{-11}$ m/s (600 µm/Jahr) beobachtet wurden. Die Relation zwischen Risswachstums- und Rissöffnungsrate lag für das martensitische Gefüge signifikant oberhalb des Streubandes für die Standard-Versuche mit dem bainitischen Gefüge. Dies könnte auf einen anderen Risswachstumsmechanismus (H-induzierte EAC, DSA) hindeuten. Das Bruchbild unterscheidet sich allerdings nicht von dem der anderen Gefüge.

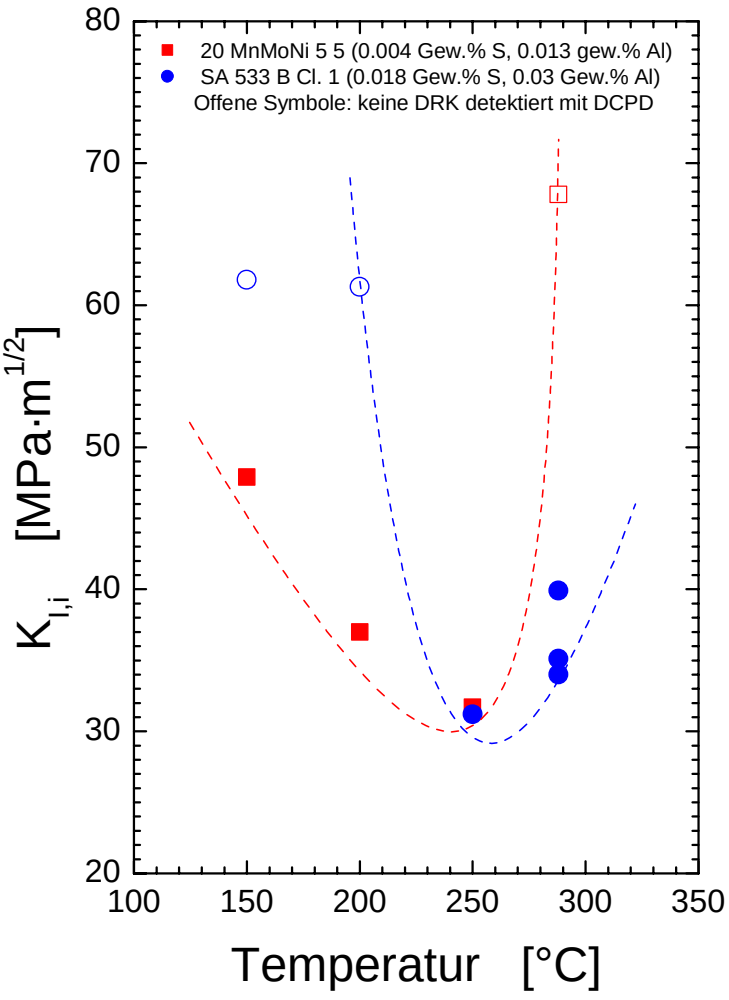
Zwar tritt ein martensitisches Gefüge in ordnungsgemäss hergestellten und wärmebehandelten RDBs nicht auf, aber im Bereich der WEZ beobachtet man in der am stärksten aufgehärteten Zone einen sehr engen Bereich mit einer ähnlichen Mikrostruktur, wobei dessen Härte durch die Spannungsarmglühung knapp unterhalb der Anlasstemperatur auf Werte < 350 HV beschränkt ist. Das Ergebnis weist aber auf die Notwendigkeit von SpRK-Experimenten an WEZ von Schweissnähten hin.

6.1.4 Einfluss der Temperatur

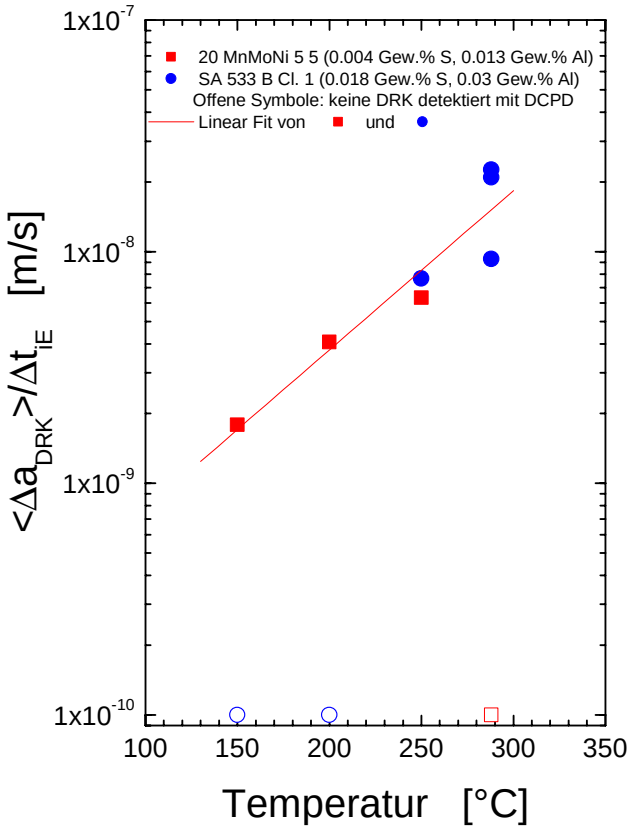
Der Einfluss der Temperatur wurde an zwei Stählen mit niedrigem und hohem S-Gehalt (Legierung a und c) unter Standard-Bedingungen (8 ppm DO, 65 ppb SO_4^{2-}) bei einer Rissöffnungsrate von $4 \cdot 10^{-6}$ mm/s untersucht. Das Korrosionspotential steigt dabei mit abnehmender Temperatur leicht an (siehe Figur 6). Die Figuren 11 und 12 zeigen den Einfluss der Temperatur auf die Rissinitiierung bzw. das Risswachstum. Während bei 288 °C nur im Stahl mit hohem S-Gehalt DRK-Risswachstum mit der DCPD aufgelöst werden konnte, zeigten beide Stähle bei 250 °C gleiche Rissinitiierungswerte und Risswachstumsraten. Bei weiterem Absenken der Temperatur auf 200 °C und 150 °C wurde nur noch im Stahl mit niedrigem S-Gehalt DRK-Risswachstum mit der DCPD beobachtet. Die Rissinitiierungswerte steigen dabei mit abnehmender Temperatur wieder an, während die Risswachstumsraten weiter abnehmen. Die Rissinitiierungswerte sind in Übereinstimmung mit Ergebnissen aus SSRT-Versuchen an glatten Rundzugproben [30 - 32] bei mittleren Temperaturen um 250 °C minimal, bzw. die DRK-Anfälligkeit maximal. Darunter und darüber nimmt die Anfälligkeit wieder leicht ab. Die Risswachstumsraten steigen hingegen mit zunehmender Temperatur an. Mit den DRK-Risswachstumsraten beider Stähle wurde eine Aktivierungsenergie von 32 $\pm$ 3 kJ/mol bestimmt. Diese

stimmt recht gut mit der Aktivierungsenergie für SpRK-Risswachstum von 30 – 50 kJ/mol unter aggressiven Umgebungsbedingungen überein [34]. Der Einfluss der Dehnrate und der Temperatur auf DRK-Rissinitiierung und –risswachstum zeigen qualitativ die gleichen Verläufe. Die maximale Anfälligkeit bei mittleren Temperaturen und Dehnraten lenkt die Aufmerksamkeit auf die DSA, die diese Maxima relativ einfach zu erklären vermag [3, 18, 19].

Der Einfluss der Temperatur auf die Rissinitiierung/Schwellwerte ist aufgrund weniger Untersuchungen nur schwierig vollständig vom Einfluss auf das Risswachstum zu separieren, da es viele Ursachen für das Pinning und den Arrest des Risswachstums gibt und die Rissinitiierung stochastische Prozesse beinhaltet, welche das Testen einer ausreichend grossen Zahl von Proben nötig macht.



Figur 11: Einfluss der Temperatur auf die DRK-Rissinitiierung in zwei Stählen mit unterschiedlichen S-Gehalten bei einer Rissöffnungsrate von $4 \cdot 10^{-6}$ mm/s und Standardumgebungsbedingungen (8 ppm DO, 65 ppb SO_4^{2-}).



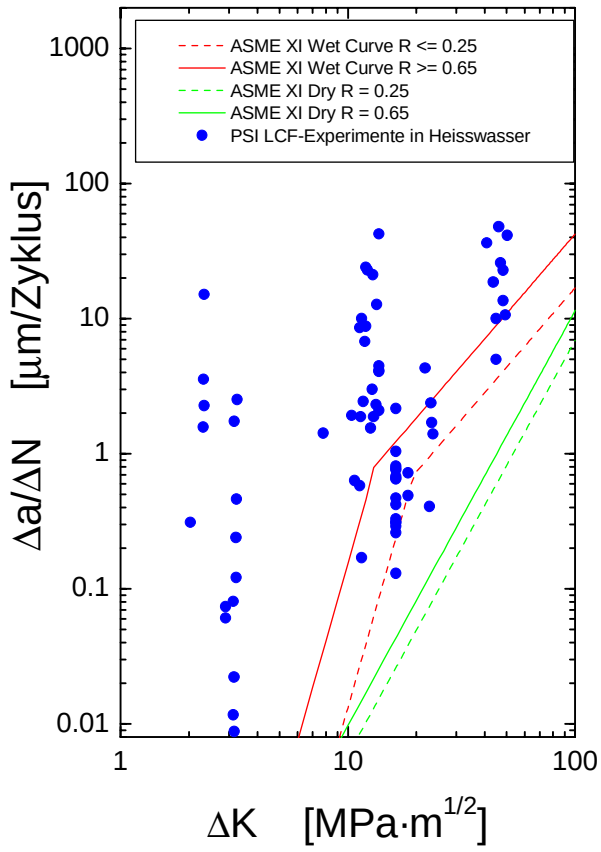
Figur 12: Einfluss der Temperatur auf das DRK-Risswachtum in zwei Stählen mit unterschiedlichen S-Gehalten bei einer Rissöffnungsrate von $4 \cdot 10^{-6}$ mm/s und Standardumgebungsbedingungen (8 ppm DO, 65 ppb SO_4^{2-}).

