

Jahresbericht 2002, 15. Dezember 2002

RIKORR

Risskorrosion in druckführenden ferritischen Komponenten des Primärkreislaufes von SWR

Autor und Koautoren	H.P. Seifert, S. Ritter, U. Ineichen, U. Tschanz, B. Gerodetti
beauftragte Institution	Paul Scherrer Institut
Adresse	Paul Scherrer Institut, CH-5232 Villigen PSI
Telefon, E-mail, Internetadresse	056 310 44 02, hans-peter.seifert@psi.ch , www.psi.ch und http://www.web.psi.ch/lwi0.htm
BFE Projekt-/Vertrag-Nummer	37689 / 77428
Dauer des Projekts (von – bis)	1. 1. 2000 bis 31. 12. 2002

ZUSAMMENFASSUNG

Im Rahmen des vorliegenden Forschungsprojektes wird das Risskorrosionsverhalten von ferritischen Reaktordruckbehälter(RDB)-Stählen (unbeeinflusster Grundwerkstoff und Wärmeeinflusszonen (WEZ)) und von RDB-Schweissgutwerkstoffen unter transienten und stationären Siedewasserreaktor(SWR)-Betriebsbedingungen experimentell untersucht. Die Versuche unter konstanter Last und monoton ansteigender Last mit konstanter Lastrate sowie bei niederfrequenter zyklischer Belastung mit Bruchmechanikproben in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei Temperaturen zwischen 150 und 288 °C lieferten folgende Ergebnisse:

Dehnungsinduzierte Risskorrosion (DRK) und Schwingrisskorrosion (SwRK): Als wesentliche Einflussparameter wurden das Korrosionspotential (ECP), der Sulfat-Gehalt und die Temperatur der Umgebung, der Schwefel-Gehalt des Stahls sowie die Belastungsgeschwindigkeit und -höhe identifiziert. Die DRK-Anfälligkeit nimmt mit ansteigendem ECP, Sulfat-Gehalt der Umgebung und Schwefel-Gehalt des Stahls zu. Unter stark oxidierenden Bedingungen ($ECP > 100 \text{ mV}_{SWE}$) wurde in allen Werkstoffen (RDB-Grundwerkstoff und Schweissgut) ein Maximum der DRK-Anfälligkeit bei mittleren Temperaturen ($\approx 200 - 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$) und sehr niedrigen Dehnraten ($10^{-6} - 5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) beobachtet. Die DRK-Risswachstumsraten waren für alle Werkstoffe sehr ähnlich und nahmen mit ansteigender Dehnrates und ansteigender Temperatur bis zu einem Maximum bei $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ zu. Das Maximum der DRK-Anfälligkeit bei mittleren Temperaturen wird auf die Dynamische Reckalterung (Dynamic Strain Ageing, DSA) dieser Stähle zurückgeführt. Das DSA-Verhalten und der Gehalt an interstitiell gelöstem Stickstoff und Kohlenstoff können demnach ebenso wichtig sein wie der Schwefel-Gehalt dieser Stähle. In zyklischen Versuchen wurde unter stark oxidierenden Bedingungen ($ECP > 100 \text{ mV}_{SWE}$) für alle Temperaturen und Werkstoffe eine Zunahme des SwRK-Rissfortschritts pro Zyklus mit abnehmender Belastungsfrequenz beobachtet. Stabiles, stationäres SwRK-Risswachstum wurde bis hinab zu sehr niedrigen Frequenzen von 10^{-5} Hz festgestellt. Die SwRK-Risswachstumsraten waren für alle Werkstoffe sehr ähnlich und nahmen mit ansteigender Temperatur bis zu einem Maximum bei $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ zu.

