

Jahresbericht 2003, 12. Dezember 2003

# RIKORR-II

## Risskorrosion in druckführenden Komponenten des Primärkreislaufes von SWR

|                                  |                                                                                                                                                                                                                      |
|----------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Autor und Koautoren              | H.P. Seifert, S. Ritter, U. Ineichen, B. Gerodetti                                                                                                                                                                   |
| beauftragte Institution          | Paul Scherrer Institut                                                                                                                                                                                               |
| Adresse                          | Paul Scherrer Institut, CH-5232 Villigen PSI                                                                                                                                                                         |
| Telefon, E-mail, Internetadresse | 056 310 44 02, <a href="mailto:hans-peter.seifert@psi.ch">hans-peter.seifert@psi.ch</a> , <a href="http://www.psi.ch">www.psi.ch</a> und <a href="http://lww.web.psi.ch/lwi0.htm">http://lww.web.psi.ch/lwi0.htm</a> |
| BFE Projekt-/Vertrag-Nummer      | 100347 / 150432                                                                                                                                                                                                      |
| Dauer des Projekts (von – bis)   | 1. 1. 2003 bis 31. 12. 2005                                                                                                                                                                                          |

### ZUSAMMENFASSUNG

Im vorliegenden Forschungsprojekt wird das Risskorrosionsverhalten von niedriglegierten Reaktordruckbehälter(RDB)-Stählen (unbeeinflusster Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszonen) und von RDB-Schweissgutwerkstoffen unter transienten und stationären Siedewasserreaktor(SWR)-Betriebsbedingungen bei Normalwasserchemie (NWC)- und Wasserstoffchemie(HWC)-Fahrweise experimentell untersucht. Versuche zum Risskorrosionsverhalten in Inconel-182-Schweissgut von Mischnähten und im Übergangsbereich zum angrenzenden RDB-Stahl unter SWR/NWC-Bedingungen im Rahmen eines internationalen Ringversuchs sowie einer Zusammenarbeit mit der Tohoku-Universität aus Japan ergänzen das Untersuchungsprogramm.

Während der Berichtsperiode erfolgten umfangreiche Umbauarbeiten zur Implementierung der HWC-Fahrweise in den PSI-Heisswasserkreisläufen. Neben dem Abschluss der Parameterstudie zum Einfluss der Temperatur und Belastungsfrequenz auf die Schwingrisskorrosion in der Wärmeeinflusszone von RDB-Schweissnähten unter SWR/NWC-Bedingungen wurden zwei Langzeitversuche zum Spannungsrisskorrosions(SpRK)-Risswachstumsverhalten in kaltverformtem Inconel-600 und in der Übergangszone von Inconel-182-Schweissgut zum RDB-Stahl durchgeführt. Schwerpunktmässig wurde der Einfluss von kurzzeitigen Chlorid-Transienten auf das SpRK-Risswachstum in verschiedenen ferritischen RDB-Stählen unter SWR-NWC-Bedingungen untersucht. Diese Experimente lieferten folgende bedeutende Ergebnisse:

Unter SWR/NWC-Bedingungen ( $\geq 400$  ppb  $O_2$ ) führte im untersuchten Spannungsintensitätsfaktorbereich  $K_I$  von 32 bis 62  $MPa \cdot m^{1/2}$  die Zugabe von 10 ppb ( $>$  EPRI Action Level Grenzwert 1) bis 50 ppb Chlorid ( $>$  EPRI Action Level Grenzwert 2) in allen RDB-Stählen z. T. schon nach einer sehr kurzen Inkubationsphase von wenigen Stunden zu einer Beschleunigung des SpRK-Risswachstums von mindestens einer Grössenordnung und zu stationären SpRK-Risswachstumsraten oberhalb der BWRVIP-60 SpRK Grenzkurve 2. Die BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurve 2 für Wasserchemietransienten deckt deshalb Chlorid-Transienten oberhalb des EPRI Action Level Grenzwertes 1 nicht konservativ ab. In mehreren Fällen wurde zudem nach der Rückkehr zu höchstreinem Wasser ( $< 1$  ppb Chlorid) nach schweren und langanhaltenden Chlorid-Transienten ( $>$  EPRI Action Level Grenzwert 2) über sehr lange Zeiträume von mindestens 1000 h schnelles und langanhaltendes SpRK-Risswachstum mit Risswachstumsraten deutlich oberhalb der BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurve 2 beobachtet.



# INHALTSVERZEICHNIS

|                                                                                       |           |
|---------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| <b>0. ABKÜRZUNGEN, SYMBOLE UND EINHEITEN.....</b>                                     | <b>2</b>  |
| 0.1 ABKÜRZUNGEN.....                                                                  | 2         |
| 0.2 SYMBOLE UND EINHEITEN .....                                                       | 4         |
| <b>1. EINLEITUNG.....</b>                                                             | <b>5</b>  |
| 1.1 TECHNISCHER HINTERGRUND DES FORSCHUNGSVORHABENS .....                             | 5         |
| 1.1.1 <i>Risskorrosion in RDB-Stählen unter SWR/NWC und SWR/HWC-Bedingungen</i> ..... | 5         |
| 1.1.2 <i>Risskorrosion in Inconel-182-Mischnähten</i> .....                           | 7         |
| 1.2 ZIELSETZUNGEN UND ARBEITSPROGRAMM DES FORSCHUNGSVORHABENS.....                    | 8         |
| 1.3 ZIELSETZUNGEN UND ARBEITSPROGRAMM FÜR 2003.....                                   | 8         |
| <b>2. DURCHGEFÜHRTE ARBEITEN UND ERREICHTE ERGEBNISSE .....</b>                       | <b>9</b>  |
| 2.1 EXPERIMENTELLE DURCHFÜHRUNG.....                                                  | 9         |
| 2.1.1 <i>Untersuchte Werkstoffe</i> .....                                             | 9         |
| 2.1.2 <i>Versuchsdurchführung</i> .....                                               | 11        |
| 2.2 UMBAU DER HEISSWASSERKREISLÄUFE FÜR WASSERSTOFFCHEMIE-FAHRWEISE .....             | 12        |
| 2.2.1 <i>Gassteuerung und Analytik</i> .....                                          | 12        |
| 2.2.2 <i>Sicherheitsinstallationen</i> .....                                          | 13        |
| 2.2.3 <i>Vorversuche in Mini-Heisswasserkreislauf</i> .....                           | 13        |
| 2.3 EINFLUSS VON WASSERCHEMIE-TRANSIENTEN UNTER SWR/NWC-BEDINGUNGEN.....              | 14        |
| 2.3.1 <i>Einfluss von Sulfat-Transienten</i> .....                                    | 15        |
| 2.3.2 <i>Einfluss von Chlorid-Transienten</i> .....                                   | 17        |
| 2.4 ICG-EAC INCONEL-600 / INCONEL-182-ROUND ROBIN .....                               | 20        |
| 2.5 INCONEL-182-RDB-MISCHNAHT.....                                                    | 22        |
| 2.6 PUBLIKATIONEN 2003.....                                                           | 23        |
| <b>3. NATIONALE ZUSAMMENARBEIT .....</b>                                              | <b>24</b> |
| <b>4. INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT .....</b>                                         | <b>24</b> |
| <b>5. BEWERTUNG 2003 UND AUSBLICK 2004 .....</b>                                      | <b>24</b> |
| 5.1 BEWERTUNG 2003.....                                                               | 24        |
| 5.2 SCHLUSSFOLGERUNGEN .....                                                          | 24        |
| 5.3 AUSBLICK 2004 .....                                                               | 25        |
| <b>6. REFERENZEN.....</b>                                                             | <b>26</b> |

## 0. Abkürzungen, Symbole und Einheiten

### 0.1 ABKÜRZUNGEN

| <b>Abkürzung</b>  | <b>Bedeutung</b>                                                                       |
|-------------------|----------------------------------------------------------------------------------------|
| <b>ASME</b>       | American Society of Mechanical Engineers                                               |
| <b>ASME BPV</b>   | ASME Boiler and Pressure Vessel Code                                                   |
| <b>ASTM</b>       | American Society of Testing and Materials                                              |
| <b>ASTM E 399</b> | Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials                  |
| <b>BNC(T)</b>     | Blunt Notch Compact Tension Specimen: Kompaktzugprobe mit Rundkerbe                    |
| <b>BWRVIP</b>     | Boiling Water Reactor Vessel and Internals Project                                     |
| <b>C(T)</b>       | Compact Tension Specimen: Kompaktzugprobe                                              |
| <b>CIEMAT</b>     | Research Centre for Energy, Environment and Technology, Spanien                        |
| <b>CSNI</b>       | Committee on the Safety of Nuclear Installations                                       |
| <b>DCPD</b>       | Direct Current Potential Drop Method: Gleichstrompotentialsonde                        |
| <b>DO</b>         | Dissolved Oxygen: Konzentration an gelöstem Sauerstoff                                 |
| <b>DRK</b>        | Dehnungsinduzierte Risskorrosion                                                       |
| <b>DSA</b>        | Dynamic Strain Ageing: Dynamische Reckalterung                                         |
| <b>DWR</b>        | Druckwasserreaktor                                                                     |
| <b>EAC</b>        | Environmentally-Assisted Cracking                                                      |
| <b>ECP</b>        | Electrochemical Corrosion Potential: Freies Korrosionspotential                        |
| <b>EPRI</b>       | Electric Power Research Institute                                                      |
| <b>GE</b>         | General Electric                                                                       |
| <b>GE CRD</b>     | General Electric Corporate Research & Development Center                               |
| <b>GE NE</b>      | General Electric Nuclear Energy                                                        |
| <b>HSK</b>        | Hauptabteilung für die Sicherheit der Kernanlagen                                      |
| <b>HWC</b>        | Hydrogen Water Chemistry, Wasserstoffchemiefahrweise                                   |
| <b>ICG-EAC</b>    | International Co-operative Group of Environmentally-Assisted Cracking of LWR Materials |
| <b>KKL</b>        | Kernkraftwerk Leibstadt                                                                |

| <b>Abkürzung</b>          | <b>Bedeutung</b>                                                                                                             |
|---------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| <b>KKM</b>                | Kernkraftwerk Mühleberg                                                                                                      |
| <b>KTA</b>                | Kerntechnischer Ausschuss                                                                                                    |
| <b>KTA 3201.1</b>         | Sicherheitstechnische Regel des KTA 3201.1: Komponenten des Primärkreislaufes von LWR Teil 1: Werkstoffe und Erzeugnisformen |
| <b>LWV</b>                | Labor für Werkstoffverhalten                                                                                                 |
| <b>LWR</b>                | Leichtwasserreaktor                                                                                                          |
| <b>MPA</b>                | Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, Deutschland                                                       |
| <b>NEA</b>                | Nuclear Energy Agency                                                                                                        |
| <b>NMCA</b>               | Noble Metal Chemical Addition, Edelmetalleinspeisung                                                                         |
| <b>NRC</b>                | National Regulatory Commission, USA                                                                                          |
| <b>NRI</b>                | Nuclear Research Institute, Rez, Tschechische Republik                                                                       |
| <b>NWC</b>                | Normal Water Chemistry, Normalwasserchemiefahrweise                                                                          |
| <b>OECD</b>               | Organisation for Economic Co-operation and Development                                                                       |
| <b>OECD/NEA/CSNI IAGE</b> | OECD/NEA/CSNI Principal Working Group Integrity and Ageing of Structures and Components                                      |
| <b>RDB</b>                | Reaktordruckbehälter                                                                                                         |
| <b>REM</b>                | Rasterelektronenmikroskop(ie)                                                                                                |
| <b>SpRK</b>               | Spannungsrissskorrosion                                                                                                      |
| <b>SRL</b>                | Slow Rising Load Test: Versuch mit monoton ansteigender Last mit konstanter Lastrate                                         |
| <b>SSRT</b>               | Slow Strain Rate Test: langsamer Zugversuch mit konstanter Dehnrage                                                          |
| <b>SSY</b>                | Small Scale Yielding: Kleinstbereichsfließen                                                                                 |
| <b>SWE</b>                | Standard-Wasserstoffelektrode                                                                                                |
| <b>SWR</b>                | Siedewasserreaktor                                                                                                           |
| <b>SwRK</b>               | Schwingrissskorrosion                                                                                                        |
| <b>VGB</b>                | Technische Vereinigung der Grosskraftwerksbetreiber, Deutschland                                                             |
| <b>VTT</b>                | Technisches Forschungszentrum Finnland                                                                                       |
| <b>WEZ</b>                | Wärmeeinflusszone                                                                                                            |
| <b>WKP</b>                | Wiederkehrende Prüfung                                                                                                       |

## 0.2 SYMBOLE UND EINHEITEN

| Symbol                       | Einheit                         | Bezeichnung                                                                               |
|------------------------------|---------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------|
| $A_5$                        | %                               | Bruchdehnung                                                                              |
| $\Delta a$                   | $\mu\text{m}$ oder $\text{mm}$  | Rissfortschritt                                                                           |
| $\Delta a/\Delta N$          | $\mu\text{m}/\text{Zyklus}$     | Rissfortschritt pro Zyklus                                                                |
| $da/dt$                      | $\text{m/s}$                    | Risswachstumsgeschwindigkeit                                                              |
| $da/dt_{\text{DRK}}$         | $\text{m/s}$                    | DRK-Risswachstumsrate in „Slow Rising Load“ Versuchen                                     |
| $da/dt_{\text{SpRK}}$        | $\text{m/s}$                    | SpRK-Risswachstumsrate in Versuchen unter konstanter Last                                 |
| $da/dt_{\text{SwRK}}$        | $\text{m/s}$                    | SwRK-Risswachstumsrate in zyklischen Versuchen                                            |
| $d\text{COD}_{\text{LL}}/dt$ | $\text{mm/s}$                   | Rissöffnungsrate an der Lastlinie                                                         |
| $\delta$                     | $\text{mm}$                     | Probenaufweitung                                                                          |
| $\Delta K$                   | $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ | Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors                                             |
| $\Delta K_{\text{SwRK}}$     | $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ | $\Delta K$ -Schwellwert für SwRK                                                          |
| $\Delta t_{\text{Decline}}$  | $\text{h}$ oder $\text{s}$      | „Decline Time“, Dauer der Lastreduktionsphase $K_{\text{max}} \rightarrow K_{\text{min}}$ |
| $\Delta t_{\text{Hold}}$     | $\text{h}$                      | „Hold Time“ Haltedauer bei konstanter Maximallast $K_{\text{max}}$                        |
| $\Delta t_{\text{Rise}}$     | $\text{h}$ oder $\text{s}$      | „Rise Time“, Dauer der Lastanstiegsphase $K_{\text{min}} \rightarrow K_{\text{max}}$      |
| ECP                          | $\text{mV}_{\text{SWE}}$        | freies Korrosionspotential                                                                |
| $\kappa$                     | $\mu\text{S}/\text{cm}$         | spezifische elektrische Leitfähigkeit                                                     |
| $K_I$                        | $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ | Spannungsintensitätsfaktor                                                                |
| $K_{I,i}$                    | $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ | $K_I$ -Wert bei Rissinitiierung durch DRK                                                 |
| $K_{\text{ISCC}}$            | $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ | $K_I$ -Schwellenwert für SpRK                                                             |
| $\nu$                        | $\text{Hz}$                     | Belastungsfrequenz                                                                        |
| $\text{O}_2$                 | $\text{ppb}$ oder $\text{ppm}$  | Konzentration an gelöstem Sauerstoff                                                      |
| $R$                          | -                               | Verhältnis von Unter- zur Oberlast: $R = K_{\text{min}} / K_{\text{max}}$                 |
| $R_p$                        | $\text{MPa}$                    | Streckgrenze                                                                              |
| $R_m$                        | $\text{MPa}$                    | Zugfestigkeit                                                                             |
| $T$                          | $^{\circ}\text{C}$              | Temperatur                                                                                |
| $Z$                          | %                               | Brucheinschnürung                                                                         |

# 1. Einleitung

Die regulatorische Sicherheitsforschung im Bereich der Materialwissenschaften konzentriert sich zur Zeit auf die Alterungsüberwachung und die Zustandsbeurteilung von sicherheitstechnisch wichtigen und z. T. nicht austauschbaren, druckführenden Komponenten im Primärkreislauf von Leichtwasserreaktoren (LWR). Vorausschauend auf die zukünftige Laufzeit der Kernkraftwerke und der möglichen Lebensdauerverlängerung der Betriebsbewilligungen über 40 Jahre hinaus stellen sich Fragen in Bezug auf den Zustand der Komponenten und hinsichtlich der wichtigsten Schädigungsmechanismen. Aus heutiger Sicht sind dies Versprödung durch Bestrahlung, Ermüdung sowie Risskorrosion und Korrosion.