6.2 Schwingrisskorrosion

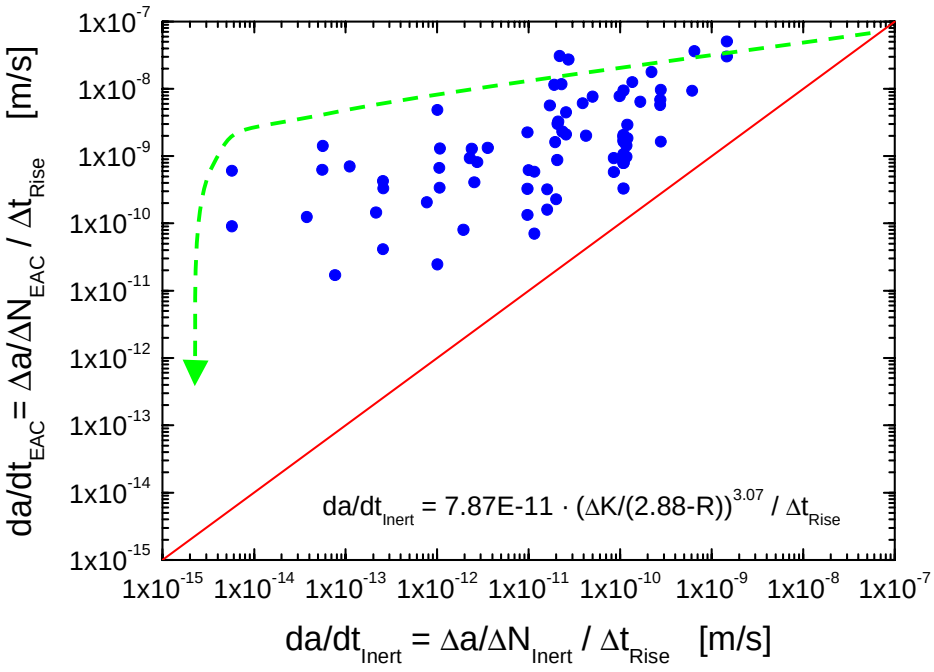
Das SwRK-Verhalten wurde mit niederzyklischen Versuchen unter Standardbedingungen (DO = 8 ppm, 65 ppb SO_4^{2-}) über einen weiten Belastungsgeschwindigkeitsbereich bei 288 °C sowie in ersten Versuchen bei 250°, 200° und 150 °C untersucht. Die Versuche wurden lastkontrolliert mit asymmetrischer Sägezahn- oder Trapezbelastung durchgeführt.

6.2.1 Überblick

Die Figuren 13 und 14 fassen die Ergebnisse bei 288 °C unter Standardumgebungsbedingungen (DO = 8 ppm, 65 ppb SO_4^{2-}) für verschieden Belastungsbedingungen ($3 \cdot 10^{-6}$ bis $1.5 \cdot 10^{-2}$ Hz) zusammen. In Figur 13 ist der Rissfortschritt pro Zyklus $\Delta a/\Delta N$ gegen die aufgeprägte Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK aufgetragen und mit den ASME XI-Grenzkurven für das Ermüdungsrisswachstum ohne („Dry Curve") und mit Umgebungseinfluss („Wet Curve") verglichen. Man erkennt, dass die Grenzkurven in sauerstoffhaltigem Heisswasser („SWR-Bedingungen") bei niederzyklischer Belastung z.T. um mehrere Grössenordnungen überschritten werde, also nicht konservativ sind. In Figur 14 ist die gemessene SwRK-Risswachstumsrate (Rissfortschritt pro Zyklus geteilt durch „Rise Time") gegen die entsprechende Risswachstumsrate an Luft ohne Mediumeinfluss bei identischen Beanspruchungsbedingungen aufgetragen. Man erkennt auch hier, dass bei entsprechender niederzyklischer Belastung das Ermüdungsrisswachstum durch den Umgebungseinfluss z. T. um mehrere Grössenordnungen beschleunigt werden kann und SwRK-Risswachstumsraten im Bereich von 10^{-10} bis 10^{-7} m/s beobachtet werden können. Mit zunehmender Belastungsfrequenz (von links nach rechts in Figur 13) nimmt der Anteil an rein mechanischer Ermüdung am gesamten Rissfortschritt zu und bei hohen Belastungsfrequenzen (> 10^{-2} Hz) geht die SwRK-Risswachstumsrate in die Werte für rein mechanische Ermüdung ohne nennenswerten Umgebungseinfluss über (rechter Rand in Figur 13) [3].



Figur 13: Vergleich von ASME XI-Grenzkurven mit experimentell beobachteten SwRK-Risswachstumsraten in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei 288 °C.



Figur 14: Umgebungsbedingte Beschleunigung des Ermüdungsrisswachstums in Heisswasser.

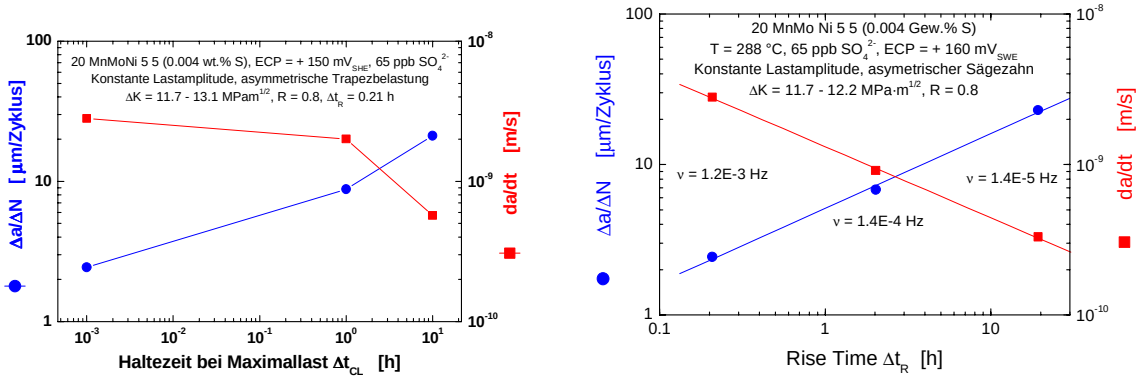
Der Einfluss der Umgebung ist bei extrem niederzyklischen Belastungen (< 10^{-4} Hz) sowie bei einer „Ripple Load“ Belastung (R ≥ 0.95) maximal (linker Rand in Figur 13) [35]. Bei extrem langsamen Belastungen beobachtet man allerdings oft Rissarrest und der Umgebungseinfluss verschwindet dementsprechend wieder [35].

Unter Standardumgebungsbedingungen zeigten sowohl die Stähle mit niedrigem als auch mit hohem S-Gehalt über einen breiten Frequenz- und Temperaturbereich hinweg gleichartiges Risswachstumsverhalten [35]. Die SwRK-Risswachstumsrate nimmt dabei mit abnehmender Temperatur leicht ab [24]. Erste Ergebnisse bei extrem niederzyklischen Belastungen und bei mittleren Temperaturen von 200° und 250 °C deuten darauf hin, dass Abweichungen von diesem Verhalten mit z. T. höheren Risswachstumsraten bei Stählen mit niedrigem Al-Gehalt und einer ausgeprägten Anfälligkeit für DSA möglich sind.

Bei extrem niederzyklischer Belastung und ausreichend hohen Schwingbreiten ΔK oder Maximalwerten $K_{I,max}$ (bei der Oberlast) des Spannungsintensitätsfaktors konnten in unseren Experimenten in sauerstoffhaltigem Heisswasser durchaus sehr hohe Rissfortschritte von bis zu einigen hundert µm pro Zyklus beobachtet werden [24, 35]. Eine genaue und schlüssige Bewertung dieser Ergebnisse setzt einerseits weitere Versuche bei Belastungen, die Risstiefen knapp oberhalb der Nachweisgrenze der zerstörungsfreien Methoden der Wiederkehrenden Prüfung entsprechen, und eine genauere Charakterisierung der exakten wasserchemischen und thermo-mechanischen Randbedingungen unter verschiedenen SWR-Betriebstransienten voraus.

6.2.2 Einfluss der Belastungsform (Sägezahn- und Trapezbelastung)

Figur 15 zeigt den Einfluss der „Rise Time“ bei asymmetrischer Sägezahnbelastung und der Haltezeit bei maximaler Last bei asymmetrischer Trapezbelastung (siehe auch Figur 2) bei einem Spannungsverhältnis R von 0.8 unter Standardumgebungsbedingungen. Der Rissfortschritt pro Zyklus nimmt mit zunehmender „Rise Time“, d.h. abnehmender Belastungsfrequenz zu. Allerdings nimmt die Risswachstumsgeschwindigkeit mit abnehmender Belastungsfrequenz ab. Im Gegensatz zur rein mechanischen Ermüdung hat hier durch Umgebungseffekte die Belastungsfrequenz einen starken Einfluss auf den Rissfortschritt pro Zyklus.



Figur 15: Einfluss von Haltezeit bei Maximallast bei Trapezbelastung und der „Rise Time“ bei Sägezahnbelastung auf die SwRK-Risswachstumsraten in Heisswasser unter Standardumgebungsbedingungen bei 288 °C.