Konservativität der Regelwerke: Die ASME XI Ermüdungsrisswachstums-Grenzkurven des ASME BPV Regelwerks können bei niederfrequenter, zyklischer Belastung ($< 10^{-2} \text{ Hz}$) unter simulierten SWR-Bedingungen sowohl in RDB-Grund- als auch Schweissgutwerkstoffen deutlich überschritten werden und sind deshalb im Gegensatz zu hohen Belastungsfrequenzen nicht konservativ. Diese niederfrequenten Belastungen sind charakteristisch für Anfahr- und Abfahrvorgänge sowie für spezielle Betriebszustände mit Temperaturschichtungsphänomenen. Für eine bessere Bewertung sind weitere Experimente bei niedrigerer Belastungshöhe und insbesondere genauere Informationen zu den wasserchemischen und lokalen thermomechanischen Randbedingungen unter diesen Betriebsbedingungen notwendig. Die BWR VIP 60 Spannungsrisskorrosions(SpRK)-Grenzkurven für das SpRK-Risswachstum unter stationären SWR-Bedingungen können sowohl bei kleinen Lastfluktuationen („Ripple Loading“) als auch bei mittleren Temperaturen ($200 - 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$) für RDB-Stähle, die eine ausgeprägte DSA-Anfälligkeit zeigen, überschritten werden. Die Grenzkurven sind deshalb auf ihre Gültigkeit für RDB-Schweissnähte und WEZ und insbesondere für den Speisewasserstutzen ($T \approx 220 - 270 \text{ }^{\circ}\text{C}$, kleine Lastfluktuationen nicht ausschliessbar) zu überprüfen. Für den RDB-Grundwerkstoff im stationären SWR-Leistungsbetrieb ($T \approx 270 - 290 \text{ }^{\circ}\text{C}$, \approx statische Belastung) sind die SpRK-Grenzkurven durch umfassende Laborexperimente bestätigt.

INHALTSVERZEICHNIS

0. ABKÜRZUNGEN, SYMBOLE UND EINHEITEN.....	2
0.1 ABKÜRZUNGEN.....	2
0.2 SYMBOLE UND EINHEITEN	4
1. PROJEKTZIELE.....	5
1.1 TECHNISCHER HINTERGRUND	5
1.2 ZIELSETZUNGEN UND ARBEITSPROGRAMM DES FORSCHUNGSVORHABEN.....	6
1.3 ZIELSETZUNGEN UND ARBEITSPROGRAMM FÜR 2002.....	6
2. DURCHGEFÜHRTE ARBEITEN UND ERREICHTE ERGEBNISSE	7
2.1 EXPERIMENTELLE PARAMETERSTUDIE ZUR RISSKORROSION	7
2.1.1 <i>Untersuchte Werkstoffe</i>	7
2.1.2 <i>Lage und Orientierung der WEZ- und Schweissgutproben</i>	11
2.1.3 <i>Versuchsdurchführung</i>	11
2.1.4 <i>Dehnungsinduzierte Risskorrosion (DRK)</i>	13
2.1.4.1 Einfluss der Mikrostruktur und des Wärmebehandlungszustandes	13
2.1.4.2 Einfluss der Mikrostruktur in Abhängigkeit der Temperatur	17
2.1.4.3 Einfluss von Schwefel-Gehalt und Dynamischer Reckalterung (DSA)	19
2.1.4.4 Zusammenfassende Bewertung zum Einfluss von Materialeigenschaften	22
2.1.4.5 Zusammenfassung des bisher zur DRK gewonnenen Kenntnisstandes	23
2.1.5 <i>Schwingrisskorrosion (SwRK)</i>	25
2.1.5.1 Einfluss der Mikrostruktur in Abhängigkeit von Temperatur und Frequenz	25
2.1.5.2 Einfluss der Mikrostruktur in Abhängigkeit der Belastungsbedingungen	26
2.1.5.3 Einfluss des S-Gehalt des Stahls und des Sulfat- und Sauerstoffgehalts.....	28
2.1.5.4 Entwicklung neuer Referenzkurven für die Ermüdung in Heisswasser	29
2.1.5.5 Zusammenfassung des bisher zur SwRK gewonnenen Kenntnisstandes.....	34
2.1.6 <i>Spannungsrisskorrosion (SpRK)</i>	36
2.1.6.1 Einfluss der Mikrostruktur und der Härte/Streckgrenze bei 288 °C.....	36
2.1.6.2 Einfluss der Mikrostruktur in Abhängigkeit der Temperatur	38
2.1.6.3 Einfluss kleiner Lastfluktuationen bei hohem Spannungsverhältnis	40
2.1.6.4 Zusammenfassung des bisher zur SpRK gewonnenen Kenntnisstandes	42
2.2 PUBLIKATIONEN 2002.....	44
3. NATIONALE ZUSAMMENARBEIT	45
4. INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT	45
5. BEWERTUNG 2002 UND AUSBLICK 2003	46
5.1 BEWERTUNG 2002.....	46
5.2 SCHLUSSFOLGERUNGEN	46
5.3 AUSBLICK 2003	48
5.4 VORSCHLAG FÜR WEITERES VORGEHEN.....	48
6. REFERENZEN.....	49