Während des Reaktorbetriebes können sich bei ungünstigen Randbedingungen unter dem gleichzeitigen Einfluss des Reaktorkühlmittels und der thermomechanischen Betriebsbeanspruchungen sowie von Eigenspannungen (z. B. in Schweißnähten) Korrosionsrisse in druckführenden Komponenten bilden und ausbreiten. Die Gewährleistung eines sicheren Anlagenbetriebes setzt deshalb eine genaue Kenntnis der Systembedingungen voraus, die zur Risskorrosion führen können. Zuverlässige quantitative Daten zur Initiierung und zum Wachstum von Korrosionsrissen sowie ein genaues Verständnis der zugrundeliegenden Mechanismen sind wesentlich für eine genaue Bewertung der möglichen Auswirkungen der Risskorrosion auf die Strukturintegrität, für die Festlegung/Überprüfung der Inspektionsintervalle der Wiederkehrenden Prüfung (WKP) und für die Definition und Qualifizierung von gezielten Abhilfe- und Gegenmassnahmen.

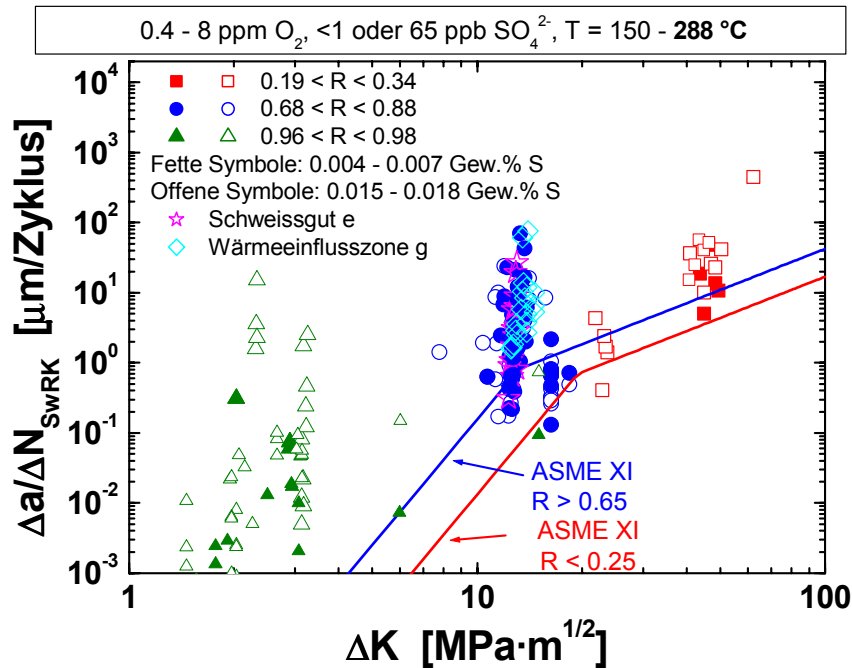
## 1.1 TECHNISCHER HINTERGRUND DES FORSCHUNGSVORHABENS

Das vorliegende Forschungsprogramm RIKORR-II (2003 – 2005) befasst sich mit dem Korrosionsrisswachstum in ferritischen Reaktordruckbehälter(RDB)-Stählen unter stationären und transienten Siedewasserreaktor(SWR)-Bedingungen bei Normalwasserchemie-(NWC) und Wasserstoffchemiefahrweise (HWC) und stellt eine logische Fortführung der Projekte RIKORR-I (2000 – 2002) [1] und SpRK (1996 – 1999) [2] dar. In einem zweiten Teil wird im Rahmen eines internationalen Ringversuches sowie einer Zusammenarbeit mit dem Fracture Research Institute der Tohoku Universität (Japan) das Risskorrosionsverhalten von Inconel-182-Mischnähten zwischen RDB- und hochlegierten rostfreien Stählen/Nickelbasislegierungen unter SWR/NWC-Bedingungen untersucht.

### 1.1.1 Risskorrosion in RDB-Stählen unter SWR/NWC und SWR/HWC-Bedingungen

Trotz der guten Betriebserfahrung [1 – 7] wurde von einzelnen Fachleuten zu Beginn der 90er-Jahre auf Grundlage von Ergebnissen älterer Laboruntersuchungen die Befürchtung geäußert, dass im stationären Dauerbetrieb von SWR schnelles Risswachstum im RDB infolge Spannungsrissskorrosion (SpRK) auftreten könnte [2]. Im Rahmen des SpRK-Projektes [2] konnte jedoch gezeigt werden, dass bei Einhaltung der EPRI-Wasserchemierichtlinien für einen gemäss den kern-technischen Regelwerken hergestellten und wärmebehandelten RDB im transienten SWR-Dauerbetrieb keine Gefährdung durch SpRK besteht und für den RDB-Grundwerkstoff bei einer Betriebstemperatur von 270 – 288 °C bis zu hohen Werten des Spannungsintensitätsfaktors von  $60 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  kein technisch signifikantes SpRK-Risswachstum auftritt [2, 4].

Im Rahmen des nachfolgenden RIKORR-I-Programmes [1] wurde hingegen in Übereinstimmung mit der Betriebserfahrung [1 – 7] unter langsam monoton ansteigender oder niederzyklischer Belastung selbst bei optimaler SWR/NWC-Fahrweise für die untersuchten RDB-Stähle eine ausgeprägte Anfälligkeit für Dehnungsinduzierte Risskorrosion (DRK) und niederzyklische Schwingrisskorrosion (SwRK) beobachtet. Die ASME XI „Wet“ Referenz-Ermüdungsrissswachstumskurven im ASME BPV Regelwerk können hier bei niederfrequenter ( $\leq 10^{-2}$  Hz) zyklischer Belastung unter SWR/NWC-Bedingungen sowohl in RDB-Grund- als auch Schweißgutwerkstoffen deutlich überschritten werden und sind deshalb im Gegensatz zu hohen Belastungsfrequenzen nicht konservativ (Figur 1) [1, 8]. Diese niederzyklischen Belastungen sind charakteristisch für Anfahr- und Abfahrvorgänge sowie für spezielle Betriebszustände (z. B. Hot Stand-by) mit Temperaturschichtungen.



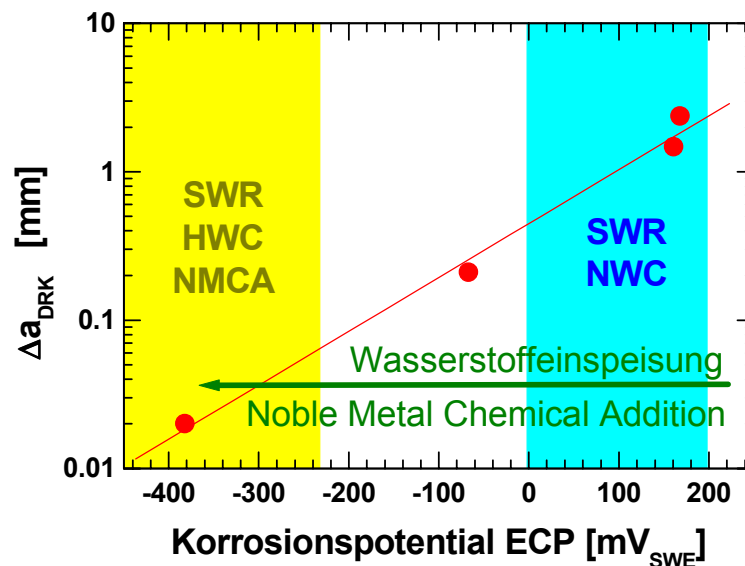
**Figur 1:** Korrosionsgestützter Rissfortschritt pro Zyklus  $\Delta a/\Delta N_{\text{SWRK}}$  in Abhängigkeit der aufgeprägten Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$  für verschiedene Lastverhältnisse  $R$  und RDB-Werkstoffe bei niederfrequenter ( $\leq 10^{-2}$  Hz) zyklischer Belastung unter simulierten stationären und transienten SWR/NWC-Bedingungen. Die Referenzermüdungsrisswachstumskurven des ASME BPV Regelwerkes werden dabei bei niederfrequenter Belastung ( $\leq 10^{-2}$  Hz) z. T. deutlich überschritten und sind deshalb für diese Bedingungen nicht konservativ.

Des weiteren wurde in ersten Experimenten beobachtet, dass die bisher als sehr konservativ betrachtete BWRVIP-60 SpRK Grenzkurve 1 für den transientenfreien, stationären SWR-Leistungsbetrieb bei mittleren Temperaturen (180 – 270 °C) für RDB-Stähle und –Schweissgutwerkstoffe mit einer Anfälligkeit für Dynamische Reckalterung (Dynamic Strain Ageing (DSA)) sowie in Wärmeeinflusszonen von Schweissnähten mit ausgeprägter Aufhärtung ( $\geq 350$  HV5) und hohem S-Gehalt auch bei 288 °C deutlich überschritten werden können [1, 9]. Die BWRVIP-60 SpRK Grenzkurve 2, welche sowohl Wasserchemie- und kleinere Lastschwankungen (die nicht durch die Ermüdungsauslegung und –überwachung erfasst werden) mit abdecken soll, wurde sowohl während Chlorid-Transienten ( $>$  EPRI Action Level Grenzwert 2) als auch bei kleinen Lastfluktuationen mit hohem Lastverhältnis  $R > 0.95$  („Ripple Loading“) z. T. deutlich überschritten [1, 9]. Im Gegensatz zum RDB-Grundwerkstoff im stationären SWR-Leistungsbetrieb ( $T \approx 270 - 290$  °C,  $\approx$  statische Belastung) sind die SpRK-Grenzkurven für den Speisewasserstutzen und die Stutzenkante ( $T \approx 220 - 270$  °C, kleine Lastfluktuationen nicht ausschliessbar) möglicherweise nicht konservativ.

Weltweit wird in SWR (u. a. auch im KKM) nun vermehrt die HWC-Fahrweise alleine oder in Kombination mit der Edelmetalltechnologie (Noble Metal Chemical Addition, NMCA) zur Reduktion des Risskorrosionsrisikos in Strukturwerkstoffen aus rostfreiem Stahl oder Nickelbasislegierungen eingesetzt [10]. In beiden Fällen führt die Rekombination des zudosierten Wasserstoffs mit dem Radiolyse-Sauerstoff zu Wasser zu einer Abnahme des Sauerstoffgehalts und des Korrosionspotentials ECP und somit zu einer Abnahme der SpRK-Risswachstumsraten in diesen Materialien. Es stellt sich deshalb auch die Frage, ob und wie weit die HWC- oder NMCA-Fahrweise insbesondere unter den oben genannten kritischen Bedingungen, bei denen die Risswachstumskurven für den SWR/NWC-Betrieb nicht konservativ sind, eine Schutzwirkung bezüglich der Risskorrosion und ein Absenken der Korrosionsrisswachstumsraten in RDB-Stählen bewirkt.



Versuche am PSI unter langsam ansteigender Belastung mit konstanter Lastrate in wasserstoff-freiem Heisswasser mit unterschiedlichen Sauerstoffgehalten und Untersuchungen unter sauerstofffreien DWR-Bedingungen mit ferritischen RDB-Stählen lassen insbesondere bei der niederfrequenten SwRK und DRK (Figur 2) einen äusserst positiven Effekt der HWC/NMCA-Fahrweise erwarten. Aufgrund von theoretischen Modellvorstellungen [3, 11] und Untersuchungen [12] mit rostfreien Stählen kann unter HWC/NMCA-Bedingungen auch eine deutlich höhere Toleranz gegenüber gefährlichen Verunreinigungen wie Chlorid erwartet werden.



**Figur 2:** Einfluss des Korrosionspotentials ECP auf das DRK-Risswachstum  $\Delta a_{\text{DRK}}$  in einem RDB-Stahl mit hohem S-Gehalt in Heisswasser mit unterschiedlichen Sauerstoffgehalten in Versuchen mit langsam ansteigender Last mit konstanter Lastrate unter identischen Belastungsbedingungen. Zu Vergleichszwecken sind die typischen ECP-Bereiche für die SWR/NWC- und SWR/HWC/NMCA-Fahrweise eingetragen.

### 1.1.2 Risskorrosion in Inconel-182-Mischnähten

In den letzten Jahren sind sowohl in DWR [13] als auch SWR [14] SpRK-Rissbildungen im Inconel-182-Schweissgut von Mischnähten zwischen ferritischem RDB-Stahl und Nickelbasislegierungen (Inconel-600) oder austenitisch rostfreien Stählen (AISI 304 L, 316 L, ...) aufgetreten, die zum Teil zu Leckagen geführt haben und teure Reparaturmassnahmen und zusätzliche Inspektionen zur Folge hatten. In SWR wurden SpRK-Rissbildungen in der Kernmantel-Support-Struktur (Tsuruga), Durchführungen in der RDB-Bodenkalotte (Hamaoka 1) oder in Safe-End-Verbindungen zwischen RDB-Stützen und diversen Rohrleitungen (Chinsan, Duanne Arnold, ...) beobachtet. Zwar beschränkten sich die meisten dieser Rissbildungen fast immer auf das Inconel-182-Schweissgut und auf den angrenzenden hochlegierten Stahl, dennoch stellt sich die sicherheitstechnisch wichtige Frage, ob sich ein SpRK-Risswachstum im Inconel-182-Schweissgut allenfalls in den RDB-Stahl fortsetzen kann.

Zur Festlegung der WKP-Inspektionsintervalle und für Sicherheitsbewertungen werden zuverlässige SpRK-Risswachstumsraten in Inconel-182-Schweissgut in Abhängigkeit von Umgebungs-, Belastungs-, Material- und Schweissparametern benötigt. Im Vergleich zu den rostfreien Stählen liegen für Inconel-182 nur sehr wenig qualifizierte Risswachstumsdaten vor und diese variieren selbst unter vergleichbaren Umgebungsbedingungen über mehrere Grössenordnungen [15]. Zudem deuten einzelne Laboruntersuchungen darauf hin, dass die HWC-Fahrweise bzw. ein Absenken des Korrosionspotentials zumindest bei gewissen Schweissgütern möglicherweise nicht zu einer signifikanten Reduktion der SpRK-Risswachstumsgeschwindigkeit führt [15].

## 1.2 ZIELSETZUNGEN UND ARBEITSPROGRAMM DES FORSCHUNGSVORHABENS

Im Rahmen des vorliegenden Forschungsprojektes wird das Risskorrosionsverhalten von ferritischen RDB-Stählen und von Inconel-182-Mischnähten unter stationären und transienten SWR/NWC und HWC-Betriebsbedingungen experimentell untersucht. Im Vordergrund steht die Ermittlung belastbarer Risswachstumsraten, die für Strukturintegritätsbewertungen im Rahmen der periodischen Sicherheitsanalyse und für die Festlegung/Überprüfung der Inspektionsintervalle der WKP bei Rissanzeigen verwendet werden können.