Bei Trapezbelastung nimmt der Rissfortschritt pro Zyklus mit zunehmender Haltezeit bei maximaler Last zu. Die Risswachstumsrate nimmt wiederum mit zunehmender Haltezeit ab. Die Ergebnisse zeigen, dass der Riss nicht nur während der Lastaufbringungsphase sondern auch bei der Maximallast weiter wächst, wenn auch mit deutlich reduzierter und abnehmender Geschwindigkeit [3, 35]. Bei der Entlastungsphase kommt das korrosionsgestützte Risswachstum in jedem Fall zum Stillstand und muss im nächsten Lastanstieg neu initiiert werden. Aufgrund der Ergebnisse aus dem SpRK II-Projekt [7, 35, 36] kann erwartet werden, dass das Risswachstum bei der Maximallast bei ausreichend langen Haltedauern (10 bis 100 h für $K_{I,max} \leq 60$ MPa·$m^{1/2}$) zum Stillstand kommt und der Rissfortschrit pro Zyklus deshalb bei langen Haltezeiten in eine Sättigung läuft.

Bei extrem niederzyklischer Belastung kann das Risswachstum in jedem Ermüdungszyklus zeitlich aufgelöst werden [35]. Die Ergebnisse bei extrem langsamer Belastung und niedrigen R-Werten deuten an, dass Rissschliesseffekte durch das Oxidfilmwachstum im Risskanal das SwRK-Risswachstumsverhalten nachhaltig beeinflussen können [35]. Durch die geringere Dichte des Oxids führt das

kontinuierliche Oxidfilmwachstum zu einer Volumenzunahme und in der Entlastungsphase kann es zumindest bei tiefen R-Werten zu relevantem Rissschliessen kommen, welches zu Rissretardation oder sogar Rissarrest führen kann. Insbesondere bei langen Haltezeiten unter Maximallast können sich im Bereich der Rissfront dicke Oxidfilme bilden, so dass hier diese Effekte ausgeprägt auftreten könnten. Da lange Haltezeiten bei nahezu konstanter Last durchaus charakteristisch für den RDB während eines Betriebszyklus (Anfahren/stationärer Leistungsbetrieb/Abfahren) sind, sollten die Ergebnisse der Untersuchungen zum Einfluss von Haltezeit und „Rise Time“ unbedingt auch noch bei einem niedrigen Spannungsverhältnis R von 0.1 überprüft werden.

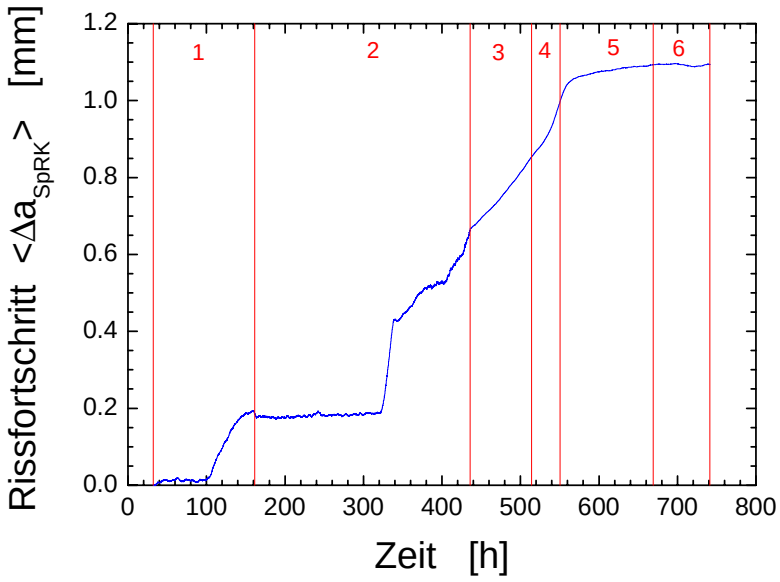
6.3 Spannungsrisskorrosion

Im abgeschlossenen SpRKII-Projekt wurde in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei allen untersuchten Stählen selbst bei 8 ppm DO und 65 ppb SO_4^{2-} bei einer Temperatur von 288 °C bis zu hohen Werten des Spannungsintensitätsfaktors nur eine äusserst geringe SpRK-Risswachstumsanfälligkeit beobachtet [3, 7, 35, 36]. Das SpRK-Risswachstum klang innerhalb einer kurzen Zeitdauer nach der Lastaufbringung oder nach dem Wechsel von zyklischer zu konstanter Last kontinuierlich ab und kam typischerweise innerhalb von 100 h bis 1000 h zum Stillstand. Die Versuchsphase unter konstanter Last startete dabei jeweils mit einem schnell wachsenden DRK- oder SwRK-Riss, der durch eine geeignete, langsam monoton ansteigende Lastaufbringung oder zyklische Belastung getriggert wurde. Selbst bei schnell wachsenden Rissen klang das Risswachstum jeweils unter konstanter Last schnell ab. Schnelles, langanhaltendes Risswachstum konnte nur bei extrem hohen Belastungen nahe dem K_{IJ}-Wert oder bei stark verunreinigtem Kühlmittel (ausserhalb des EPRI Action Level 3, wo eine Schnellabschaltung des Reaktors empfohlen wird) nicht ausgeschlossen werden [3, 7, 35, 36]. Diese Beobachtungen gelten streng genommen aber nur für eine Temperatur von ca. 288 °C, rein statische Belastung und für den RDB-Grundwerkstoff (im angelassenen und spannungsarmgeglühten Zustand).

In ersten Untersuchungen wurde der Einfluss der Temperatur und kleiner Belastungsfluktuationen auf das SpRK-Risswachstum des RDB-Grundwerkstoffes untersucht. Die rein statische Belastung stellt eine gute Näherung für die mechanische Belastung des RDB im stationären Leistungsbetrieb dar. Im Speisewasserstutzen und in Rohrleitungen können zeitweise kleine hoch- und niederfrequente Lastschwankungen mit sehr kleiner Lastamplitude ($R \geq 0.95$) hervorgerufen durch Temperatur- oder Druckfluktuationen auftreten (sogenanntes „Ripple Loading“). In einigen Korrosionssystemen haben diese kleinen Schwankungen kaum einen Einfluss auf das Risswachstum, in anderen dagegen einen sehr ausgeprägten Einfluss.

6.3.1 Ripple Loading

Figur 16 zeigt die Ergebnisse eines „Ripple Load“ Versuches mit einem Stahl mit hohem S-Gehalt (Legierung c) bei einem R-Wert von 0.957 bzw. 0.97 mit einem ΔK von 3.3 bzw. 2.3 $MPa \cdot m^{1/2}$ in hochreinem Heisswasser (< 0.6 ppb SO_4^{2-}) bei 288 °C und einem ECP von + 200 mV_{SWE} (8 ppm DO). Für die Lastschwankungen wurde eine asymmetrische Sägezahnbelastung gewählt und die Belastungsfrequenz schrittweise reduziert. Die genauen Belastungsbedingungen können Tabelle 8 entnommen werden. Die aufgeprägten ΔK-Werte liegen nahe dem Schwellwert für die Ermüdung in inerter Umgebung. Im Belastungsfrequenzbereich von 10^{-2} bis 10^{-4} Hz wurde zumindest phasenweise für längere Perioden stabiles, stationäres SpRK-Risswachstum mit Risswachstumsraten von bis zu 4.6E-9 m/s bei einem $K_{I,,max}$ von 66.7 – 76.3 $MPa \cdot m^{1/2}$ beobachtet, wobei der Riss zwischenzeitlich (eventuell durch Rissschliesseffekte) stehen bleibt um nach einer grösseren Zyklenzahl wieder weiter fortzuschreiten. Die bei den verschiedenen Belastungsfrequenzen beobachteten maximalen Risswachstumsraten stimmten recht gut mit den entsprechenden Risswachstumsraten bei niederzyklischen Versuchen bei einem R-Wert von 0.8 überein. Im Gegensatz zur inerten Umgebung, wo sich unter diesen Bedingungen sehr glatte und feine Haarrisse bilden, wies die Bruchfläche in Heisswasser eine sehr raue Oberfläche auf.



Figur 16: SpRK-Risswachstum in sauerstoffhaltigem Heisswasser unter „Ripple Load“ Belastung (Belastungsbedingungen: siehe Tabelle 8).

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	2.7E-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

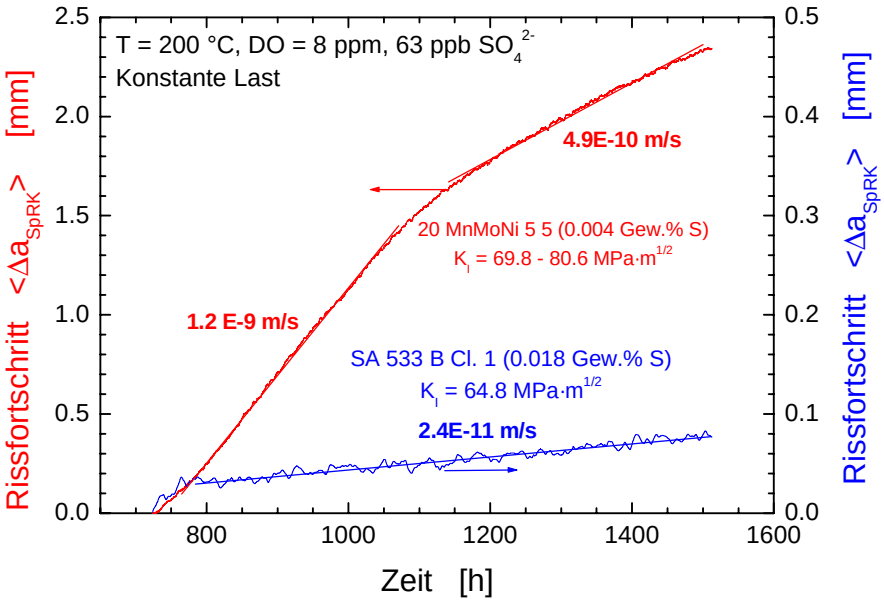
Tabelle 8: Belastungsbedingungen für “Ripple Load“ Belastung in Figur 16.