0. Abkürzungen, Symbole und Einheiten

0.1 ABKÜRZUNGEN

Abkürzung	Bedeutung
ANL	Argonne National Laboratory
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASME BPV	ASME Boiler and Pressure Vessel Code
ASTM	American Society of Testing and Materials
ASTM E 399	Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials
BNC(T)	Blunt Notch Compact Tension Specimen: Kompaktzugprobe mit Rundkerbe
BWR VIP	Boiling Water Reactor Vessel and Internals Project
C(T)	Compact Tension Specimen: Kompaktzugprobe
CIEMAT	Research Centre for Energy, Environment and Technology, Spanien
COD_{LL}	Crack Opening Displacement at Load Line: Rissöffnung an der Lastlinie
CSNI	Committee on the Safety of Nuclear Installations
DCPD	Direct Current Potential Drop Method: Gleichstrompotentialsonde
DO	Dissolved Oxygen: Konzentration an gelöstem Sauerstoff
DRK	Dehnungsinduzierte Risskorrosion
DSA	Dynamic Strain Ageing: Dynamische Reckalterung
DWR	Druckwasserreaktor
EAC	Environmentally-Assisted Cracking
ECP	Electrochemical Corrosion Potential: Freies Korrosionspotential
EPRI	Electric Power Research Institute
GE	General Electric
HAC	Hydrogen-Assisted EAC Mechanism
HSK	Hauptabteilung für die Sicherheit der Kernanlagen
HWC	Hydrogen Water Chemistry, Wasserstoffchemiefahrweise
ICG-EAC	International Co-operative Group of Environmentally-Assisted Cracking of LWR Materials

Abkürzung	Bedeutung
KTA	Kerntechnischer Ausschuss
KTA 3201.1	Sicherheitstechnische Regel des KTA 3201.1: Komponenten des Primärkreislaufes von LWR Teil 1: Werkstoffe und Erzeugnisformen
LWV	Labor für Werkstoffverhalten
LWR	Leichtwasserreaktor
MPA	Staatliche Materialprüfungsanstalt, Universität Stuttgart, Deutschland
NEA	Nuclear Energy Agency
NRC	National Regulatory Commission, USA
NRI	Nuclear Research Institute, Rez, Tschechische Republik
NWC	Normal Water Chemistry, Normalwasserchemiefahrweise
OECD	Organisation for Economic Co-operation and Development
OECD/NEA/ CSNI PWG 3	OECD/NEA/CSNI Principal Working Group 3: "Integrity of Structures and Components"
PEER	Panel of Experts for Evaluation and Review
RDB	Reaktordruckbehälter
REM	Rasterelektronenmikroskop(ie)
SKI	Statens Kärnkraftinspektion
SpRK	Spannungsrissskorrosion
SRL	Slow Rising Load Test: Versuch mit monoton ansteigender Last mit konstanter Lastrate
SSRT	Slow Strain Rate Test: langsamer Zugversuch mit konstanter Dehnrage
SSY	Small Scale Yielding: Kleinstbereichsfließen
SWE	Standard-Wasserstoffelektrode
SWR	Siedewasserreaktor
SwRK	Schwingrissskorrosion
TÜV	Technischer Überwachungsverein, Deutschland
VGB	Technische Vereinigung der Grosskraftwerksbetreiber, Deutschland
VTT	Technisches Forschungszentrum Finnland
WEZ	Wärmeeinflusszone
WKP	Wiederkehrende Prüfung