Das Arbeitsprogramm des Projektes setzt sich aus den folgenden drei Hauptteilen zusammen:

- Erweiterung der SpRK-, DRK- und SwRK-Risswachstumsdatenbasis unter SWR/NWC-Bedingungen. Im Vordergrund stehen hier weitere Untersuchungen zum SpRK-Risswachstumsverhalten von RDB-Schweißnähten und ihren WEZ sowie zum Einfluss von kurzzeitigen Chlorid-Transienten.
- Bewertung der Schutzwirkung der HWC-Fahrweise bezüglich der Risskorrosion in RDB-Stählen bei Systembedingungen (Umgebung/Belastung/Werkstoff), unter denen bei der NWC-Fahrweise die ASME XI SwRK- und die BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurven nicht konservativ sind und möglicherweise mit relevantem Korrosionsrisswachstum zu rechnen ist.
- Teilnahme am internationalen ICG-EAC-Ringversuch zur Risskorrosion in Nickel-Basis-Legierungen und Mischnähten unter SWR- und DWR-Bedingungen.

Das Projekt soll mithelfen, bestehende Wissenslücken und Unsicherheiten zu beseitigen, um die tatsächlich vorhandenen Sicherheitsmargen besser abschätzen zu können. Zusätzlich wird es eine grobe, quantitative Abschätzung der Erhöhung der Sicherheitsmargen durch die HWC-Fahrweise bezüglich der Risskorrosion in ferritischen RDB-Stählen ermöglichen.

## 1.3 ZIELSETZUNGEN UND ARBEITSPROGRAMM FÜR 2003

Die wesentlichen Zielsetzungen und geplanten Arbeiten für das Jahr 2003 umfassten:

- Abschluss der Parameterstudie zum Einfluss von Temperatur und Belastungsfrequenz auf das Korrosionsrisswachstum in der WEZ der Biblis C RDB-Umfangsschweißnaht unter SWR/NWC-Bedingungen (zwei Versuche bei 150 und 200 °C). Eine Diskussion der Ergebnisse befindet sich im Abschlussbericht zum RIKORR-I-Projekt [1].
- Umbau der Heisswasserkreisläufe für Wasserstoffchemiefahrweise (Kap. 2.2).
- Abschluss der Untersuchungen zum Einfluss von Sulfat- und Chlorid-Transienten unter SWR/NWC-Bedingungen (Kap. 2.3).
- ICG-EAC-Inconel- 600/Inconel-182-Ringversuch (Kap. 2.4):
  - Abschluss der Phase 1.
  - Experimente der Phase 2 (4.5 Monate).
- Langzeitversuch (3.5 Monate) zum Korrosionsrisswachstumsverhalten im Übergangsbereich zwischen Inconel-182-Schweißgut und RDB-Stahl unter SWR/NWC-Bedingungen (Kap. 2.5)
- Publikationen/Konferenzbeiträge:
  - Publikation in wissenschaftlicher Zeitschrift [16].
  - NACE Corrosion 2003 (März 2003, San Diego, USA) [17].
  - ICG-EAC 2003 (Mai 2003, Ottawa, Kanada) [18, 19].
  - 11<sup>th</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation (August 2003, Stevenson, USA) [20 - 23]
  - EUROCORR 2003 (September 2003, Budapest, Ungarn) [24].

## 2. Durchgeführte Arbeiten und erreichte Ergebnisse

### 2.1 EXPERIMENTELLE DURCHFÜHRUNG

#### 2.1.1 Untersuchte Werkstoffe

Ferritische RDB-Stähle:

In den Experimenten werden fünf verschiedene niedriglegierte RDB-Stähle sowie zwei Schweissnähte und ihre Wärmeeinflusszonen untersucht (Tabelle 1 - 3). Diese Stähle werden weltweit und in schweizerischen Kernkraftwerken in druckumschliessenden Komponenten eingesetzt.

| Werkstoff                                             | Bez.     | Norm       | S-Gehalt [Gew. %] | Wärmebehandlung                                                                                                                                                      |
|-------------------------------------------------------|----------|------------|-------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| <b>20 MnMoNi 5 5</b><br>≡ SA 508 Class 3              | <b>a</b> | KTA 3201.1 | 0.004             | Härtung: 910 - 920 °C / 6 h / WQ<br>Anlassen: 640 - 650 °C / 9.5 h / OK                                                                                              |
| <b>SA 508 Class 2</b><br>≡ 22 NiMoCr 3 7              | <b>b</b> | ASME       | 0.004             | Härtung: 900° C / 8 h / WQ<br>Anlassen: 600 °C / 9 h / Luft                                                                                                          |
| <b>SA 533 B Class 1</b><br>≡ 20 MnMoNi 5 5            | <b>c</b> | ASME       | 0.018             | Normalisierung: 915°C / 12 h / Luft<br>Härtung: 860 °C / 12 h / WQ<br>Anlassen: 660 °C / 12 h / OK<br>Spannungsarmglühung: 610°C/40h/OK<br>550°C/12h/OK 550°C/12h/OK |
| <b>22 NiMoCr 3 7</b><br>≡ SA 508 Class 2              | <b>d</b> | KTA 3201.1 | 0.007             | Härtung: 890 - 900 °C / 6.83 h / WQ<br>Anlassen: 640 - 650 °C / 17.25 h / Luft<br>Spannungsarmglühung*                                                               |
| <b>Schweisssnaht d-d</b><br><b>S3 NiMo 1</b>          | <b>e</b> | KTA 3201.1 | 0.007             | *Spannungsarmglühung:<br>540 - 555 °C / 59 h / 465 °C / 590 - 610 °C /<br>21 h / 465 °C / 590 - 605 °C / 11.25 h / Luft                                              |
| <b>20 MnMoNi 5 5</b><br>≡ SA 508 Class 3              | <b>f</b> | KTA 3201.1 | 0.015             | Härtung: 900°C / 9 h / WQ<br>Anlassen: 650 °C / 34 h / Luft /<br>660 °C / 14 h / Luft<br>Spannungsarmglühung:<br>550°C / 46.5 h / 600 °C / 8 h / Luft                |
| <b>WEZ von d</b>                                      | <b>g</b> | KTA 3201.1 | 0.007             | Spannungsarmglühung:<br>540 - 555 °C / 59 h / 465 °C / 590 - 610 °C /<br>21 h / 465 °C / 590 - 605 °C / 11.25 h / Luft                                               |
| <b>WEZ von f</b>                                      | <b>h</b> | KTA 3201.1 | 0.015             | Spannungsarmglühung:<br>550°C / 46.5 h / 600 °C / 8 h / Luft                                                                                                         |
| <b>Schweisssnaht f-f</b><br><b>S3 NiMo 1/OP 41 TT</b> | <b>i</b> | KTA 3201.1 | 0.005             | Spannungsarmglühung:<br>550°C / 46.5 h / 600 °C / 8 h / Luft                                                                                                         |

WQ: abgeschreckt in Wasser OK: abgekühlt im Ofen

**Tabelle 1:** Untersuchte ferritische RDB-Werkstoffe.

Die chemische Zusammensetzung, Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften der untersuchten Stähle erfüllen die Anforderungen der entsprechenden kerntechnischen Regelwerke und Normen (KTA, ASME-BPV) für die druckführenden Komponenten des Primärkreislaufes von LWR [1]. Im wesentlichen unterscheiden sich die untersuchten Stähle in ihren Aluminium- und Schwe-

felgehalten bzw. in ihrer DSA-Anfälligkeit und ihrem Gehalt an MnS-Einschlüssen, die das Risskorrosionsverhalten massgeblich beeinflussen können [1, 3, 5]. Die WEZ weisen zudem deutlich erhöhte Festigkeitswerte auf.

| 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 NiMoCr 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 |
| Schweisssnaht  | e | 0.054 | 0.17 | 1.19 | 0.013 | 0.007 | 0.04 | 0.55 | 0.94 | 0.006 | 0.0053 | 0.06 |
| 20 MnMoNi 5 5  | f | 0.26  | 0.32 | 1.44 | 0.016 | 0.015 | 0.15 | 0.61 | 0.63 | 0.02  | 0.029  | 0.17 |
| WEZ von d      | g | 0.215 | 0.20 | 0.91 | 0.008 | 0.007 | 0.42 | 0.53 | 0.88 | 0.007 | 0.018  | 0.04 |
| WEZ von f      | h | 0.26  | 0.32 | 1.44 | 0.016 | 0.015 | 0.15 | 0.61 | 0.63 | 0.02  | 0.029  | 0.17 |
| Schweisssnaht  | i | 0.07  | 0.13 | 1.15 | 0.014 | 0.005 | 0.10 | 0.49 | 1.04 | 0.01  | 0.011  | 0.05 |

**Tabelle 2:** Chemische Zusammensetzung der RDB-Stähle (in Gew.%).

| Werkstoff      |   | Raumtemperatur             |                         |                       |          | 288 °C                     |
|----------------|---|----------------------------|-------------------------|-----------------------|----------|----------------------------|
|                |   | R <sub>P0.2</sub><br>[MPa] | R <sub>m</sub><br>[MPa] | A <sub>5</sub><br>[%] | Z<br>[%] | R <sub>P0.2</sub><br>[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 | 456                        | 605                     | 23.4                  | 59.9     | 412                        |
| 22 NiMoCr 3 7  | d | 467                        | 600                     | 17.3                  | 71.9     | 400                        |
| Schweisssnaht  | e | 492                        | 592                     | 17.4                  | 73.3     | 430                        |
| 20 MnMoNi 5 5  | f | 508                        | 664                     | 20                    | 61       | 439                        |
| WEZ von d      | g | -                          | -                       | -                     | -        | 640*                       |
| WEZ von f      | h | 880                        | 910                     | -                     | -        | -                          |
| Schweisssgut   | i | 530                        | 610                     | -                     | -        | -                          |

**Tabelle 3:** Mechanische Eigenschaften (Zugversuch DIN 50145, B5X50 Proben). Mittelwerte von Zugproben in T- und L-Richtung und ¼ T bis ¾ T-Lage. (R<sub>P0.2</sub>: Streckgrenze, R<sub>m</sub>: Zugfestigkeit, A<sub>5</sub>: Bruchdehnung, Z: Einschnürung, \*: mit instrumentierter Härtemessung in der Mitte der WEZ).

#### Nickel-Basislegierungen und Mischnähte:

Die chemischen Zusammensetzungen der eingesetzten Nickelbasislegierungen und Mischnähte sind in Tabelle 4 zusammengestellt. Für den ersten Test des ICG-EAC-Round Robins (Phase 2) kommt die Nickelbasislegierung Inconel-600 mit einem C-Gehalt von 0.045 Gew.% und einer mittleren Austenitkorngrösse von ca. 70 µm (ASTM 4.5) zum Einsatz. Die an Luft erschmolzene Legierung wurde bei 1010 °C für etwa 1 bis 2 h wärmebehandelt („Mill Annealed“). Anschliessend wurde durch Kreuzwalzen eine Kaltverformung von 30 % (Dickenreduktion von jeweils 15 % pro Walzrichtung) aufgebracht. Durch die Kaltverformung stieg dabei die Streckgrenze des Materials von 257 auf 863 MPa an. Die Proben für den Ringversuch wurden so gefertigt, dass der Rissmund der Proben parallel zur Dickenrichtung lag. Im späteren Verlauf des Ringversuchs wird voraussichtlich eine in Japan gefertigte Inconel-182-Schweisssverbindung zwischen zwei Inconel-600-Platten verwendet werden.

Zum Studium des Korrosionsrisswachstumsverhalten im Übergangsbereich vom Inconel-182-Schweisgut zum RDB-Grundwerkstoff SA 508 Cl. 3 kommt eine von Hitachi gefertigte, simulierte Mischnaht zum Einsatz (Figur 3). Hierbei wurde eine U-förmige Nut in der dicken RDB-Stahl-Platte mit Inconel-182 mittels Schutzgas-Metalllichtbogen-Handscheissung gefüllt und anschliessend bei 625 °C für 24.5 h spannungsarmgeglüht. Nach der Spannungsarmglühung konnten mittels XRD keine nennenswerten Schweiseseignungen festgestellt werden und im Schweisgut wurde eine Zugfestigkeit von 627 MPa gemessen.

| Werkstoff    | C     | Ni   | Cr    | Fe   | P     | S     | Mn   | Mo   | Si   | Ti   | Nb   | Al   | N     | Co   | Cu   |
|--------------|-------|------|-------|------|-------|-------|------|------|------|------|------|------|-------|------|------|
| Inconel-600  | 0.045 | 75.9 | 15.58 | 7.73 | 0.008 | 1E-4  | 0.25 | 0.02 | 0.18 | 0.25 | 0.01 | 0.12 | 0.005 | 0.03 | 0.01 |
| Inconel-182  | 0.04  | 70.8 | 14.26 | 9.7  | 0.002 | 0.003 | 2.46 | -    | 0.24 | 0.05 | 1.87 | -    | -     | -    | 0.01 |
| SA 508 Cl. 3 | 0.19  | 0.78 | 0.15  | Bal. | 0.003 | 0.003 | 1.45 | 0.48 | 0.20 | -    | -    | -    | -     | -    | -    |

**Tabelle 4:** Chemische Zusammensetzung (in Gew.%) der untersuchten Inconel-600 Legierung und der simulierten Mischnaht Inconel-182/SA 508 Cl. 3.



**Figur 3:** Simulierte Inconel-182/SA 508 Cl. 3-Mischnaht zum Studium des Korrosionsrisswachstumsverhalten im Übergangsbereich zwischen Inconel-182-Schweisgut und unbeeinflusstem RDB-Grundwerkstoff.

### 2.1.2 Versuchsdurchführung

Die Versuchsdurchführung und –auswertung sowie der Messaufbau sind im Rahmen zweier PSI-Berichte [1, 25] detailliert beschrieben.

Das Risskorrosionsverhalten der verschiedenen Stähle wird in Versuchen unter konstanter Last mit oder ohne periodischer Teillastung (SpRK) und in Experimenten mit langsam monoton ansteigender oder niederzyklischer Last (DRK, SwRK) in modernen Heisswasserkreisläufen unter simulierten SWR/NWC- oder HWC-Bedingungen in sauerstoff- oder wasserstoffhaltigem Heisswasser bei einer Temperatur von 150 bis 288 °C experimentell untersucht. Belastungsbedingungen und Wasserchemie (Sauerstoff/Wasserstoffverhältnis, Sulfat- und Chloridgehalt) werden hierbei gezielt variiert. Die Untersuchungen erfolgen mit 25 mm dicken bruchmechanischen 1T-C(T) Kompaktzugproben, die hauptsächlich in T-L- oder L-T-Richtung (entsprechend ASTM E 399) gefertigt werden. Vor dem Versuchsbeginn werden die Proben bei Raumtemperatur in Laborluft mit einem Schwingriss definierter Länge versehen. Alternativ kommen für WEZ-Proben auch Kompaktzugproben mit Rundkerben anstelle des Schwingrisses zum Einsatz.

Die Heisswasserkreisläufe (Figur 4) mit Autoklaven mit integrierten elektromechanischen Zugmaschinen erlaubten es, die im Betrieb auftretenden mechanischen, thermischen und wasserchemischen Bedingungen realitätsnah zu simulieren. Das Autoklavenvolumen von 10 Liter wird 3 bis 4-mal pro Stunde ausgetauscht. Dies ist zur Aufrechterhaltung konstanter wasser- und elektrochemischer Bedingungen ausreichend. Im Bereich der Probe beträgt die Strömungsgeschwindigkeit einige mm/s. Sauerstoff- und Wasserstoffgehalt, Leitfähigkeit, Durchfluss, Druck und Temperatur werden im Vorlauf- und Rücklauf des Niederdruck-/temperaturkreislaufs kontinuierlich gemessen. Zusätzlich wird im Hochdruck-/temperaturbereich Last, Temperatur, Druck, Korrosions- und Redox-Potential erfasst.