Bei der „Ripple Load“-Belastung ist ein Vergleich mit SwRK-Ergebnissen auf der Basis von Rissfortschritt pro Zyklus wenig sinnvoll. In Figur 21 sind die Ergebnisse aus dem „Ripple Load“-Versuch mit den Ergebnissen aus den Experimenten unter konstanter Last [3, 7, 35, 36, 38] sowie den erst vor kurzem festgelegten „BWR VIP Disposition Lines“ [37] verglichen. Aus damaliger Sicht stellt die „BWR VIP Disposition Line 2“ eine sehr konservative obere Abschätzung für das SpRK-Risswachstum unter konstanter Last bei betriebsnahen wasserchemischen SWR- Bedingungen bei 288 °C [36, 37] dar und sollte bis zu einem gewissen Grad auch Wasserchemietransienten und zyklische Belastungen, die nicht durch die Regelwerke erfasst werden, mit abdecken. Unter konstanter Last wurde diese Grenzkurve nur bei RDB-Werkstoffen mit hohem S-Gehalt überschritten, falls die Proben nahe an ihr im Vergleich zu den Stählen mit niedrigem S-Gehalt tiefes K_{IJ} belastet werden. Bei der Ripple Load Belastung liegen die Risswachstumsraten im Bereich der BWR VIP Disposition Line 2 oder z. T. sogar leicht darüber.

Die Ergebnisse des „Ripple Load“-Versuches müssen noch bei kleineren ΔK- und kleineren $K_{I,max}$-Werten sowie bei höheren Frequenzen überprüft werden, um definitive Rückschlüsse ziehen zu können.

6.3.2 SpRK unter konstanter Last bei mittleren Temperaturen von 200 ° und 250 °C

In zwei ersten Experimenten wurde das SpRK-Risswachstumsverhalten von RDB-Stählen mit unterschiedlichem S- und Al-Gehalt im Temperaturbereich maximaler DRK-Anfälligkeit unter Standardumgebungsbedingungen (DO = 8 ppm, 65 ppb SO_4^{2-}) bei 200 ° und 250 °C untersucht. Hierbei starteten die Experimente jeweils zu Beginn der Versuchsphase unter konstanter Last mit einem schnell wachsenden SwRK-Riss, der durch geeignete niederzyklische Belastung getriggert wurde.

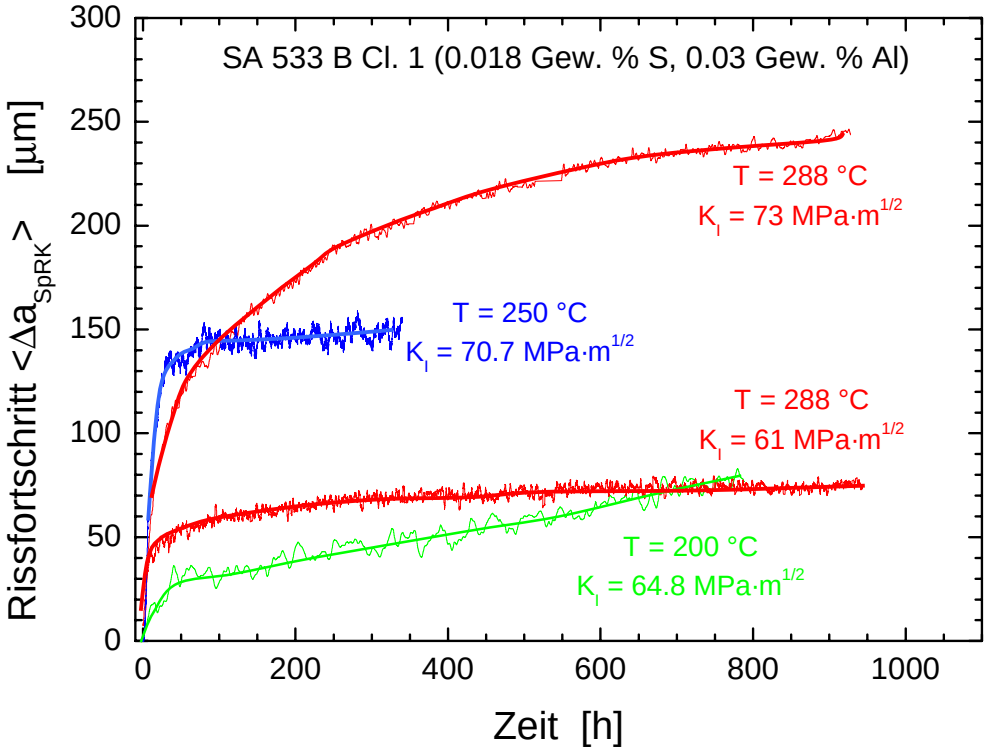


Figur 17: SpRK-Risswachstum unter konstanter Last in Abhängigkeit der Zeit für einen Stahl mit niedrigem (Legierung a) und hohem (Legierung c) S- und Al-Gehalt in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei 200 °C (beachte auch die unterschiedliche Skalierung der y-Achsen).

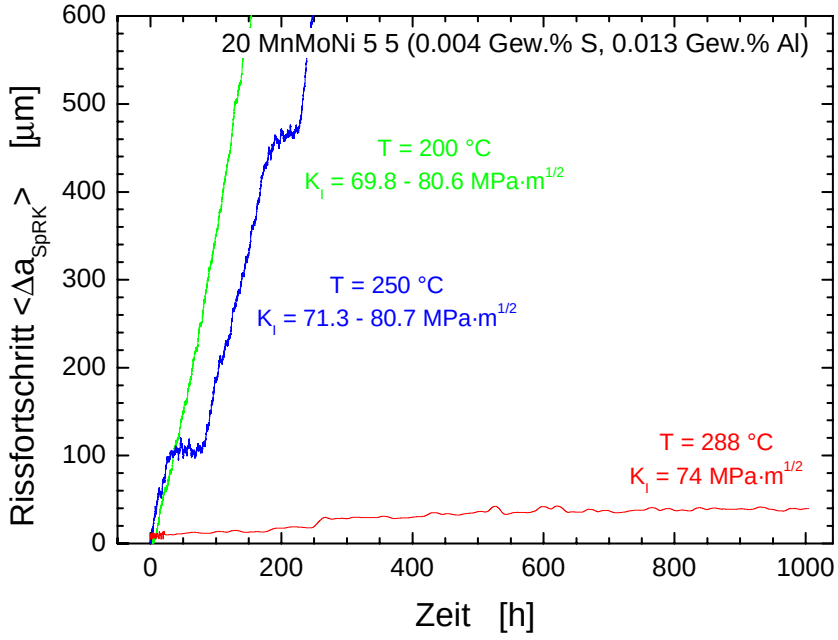
Figur 17 zeigt den Verlauf des korrosionsgestützten Risswachstums unter konstanter Last in zwei gleichzeitig getesteten Stählen mit hohem (Legierung c, 0.018 Gew.% S) und niedrigem S-Gehalt (Legierung a, 0.004 Gew.% S) bei einer Temperatur von 200 °C. Während im Stahl mit hohem S-Gehalt, der bezüglich der Risskorrosion als anfälliger gilt, nur ein geringes SpRK-Risswachstum im Bereich von $2 \cdot 10^{-11}$ m/s (600 µm/Jahr) aufgetreten ist, zeigte der Stahl mit niedrigem S- und Al-Gehalt überraschenderweise ausgeprägtes und stabiles SpRK-Risswachstum mit einer Risswachstumsgeschwindigkeit von bis zu $1.2 \cdot 10^{-9}$ m/s (3.8 cm/Jahr). Ein entsprechendes Verhalten für beide Stähle wurde auch bei 250 °C beobachtet. Während im Stahl mit hohem S- und Al-Gehalt wie in den Versuchen bei 288 °C ein zeitliches Abklingen des Risswachstums und vergleichbare Risswachsraten beobachtet wurden (siehe Figur 18), zeigte der Stahl mit niedrigem S- und Al-Gehalt im Gegensatz zu 288 °C bei 250° und 200°C eine ausgeprägte Anfälligkeit für SpRK verbunden mit relativ hohen Risswachstumsraten von einigen cm/Jahr (Figur 19). Die geringe SpRK-Anfälligkeit dieses Stahles bei 288 °C mit Risswachstumsraten < $2 \cdot 10^{-11}$ m/s ist durch eine Vielzahl von Experimenten bestätigt [35, 36]. Zum Vergleich mit den Ergebnissen aus dem SpRK II-Projekt sind die Risswachstumsraten bei den mittleren Temperaturen ebenfalls in Figur 21 eingezeichnet. Sie liegen wiederum im Bereich der bisher als extrem konservativ betrachteten „BWR VIP Disposition Line 2“ oder sogar leicht darüber.

Die hohe Anfälligkeit des Stahls mit niedrigem S-Gehalt ist vermutlich auf seinen geringen Al-Gehalt zurückzuführen, der die Ursache für einen möglichen DSA-Einfluss auf das EAC-Risswachstum ist. Erste Zugversuche bei verschiedenen Dehnraten und Temperaturen (siehe Figur 20) zeigen klar, dass DSA in diesem Material auftritt. Man beobachtet sowohl ein Maximum der Zugfestigkeit und ein Minimum der Brucheinschnürung bei ca. 250 °C sowie eine Abnahme der Brucheinschnürung und Zunahme der Zugfestigkeit mit abnehmender Dehnrate (negative Dehnratenabhängigkeit) sowie unter gewissen Bedingungen Instabilitäten in der Spannungs-Dehnungskurve mit ruckartigen Spannungsabfällen und –anstiegen. Alle diese Phänomene sind charakteristisch für die DSA [3, 18, 19].