0.2 SYMBOLE UND EINHEITEN

Symbol	Einheit	Bezeichnung
A_5	%	Bruchdehnung
Δa	μm oder mm	Rissfortschritt
$\Delta a/\Delta N$	$\mu\text{m}/\text{Zyklus}$	Rissfortschritt pro Zyklus
da/dt	m/s	zeitlicher Verlauf des Risswachstums
da/dt_{DRK}	m/s	DRK-Risswachstumsrate in „Slow Rising Load“ Versuchen
$\Delta a_{\text{DRK}}^{\text{max}}/\Delta t$	m/s	DRK-Risswachstumsrate in „Slow Rising Load“ Versuchen mit lokalem maximalen Rissfortschritt $\Delta a_{\text{DRK}}^{\text{max}}$ berechnet
da/dt_{SpRK}	m/s	SpRK-Risswachstumsrate in Versuchen unter konstanter Last
da/dt_{SwRK}	m/s	SwRK-Risswachstumsrate in zyklischen Versuchen
$d\text{COD}_{\text{LL}}/dt$	mm/s	Rissöffnungsrate an der Lastlinie
δ	mm	Probenaufweitung
ΔK	$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors
ΔK_{SwRK}	$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	ΔK -Schwellwert für SwRK
Δt_{CL}	h	Versuchsdauer unter konstanter Last
Δt_{R}	h	„Rise Time“, Dauer der Lastanstiegsphase
ECP	mV_{SWE}	freies Korrosionspotential
κ	$\mu\text{S}/\text{cm}$	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
$K_{I,J}$	$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	K_I -Wert bei Initiierung von duktilem mechanischen Risswachstum in inerter Umgebung
K_{ISCC}	$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	K_I -Schwellenwert für SpRK
ν	Hz	Belastungsfrequenz
O_2	ppb od. ppm	Konzentration an gelöstem Sauerstoff
R	-	Verhältnis von Unter- zur Oberlast: $R = K_{\text{min}} / K_{\text{max}}$
R_p	MPa	Streckgrenze
R_m	MPa	Zugfestigkeit
T	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur
Z	%	Brucheinschnürung

1. Projektziele

1.1 TECHNISCHER HINTERGRUND

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

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

	Korrosionsgestütztes Risswachstum (EAC)		
	SpRK	DRK	SwRK
Mechanismus	Spannungsrissskorrosion	Dehnungsinduzierte Risskorrosion	Schwingungsrissskorrosion
Belastungsart	statisch	dynamisch (monoton ansteigend oder sehr niederzyklisch)	zyklisch (nieder- oder hochzyklisch)
LWR Betriebsbedingungen	stationärer Leistungsbetrieb	Anfahr-/Abfahrvorgänge Temperaturschichtung	thermische Ermüdung Temperaturschichtung
Quantitative Charakterisierung	BWR VIP 60 Disposition Lines	weitgehend ausstehend	ASME III und XI
Projekte am PSI	SpRK II CASTOC	RIKORR CASTOC	CASTOC

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

Fälle von betrieblichen Rissbildungen durch korrosionsgestütztes Risswachstum in druckführenden ferritischen Komponenten waren in der Vergangenheit relativ selten. Die Schadensfälle traten meist in Siedewasserreaktoren (SWR) und nur sehr selten in Druckwasserreaktoren (DWR) auf [2]. Am häufigsten betroffen waren Rohrleitungen, selten Druckbehälter und extrem selten Reaktordruckbehälter [2]. In den meisten dieser Fälle waren sowohl dynamische mechanische Zusatzbeanspruchungen (z. B. durch Temperaturschichtungsphänomene, Temperatur- und Druckzyklen während transients Betriebsbedingungen, z.B. Anfahr-/Abfahrvorgänge) als auch oxidierende Umgebungsbedingungen involviert [2]. Die aufgetretenen Fälle werden der DRK oder der niederzyklischen SwRK zugeordnet [1, 3]. Unter stationären SWR-Normalbetriebsbedingungen, d. h. bei vorwiegend statischer mechanischer Belastung von Behältern und Rohrleitungen und hoher Reinheit des Speise- und Reaktorwassers, wurde bislang kein Korrosionsrisswachstum beobachtet [1 - 3].

Umgebungseffekte sind in den für die Ermüdungsauslegung und -überwachung geltenden und angewandten kerntechnischen Regelwerken bisher nicht direkt (ASME-Code III zur Rissinitiierung) oder nur zum Teil (ASME Code XI zum Risswachstum) berücksichtigt. Neuere Untersuchungen zeigen aber, dass unter gewissen betriebsrelevanten Kombinationen aus Umgebung, Belastung und Werkstoff die Grenzkurven in den entsprechenden Regelwerken nicht immer konservativ sind [4 - 11]. Dennoch decken die Regelwerke die meisten Betriebszustände auch bei Berücksichtigung möglicher Umgebungseffekte konservativ ab und waren in der Vergangenheit auch recht

erfolgreich im Vermeiden von Ermüdungsschäden. Sowohl die Betriebserfahrung [12] als auch neuere Laboruntersuchungen [13] deuten darauf hin, dass zumindest Anlagenzustände, bei denen es zu Temperaturschichtungsphänomenen in Behälterstutzen und den angrenzenden Rohrleitungen kommen kann, sowie gewisse Änderungen von Betriebszuständen (wie z. B. das Anfahren und Abfahren einer Anlage) durch die Regelwerke nicht immer konservativ abgedeckt sind.