Die Regelung des Sauerstoff- und Wasserstoffgehaltes und der Leitfähigkeit im Vorlaufwasser erfolgt durch Einblasen von reinem Stickstoff, Sauerstoff und Wasserstoff (siehe Kap. 2.2.1) bzw. durch die Zudosierung von 0.02 molarer wässriger  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ - oder  $\text{NaCl}$ -Lösung zum hochreinen Heisswasser ( $< 0.06 \mu\text{S/cm}$ ). Das Korrosionspotential wird durch die Konzentration an gelöstem Sauerstoff bzw. das Sauerstoff/Wasserstoffverhältnis bestimmt. Die Messung des Korrosionspotentials der Proben und des Redox-Potentials der Umgebung (Pt-Elektrode) erfolgt kontinuierlich mit einer externen Ag/AgCl- oder einer  $\text{Cu/Cu}_2\text{O/ZrO}_2$ -Referenzelektrode mit einem digitalen Multimeter und speziellen Potentialvorverstärkern mit sehr hoher Eingangsimpedanz ( $> 10^{14} \Omega$ ).

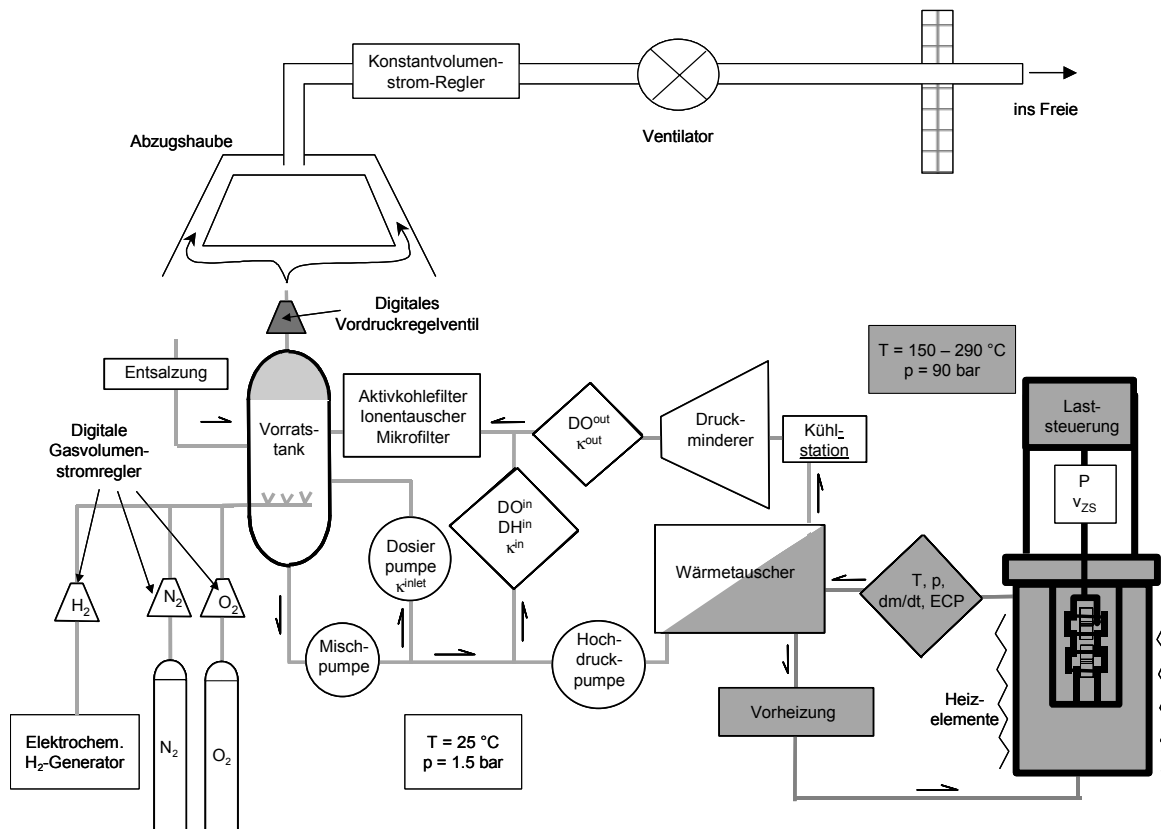
Eine kontinuierliche Messung des Risswachstums erfolgt während des Versuches mit der Gleichstrompotentialsonde (Auflösungsgrenze von 2 bis 5  $\mu\text{m}$ ). Nach dem Versuch wird das Risswachstum fraktographisch mit dem Licht- und Rasterelektronenmikroskop ausgemessen und die kontinuierlichen Messungen mit Hilfe der fraktographischen Ergebnisse korrigiert. Bei gleichmäßigem Risswachstum über die gesamte Probenbreite unterscheiden sich die Ergebnisse der Gleichstrompotentialsonde und der Fraktographie um weniger als 5 %.

## 2.2 UMBAU DER HEISSWASSERKREISLÄUFE FÜR WASSERSTOFFCHEMIE-FAHRWEISE

### 2.2.1 Gassteuerung und Analytik

Bisher wurde der Sauerstoffgehalt durch alternierendes Einblasen von reinem Sauerstoff und Stickstoff über einen PC und Magnetventile geregelt. Da diese Technik zur Kontrolle eines bestimmten Wasserstoff/Sauerstoff-Konzentrationsverhältnisses im Vorlaufwasser ungeeignet ist, wurde die ganze Steuerung für die Gaszudosierung grundlegend verändert. Figur 4 zeigt ein vereinfachtes Schema der verwendeten Heisswasserkreisläufe und der eingesetzten neuen Gassteuerung. Die Konzentration an im Vorlaufwasser gelöstem Sauerstoff und Wasserstoff wird durch Einblasen von hochreinem Sauerstoff, Wasserstoff und Stickstoff in den Vorratstank und Kontrolle des Partialdrucks der einzelnen Gase über der Wassersäule geregelt. Der im Wasser gelöste Gasgehalt ist entsprechend dem Henry-Gesetz proportional zum Partialdruck des jeweiligen Gases im Gasvolumen über der Wassersäule, welcher seinerseits jeweils proportional zu dessen Stoffmengenanteil  $x_i$  ist. Die Partialdrücke werden über hochpräzise, digitale Gasdurchflussregler für Wasserstoff, Stickstoff und Sauerstoff und über ein hochpräzises, digitales Vordruckregelventil gesteuert. Über den Gesamtdruck und den Gasdurchfluss der einzelnen Gase lassen sich hiermit über einen sehr weiten Bereich verschiedene Wasserstoff/Sauerstoff-Konzentrationsverhältnisse im Vorlauf sehr genau einstellen.

Durch Korrosionsprozesse wird im heissen Bereich des Kreislaufes Sauerstoff und Wasserstoff verbraucht. Der Sauerstoff und Wasserstoff können zudem auf dem Oxidfilm der Rohrleitungen/Autoklaven und auf der Platin-Redox-Elektrode zu Wasser rekombinieren, so dass im Rücklauf der Sauerstoff und Wasserstoff jeweils in tieferen Konzentrationen vorliegt als im Vorlauf. Der Sauerstoffgehalt wird deshalb kontinuierlich im Vor- und Rücklauf mit polarographischen Sensoren von Orbisphere gemessen. Die Messung des Wasserstoffgehalts erfolgt abwechselungsweise im Vorlauf- und Rücklauf über einen Wasserstoffsensoren (thermische Leitfähigkeitsmessung) von Orbisphere. Zusätzlich wird das freie Korrosionspotential ECP der Proben mit einer  $\text{Cu/Cu}_2\text{O/Zirkonoxid-Membran-}$  oder einer externen 0.01 M KCl/Ag/AgCl-Referenzelektrode und das Redox-Potential der Umgebung im Autoklaven mit einer Platin-Elektrode gemessen.



**Figur 4:** Vereinfachtes Schema der Heisswasserkreisläufen mit neuer Gasteuerung und Sicherheitsinstallationen.

### 2.2.2 Sicherheitsinstallationen

In den Versuchen mit HWC-Fahrweise kommen explosive Sauerstoff/Wasserstoff-Mischungen zum Einsatz. Zwar sind die Gasmengen relativ gering, eine lokale Anreicherung während den Langzeitversuchen kann aber nicht vollständig ausgeschlossen werden. Über den Vorrattanks der Kreisläufe wurde deshalb jeweils eine Abzugshaube mit Konstant-Volumenregler von 160 m<sup>3</sup>/h installiert (Figur 4). Die Abluft wird über eine gemeinsame Rohrleitung und einen Rohrventilator ins Freie abgeführt. Aus Sicherheitsgründen wird der Wasserstoff kontinuierlich durch elektrolytische Dissoziation von Wasser erzeugt. Im Falle eines Druckabfalls infolge eines Lecks stellen die Wasserstoffgeneratoren ihren Betrieb selbständig ein. An der Decke des Versuchsraums befindet sich zudem ein Wasserstoffsensor, der an das Gasalarmsystem des PSI angeschlossen ist.

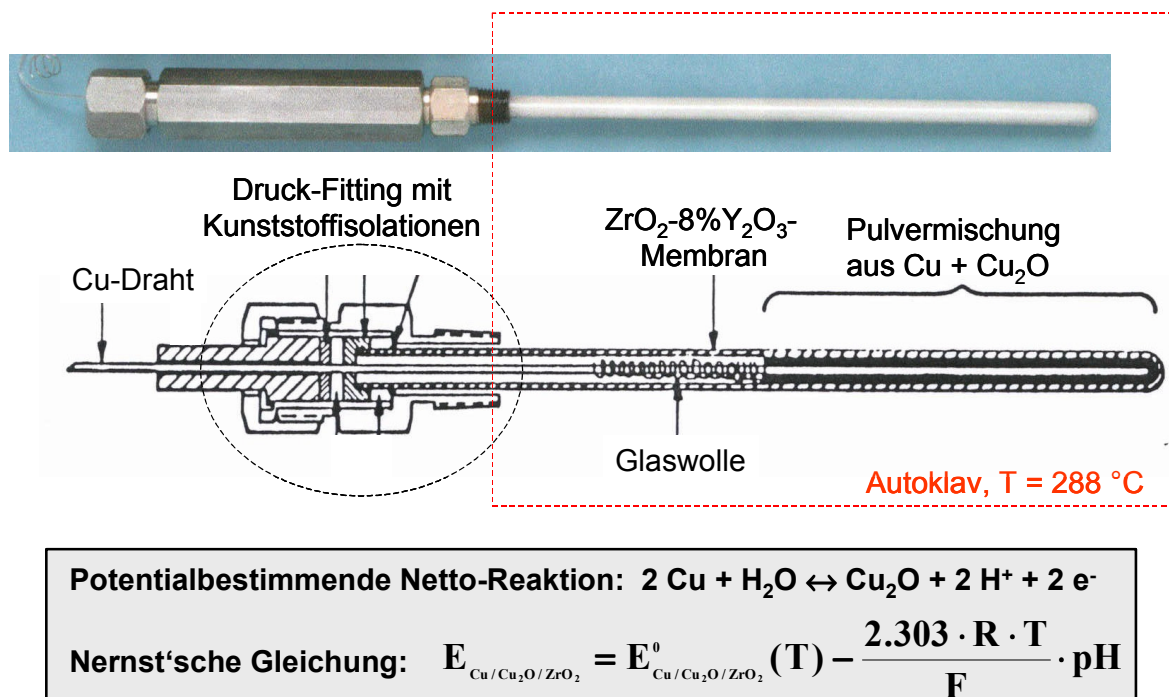
### 2.2.3 Vorversuche in Mini-Heisswasserkreislauf

Während der Berichtsperiode wurde aus alten Komponenten eines abgeschlossenen Wasserchemieprojektes ein zu den Risskorrosionskreisläufen analoger, aber kompakterer Heisswasserkreislauf aufgebaut und in Betrieb genommen, damit in der Zukunft zusätzliche Risskorrosionsexperimente durchgeführt werden können. Die neue Gassteuerung und verschiedene Referenzelektroden wurden hinsichtlich ihrer Eignung für die HWC-Fahrweise in diesem neuen Heisswasserkreislauf im Rahmen von Vorversuchen gezielt ausgetestet.

Die Vorversuche mit der neuen Gassteuerung im Mini-Heisswasserkreislauf mit einem 1 Liter Autoklaven ergaben, dass sich mit der verwendeten Technik sowohl der Wasserstoff- und Sauerstoffgehalt sowie das Wasserstoff/Sauerstoff-Konzentrationsverhältnis über einen weiten Bereich im Vorlauf sehr genau und reproduzierbar kontrollieren lassen. Zudem wurde bei einer hohen Austauschrate des Autoklavenvolumens (15/Stunde) und einem Vorlaufsauerstoffgehalt von 200 ppb selbst bei massiven Wasserstoffüberschuss (molares H<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>-Verhältnis von 9) immer noch

eine beträchtliche Menge von 140 ppb Sauerstoff im Rücklauf beobachtet, was als sehr gutes Qualitätsmerkmal für den Heisswasserkreislauf betrachtet werden kann.

Die bisher zur ECP-Messung verwendete externe 0.01 M KCl/Ag/AgCl-Referenzelektrode [26, 27] hat sich bisher in wasserstofffreiem, sauerstoffhaltigem Heisswasser bewährt. Die Elektrode führt zu keiner messbaren Kontamination des Heisswassers mit Chlorid und weist einen akzeptablen Drift von 10 bis 30 mV in 1000 Stunden bei 288 °C auf. Erste Voruntersuchungen in wasserstoffhaltigem Heisswasser haben aber gezeigt, dass sich das Potential dieser Referenzelektrode mit zunehmender Wasserstoffkonzentration verändert und das verwendete Design deshalb für die HWC-Fahrweise ungeeignet erscheint. Aus diesem Grund wurden verschiedene, andere Referenzelektroden geprüft. Als beste Elektroden haben sich Metall/Metalloxid-Referenzelektroden mit ZrO<sub>2</sub>-Membran [28] herausgestellt (Figur 5). Diese Elektroden zeigen eine exzellente Langzeitstabilität, Reproduzierbarkeit und führen zu keinerlei Kontamination des Heisswassers mit Chlorid.



**Figur 5:** Cu/Cu<sub>2</sub>O/ZrO<sub>2</sub>-Referenzelektroden zur ECP- und pH-Messung in Heisswasser [28].

### 2.3 EINFLUSS VON WASSERCHEMIE-TRANSIENTEN UNTER SWR/NWC-BEDINGUNGEN

Das Risswachstumsverhalten während und nach einer Wasserchemietransiente ist von praktischer Bedeutung, da der Reaktorbetrieb unvermeidbar periodisch, kurzzeitige Variationen der Wasserchemie beinhaltet. Leitfähigkeits- und Sauerstoff-/Korrosionspotential-Transienten treten z. B. während des Anfahrens und gelegentlich während des stationären Leistungsbetriebs (z. B. durch Einbrüche von Ionentauscherharzen oder durch Leckagen im Bereich des Kondensators) auf. Die Häufigkeit, das Ausmass und die Zeitdauer (< 1 – 2 Tage) von solchen Transienten sind stark begrenzt.

Sauerstoff-/Korrosionspotential-Transienten wurden insbesondere im Zusammenhang mit der HWC-Fahrweise an rostfreien Stählen detailliert untersucht [30, 31]. Untersuchungen zum Einfluss von Sulfat- oder Chlorid-Transienten auf das SpRK-Risswachstum in niedriglegierten Stählen unter SWR/NWC-Bedingungen fanden bisher im Konzentrationsbereich < 100 ppb nicht statt. Bei niedriglegierten Druckbehälter- und Rohrleitungsstählen sind zudem unter SWR-Bedingungen unter gewissen Umständen Langzeit- und Memory-Effekte nach Wasserchemietransienten denkbar [1, 11, 29 - 31].