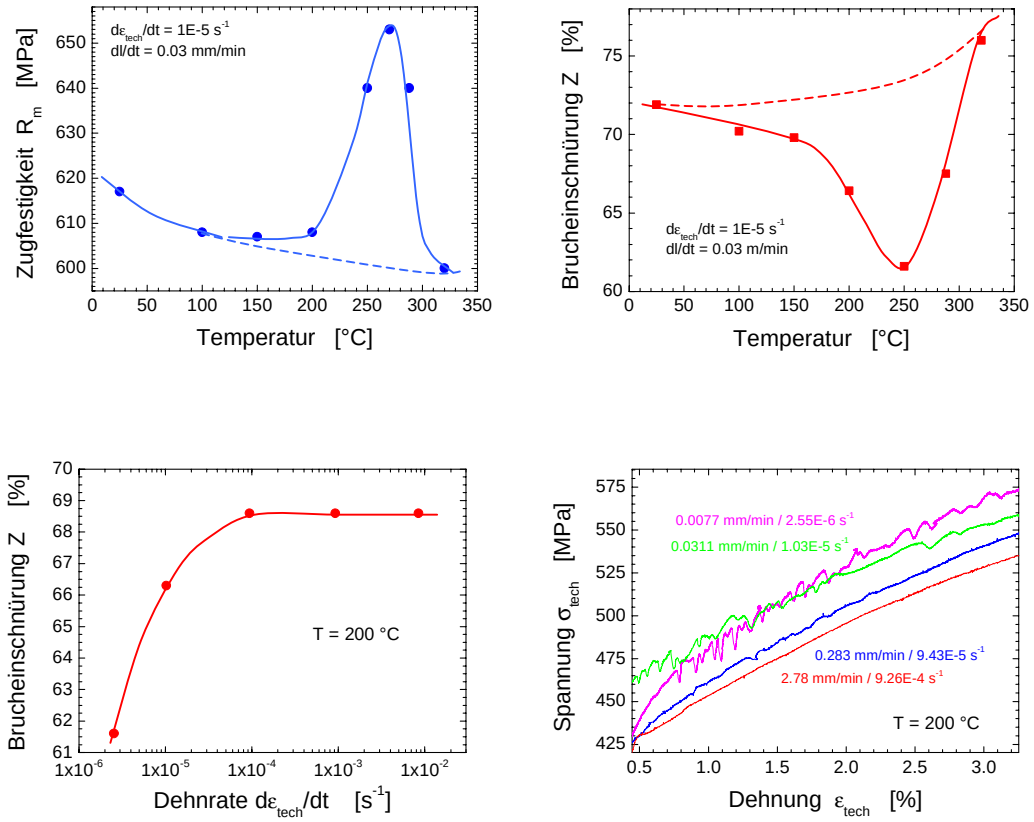
Die doch sehr überraschenden Zwischenergebnisse zur SpRK müssen insbesondere noch bei tieferen K_I-Werten und mit RDB-Schweissnähten (geringe Al-Gehalte) und WEZ überprüft werden. Diese Untersuchungen sind für 2001 geplant.



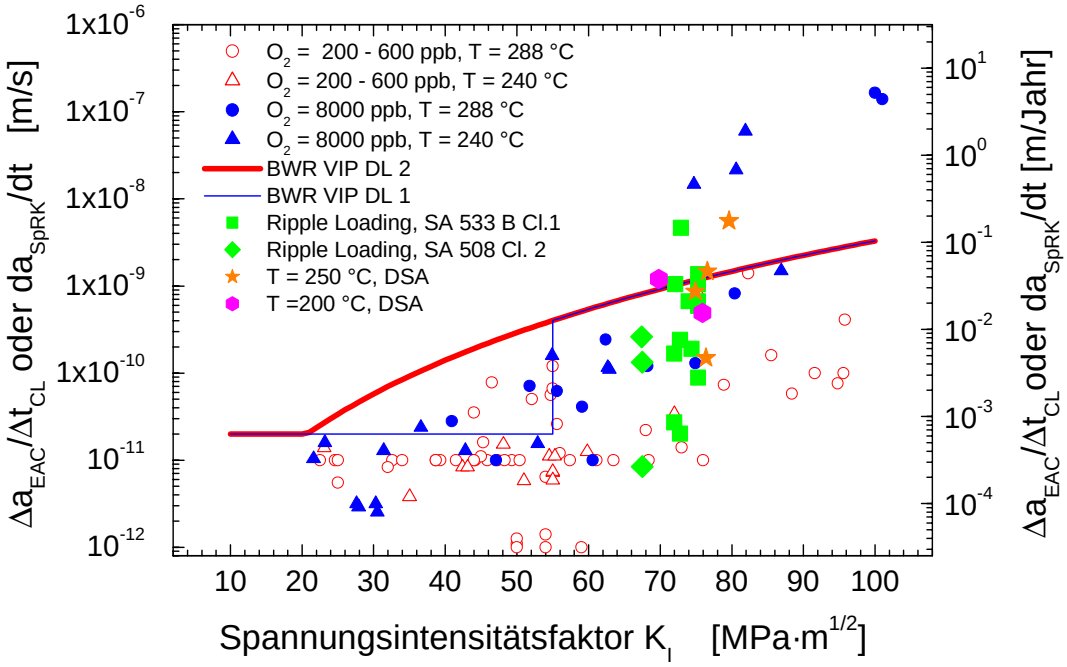
Figur 18: Verlauf des SpRK-Risswachstums unter konstanter Last in Legierung c (0.018 Gew.% S, 0.03 Gew.% Al) in sauerstoffhaltigem Heisswasser (8 ppm DO, 65 ppb SO_4^{2-}) bei verschiedenen Temperaturen.



Figur 19: Verlauf des SpRK-Risswachstums unter konstanter Last in Legierung a (0.004 Gew.% S, 0.013 Gew.% Al) in sauerstoffhaltigem Heisswasser (8 ppm DO, 65 ppb SO_4^{2-}) bei verschiedenen Temperaturen.



Figur 20: Ergebnisse aus Zugversuchen mit Legierung a bei verschiedenen Temperaturen und Dehnraten mit klaren Hinweisen für das Auftreten von DSA.



Figur 21: Vergleich der „BWR VIP Disposition Lines 1 und 2“ [37] mit Versuchsergebnissen unter konstanter Last aus dem SpRKII-Projekt [35, 36] und dem internationalen Ringversuch [38] bei 288°C / 240 °C sowie mit den Ergebnissen aus diesem Projekt mit „Ripple Load“-Belastung und bei mittleren Temperaturen mit einem auf DSA anfälligen RDB-Stahl.

6.3.3 Zusammenfassung zur SpRK

Stabiles, stationäres SpRK-Risswachstum wurde unter folgenden Bedingungen beobachtet :

- **T ≈ 288 °C:**
  - Ripple Loading oder Periodische Teilentlastung.
  - $K_I \rightarrow K_{IJ}$ Gew.% S$\uparrow$, DSA $\uparrow \rightarrow K_{IJ} \downarrow$ [3, 35, 36].
  - Belastung nahe der plastischen Grenzlast [3, 35, 36].
  - $SO_4^{2-} + Cl^- \geq \approx 500$ ppb (d.h. > EPRI Action Level 3) [3].
  - martenistische Mikrostruktur, hohe Härte ($\geq \approx 350$ HV).
- **Mittlere Temperaturen (200 – 250 °C):** Falls Stahl mit ausgeprägter DSA-Anfälligkeit, d.h. mit hohem Gehalt an freiem N oder C.

Ansonsten klingt das SpRK-Risswachstum kontinuierlich ab und kommt nach kurzer Zeit zum Stillstand oder es werden nur sehr geringe SpRK-Risswachstumsraten im Bereich weniger hundert µm pro Jahr beobachtet.

Unter gewissen Bedingungen („Ripple Load“, mittlere Temperaturen und Anfälligkeit für DSA) wurden selbst bei guter Reinheit des Heisswassers SpRK-Risswachstumsraten im Bereich oder z.T. leicht oberhalb der „BWR VIP Disposition Line 2“ beobachtet. Es stellt sich deshalb die Frage nach der Konservativität der beiden Grenzkurven. Für den RDB im stationären SWR-Leistungsbetrieb liegen die Temperaturen typischerweise im Bereich von 270 – 290 °C und für die meisten Bereiche kann mit sehr guter Approximation eine statische Beanspruchung vorausgesetzt werden. Die Grenzkurven sind hier zumindest für den RDB-Grundwerkstoff konservativ und müssen nur noch für Schweissnaht und WEZ überprüft werden. Für den Speisewasserstutzen, wo deutlich tiefere Temperaturen bis hin zu 220 °C auftreten und zumindest temporär auch gewisse Belastungsfluktuationen beobachtet werden können, stellt sich die Frage, ob hier die Grenzkurve allenfalls anzupassen sind.

7. Schlussfolgerungen

Folgende vorläufigen Schlüsse können aus den bisher gewonnenen Versuchsergebnissen und fraktographischen Untersuchungen gezogen werden:

1. EAC-Risswachstumsmechanismus:

Das beobachte Risswachstumsverhalten kann zur Zeit am besten durch eine Kombination und Überlagerung der folgenden Mechanismen verstanden werden:

- Oxidfilmbruch/anodische Auflösung (Film Rupture/Anodic Dissolution (**FRAD**))
- Wasserstoffinduzierte Risskorrosion (Hydrogen-assisted EAC (**HAC**))
- Dynamische Reckalterung (Dynamic Strain Ageing (**DSA**)

Bei Temperaturen ≥ 120° - 180°C und mittleren Festigkeitswerten ($R_p \approx 300 – 500$ MPa) dominiert der FRAD-Mechanismus. Bei Temperaturen ≤ 120° - 180°C oder bei hoher Festigkeit/Härte ($R_p \geq 800$ MPa, ≥ 350 HV) dominiert die wasserstoffinduzierte EAC. Bei geeigneten Kombinationen von Temperatur (150° – 300 °C) und Belastungsgeschwindigkeit (10^{-8} $s^{-1} \leq d\varepsilon/dt \leq 10^{-2}$ s^{-1}) und einem anfälligen Werkstoff (hohe Konzentration an freiem N und C) kann auch DSA wesentlich zum Rissfortschritt beitragen, ist allerdings keine Voraussetzung für das Auftreten von EAC in diesen Stählen.