Bei den für diese Betriebszustände charakteristischen mittleren Temperaturen (120 - 290 °C), niedrigen Belastungsfrequenzen ($< 10^{-3}$ Hz) und für den SWR charakteristischen hohen Korrosionspotentialen liegen zur Zeit keine oder nur stichprobenhafte DRK- und SwRK-Risswachstumsdaten vor. Aufgrund der in diesem Temperatur-/Belastungsgeschwindigkeitsbereich in diesen Stählen beobachteten Dynamischen Reckalterung (DSA) kann eine im Vergleich mit dem RDB-Grundwerkstoff erhöhte Anfälligkeit von Schweissnähten und ihrer Wärmeeinflusszonen gegenüber DRK und SwRK nicht ausgeschlossen werden [14 - 16]. Am PSI wurde deshalb ein neues Risskorrosionsprojekt gestartet, um diese bestehenden Wissenslücken und Unsicherheiten zu beseitigen und die tatsächlich vorhandenen Sicherheitsmargen besser abschätzen zu können.

1.2 ZIELSETZUNGEN UND ARBEITSPROGRAMM DES FORSCHUNGSVORHABEN

Im Rahmen des vorliegenden Forschungsprojektes wird das Risskorrosionsverhalten von ferritischen RDB-Stählen unter transienten SWR-Betriebsbedingungen experimentell untersucht. Im Vordergrund steht die Ermittlung belastbarer DRK-Risswachstumsraten, die für Sicherheits- und Strukturintegritätsbewertungen verwendet werden können. Neben verschiedenen RDB-Stählen mit unterschiedlichen Schwefel- und Aluminium-Gehalten wird insbesondere das Risskorrosionsverhalten der Umfangsschweißnaht eines nicht eingesetzten RDB (Biblis C, PWR, 1200 MWe, Fertigung 1976) und ihrer Wärmeeinflusszone (WEZ) untersucht. Die hinsichtlich der DRK besonders kritischen Korrosionssystembedingungen werden mittels einer Parametersensitivitätsstudie identifiziert. Dies ermöglicht es, kritische Komponenten und Betriebszustände herauszufinden, die nicht durch die geltenden Regelwerke zur Ermüdungsauslegung und -überwachung konservativ abgedeckt sind.

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

1.3 ZIELSETZUNGEN UND ARBEITSPROGRAMM FÜR 2002

Die wesentlichen Zielsetzungen und geplanten Arbeiten für das Jahr 2002 umfassten [17 – 19]:

- Abschluss der Parametersensitivitätsstudie zum Einfluss von Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit auf das EAC-Risswachstumsverhalten mit Proben der Wärmeeinflusszone (WEZ) der Biblis C Umfangsschweißnaht (Kap. 2.1.4 und 2.1.5).
- Charakterisierung der SpRK-Anfälligkeit der WEZ bei verschiedenen Temperaturen (Kap. 2.1.6).
- SpRK-Versuche unter konstanter Last und mit kleinen Lastfluktuationen („Ripple Loading“) bei verschiedenen K_I -Werten im Temperatur-Bereich maximaler SpRK-Anfälligkeit unter realitätsnahen wasserchemischen Bedingungen (Kap. 2.1.6)
- Identifikation der für die Risskorrosion relevanten, transienten SWR-Betriebszustände und kritischen Komponentenbereiche und Ausarbeitung von Schlussfolgerungen/Empfehlungen bezüglich Regelwerken/Kraftwerksbetrieb (siehe Abschlussbericht [20]).
- Konferenzbeiträge:
 - ICG-EAC 2002 (April 2002, Lyon, Frankreich) [21, 22].
 - NACE Corrosion 2002 (April 2002, Denver, USA) [23].
 - ICC 2002 (September 2002, Granada, Spanien) [24].