Erste orientierende Experimente im Bereich der verschiedenen Action Levels der EPRI-SWR-Wasserchemierichtlinie [32] (Tabelle 5) sollten deshalb Aufschluss darüber geben, inwieweit die BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurven 2 und 1 das SpRK-Risswachstum während und nach kurzzeitigen Sulfat- und Chlorid-Transienten abdecken, und ob ein eventuell beschleunigtes SpRK-Risswachstum nach einer Transiente wieder abklingt. Zu diesem Zweck wurde das SpRK-Risswachstumsverhalten von vier verschiedenen RDB-Stählen (b, c, d, f) mit unterschiedlichen S-Gehalten während und nach Sulfat- (65 bis 370 ppb Sulfat) und Chlorid-Transienten (10 – 50 ppb) unter simulierten SWR/NWC-Bedingungen (288 °C, 0.4 oder 8 ppm O<sub>2</sub>) in Versuchen unter konstanter Last oder mit periodischer Teilentlastung untersucht (Versuchsablauf siehe Figur 6). Im folgenden werden die wichtigsten Ergebnisse zusammengefasst [33].

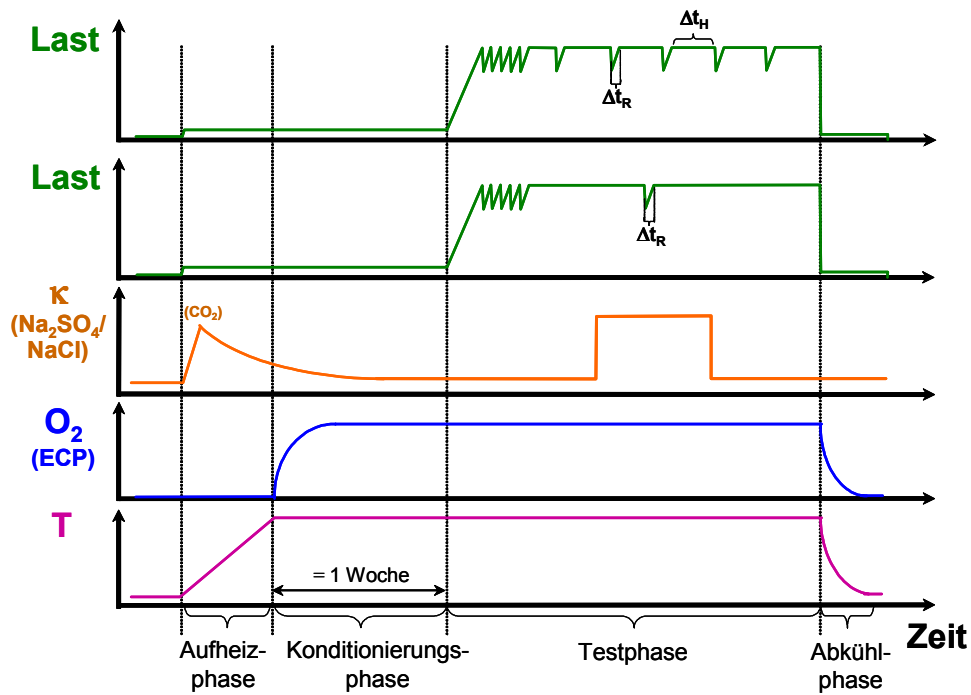
| Parameter                                                 | Action Level 1                            | Action Level 2                      | Action Level 3                       |
|-----------------------------------------------------------|-------------------------------------------|-------------------------------------|--------------------------------------|
| Leitfähigkeit [ $\mu\text{S}/\text{cm}$ ]                 | > 0.3                                     | > 1.0                               | > 5.0                                |
| Sulfat [ppb]                                              | > 5                                       | > 20                                | > 100                                |
| Chlorid [ppb]                                             | > 5                                       | > 20                                | > 100                                |
| Zeit um die Parameter unterhalb des AL zu reduzieren      | 96 h                                      | 24 h (+ Zeit für Herunterfahren)    | 0 h                                  |
| Massnahmen, falls die Werte immer noch über den AL liegen | Programm und Zeitplan für Gegenmassnahmen | Reguläres Herunterfahren der Anlage | Sofortiges Herunterfahren der Anlage |

**Tabelle 5:** EPRI Wasserchemierichtlinie für das Reaktorwasser bei SWR/NWC Fahrweise [32].

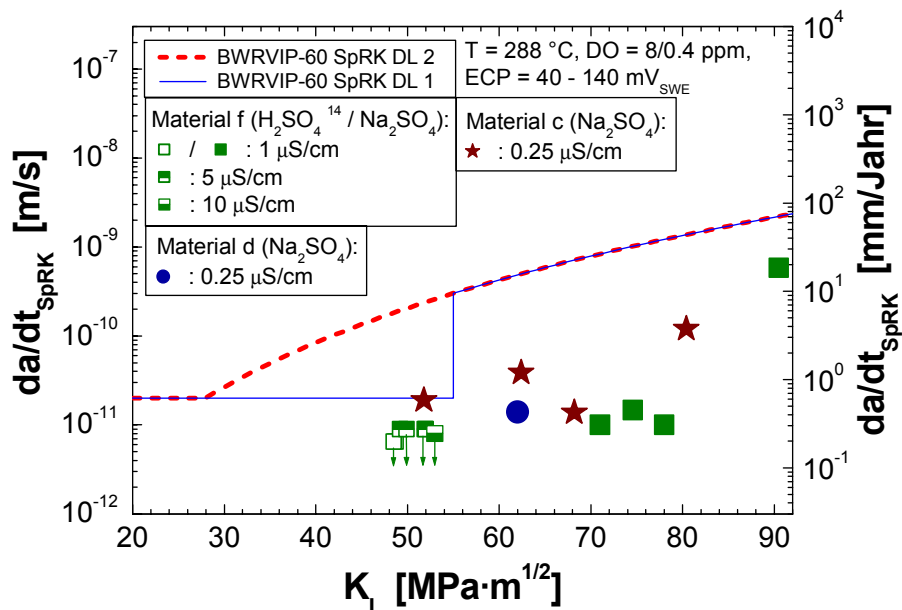
### 2.3.1 Einfluss von Sulfat-Transienten

In sauerstoffhaltigem Heisswasser (288 °C, 0.4 - 8 ppm O<sub>2</sub>, ECP = 0 bis +150 mV<sub>SWE</sub>) führten Sulfat-Konzentrationen weit oberhalb des EPRI Action Level Grenzwertes 3 selbst bei erhöhten Sauerstoffgehalten von 8 ppm gegenüber höchstreichem Wasser bei keinem der untersuchten RDB-Werkstoffe zu einer Beschleunigung des Korrosionsrisswachstums in Versuchen mit konstanter oder zyklischer Last sowie mit periodischer Teilentlastung. Vor, während und nach den Sulfat-Transienten wurden jeweils die gleichen Risswachstumsraten beobachtet.

In Figur 7 sind die SpRK-Risswachstumsraten von Versuchen unter konstanter Last [1, 4, 33, 34] in sauerstoffhaltigem Heisswasser (0.4 oder 8 ppm O,  $\kappa = 0.25$  bis 10  $\mu\text{S}/\text{cm}$ , T = 288 °C) mit den RDB-Stählen b, c und f bei verschiedenen Sulfatkonzentrationen von 65 bis 1400 ppb (zudosiert als Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> oder H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) mit den BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurven verglichen. Im Fall rein statischer Belastung lagen die SpRK-Risswachstumsraten während und nach der Transiente ausnahmslos unterhalb der BWRVIP-60SpRK-Grenzkurve 1 für den transientenfreien, stationären SWR/NWC-Leistungsbetrieb. Des weiteren klang ein schnelles Korrosionsrisswachstum, das durch zyklische oder langsam ansteigende Last erzeugt wurde, selbst bei Sulfat-Konzentrationen weit oberhalb des EPRI Action Level Grenzwertes 3 sehr rasch nach dem Übergang zu statischer Last ab und kam für K<sub>I</sub>-Werte bis zu ca. 60 MPa·m<sup>1/2</sup> innerhalb von 10 bis 100 h zum Stillstand. Ebenso wurde unter diesen Bedingungen in Versuchen mit periodischer Teilentlastung bei zunehmender Haltezeit ein Abklingen der SpRK-Risswachstumsrate beobachtet, das bei Haltezeiten oberhalb von 3 bis 10 h unter die BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurve 2 fiel und bei Haltezeiten oberhalb von 10 bis 24 h im allgemeinen zum Stillstand kam. Die Gesamtheit dieser Ergebnisse bestätigen den konservativen Charakter der BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurve 2 und 1 für Sulfat-Transienten bzw. sulfat- und chloridfreies SWR/NWC-Reaktorwasser.

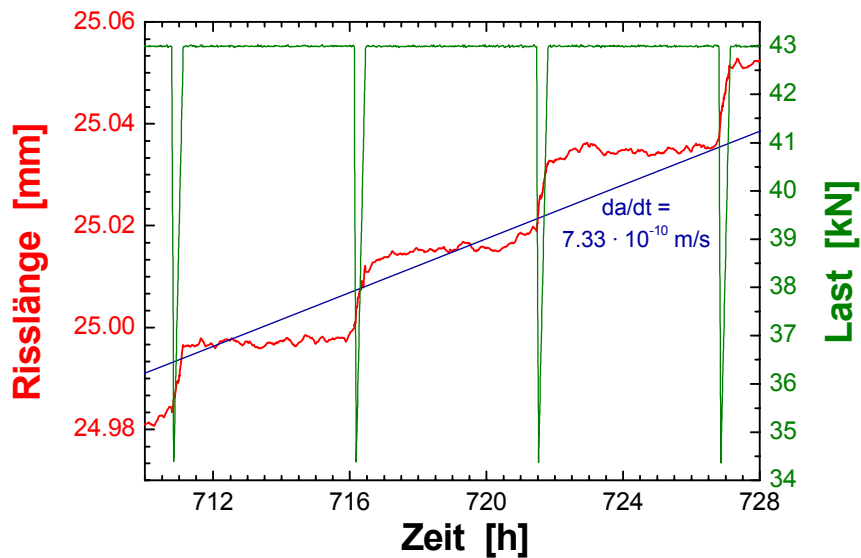


Figur 6: Schematischer Verlauf von Experimenten mit Sulfat-/Chloridtransiente.



Figur 7: Vergleich der SpRK-Risswachstumsraten während Sulfat-Transienten mit den BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurven. Die BWRVIP-60 Grenzkurve 2 deckt selbst Sulfat-Transienten oberhalb des EPRI Action Level Grenzwertes 3 konservativ ab.

Figur 8 zeigt beispielhaft anhand eines Versuches mit periodischer Teillastung bei hoher Belastung das in chloridfreiem, sauerstoffhaltigem Heisswasser mit oder ohne Sulfat in RDB-Stählen beobachtete Risswachstumsverhalten. Der Riss wächst unter diesen Bedingungen im wesentlichen nur durch DRK während der Lastaufbringungsphase. Anschliessend klingt das SpRK-Risswachstum unter konstanter Last rasch auf sehr geringe Risswachstumsraten ab und kommt in der Teillastungsphase zum Stillstand.

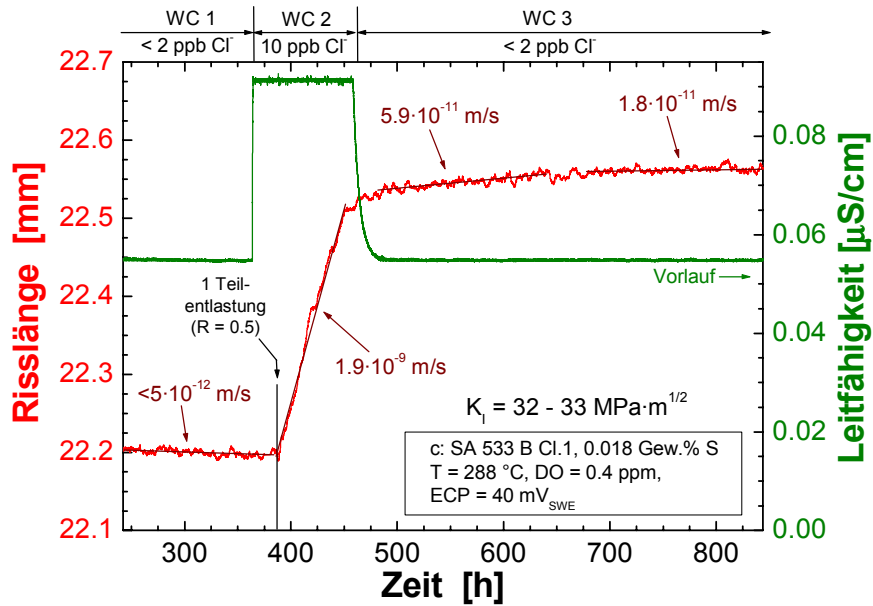


**Figur 8:** Verlauf des korrosionsgestützten Risswachstums im RDB-Stahl f innerhalb einzelner Teilentlastungszyklen während einer Sulfat-Transiente von 370 ppb. Der überwiegende Teil des Risswachstums tritt jeweils durch DRK während der Lastaufbringung auf.

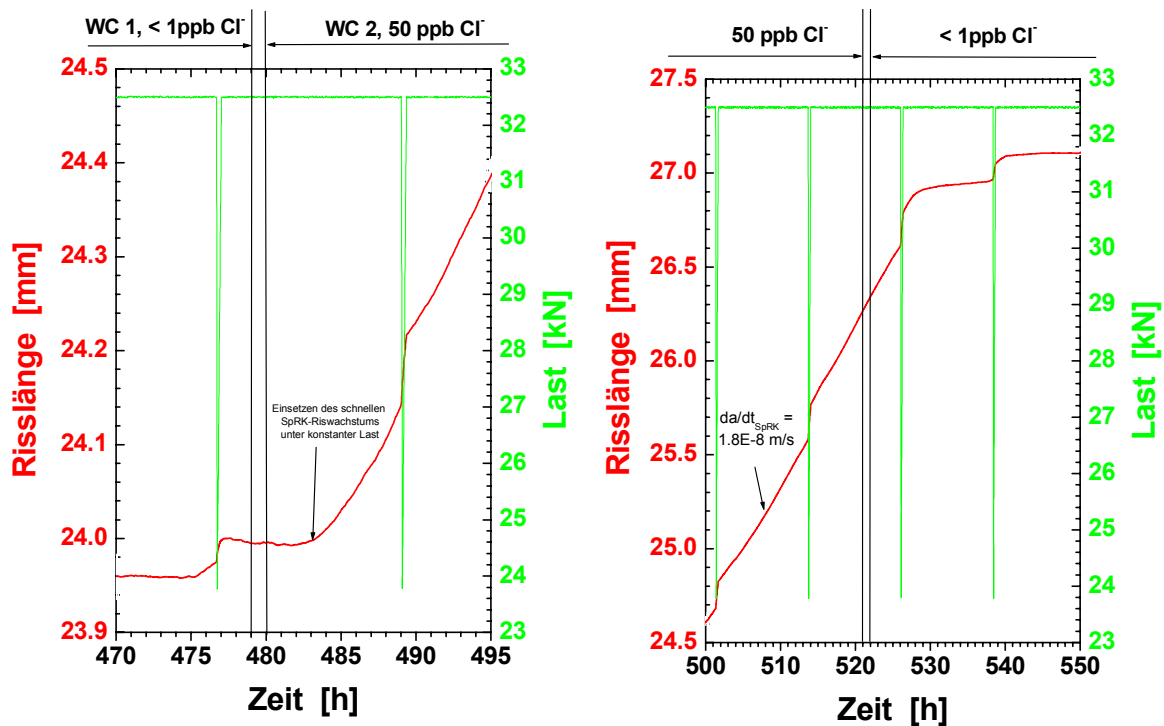
Das während und nach Sulfat-Transienten beobachtete Risswachstumsverhalten könnte damit erklärt werden, dass unter den stark oxidierenden Umgebungsbedingungen schon vor der eigentlichen Sulfat-Transiente in hochreinem Heisswasser in den angerissenen Proben durch die Auflösung der vom Riss angeschnittenen MnS-Einschlüsse „High-Sulphur“-Wasserchemiebedingungen im Rissspitzenelektrolyt vorherrschten. Eine Zudosierung von Sulfat führt in diesem Sättigungsfall dann zu keiner Beschleunigung des EAC-Risswachstums. Vergleichbare DRK- und SwRK-Risswachstumsraten in RDB-Stählen mit stark unterschiedlichen S-Gehalten unter stark oxidierenden SWR-Bedingungen in hochreinem und mit Sulfat verunreinigtem Heisswasser in PSI-Untersuchungen [1, 8] unterstützten diese Hypothese. Aus diesen Untersuchungen darf aber keinesfalls abgeleitet werden, dass das Sulfat generell ungefährlich ist. So wurde z. B. ein starker Einfluss des Sulfats auf die Rissinitiation an glatten rissfreien Oberflächen oder auf das Risswachstum unter weniger stark oxidierenden Bedingungen bei geringeren Korrosionspotentialen (z. B. SWR-Speisewasserleitungssystem, DWR, ...) beobachtet [1, 3, 6, 7].