2. Einflussfaktoren auf das EAC-Risswachstum im RDB-Grundwerkstoff:

Das EAC-Risswachstum langer Risse (> 100 μm) wird im wesentlichen durch die **Rissspitzendehnrate** und die **Konzentration an schwefelhaltigen Anionen** (SO_4^{2-}, HS^-, S^{2-}) im Risspitzenelektrolyt (bzw. dem pH) kontrolliert. Für das Auftreten von EAC müssen im Bereich der Rissspitze **kritische Bedingungen**, d.h. eine ausreichend hohe Konzentration an S-haltigen Anionen und eine langsame positive Dehnrate, **gleichzeitig auftreten** und **aufrechterhalten** werden.

Die Risspitzendehnrate wird im wesentlichen durch die **Belastungsgeschwindigkeit** ($d\varepsilon/dt$, dK_I/dt, ...) **und -höhe** (ε, K_I, ΔK, ...) sowie durch das **Risswachstum** selbst bestimmt. Die Konzentration an S-haltigen Anionen wird im wesentlichen durch die **Auflösung der MnS-Einschlüsse** im Risskanal, die **Konzentration an S-haltigen Anionen** im Kühlmittel sowie durch den Stofftransport im Risskanal durch Diffusion, Migration und Konvektion bestimmt. Ein hohes Korrosionspotential begünstigt durch die Migration die Anreicherung von S-haltigen Anionen im Bereich der Rissspitze.

3. Möglicher Einfluss von DSA und erhöhte Anfälligkeit aufgehärteter Zonen der WEZ:

Es wurden klare Hinweise auf einen möglichen Einfluss der DSA auf das EAC-Risswachstumsverhalten gefunden, zumindest bei gewissen Kombinationen von Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit sowie einem anfälligen Material (niedriger Al-Gehalt, hoher Gehalt an freiem N und C). Die Ergebnisse zeigen deutlich die Notwendigkeit für weitergehende Untersuchungen mit Schweissnähten und WEZ sowie für Untersuchungen bei mittleren Temperaturen.

Ebenso wurden Hinweise für eine gegenüber dem bainitischen Gefüge deutlich erhöhte DRK- und SpRK-Anfälligkeit eines martensitischen und stark aufgehärteten Gefüges gefunden. Ähnliche Gefügezonen, wenn auch deutlich weniger stark aufgehärtet, werden z. T. auch in der WEZ von Schweissnähten beobachtet.

4. Konservativität von Grenzkurven und Regelwerken:

ASME XI:

Die Grenzkurven in ASME XI können bei niederzyklischer Belastung unter SWR-Bedingungen deutlich überschritten werden und sind deshalb nicht immer konservativ. Insbesondere bei extrem niederzyklischer Belastung und hohen Werten von ΔK und $K_{I,max}$ werden relativ grosse SwRK-Rissfortschritte beobachtet. Diese niederzyklischen Belastungen sind charakteristisch für Anfahr- und Abfahrvorgänge sowie für spezielle Betriebszustände mit Temperaturschichtungsvorgängen. Es ist zu berücksichtigen, dass sowohl Zeitdauer als auch Zyklenzahl stark begrenzt sind, und die hohen Rissfortschritte keineswegs eine Gefahr für die Sicherheit darstellen müssen. Für eine schlüssige Bewertung sind weitere Experimente insbesondere bei niedrigeren Belastungen und genauere Informationen zu den exakten wasserchemischen und lokalen thermomechanischen Randbedingungen unter diesen Betriebsbedingungen notwendig.

BWR VIP Disposition Lines 1 und 2:

Die „BWR VIP Disposition Lines 1 und 2“ für das SpRK-Risswachstum unter SWR-Bedingungen können sowohl bei kleinen Lastfluktuationen („Ripple Loading“) als auch bei mittleren Temperaturen (200° – 250°C) für RDB-Stähle mit einer Anfälligkeit für Dynamische Reckalterung („Dynamic Strain Ageing (DSA)) überschritten werden. Die Grenzkurven sind deshalb auf ihre Gültigkeit bei tieferen Temperaturen und für RDB-Schweissnähte und WEZ, insbesondere bei tieferen Belastungen, hin zu überprüfen. Für den RDB-Grundwerkstoff im stationären SWR-Leistungsbetrieb (T ≈ 270° – 290°C, ≈ statische Belastung) sind die SpRK-Grenzkurven weitgehend konservativ. Für den Speisewasserstutzen (T ≈ 220 °C, kleine Lastfluktuation nicht ausschliessbar)muss deren Anwendung überprüft werden.

5. Wasserchemische und thermomechanische Randbedingungen bei SWR-Betriebstransienten:

Nach Abschluss der Parametersenitivitätsstudie zur Identifikation kritischer EAC-Bedingungen werden in den Temperaturbereichen maximaler Anfälligkeit weiterführende Experimente unter möglichst betriebsnahen mechanischen und wasserchemischen Bedingungen durchgeführt. Die gezielte Festlegung der Versuchsparameter und die Bewertungen der Versuchsergebnisse hinsichtlich deren möglichen Auswirkungen auf die Sicherheit des RDB setzen eine möglichst genaue Kenntnis der Systembedingungen unter den für die Risskorrosion kritischen Betriebstransienten voraus.

8. Internationale Zusammenarbeit

Als Vollmitglied der Fachgruppe ICG-EAC (**I**nternational **C**o-operative **G**roup on **E**nvironmentally-**A**ssisted **C**racking of Light Water Reactor Materials) steht das PSI/LWV in engem Kontakt mit der internationalen Fachwelt. Die eigenen Forschungsbeiträge werden in diesem internationalen Gremium regelmässig vorgestellt, diskutiert und mit anderen Projekten koordiniert. Der Autor wurde zusammen mit Prof. Atkinson (Sheffield Hallam University) am letzten Meeting von der Gruppe zum Leader einer der drei Arbeitsgruppen („Low Alloy Steels“) gewählt, was als Anerkennung für die Fachkompetenz des PSI auf diesem Gebiet gewertet werden kann. Ein reger Erfahrungs-/Informationsaustausch wird zudem mit Institutionen wie EPRI (BWR VIP), VGB sowie im Rahmen breiterer internationaler Zusammenarbeit (OECD/NES/CSNI PWG 3) gepflegt.

Innerhalb des Projektes „CASTOC“ im 5. EU-Rahmenprogramm (2000 – 2003) besteht auf dem Gebiet der Risskorrosion ferritischer Druckbehälter- und Rohrleitungsstähle eine intensive Zusammenarbeit mit den Projektpartnern MPA Stuttgart, Siemens KWU (beide Deutschland), VTT (Finnland), CIEMAT (Spanien) und NRI (Tschechische Republik). Die Projekte „RIKORR“ und „CASTOC“ sind komplementär und ergänzen sich gut. Die Zusammenarbeit auf diesem Gebiete führender europäischer Labors gewährleistet eine breite Absicherung und hohe Akzeptanz der Ergebnisse. Alle Teilnehmer des Projektes haben in der Vergangenheit eng mit nationalen Behörden (HSK, TÜV, SKI), Kraftwerksbetreibern und -betreiberorganisationen (EPRI, VGB) sowie Kraftwerksherstellern (Siemens, ABB, GE) zusammengearbeitet. Durch die aktive Mitarbeit im Rahmen breiterer internationaler Kooperationen und Netzwerke (ICG-EAC, AMES-NDT, OECD/CSNI/NEA PWG3) und Zusammenarbeit mit Regelwerksausschüssen (KTA, ASME BPV) ist die Umsetzung und der Transfer der Ergebnisse, welches eine der primären Zielsetzungen des „CASTOC“-Projektes darstellen, gewährleistet.

9. Transfer von Ergebnissen zur Industrie

Der Technologietransfer findet in erster Linie im kerntechnischen Umfeld statt:

- Nationale Überwachungs- und Aufsichtsbehörden
- Kernkraftwerksbetreiber und -betreiberorganisationen
- Kernkraftwerkshersteller
- Regelwerksauschüsse

Die HSK und die Schweizer Kraftwerke wurden im Rahmen der HSK-PSI-Projektstatusgespräche/ Quartalssitzungen und anderer Veranstaltungen regelmässig über den aktuellen Stand der Arbeiten informiert. Durch die bisher schon erwähnten Kooperationen, die aktive Mitarbeit in internationalen Fachgremien und eigenen Beiträgen an internationalen Konferenzen ist der Transfer der Ergebnisse zu Behörden, Betreibern, Herstellern und anderen wissenschaftlichen Institutionen gewährleistet.

Nach Abschluss der Projekte „RIKORR“ und „CASTOC“ sollte zusammen mit den bereits durchgeführten Arbeiten auf dem Gebiet der SpRK zumindest eine ingenieurmässige Bewertung der möglichen Auswirkungen der Risskorrosion auf die Strukturintegrität und Sicherheit des RDB von SWR-Anlagen möglich sein. Insbesondere auf dem Gebiete der DRK und niederzyklischen Schwingrisskorrosion ist im Zusammenhang mit Fragen der Sicherheit und Lebensdauer sowie der risikoorientierten Optimierung von Überwachungs-, Prüf- und Instandhaltungsprogrammen ein weitergehender Forschungsbedarf schon jetzt abzusehen, da unter diesen Bedingungen die bisher geltenden Regelwerke zur Ermüdungsauslegung und -überwachung nicht konservativ sind und bezüglich des Risikos nicht immer sehr ausgewogen erscheinen. Längerfristig dürfte sich das Gewicht von den Risswachstumsuntersuchungen allerdings in Richtung der Entwicklung neuartiger, zuverlässiger Methoden zur Früherkennung und Überwachung dieser Schädigungsmechanismen verschieben.