2. Durchgeführte Arbeiten und erreichte Ergebnisse

2.1 EXPERIMENTELLE PARAMETERSTUDIE ZUR RISSKORROSION

2.1.1 Untersuchte Werkstoffe

In den Experimenten wurden fünf verschiedene niedriglegierte RDB-Stähle sowie eine Schweissnaht von einem nicht in Betrieb gesetzten RDB (Biblis C, DWR, 1200 MWe, 1976) untersucht (Tabelle 2 - 4). Diese Stähle werden weltweit und in schweizerischen Kernkraftwerken in druckumschliessenden Komponenten eingesetzt.

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

WQ: abgeschreckt in Wasser OK: abgekühlt im Ofen

Tabelle 2: Verwendete Werkstoffe.

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 Schwefelgehalten bzw. in ihrer DSA-Anfälligkeit und ihrem Gehalt an MnS-Einschlüssen, die das Risskorrosionsverhalten massgeblich beeinflussen können [14, 25, 26].

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
Schweisnaht	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	g	0.215	0.20	0.91	0.008	0.007	0.42	0.53	0.88	0.007	0.018	0.04

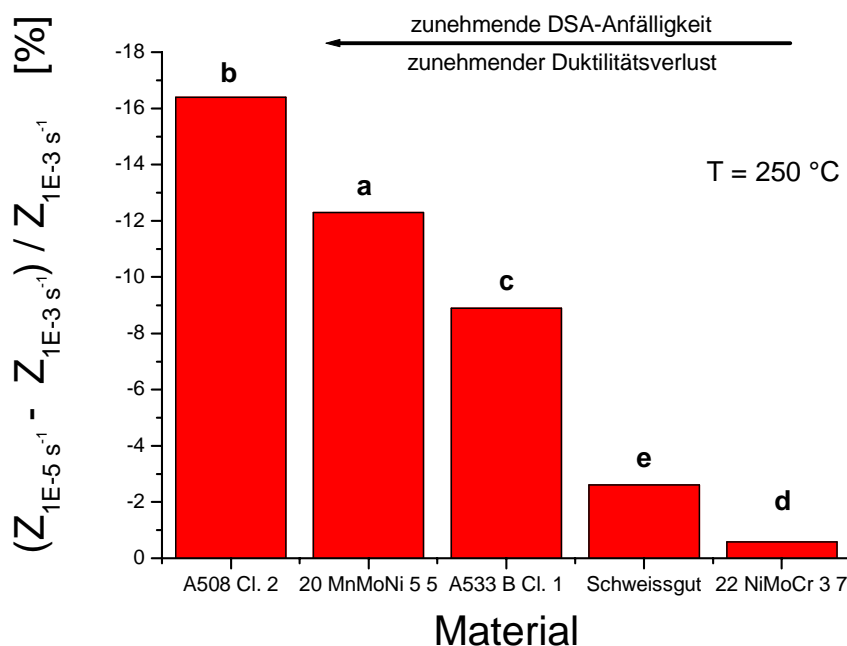
Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung (in Gew.%).

Werkstoff		Raumtemperatur				288 °C
		R _{P0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ [%]	Z [%]	R _{P0.2} [MPa]
20 MnMoNi 5 5	a	485	648	19.3	72.1	418
SA 508 Cl. 2	b	448	611	17.9	71.0	396
SA 533 B Cl. 1	c	456	605	23.4	59.9	412
22 NiMoCr 3 7	d	467	600	17.3	71.9	400
Schweisnaht	e	492	592	17.4	73.3	430
20 MnMoNi 5 5	f	508	664	20	61	439
WEZ	g	-	-	-	-	640*

Tabelle 4: Mechanische Eigenschaften (Zugversuch DIN 50145, B5X50 Proben). Mittelwerte von Zugproben in T- und L-Richtung und ¼ T bis ¾ T-Lage. (R_{P0.2}: Streckgrenze, R_m: Zugfestigkeit, A₅: Bruchdehnung, Z: Einschnürung, *: mit instrumentierter Härtemessung in der Mitte der WEZ).