### 2.3.2 Einfluss von Chlorid-Transienten

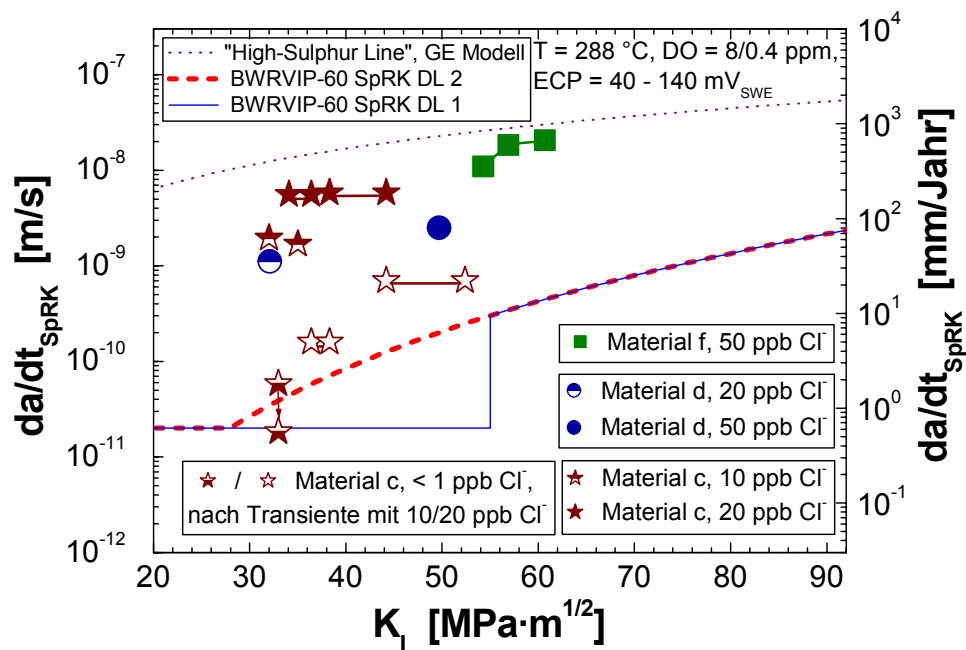
Unter SWR/NWC-Bedingungen (288 °C, 0.4 bis 8 ppm O<sub>2</sub>, ECP = 0 bis +150 mV<sub>SWE</sub>) führte im untersuchten Spannungsintensitätsfaktorbereich K<sub>I</sub> von 32 bis 62 MPa·m<sup>1/2</sup> die Zugabe von 10 ppb (> EPRI Action Level Grenzwert 1) bis 50 ppb Chlorid (≥ EPRI Action Level Grenzwert 2) im Gegensatz zu Sulfat-Transienten in allen untersuchten RDB-Stählen z. T. schon nach einer sehr kurzen Inkubationsphase von wenigen Stunden zu einer Beschleunigung des SpRK-Risswachstums (Figuren 9 und 10) von mindestens einer Größenordnung und zu stationären SpRK-Risswachstumsraten oberhalb der BWRVIP-60 SpRK Grenzkurve 2 (Figur 11). Die BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurve 2 für Wasserchemietransienten deckt deshalb Chlorid-Transienten oberhalb des EPRI Action Level Grenzwertes 1 im Gegensatz zu Sulfat-Transienten nicht konservativ ab. Obwohl in den meisten Fällen das SpRK-Risswachstum nach der Rückkehr zu höchst reinem Wasser (< 1 ppb Chlorid) nach einer relativ kurzen Übergangszeit von wenigen 10 bis 100 Stunden nach der Transiente kontinuierlich abnahm und zum Stillstand kam, wurde nach schweren und langanhaltenden Chlorid-Transienten (≥ EPRI Action Level Grenzwert 2) über sehr lange Zeiträume von mindestens 1000 h schnelles und langanhaltendes SpRK-Risswachstum mit Risswachstumsraten deutlich oberhalb der BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurve 2 beobachtet (Figur 12). Chlorid-Transienten (≥ EPRI Action Level Grenzwert 1) im Reaktorbetrieb sowie deren Zeitdauer und Ausmass sind deshalb durch geeignete Massnahmen so weit als möglich zu vermeiden bzw. zu reduzieren.



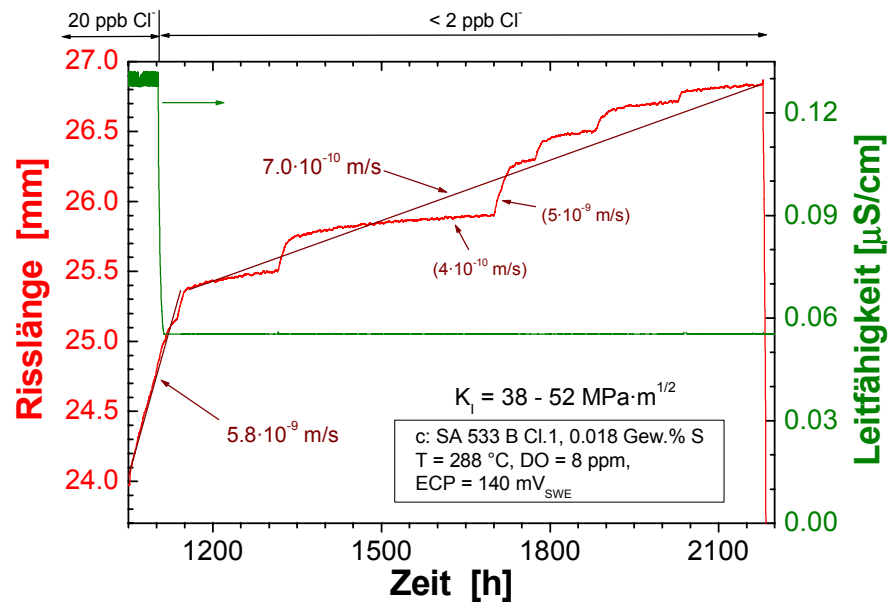
**Figur 9:** Verlauf des SpRK-Risswachstums im RDB-Stahl c in einem Versuch mit statischer Beanspruchung vor, während und nach einer Chlorid-Transiente von 10 ppb unter SWR/NWC-Bedingungen ( $ECP = +40 \text{ mV}_{SWE}$ ,  $0.4 \text{ ppm O}_2$ ,  $288 \text{ °C}$ ).



**Figur 10:** Verlauf des korrosionsgestützten Risswachstums im RDB-Stahl f in einem Versuch mit periodischer Teilentlastung zu Beginn (links) und am Ende einer Chlorid-Transiente von 50 ppb unter SWR/NWC-Bedingungen ( $ECP = +150 \text{ mV}_{SWE}$ ,  $8 \text{ ppm O}_2$ ,  $288 \text{ °C}$ ).



**Figur 11:** Vergleich der SpRK-Risswachstumsraten während und nach Chlorid-Transienten mit den BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurven. Die BWRVIP-60 Grenzkurve 2 und 1 decken das SpRK-Risswachstum während und nach Chlorid-Transienten oberhalb des EPRI Action Level Grenzwertes 1 nicht konservativ ab.



**Figur 12:** Langanhaltendes SpRK-Risswachstum im RDB-Stahl c unter SWR/NWC-Bedingungen (ECP = +140 mV<sub>SWE</sub>, 8 ppm O<sub>2</sub>, 288 °C) nach einer schweren Chlorid-Transiente von 20 ppb mit einer Dauer von 300 h. (Die Form der Risswachstumskurve nach der Transiente ist auf wiederholtes lokales Pinning des Risswachstums und nachfolgendes Versagen der ungebrochenen Ligamente zurückzuführen).

#### Erklärung für den unterschiedlichen Einfluss von Sulfat und Chlorid:

Unter stark oxidierenden SWR/NWC-Bedingungen können schon Chlorid-Gehalte von 10 - 50 ppb zu einer Beschleunigung des SpRK-Risswachstums unter konstanter Last um mehr als zwei Grössenordnungen führen. Unter zyklischer oder langsam ansteigender Last führt Chlorid gegenüber hochreinem Heisswasser hingegen nur zu einer leichten Beschleunigung des SwRK- und DRK-Risswachstums mit einem Faktor von 2 bis maximal 5. Beim Sulfat wurde unter diesen Bedingungen in keinem Belastungsfall ein beschleunigender Effekt beobachtet, was primär auf die Auflösung der MnS-Einschlüsse im Risskanal und das Vorliegen von „High-Sulphur“-Wasserchemiebedingungen im Risspitzenelektrolyt zurückgeführt wurde.

Der stärkere Einfluss von Chlorid gegenüber Sulfat, insbesondere sein dominanter Effekt unter statischer Belastung, kann möglicherweise damit erklärt werden, dass Chlorid gegenüber Sulfat zu einer stärkeren Ansäuerung des Risspitzenelektrolyts führt. Sulfat neigt bei hohen Temperaturen zu einer Hydrolysereaktion, welche den pH leicht erhöht. Eine Absenkung des pH führt dagegen zu einer schnelleren Metallauflösung nach dem Bruch der schützenden Oxidschicht und verzögert danach die erneute Schutzschichtbildung (Repassivierung), so dass daraus gemäss dem „Film Rupture/Anodic Dissolution“-Mechanismus [3] ein grösserer korrosionsgestützter Rissfortschritt durch anodische Auflösung resultiert. Ist der Rissfortschritt bis zur vollständigen Repassivierung infolge ausreichend hoher Chlorid-Anreicherung genügend gross, kann der Rissfortschritt in eine noch weniger stark verfestigte Zone selbst zu einem für einen erneuten Bruch der schützenden Oxidfilmschicht ausreichend starken Anstieg der Rissspitzendeckung führen. Das SpRK-Risswachstum kann sich deshalb hier unter konstanter Last autokatalytisch aufrechterhalten. In hochreinem oder sulfathaltigem Wasser reicht der Rissfortschritt hierzu nicht aus und es tritt nur langanhaltendes Korrosionsrisswachstum unter zyklischer oder langsam ansteigender Last auf, wo ein erneutes Aufbrechen der Schutzschicht durch den Lastanstieg gewährleistet wird.

Des weitern wird Chlorid in den Oxidfilm eingebaut und verändert dessen mechanische und elektrochemische Eigenschaften nachhaltig, was sich in einer geringeren Bruchdehnung oder reduzierten Schutzwirkung äussern und im schlimmsten Fall zum lokalen, elektrochemischen „Breakdown“ der Schutzschicht führen kann.

#### **2.4 ICG-EAC INCONEL-600 / INCONEL-182-ROUND ROBIN**

Innerhalb der ICG-EAC-Gruppe wurde 2002 ein Ringversuchsprogramm zur Risskorrosion in Nickelbasislegierungen unter SWR und DWR-Bedingungen gestartet, dass durch das Forschungs- und Entwicklungszentrum von General Electric (GE CRD) koordiniert wird und an dem sich insgesamt 24 Teilnehmer aus Amerika (4), Europa (9) und Asien (11) beteiligen. Das Ringversuchsprogramm hat folgende drei Hauptzielsetzungen:

- Etablierung einer breit abgestützten ICG-EAC-Versuchspraxis („Testing Guidelines“) für Korrosionsrisswachstumsexperimente unter SWR und DWR-Bedingungen.
- Identifikation und Eliminierung von möglichen Fehlerquellen und Ursachen für die grosse Streubreite von Risswachstumsdaten verbunden mit der Optimierung von Versuchseinrichtungen und Testprozeduren.
- Erzeugung von belastbaren SpRK-Risswachstumsdaten in Inconel-182 Schweissgut unter SWR und DWR-Bedingungen.

Das Ringversuchsprogramm teilt sich in Untersuchungen unter SWR- und DWR-Bedingungen auf und besteht aus fünf Phasen (Tabelle 6). In der ersten Phase musste von jedem Teilnehmer eine detaillierte Dokumentation zu den Versuchseinrichtungen erstellt und ein entsprechender Fragenkatalog von GE CRD beantwortet werden. Diese Dokumentation und die unterschiedlichen Versuchsanlagen wurden im Rahmen des ICG-EAC 2003 Meetings diskutiert und Empfehlungen für die Modifikation von Versuchseinrichtungen ausgearbeitet, so dass in allen Labors möglichst vergleichbare Versuchsbedingungen erzielt werden können.

| Phase    | SWR<br>15 Teilnehmer                                                            |                                                            | DWR<br>14 Teilnehmer                                                            |                                       | Zeitplan |
|----------|---------------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------|----------|
|          | Material                                                                        | Bedingungen                                                | Material                                                                        | Bedingungen                           |          |
| Phase 1a | Dokumentation zu Versuchssystemen                                               |                                                            | Dokumentation zu Versuchssystemen                                               |                                       | Dez. 02  |
| Phase 1b | Diskussion und allfällige Modifikationen<br>→ vergleichbare Versuchsbedingungen |                                                            | Diskussion und allfällige Modifikationen<br>→ vergleichbare Versuchsbedingungen |                                       | April 03 |
| Phase 2a | In-600 CW                                                                       | 2 ppm O <sub>2</sub>                                       | In-600 CW                                                                       | B/Li, 325 °C, 30 cc/kg H <sub>2</sub> | April 04 |
| Phase 2b | In-600 CW                                                                       | 2ppm O <sub>2</sub> + 30 ppb SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> | In-600 CW                                                                       | B/Li, 288 °C, 30 cc/kg H <sub>2</sub> | April 04 |
| Phase 3a | Vergleich der SpRK-Ergebnisse                                                   |                                                            | Vergleich der SpRK-Ergebnisse                                                   |                                       | April 04 |
| Phase 3b | In-600 CW                                                                       | Event. Testwiederholung                                    | In-600 CW                                                                       | Event. Testwiederholung               | 2004     |
| Phase 4a | In-182                                                                          | Festlegung nach Phase 3                                    | In-182                                                                          | Festlegung nach Phase 3               | 2004?    |
| Phase 4a | In-182                                                                          | Festlegung nach Phase 4a                                   | In-182                                                                          | Festlegung nach Phase 4a              | 2005     |
| Phase 5  | Abschlussbericht + "Testing Guidelines"                                         |                                                            |                                                                                 |                                       | 2005     |