In konventionellen thermischen Kraftwerken ist die Ermüdung bzw. die Schwingrisskorrosion eine Hauptursache für Schadensfälle, die zur Minderung der Anlagenverfügbarkeit führt. Auslegung, Design, Werkstoffe und Beanspruchungskollektive von Komponenten konventioneller Kraftwerke sind vergleichbar mit denen in der Kerntechnik. Daher sind die Ergebnisse von „CASTOC“/ „RIKORR“ auch für die konventionelle Kraftwerkstechnik von Interesse.

10. Geplante Arbeiten für 2001

- Abschluss der Parametersensivitätsstudie zum Einfluss von Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit auf das EAC-Risswachstumsverhalten für den RDB-Grundwerkstoff und das Schweissgut. Start erster Untersuchungen mit der Wärmeeinflusszone.
- Charakterisierung der DSA-Anfälligkeit der untersuchten RDB-Werkstoffe:
  - Zugversuche bei verschiedenen Temperaturen und Dehnraten.
  - Messung von N_{free} und N_{tot}, “Internal Friction“-Messungen (nur ausgewählte Werkstoffe).
- Abschluss der Charakterisierung des Biblis C RDB-Werkstoffes:
  - Zug- und Kerbschlagversuche mit Grundwerkstoff und Schweissgut.
  - Mikrohärtemessungen im Bereich der Schmelzlinie und Wärmeeinflusszone.
  - Zusammenstellung der Fertigungsspezifikationen für die RDB-Schweissnaht.
- Zusammenstellung der für die Risskorrosion relevanten, transienten SWR-Betriebszustände (Anfahr-/Abfahrvorgänge, ...) und Definition der wasserchemischen und thermomechanischen Bedingungen während diesen Zuständen in Zusammenarbeit mit der HSK, den Kraftwerken und GE.
- Zwischenbericht bis Ende September 2001.
- Konferenzbeiträge:
  - ICG-EAC 2001 (April 2001, Seoul, SK).
  - 10^{th} Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors (August 2001, Lake Tahoe, USA).

11. Publikationen 2000

- **J. Heldt, H.P. Seifert:** „Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy Reactor Pressure Vessel Steels in Oxygenated High-Temperature Water“, Nucl. Eng. & Design, in Druckvorbereitung.
- **J. Heldt, H.P. Seifert:** „Stress Corrosion Cracking of Reactor Pressure Vessel Steels under Boiling Water Reactor Conditions“, Eurocorr 2000, 10. – 14. September, 2000, Queen Mary and Westfiled College, University of London, UK, Topic 5/4 – Environment Sensitive Fracture/Nuclear Corrosion, Paper 00020405.pdf, pp. 1 – 13, CD-Rom.
- **H.P. Seifert, J. Heldt:** „Strain-induced Corrosion Cracking of Low-Alloy RPV Steels in Oxygenated High Temperature Water“, ICG-EAC 2000, Minutes of the 2000 Annual Meeting of the International Cooperative Group on Environmentally Assisted Cracking of Light Water Reactor Materials, Ed.: J. Hickling, Low-Alloy Steel Session, Paper L4, pp. L4.1 – L4.66, 10. – 14. April, 2000, Williamsburg, Virginia, USA.
- **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“, Final Report, MPA Stuttgart, März 2000.
- **B. Tirbonod:** „Modelling of the Stress Corrosion Cracking Behaviour for Low Alloy Steels in High Temperature Water “, PSI-Bericht Nr. 00-08, November 2000, ISSN 1019-0643.
- **J. Heldt, H.P. Seifert:** „The Stress Corrosion Cracking of Low Alloy Reactor Pressure Vessel Steels under BWR Conditions “, Proc. 9th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, ANS/NACE/TMS, 1. - 5. August 1999, Newport Beach, California, USA, Eds: S. Bruemmer, P. Ford, G. Was, Low Alloy Steel- EAC & Deformation, pp. 901 - 909.
- **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, 1. - 5. August 1999, Newport Beach, California, USA, Eds: S. Bruemmer, P. Ford, G. Was, Low Alloy Steel- EAC & Deformation, pp. 911 - 919.
- **H.P. Seifert, J. Heldt, U. Ineichen, U. Tschanz B. Tirbonod:** „Spannungsrisskorrosion von Stählen für Reaktor-Komponenten in Heisswasser“, BFE-Abschlussbericht, Februar 2000.

12. Verzeichnis der verwendeten Abkürzungen und Symbole

12.1 Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
AMES-NDT	Ageing Materials Evaluation and Studies – Non-destructive Testing
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASME BPV	ASME Boiler and Pressure Vessel Code Committee
ASTM	American Society of Testing and Materials
ASTM E 399	Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials
BWR VIP	Boiling Water Reactor Vessel and Internals Project
C(T)	Compact Tension Specimen: Kompaktzugprobe
CEFM	Coupled Environment Fracture Model
CIEMAT	Research Centre for Energy, Environment and Technology, Spanien
COD_{LL}	Crack Opening Displacement at Load Line: Rissöffnung an der Lastlinie
CSNI	Committee on the Safety of Nuclear Installations
CTOD	Crack Tip Opening Displacement: Rissspitzenöffnung
DCB	Double Cantileaver Beam Specimen: Doppelhebelprobe
DCPD	Direct Current Potential Drop Method: Gleichstrompotentialsonde
DO	Dissolved Oxygen: Konzentration an gelöstem Sauerstoff
DRK	Dehnungsinduzierte Risskorrosion
DWR	Druckwasserreaktor
EAC	Environmentally-Assisted Cracking
ECP	Electrochemical Corrosion Potential: Freies Korrosionspotential
EPRI	Electric Power Research Institute
PEER	Panel of Experts for Evaluation and Review
FhIWM	Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik
HSK	Hauptabteilung für die Sicherheit der Kernanlagen
HWC	Hydrogen Water Chemistry, Wasserstoffchemiefahrweise
ICG-EAC	International Co-operative Group of Environmentally-Assisted Cracking of LWR Materials
KTA	Kerntechnischer Ausschuss

Abkürzung	Bedeutung
KTA 3201.1	Sicherheitstechnische Regel des KTA 3201.1: Komponenten des Primärkreislaufes von LWR Teil 1: Werkstoffe und Erzeugnisformen
LWV	Labor für Werkstoffverhalten
LWR	Leichtwasserreaktor
MPA	Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, Deutschland
NEA	Nuclear Energy Agency
NRC	National Regulatory Commission, USA
NRI	Nuclear Research Institute, Rez, Tschechische Republik
NWC	Normal Water Chemistry, Normalwasserchemiefahrweise
OECD	Organisation for Economic Co-operation and Development
OECD/NEA/ CSNI PWG 3	OECD/NEA/CSNI Principal Working Group 3:"Integrity of Structures and Components"
RDB	Reaktordruckbehälter
REM	Rasterelektronenmikroskop(ie)
RSK	Reaktorsicherheitskommisssion
SpRK	Spannungsrisskorrosion
SSRT	Slow Strain Rate Test: langsamer Zugversuch mit konstanter Dehnrate
SSY	Small Scale Yielding: Kleinstbereichsfliessen
SWE	Standard-Wasserstoffelektrode
SWR	Siedewasserreaktor
SwRK	Schwingrisskorrosion
VGB	Technische Vereinigung der Grosskraftwerksbetreiber, Deutschland
VTT	Technisches Forschungszentrum Finnland
WEZ	Wärmeeinflusszone
WKP	Wiederkehrende Prüfung
WOL DCB	Wedge-Opening Loaded DCB specimen: keilgespannte Doppelhebelprobe

12.2 Symbole und Einheiten

Symbol	Einheit	Bezeichnung
A_5	%	Bruchdehnung
Δa	µm oder mm	Rissfortschritt
$\Delta a/\Delta N$	µm/Zyklus	Rissfortschritt pro Zyklus
da/dt	m/s	zeitlicher Verlauf des Risswachstums
Δa_{DRK}	µm oder mm	Rissfortschritt durch DRK
Δa_{EAC}	µm oder mm	Rissfortschritt durch EAC
Δa_{SwRK}	µm oder mm	Rissfortschritt durch SwRK
$\Delta a_{EAC}/\Delta t_{CL}$	m/s	gesamter Rissfortschritt während des Versuches / Versuchsdauer unter konstanter Last
$\Delta a_{DRK}/\Delta t_{iE}$	m/s	DRK-Risswachstumsrate in „Raising Load“ Versuchen
$\Delta a/\Delta N/\Delta t_R$	m/s	SwRK-Risswachstumsrate in zyklischen Versuchen
$dCOD_{LL}/dt$	mm/s	Rissöffnungsrate an der Lastlinie
δ	[mm]	Probenaufweitung
$d\varepsilon_{CT}/dt$	s^{-1}	Rissspitzendehnrate
ΔK	MPa $m^{1/2}$	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors
Δt_{CL}	h	Versuchsdauer unter konstanter Last
Δt_R	h	„Rise Time“
E	[GPa]	E-Modul
ECP	mV_{SWE}	freies Korrosionspotential
κ	µS/cm	spezifische elektrische Leitfähigkeit
K_I	MPa $m^{1/2}$	Spannungsintensitätsfaktor
$K_{I,i}$	MPa $m^{1/2}$	K_I-Wert bei Rissinitiierung durch DRK
K_{IJ}	MPa $m^{1/2}$	K_I-Wert bei Initiierung von duktilem mechanischen Risswachstum in inerter Umgebung
K_{ISCC}	MPa $m^{1/2}$	K_I-Schwellenwert für SpRK
ν	Hz	Frequenz
O_2	ppb od. ppm	Konzentration an gelöstem Sauerstoff
R	-	Verhältnis von Unter- zur Oberlast: $R = K_{min} / K_{max}$
R_p	MPa	Streckgrenze
R_m	MPa	Zugfestigkeit
T	°C	Temperatur
Z	%	Brucheinschnürung

13. Literaturverzeichnis

[1] **J. Hickling,** "Dehnungsinduzierte Risskorrosion: Spannungsrisskorrosion oder Schwingungsrisskorrosion?", Der Maschinenschaden, Vol. 55, 1982, pp. 95 - 105.