DSA-Verhalten der RDB-Stähle:

Das DSA-Verhalten der eingesetzten RDB-Stähle wurde mittels langsamen Zugversuchen bei verschiedenen Temperaturen und Dehnraten sowie durch Messung der inneren Reibung eingehend charakterisiert. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen und der Zusammenhang zwischen der DSA- und Risskorrosionsanfälligkeit sind in einem PSI-Bericht [27] detailliert diskutiert. Eine ausgeprägte DSA-Anfälligkeit kann insbesondere bei mittleren Temperaturen (180 – 270 °C) und langsamen Dehnraten/niedrigen Belastungsfrequenzen zu einer Erhöhung der Risskorrosions-Anfälligkeit führen. Alle untersuchten Stähle zeigten charakteristische Merkmale der DSA, wenn auch in unterschiedlichem Ausmass. Die in Zugversuchen beobachtete DSA-Anfälligkeit nahm dabei in folgender Reihenfolge der Materialien zu: d, e, c, a, b. Figur 1 zeigt, wie die Brucheinschnürung Z in Zugversuchen (als Mass für die Duktilität) im DSA-Bereich bei 250 °C bei einer Reduktion der Dehnrates von 10⁻³ auf 10⁻⁵ s⁻¹ für alle Werkstoffe deutlich, aber unterschiedlich stark abnahm (negative Dehnratenabhängigkeit). Die relative Abnahme der Brucheinschnürung ist ein direktes Mass für die DSA-Anfälligkeit und den Duktilitätsverlust infolge DSA der untersuchten Werkstoffe.



Figur 1: Vergleich der DSA-Anfälligkeit der eingesetzten RDB-Stähle. Die relative Abnahme der Brucheinschnürung Z in Zugversuchen bei 250 °C bei einer Reduktion der Dehnrates von 10^{-3} auf 10^{-5} s^{-1} ist ein gutes Mass für die DSA-Anfälligkeit der Werkstoffe.

Mikrostruktur der RDB-Stähle (Grundwerkstoff):

Die RDB-Stähle a, c, d und f besitzen eine granulare bainitische Mikrostruktur mit einer mittleren Korngrösse (ehemalige Austenitkörner) von 10 bis 20 μm . Legierung b besitzt eine gemischte bainitisch/ferritisch-perlitische Mikrostruktur mit einer mittleren Korngrösse von 20 μm . Die räumliche Verteilung der Mangansulfideinschlüsse ist bis auf Legierung f in allen Grundwerkstoffen homogen. Der RDB-Stahl f hingegen zeigt sowohl ausgeprägte, bänderförmige Schwefel-Segregationszonen sowie viele lokale Stellen mit Clustern von MnS-Einschlüssen. Der lokale Schwefel-Gehalt variiert in diesem Material dementsprechend sehr stark zwischen 0.003 und 0.053 Gew.% S. Eine solch inhomogene Schwefelverteilung ist durchaus charakteristisch für ältere RDB (< 1970), insbesondere in sehr dickwandigen Komponentenbereichen.

Mikrostruktur von Schweissgut und Wärmeeinflusszone der Biblis C Schweissnaht:

Die Schweissnaht, der RDB-Grundwerkstoff sowie dessen Wärmeeinflusszone wurden am PSI eingehend metallographisch und metallurgisch charakterisiert. Die Ergebnisse der chemischen Analysen, der metallographischen Untersuchungen (Schwefelalldrücke, Gefügeanalysen mittels Lichtmikroskopie und REM, Mikrohärtemessungen), der Werkstoffprüfungen (Zugversuche, Härteprüfung, Kerbschlagversuche) und der Eigenspannungsmessungen (Neutronen- und Röntgendiffraktometrie) sind in einem PSI-Bericht [25] zusammengestellt. In Tabelle 5 sind die wichtigsten Merkmale von Schweissgut, WEZ und RDB-Grundwerkstoff miteinander verglichen.

Aufgrund der für Schweissnähte typischen extrem feinen Verteilung von sehr kleinen, kugelförmigen MnS-Einschlüssen wurden in der Vergangenheit den RDB-Schweissnähten ein besseres Risskorrosionsverhalten als dem RDB-Grundwerkstoff zugeordnet. Der tiefe Aluminium-Gehalt im Schweissgut (hier 0.0053 Gew.% Al) führt aber zu einem erhöhten Gehalt an interstitiell, d. h. auf