**Tabelle 6:** Programm und Planung für den ICG-EAC-Ringversuch.

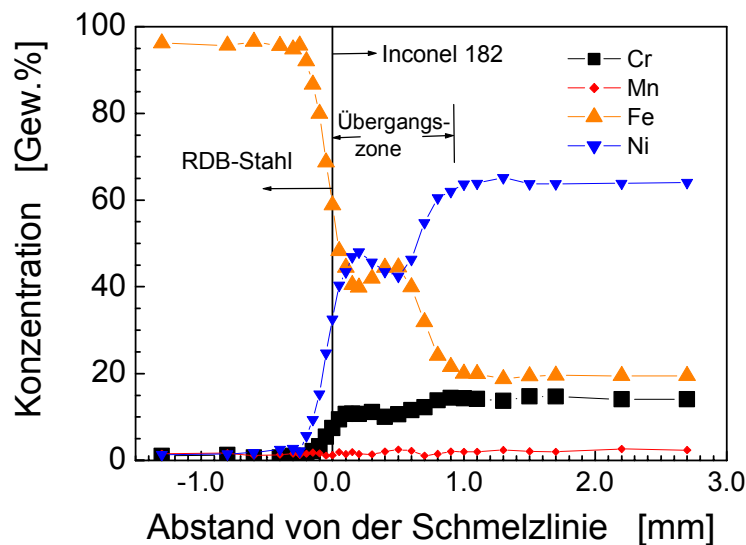
In der zweiten Phase des Ringversuches wird zur Zeit das SpRK-Risswachstumsverhalten der Nickelbasislegierung Inconel-600 unter SWR- (2 ppm O<sub>2</sub>, 288 °C, hochreines Wasser und 30 ppb Sulfat) und DWR-Bedingungen (sauerstofffrei, 30 cc/kg H<sub>2</sub>, 325 und 288 °C) untersucht. Durch Kreuzwalzen wurde im Ausgangsmaterial eine Kaltverformung von 30 % aufgebracht. Damit innerhalb vernünftiger Zeitdauer entlang der gesamten Rissfront ein vollständiger Übergang vom transkristallinen Schwingriss zu einem interkristallinen SpRK-Riss möglichst gleichmässig erfolgt, wird für diese Versuche eine komplexe Blockbelastungssequenz verwendet: Zu Beginn wird ein aktiv wachsender Korrosionsriss durch zyklische Belastung erzeugt, wobei das Lastverhältnis bei konstanter Oberlast schrittweise von 0.3 bis auf 0.7 erhöht wird. Anschliessend wird bei einem Lastverhältnis von 0.7 die Belastungsfrequenz schrittweise von  $\geq 1$  Hz auf  $10^{-3}$  Hz gesenkt und schliesslich zusätzlich eine Haltezeit von 9000 s bei konstanter Oberlast (periodische Teillastung) eingefügt, gefolgt von einer langen Phase mit rein statischer Belastung oder konstantem K<sub>I</sub>-Wert. Der Übergang vom trans- zum interkristallinen Risswachstum erfolgt dabei typischerweise während der Phase mit niederfrequenter zyklischer Belastung oder mit periodischer Teillastung.

Die Phase 2 soll primär aufzeigen, bis zu welchem Grad vergleichbare Versuchsbedingungen und Testergebnisse in den einzelnen Labors erzeugt werden können, und mithelfen allfällige Fehlerquellen und Ursachen für die grosse Streubreite der Ergebnisse zu identifizieren. Aus diesem Grund wurde für diese Phase ein Werkstoff und Materialzustand gewählt, der sowohl unter SWR- wie auch DWR-Bedingungen ein relativ gut bekanntes Risswachstumsverhalten aufweist und eine ausreichend hohe Risswachstumsanfälligkeit zeigt. Die Experimente der Phase 2 müssen bis spätestens April 2004 durchgeführt und ausgewertet sein. Je nach Ergebnissen müssen zumindest einzelne Partner in Phase 3 nach Modifikation der Versuchstechnik einen Test aus Phase 2 wiederholen.

Nach Beseitigung aller experimentellen Unsicherheiten/Probleme erfolgt anschliessend die Kernphase 4 des Versuchsprogramms bestehend aus zwei Experimenten mit Inconel-182-Schweissgut unter SWR- bzw. DWR-Bedingungen. Als Probenmaterial wird voraussichtlich eine in Japan hergestellte Inconel-182-Schweissschweißverbindung zwischen zwei Inconel-600-Platten verwendet werden. Aufgrund der begrenzten Menge an verfügbaren Material werden für diese Untersuchungen kleinere, 12.5 mm dicke 0.5T C(T) Kompaktzugproben zum Einsatz gelangen.

## 2.5 INCONEL-182-RDB-MISCHNAHT

Im Rahmen einer Zusammenarbeit mit dem Fracture Research Institute (FRI) der Tohoku Universität in Sendai (Japan) wird das SpRK-Risswachstumsverhalten in der Übergangszone vom Inconel-182-Schweißgut entlang der Schmelzlinie und WEZ in den unbeeinflussten RDB-Stahl SA 508 Cl. 3 hinein unter simulierten SWR/NWC-Bedingungen experimentell untersucht. Neben Risskorrosionsexperimenten werden zur Zeit auch das Gefüge (Mikrostruktur, Profile der chemischen Zusammensetzung (Figur 13)) und die mechanischen Eigenschaften (Mikro- und Makrohärteverläufe, Eigenspannungen, ...) der Mischnaht metallographisch und metallurgisch eingehend charakterisiert.



**Figur 18:** Konzentrationsprofile wichtiger Legierungselemente im Übergangsbereich zwischen RDB-Stahl und Inconel-182-Schweißgut.

Im Übergangsbereich zwischen niedriglegiertem, ferritischem RDB-Stahl und hochlegiertem Nickelbasis-Schweißgut kann sich je nach Schweißparameter, Wärmebehandlung und chemischer Zusammensetzung ein sehr weiter Bereich verschiedener Mikrostrukturen ausbilden, der zudem von handgeschweisster Naht zu Naht sehr stark variieren kann. Der gesamte Übergangsbereich vom unbeeinflussten RDB-Grundwerkstoff zum Schweißgut kann sich dabei durchaus über 4 bis 6 mm erstrecken.

Ende November wurde am PSI ein SpRK-Risswachstumsexperiment unter simulierten SWR/NWC-Bedingungen mit einer komplexen Belastungsgeschichte und einer totalen Dauer von 3,5 Monaten abgeschlossen. Zur Zeit läuft die Auswertung dieses extrem anspruchsvollen Experiments, welches auch sehr detaillierte metallographische und fraktographische Nachuntersuchungen erfordert. Am FRI wurde anfangs Dezember ein analoges Experiment gestartet.

Die provisorischen Zwischenergebnisse der Messungen mit der Gleichstrompotentialsonde deuten darauf hin, dass ein anfänglich schnelles SpRK-Risswachstum unter konstanter Last im Inconel-182-Schweißgut selbst unter aggressiven Umgebungsbedingungen (8 ppm O<sub>2</sub>, 30 ppb Sulfat) in der Übergangszone oder spätestens in der WEZ des RDB zum Stillstand kommt und sich nicht weiter in den unbeeinflussten RDB-Grundwerkstoff fortsetzen kann.



## 2.6 PUBLIKATIONEN 2003

### Zeitschriftenartikel:

- **S. Ritter, H.P. Seifert:** „Strain-Induced Corrosion Cracking of Low-Alloy RPV-Steels under BWR Conditions“, Power Plant Chemistry, Vol. 5, No.1, 2003, pp. 17 - 29.

### Konferenzbeiträge mit PEER-Review:

- **S. Ritter, H.P. Seifert, S. Ritter, H.P. Seifert:** „Stress Corrosion Cracking Behaviour of Low-Alloy Reactor Pressure Vessel Steels and of a Weld Filler Material under Simulated BWR Environment“, NACE Corrosion 2003, CD-ROM, Paper No. 03664, NACE, San Diego, CA, USA, 16. – 20. März 2003.
- **H.P. Seifert, S. Ritter, H.P. Seifert, S. Ritter:** “Effect of Temperature and Loading Frequency on the SCC and Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior of Low-Alloy RPV Steels under BWR/NWC Conditions“, 11<sup>th</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, CD-ROM, Stevenson, WA, USA, 10. – 14. August 2003.
- **H.P. Seifert, S. Ritter:** “New Observations About the SCC Crack Growth Behavior of Low-Alloy RPV Steels Under BWR/NWC Conditions“, 11<sup>th</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, CD-ROM, Stevenson, Colorado, USA, 10. – 14. August 2003.
- **H.P. Seifert, S. Ritter, J. Hickling:** „Environmentally-Assisted Cracking of Low-Alloy RPV and Piping Steels under LWR Conditions“, Invited Talk, 11<sup>th</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, CD-ROM, Stevenson, WA, USA, 10. – 14. August 2003.

### Konferenzbeiträge ohne PEER-Review:

- **H.P. Seifert, S. Ritter:** “Evaluation and Assessment of the BWRVIP-60 SCC Crack Growth Curves for Low-Alloy Steels under BWR/NWC Conditions“, Minutes of the 2003 Annual Meeting of the International Cooperative Group on Environmentally Assisted Cracking of Light Water Reactor Materials, Ed.: J. Hickling, Low-Alloy Steel Session, Paper L6, Ottawa, Kanada, 11. – 16. Mai 2003.
- **H.P. Seifert, S. Ritter:** „Preliminary PSI Results of the 1<sup>st</sup> ICG-EAC Round Robin Test on CW Alloy 600 (Phase 2) under BWR Conditions“, Minutes of the 2003 Annual Meeting of the International Cooperative Group on Environmentally Assisted Cracking of Light Water Reactor Materials, Ed.: J. Hickling, Austenitic Alloys - Ni Round Robin Session, Paper AARR4, Ottawa, Kanada, 11. – 16. Mai 2003.
- **S. Ritter, H.P. Seifert:** „The Effect of Chloride and Sulphate Transients on the Environmentally-Assisted Cracking Behaviour of Low-Alloy RPV Steels under Simulated BWR Conditions“, EUROCORR 2003, CD-ROM, Budapest, Ungarn, 28. September – 2. Oktober 2003.
- **H.P. Seifert, S. Ritter, J. Hickling:** „EAC of Low-Alloy RPV and Piping Steels under BWR Conditions - Summary Presentation of ongoing Work to ASME Sect. XI“, Presentation für die “ASME BPV Working Group on Flaw Evaluation“, San Diego, California, USA, 25. Februar 2003.
- **D. Kalkhof, H.P. Seifert, M. Niffenegger, S. Ritter:** „Massgebende Alterungsphänomene bei metallischen Werkstoffen“, Tagungsband SVA-Vertiefungskurs „Betriebsdauermanagement der Kernkraftwerke“, SVA, pp. 2.1-1 – 2.1-22, Fachhochschule Winterthur, 27. und 28. November 2003.

### Wissenschaftliche Berichte des PSI:

- **H.P. Seifert, S. Ritter, U. Ineichen, U. Tschanz, B. Gerodetti:** “Risskorrosion in druck-führenden Komponenten des Primärkreislaufes von SWR“, PSI Bericht Nr. 03-10, April 2003.

### 3. Nationale Zusammenarbeit

Auf nationaler Ebene findet die Zusammenarbeit und der Technologietransfer in erster Linie im unmittelbaren kerntechnischen Umfeld statt. Die Überwachungs- und Aufsichtsbehörde HSK und die Schweizer Kraftwerke wurden im Rahmen der HSK-PSI-Projektstatusgespräche/Halbjahres-sitzungen [35, 36] und anderer Veranstaltungen (KFES [37], SVA-Tagung [38]) regelmässig über den aktuellen Stand der Arbeiten informiert.

### 4. Internationale Zusammenarbeit

Als Mitglied der ICG-EAC-Gruppe stehen wir in engem Kontakt mit der internationalen Fachwelt. Die eigenen Forschungsbeiträge werden in diesem internationalen Gremium regelmässig vorge-stellt, diskutiert und mit anderen Projekten koordiniert [18, 19]. Das PSI beteiligt sich innerhalb dieser Gruppe zudem an einem grossen Ringversuch zum SpRK-Risswachstum in Inconel-182-Schweissgut, an dem 24 führende Institutionen aus Amerika, Europa und Asien teilnehmen.

Des weiteren besteht auf dem Gebiet der Risskorrosion der Mischnähte eine Zusammenarbeit mit dem Fracture Research Institute der Tohoku Universität aus Sendai/Japan. Bei der Herstellung neuer Cu/Cu<sub>2</sub>O/ZrO<sub>2</sub>-Referenzelektroden für die Korrosionspotentialmessung unter HWC-Bedingungen wird das PSI durch GE CRD unterstützt. Die Ergebnisse des PSI zur SwRK/SpRK unter SWR/NWC-Bedingungen wurden im Februar dieses Jahres der „ASME Section XI Working Group on Flaw Evaluation“ vorgestellt [39]. Dieser ASME BPV Regelwerks-Unterausschuss begutachtet Vorschläge für neue Ermüdungsrissswachstumskurven in ferritischen Stählen.

Innerhalb des Projektes „CASTOC“ [34] im 5. EU-Rahmenprogramm (2000 – 2003) (EURATOM, EU Nr. FIKS-2000-00048/BBW Nr.: 99.0715), das zu Beginn des Jahres 2004 mit dem Abschlussbericht abgeschlossen wird, besteht auf dem Gebiet der Risskorrosion ferritischer Druckbehälter- und Rohrleitungsstähle eine intensive Zusammenarbeit mit den Projektpartnern MPA Stuttgart, Framatome ANP (beide Deutschland), VTT (Finnland), CIEMAT (Spanien) und NRI (Tschechische Republik). Dieses Projekt hat im wesentlichen zu einer Bestätigung und breiteren Absicherung der PSI-Ergebnisse aus den Projekten SpRK und RIKORR-I geführt.

### 5. Bewertung 2003 und Ausblick 2004

#### 5.1 BEWERTUNG 2003

Alle Zielsetzungen und Meilensteine für 2003 wurden erreicht. Trotz der umfangreichen Umbauarbeiten konnte das Versuchsprogramm dank einer guten Planung ohne wesentliche Einschränkungen oder Verzögerungen durchgeführt werden.

#### 5.2 SCHLUSSFOLGERUNGEN

Durch den Abschluss der Umbauarbeiten besteht nun ab Beginn des Jahres 2004 die Möglichkeit Risskorrosionsexperimente auch unter simulierten HWC-Bedingungen bei unterschiedlichen Wasserstoff/Sauerstoff-Konzentrationsverhältnissen durchzuführen. Dies ist von grosser Bedeutung für die Schweizer SWR, da KKM seit kurzem die HWC/NMCA-Fahrweise einsetzt und KKL ein Wechsel von der NWC- zur HWC- oder HWC/NMCA-Fahrweise ins Auge fasst.