[2] **J. Hickling, D. Blind,** "Strain-Induced Corrosion Cracking in LWR Systems - Case Histories and Identification of Conditions Leading to Susceptibility", Nucl. Eng. & Design, Vol. 91, 1986, pp. 305 - 330.

[3] **H.P. Seifert, J. Heldt,** „Stress Corrosion Cracking of Low Alloy RPV Steels under BWR Conditions - Final Report", PSI-Bericht, in Bearbeitung, Juni 2001.

[4] **P. Scott, D. Tice,** „Stress Corrosion in Low Alloy Steels", Nucl. Eng. & Design, Vol. 119, 1990, pp. 399 - 413.

[5] **D. Blind,** „Zur Korrosionsrissbildung in druckführenden Kraftwerkskomponenten infolge Einwirkung von Hochtemperaturwasser", Habilitationsschrift, Universität Stuttgart, 1991.

[6] **M. O. Speidel, R. M. Magdowski,** "Stress Corrosion Cracking of Nuclear Reactor Pressure Vessel and Piping Steels", Int. J. Pressure Vessel & Piping, Vol. 34, 1988, pp. 119 - 142.

[7] **H.P. Seifert, J. Heldt, U. Ineichen, U. Tschanz B. Tirbonod,** „Spannungsrisskorrosion von Stählen für Reaktor-Komponenten in Heisswasser", BFE-Abschlussbericht, Februar 2000.

[8] **J. Hickling,** „Evaluation of Acceptance Criteria for Data of Environmentally-Assisted Cracking in Light Water Reactors", SKI-Report 94:14, 1994.

[9] **E. Tenckhoff, M. Erve, E. Lenz, G. Vazoukis,** „Umgebungseinfluss auf das Risswachstum von niedriglegierten Stählen - Ergebnisse und deren Übertragbarkeit auf LWR-Komponenten", 14. MPA Seminar, pp. 23.1 - 23.14, Stuttgart, 1988.

[10] **O. K. Chopra,** „Environmental Effects on Fatigue Crack Initiation in Piping and Pressure Vessel Steels", International Conference on Fatigue of Reactor Components, 31. Juli – 2. August, 2000,Napa, Kalifornien, USA.

[11] **O.K. Chopra, W.J. Shack,** „Low-cycle Fatigue of Piping and Pressure Vessel Steels in LWR Environments", Nuclear Engineering and Design, Vol. 184, 1998, pp. 49 - 76.

[12] **Y.S. Garud, S.R. Paterson, R.B. Dooley, R.S. Pathania, J. Hickling, A. Bursik:** „Corrosion Fatigue of Water-Touched Pressure Retaining Components in Power Plants", EPRI TR-106696, Final Report, November 1997.

[13] **M. Higuchi, K. Iida,** „Fatigue Strength Correction Factors for Carbon and Low-Alloy Steels in Oxygen-Containing High-Temperature Water", Nuclear Engineering and Design, 1991, Vol. 129, pp. 293 – 306.

[14] **S. Majumdar, O.K. Chopra, W.J. Shack,** „Interim Fatigue Design Curves for Carbon, Low-Alloy and Austenitic Stainless Steels in LWR-Environments", Report No. NUREG/CR-5999 (ANL-93/3), Argonne National Laboratory, Argonne, IL, USA, April 1993.

[15] **H.S. Metha, S.R. Gosslin,** "An Environmental Factor Approach to Account for Reactor Water Effects in Light Water Reactor Pressure Vessel and Piping Fatigue Evaluations", EPRI-Report TR-105759, EPRI, Palo Alto CA, USA, Dezember 1995.

[16] **E.D. Eason, E.E. Nelson, J. D. Gilman,** „Technical Basis for a Revised Fatigue Crack Growth Rate Reference Curve for Ferritic Steels in Light Water Reactor Environments", ASME PVP94-17, New York, auch in Welding Research Council Bulletin 404, New York, 1995, pp. 38 - 51.

[17] **E.D. Eason, E.E. Nelson, J.D. Gilman,** „Modelling of Fatigue Crack Growth Rate for Ferritic Steels in Light Water Reactor Environments", Nuclear Engineering & Design, Vol. 184, 1998, pp. 89 - 111.

[18] **J. Atkinson, Z. Zao, J. Yu,** „Interactive Effect of Dynamic Strain Ageing with High Temperature Water on the Crack Initiation Behaviour of Reactor Pressure Vessel Steels", Effects of the Environment on the Initiation of Crack Growth, ASTM STP 1298, pp. 199 - 215, W.A. Van der Sluys, R.S. Piascik, R. Zawierucha, Eds., ASTM, 1997.

[19] **J. Atkinson, J. Yu,** „The Role of Dynamic Strain Ageing in the Environment-Assisted Cracking Observed in Pressure Vessel Steels", Fatigue Fracture Engng. Mater. Struct., Vol. 20, 1997, pp. 1 – 12.

[20] **H.P. Seifert, J, Heldt,** „Projektvorschlag: Risskorrosion in druckführenden ferritischen Komponenten des Primärkreislaufes von SWR“, PSI-AN-49-99-01 , 24. 11. 1999.

[21] **J. Heldt, U. Ineichen, H.P. Seifert, B. Tirbonod, U. Tschanz,** „Spannungsrisskorrosion von Stählen für Reaktorkomponenten in Heisswasser“, HSK-PSI-Jahresprojektpräsentation 1999, 8. 12. 1999, HSK, Handout.

[22] **H.P. Seifert, J. Heldt,** „Projektbesprechung RIKORR und Fever“, 3. 7. 2000, HSK, Handout.

[23] **H.P. Seifert, J. Heldt,** „ 1. Quartalssitzung RIKORR“, 22. 8. 2000, HSK, Handout.

[24] **H.P. Seifert, J. Heldt, U. Ineichen, U. Tschanz,** „Risskorrosion in RDB-Stählen unter transienten SWR-Betriebsbedingungen – Projektüberblick und erste Zwischenergebnisse –“, HSK-PSI-Projektjahrespräsentation 2000, 6. 12. 2000, HSK, Handout.

[25] **H.P. Seifert, J. Heldt, U. Ineichen,** „Messung des Korrosionspotentiales mit einer externen Ag/AgCl-Referenzelektrode“, PSI-TM-49-97-15, 14. 11. 1997.

[26] **J. Heldt,** „Elektrochemische Entfernung von oxidischen Deckschichten auf Bruchflächen von ferritischem Stahl in einer ENDOX-Lösung“; PSI-TM-49-97-06, 28. 5. 1997.

[27] **T. Shoji,** „The Critical Cracking Potential of Reactor Pressure Vessel Steel in Pressurized High Temperature Water“, Proceedings of the 3th Int. Atomic Energy Agency Specialists Meeting on Subcritical Growth, NUREG/CP-0112, Vol. 2, pp. 109 - 116, Moskau, UDSSR, 1990.

[28] **H. Friedrich, J. Frank, H. Gladen, M. Stratmann,** „Stress Corrosion Cracking of Low Alloy Steels Under High Pressure and High Temperature Conditions”, Corrosion 96, 1996, Baltimore, MD, USA, Paper 98, pp. 98-1 - 98-10.

[29] **J. Congleton, T. Shoji, R.N. Parkins,** „The Stress Corrosion Cracking of Reactor Pressure Vessel Steel in High-Temperature Water“, Corrosion Science, Vol. 25, 1985, pp. 633 - 650.

[30] **B. Tirbonod,** „Modelling of the Stress Corrosion Cracking Behaviour for Low Alloy Steels in High Temperature Water “, PSI-Bericht Nr. 00-08, November 2000, ISSN 1019-0643.

[31] **P. Ford,** „Modelling of Environmentally-Assisted Cracking of Structural Steels in Water“, Umgebungsabhängiges Bruchverhalten, Ed. M. Scharper und J. Barthel, Dresden, DGM-Informationsgesellschaft, Oberursel, 1991, pp. 71 - 101.

[32] **P. Andresen, L.M. Young,** „Crack Tip Microsampling & Growth Rate Measurements in Low Alloy Steel in High Temperature Water“, Corrosion 95, NACE, 1995, Paper No. 156, pp. 156-1 - 156-17.

[33] **T. Shoji, K.S. Raja, G.F. Li, Y.J. Lee,** „Critical Parameters of Environmentally-Assisted Cracking in Nuclear Systems”, Corrosion 2000, 26- 31. März 2000, Orlando, Florida, USA, Paper No. 00190, CD-ROM.

[34] **A. Kraus,** “Stress Corrosion Cracking of Pressure Vessel Steels in High Temperature Water” Diss. ETH Nr. 10644, ETH Zürich, 1994.

[35] **H.P. Seifert, J. Heldt,** „Strain-induced Corrosion Cracking of Low-Alloy RPV Steels in Oxygenated High Temperature Water“, ICG-EAC 2000, Minutes of the 2000 Annual Meeting of the International Cooperative Group on Environmentally Assisted Cracking of Light Water Reactor Materials, Ed.: J. Hickling, Low-Alloy Steel Session, Paper L4, pp. L4.1 – L4.66, 10. – 14. April, 2000, Williamsburg, Virginia, USA.

[36] **J. Heldt, H.P. Seifert,** „Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy Reactor Pressure Vessel Steels in Oxygenated High-Temperature Water“, Nucl. Eng. & Design, in Druckvorbereitung.

[37] **BWR Vessel and Internals Project,** „Evaluation of Stress Corrosion Crack Growth in Low Alloy Steel Vessel Materials in the BWR Environment (BWR VIP-60), EPRI TR-108709, 1999.

[38] **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, 1. - 5. August 1999, Newport Beach, California, USA, Eds: S. Bruemmer, P. Ford, G. Was, Low Alloy Steel- EAC & Deformation, pp. 911 - 919.