Neben dem ICG-EAC-Ringversuch mit kaltverformtem Inconel-600 sowie einem Experiment mit einer Inconel-182/RDB-Stahl-Mischnaht wurde während der Berichtsperiode hauptsächlich der Einfluss von kurzzeitigen Chlorid-Transienten auf das SpRK-Risswachstum in ferritischen RDB-Stählen unter SWR/NWC-Bedingungen untersucht. Folgende bedeutende Folgerungen können aus diesen Versuchsergebnissen abgeleitet werden:

Unter SWR/NWC-Bedingungen ( $\geq 400$  ppb O<sub>2</sub>) führte im untersuchten Spannungsintensitätsfaktorbereich  $K_I$  von 32 bis 62 MPa·m<sup>1/2</sup> die Zugabe von 10 ppb ( $>$  EPRI Action Level Grenzwert 1) bis 50 ppb Chlorid ( $\geq$  EPRI Action Level Grenzwert 2) in allen RDB-Stählen z. T. schon nach einer sehr kurzen Inkubationsphase von wenigen Stunden zu einer Beschleunigung des SpRK-Riss-

wachstums von mindestens einer Grössenordnung und zu stationären SpRK-Risswachstumsraten oberhalb der BWRVIP-60 SpRK Grenzkurve 2. Die BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurve 2 für Wasser-chemietransienten deckt deshalb Chlorid-Transienten oberhalb des EPRI Action Level Grenzwertes 1 im Gegensatz zu Sulfat-Transienten nicht konservativ ab. In mehreren Fällen wurde zudem nach der Rückkehr zu höchstreinem Wasser ( $< 1$  ppb Chlorid) nach schweren und langanhaltenden Chlorid-Transienten ( $\geq$  EPRI Action Level Grenzwert 2) über sehr lange Zeiträume von mindestens 1000 h schnelles und langanhaltendes SpRK-Risswachstum mit Risswachstumsraten deutlich oberhalb der BWRVIP-60 SpRK-Grenzkurve 2 beobachtet, was deutlich oberhalb der 100h Übergangsperiode nach BWRVIP-60 liegt.

Ausgehend von Anrissen können schwere Chlorid-Transienten unter ungünstigen Bedingungen zu einem erheblichen und technisch relevanten SpRK-Risswachstum führen. Chlorid-Transienten ( $\geq$  EPRI Action Level Grenzwert 1) im Reaktorbetrieb sowie deren Zeitdauer und Ausmass sind deshalb durch geeignete Massnahmen so weit als möglich zu vermeiden bzw. reduzieren.

### 5.3 AUSBLICK 2004

Für das Jahr 2004 sind folgende Arbeiten geplant [36]:

#### SWR/NWC-Bedingungen:

- Abschluss der Untersuchungen zum Einfluss von Chlorid-Transienten bei tieferen Chlorid-Konzentrationen im Bereich von 5 ppb und bei Spannungsintensitätsfaktoren unterhalb von  $30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ .
- SpRK-Risswachstumsversuch mit der anfälligen WEZ h bei tiefen  $K_I$ -Werten  $\leq 40 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ .

#### SWR/HWC-Bedingungen:

- Herstellung von  $\text{Cu}/\text{Cu}_2\text{O}/\text{ZrO}_2$ -Referenzelektroden für ECP- und pH-Messungen unter HWC-Bedingungen.
- Testbetrieb der Heisswasserkreisläufe unter HWC-Bedingungen mit ECP- und Redox-Potential-Messungen bei verschiedenen  $\text{H}_2/\text{O}_2$ -Konzentrationsverhältnissen.
- SpRK-Risswachstumsexperimente mit Chlorid, anfälliger WEZ und „Ripple Load“-Belastung und gleichzeitigem Wechsel zwischen NWC- und HWC-Bedingungen zur Überprüfung der Schutzwirkung der HWC-Fahrweise unter kritischen SWR-Bedingungen.
- Start der Untersuchungen zum Einfluss des Korrosionspotentials ECP auf das SwRK-Risswachstum bei zyklischer Belastung zur Bestimmung der kritischen Frequenz in Abhängigkeit des ECP, falls sich der zweite ICG-EAC-Ringversuch verzögern sollte.

#### ICG-EAC-Ringversuch:

- Abschlussdokumentation zu erstem ICG-EAC-Ringversuch (Phase 2a und b).
- Herstellung einer Probeneinspannvorrichtung für 0.5 T C(T) Proben.
- Start des zweiten ICG-EAC-Ringversuches mit Inconel-182-Schweissgut unter SWR/NWC-Bedingungen (Phase 4a).

#### Inconel-182-RDB-Mischnaht:

- Abschlussbericht zum PSI-Versuch.
- Vergleich der Resultate von FRI und PSI und gemeinsamer Konferenzbeitrag im Jahr 2005.
- Entscheidung über eine mögliche Fortsetzung der Zusammenarbeit.

#### Konferenzbeiträge und Publikationen:

- ICG-EAC 2004 (April 2004, Awaji Island, Japan).
- NACE Corrosion 2004 (März 2004, New Orleans, USA).
- EUROCORR 2004 (September 2004, Nizza, Frankreich).
- Einreichen von zwei Publikationen in wissenschaftlichen Zeitschriften.

## 6. Referenzen

- [1] **H.P. Seifert, S. Ritter, U. Ineichen, U. Tschanz, B. Gerodetti:** „Risskorrosion in druckführenden Komponenten des Primärkreislaufes von SWR“, PSI-Bericht Nr. 03-10, Schweiz, April 2003.
- [2] **H.P. Seifert, J. Heldt, U. Ineichen, U. Tschanz B. Tirbonod:** „Spannungsrissskorrosion von Stählen für Reaktor-Komponenten in Heisswasser“, BFE-Abschlussbericht, Februar 2000.
- [3] **H.P. Seifert:** „Literature Survey on the SCC of Low-Alloy Steels in High-Temperature Water“, PSI-Bericht Nr. 02-06, ISSN 1019-0643, Schweiz, Februar 2002.
- [4] **J. Heldt, H.P. Seifert:** „Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy, Reactor-Pressure-Vessel Steels in Oxygenated, High-Temperature Water“, Nuclear Engineering and Design, Vol. 206, pp. 57 – 89, 2001.
- [5] **H.P. Seifert, S. Ritter, J. Hickling:** „Environmentally-Assisted Cracking of Low-Alloy RPV and Piping Steels under LWR Conditions“, 11<sup>th</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, Stevenson, Colorado, USA, 10. – 14. August 2003.
- [6] **P. Scott, D. Tice:** „Stress Corrosion in Low Alloy Steels“, Nucl. Eng. & Design, Vol. 119, 1990, pp. 399 - 413.
- [7] **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.
- [8] **H.P. Seifert, S. Ritter, H.P. Seifert, S. Ritter:** „Effect of Temperature and Loading Frequency on the SICC and Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior of Low-Alloy RPV Steels under BWR/NWC Conditions“, 11<sup>th</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, CD-ROM, Stevenson, WA, USA, 10. – 14. August 2003.
- [9] **H.P. Seifert, S. Ritter:** „New Observations About the SCC Crack Growth Behavior of Low-Alloy RPV Steels Under BWR/NWC Conditions“, 11<sup>th</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, CD-ROM, Stevenson, WA, USA, 10. – 14. August 2003.
- [10] **S. Hettiarachi:** „NobleChem From Concept to Operating Commercial Power Plant Application“, 10<sup>th</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, CD-ROM, Lake Tahoe, Nevada, USA, 5. – 9. August 2003.
- [11] **P.L. Andresen, L.M. Young:** „Characterization of the Role of Electrochemistry, Convection and Crack Chemistry in Stress Corrosion Cracking“, Proc. 7<sup>th</sup> Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE, 1995, pp. 579 –596.
- [12] **P.L. Andresen:** „Transition and Delay Time Behavior of High Temperature Crack Propagation Rates Resulting from Water Chemistry Changes“, 1<sup>st</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, ANS/NACE/TMS, Monterey, CA, USA, Sep. 1985, pp. 84 – 92.
- [13] **S. Pathania, A. McIlree, J. Hickling:** „Overview of Primary Water Cracking of Alloys 182/82 in PWRs“ 5<sup>th</sup> Fontevraud Conference „Contribution of Material Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors“, CD-ROM, Fontevraud, Frankreich, 22. – 27. September 2002.

- [14] **R.M. Horn, P.L. Andresen, J. Hickling:** „BWR Alloy 182 Stress Corrosion Cracking Experience“, 5<sup>th</sup> Fontevraud Conference “Contribution of Material Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors”, CD-ROM, Fontevraud, Frankreich, 22. – 27. September 2002.
- [15] **P.L. Andresen, L.M. Young, P.W. Emigh, R.M. Horn:** “Stress Corrosion Crack Growth rate behaviour of Ni Alloys 182 and 600 in High Temperature Water”, NACE Corrosion 2002, CD-ROM, Paper No. 02510, NACE, Denver, Colorado, USA, 7. – 11. April 2002.
- [16] **S. Ritter, H.P. Seifert:** „Strain-Induced Corrosion Cracking of Low-Alloy RPV-Steels under BWR Conditions“, Power Plant Chemistry, Vol. 5, No.1, 2003, pp. 17 - 29.
- [17] **S. Ritter, H.P. Seifert, S. Ritter, H.P. Seifert:** „Stress Corrosion Cracking Behaviour of Low-Alloy Reactor Pressure Vessel Steels and of a Weld Filler Material under Simulated BWR Environment“, NACE Corrosion 2003, CD-ROM, Paper No. 03664, NACE, San Diego, CA, USA, 16. – 20. März 2003.
- [18] **H.P. Seifert, S. Ritter:** “Evaluation and Assessment of the BWRVIP-60 SCC Crack Growth Curves for Low-Alloy Steels under BWR/NWC Conditions”, Minutes of the 2003 Annual Meeting of the International Cooperative Group on Environmentally Assisted Cracking of Light Water Reactor Materials, Ed.: J. Hickling, Low-Alloy Steel Session, Paper L6, Ottawa, Kanada, 11. – 16. Mai 2003.
- [19] **H.P. Seifert, S. Ritter:** „Preliminary PSI Results of the 1<sup>st</sup> ICG-EAC Round Robin Test on CW Alloy 600 (Phase 2) under BWR Conditions“, Minutes of the 2003 Annual Meeting of the International Cooperative Group on Environmentally Assisted Cracking of Light Water Reactor Materials, Ed.: J. Hickling, Austenitic Alloys - Ni Round Robin Session, Paper AARR4, Ottawa, Kanada, 11. – 16. Mai 2003.
- [20] **H.P. Seifert, S. Ritter, H.P. Seifert, S. Ritter:** “Effect of Temperature and Loading Frequency on the SICC and Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior of Low-Alloy RPV Steels under BWR/NWC Conditions“, 11<sup>th</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, CD-ROM, Stevenson, WA, USA, 10. – 14. August 2003.
- [21] **H.P. Seifert, S. Ritter:** “New Observations About the SCC Crack Growth Behavior of Low-Alloy RPV Steels Under BWR/NWC Conditions“, 11<sup>th</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, CD-ROM, Stevenson, WA, USA, 10. – 14. August 2003.
- [22] **H.P. Seifert, S. Ritter, J. Hickling:** „Environmentally-Assisted Cracking of Low-Alloy RPV and Piping Steels under LWR Conditions“, Invited Talk, 11<sup>th</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, CD-ROM, Stevenson, Colorado, USA, 10. – 14. August 2003.
- [23] **U. Ehrnstén, D. Gómez-Briceño, J. Lapeña, M. Ernestova, M. Zamboch, S. Ritter, H.P. Seifert, A. Roth, J. Föhl, F. Hüttner, T. Weissenberg:** “Inter-Laboratory Crack growth Test on Pressure Vessel Steel 20 MnMoNi 5 5 in Simulated BWR Environment“, 11<sup>th</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, CD-ROM, Stevenson, WA, USA, 10. – 14. August 2003.
- [24] **S. Ritter, H.P. Seifert:** „The Effect of Chloride and Sulphate Transients on the Environmentally-Assisted Cracking Behaviour of Low-Alloy RPV Steels under Simulated BWR Conditions“, EUROCORR 2003, CD-ROM, Budapest, Ungarn, 28. September – 2. Oktober 2003.
- [25] **H.P. Seifert, S. Ritter:** “PSI Contribution to the CASTOC Round Robin on EAC of Low-Alloy RPV Steels under BWR Conditions, PSI-Bericht 01 – 08, ISSN 1019 – 0643, August 2001.

- [26] **H.P. Seifert, J. Heldt, U. Ineichen:** „Messung des Korrosionspotentials mit einer externen Ag/AgCl-Referenzelektrode“, PSI-TM-49-97-15, 14. 11. 1997.
- [27] **G. Repphun, B. Gerodetti:** „Potentialsonde für Heisswasser-Bedingungen“, PSI-AW-43-98-50, Rev.0, 24. 1. 1998.
- [28] **L. W. Niedrach:** „Electrodes for Potential measurements in Aqueous systems at High Temperature and Pressure“, Angewandte Chemie, Vol. 26, No. 3, 1987, pp. 161 – 169.
- [29] **P. Andresen:** „Modelling of Water and Material Chemistry Effect on Crack Tip Chemistry and Resulting Crack Growth Kinetics“, 3<sup>rd</sup> Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, ANS/NACE/TMS, pp. 301 – 312, 1988.
- [30] **L.M. Young, P.L. Andresen:** „Crack-Tip Microsampling and Growth Measurements in a 0.021%S Low-Alloy steel in High-Temperature Water“, 7<sup>th</sup> International Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, ANS/NACE/TMS, Vol. 2, pp. 1193 – 1202, Breckenridge, Colorado, USA, August 1995.
- [31] **P.L. Andresen, L.M. Young:** „Crack-Tip Microsampling & Growth Rate Measurements in Low-Alloy Steel in High-Temperature Water“, Corrosion, Vol. 51, pp. 223 – 233, 1995.
- [32] **B. Cheng, J. Gilman, L. Nelson, R. Pathania, C. Wood:** „BWR Water Chemistry Guidelines – 1996 Revision“, EPRI Report TR-103515-R1, Palo Alto, USA, Dezember 1996.
- [33] **S. Ritter, H.P. Seifert:** „The Effect of Chloride and Sulfate Transients on the Stress Corrosion Cracking Behaviour of Low-Alloy RPV Steels under Simulated BWR Environment“, NACE Corrosion 2004, New Orleans, USA, 28. März – 1. April 2004.
- [34] **J. Föhl, U. Ehrnstén, M. Ernestová, D. Gómez-Briceño, J. Lapeña, S. Ritter, A. Roth, B. Devrient, H.P. Seifert, T. Weissenberg, M. Žamboch:** „Crack Growth Behaviour of Low-Alloy Steels for Pressure Boundary Components under Transient Light Water Reactor Operating Conditions – CASTOC“, FISA-Conference on EU Research in Reactor Safety, Luxemburg, 10. – 12. November 2003.
- [35] **H.P. Seifert, S. Ritter, B. Gerodetti, U. Ineichen, E. Groth:** „RIKORR-II: Risskorrosion in ferritischen druckführenden Komponenten des Primärkreislaufes von SWR“, Handout zur RIKORRR-II-Halbjahresprojektpräsentation 2003, PSI, 8. Juli 2003.
- [36] **H.P. Seifert, S. Ritter, B. Gerodetti, U. Ineichen, E. Groth:** „RIKORR-II: Risskorrosion in ferritischen druckführenden Komponenten des Primärkreislaufes von SWR“, Handout zum HSK-PSI-Jahreprojektstatusgespräch 2003, HSK, 12. Dezember 2003.
- [37] **S. Ritter, H.P. Seifert:** „EU-5-projekt CASTOC –Zusammenfassung der wichtigsten Ergebnisse“, Handout zum KFES-Meeting, PSI, 14. November 2003.
- [38] **D. Kalkhof, H.P. Seifert, M. Niffenegger, S. Ritter:** „Massgebende Alterungsphänomene bei metallischen Werkstoffen“, Tagungsband SVA-Vertiefungskurs „Betriebsdauermanagement der Kernkraftwerke“, SVA, pp. 2.1-1 – 2.1-22, Fachhochschule Winterthur, 27. und 28. November 2003.
- [39] **H.P. Seifert, S. Ritter, J. Hickling:** „EAC of Low-Alloy RPV and Piping Steels under BWR Conditions - Summary Presentation of ongoing Work to ASME Sect. XI“, Presentation für die „ASME BPV Working Group on Flaw Evaluation“, San Diego, USA, 25. Februar 2003.