Zwischengitterplätzen, gelöstem, „freiem“ Stickstoff, der nicht in Form von Aluminiumnitriden oder Carbonitriden gebunden ist und somit auch zu einer ausgeprägteren DSA-Anfälligkeit. Ebenso können in gewissen Bereichen der Schmelzlinie/WEZ, abhängig von der thermischen Geschichte und Wärmebehandlung, eine erhöhte Konzentrationen an freiem Kohlenstoff und Stickstoff auftreten. Als Folge kann zumindest bei gewissen Kombinationen von Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit eine gegenüber dem Grundwerkstoff deutlich erhöhte EAC-Anfälligkeit der Schweissnaht und der WEZ nicht ausgeschlossen werden [3, 26, 27]. Zudem besteht für den aufgehärteten Bereich der Grobkornzone der WEZ die Möglichkeit für eine Anfälligkeit auf trans- oder interkristalline, wasserstoffinduzierte SpRK bei Temperaturen unterhalb von 200 °C [27, 33].

Die Vielzahl beobachteter Gefügevarianten und der starke Gefügegradient im Bereich der Schmelzlinie/WEZ erfordern das Testen einer Vielzahl verschiedener Probenlagen und -orientierungen aus unterschiedlichen Regionen der Schweisslinie/WEZ. Die geringe Ausdehnung von gewissen kritischen Regionen im Bereich der Schmelzlinie/WEZ macht zusätzlich die Verwendung spezieller Probenformen mit Rundkerben notwendig.

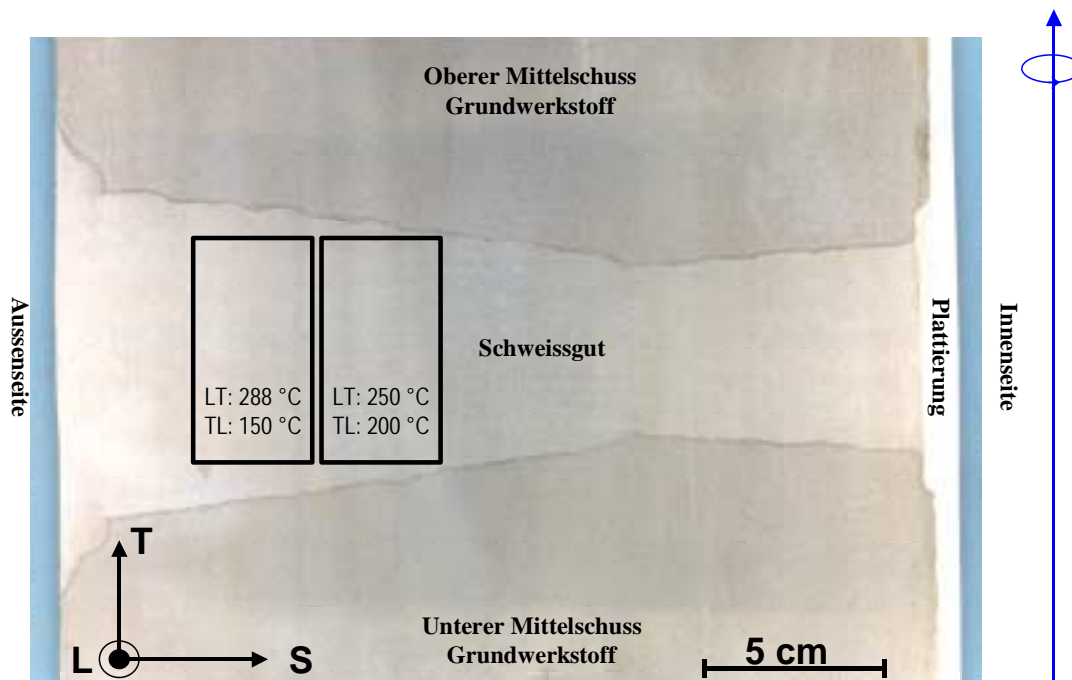
Parameter	Schweissgut	Schmelzlinie / WEZ	Grundwerkstoff
Material	S3 NiMo 1		22 NiMoCr 3 7
S	0.007 Gew.%		0.007 Gew.%
Al	0.0053 Gew.%		0.018 Gew.%
C	0.054 Gew.%		0.215 Gew.%
Nfrei	16 ppm		3 ppm
Mikrostruktur	ferritisch	Weiter Bereich von Mikrostrukturen: CGWEZ, ICWEZ, ...	bainitisch
Korngrösse	< 6 µm		10 – 20 µm
MnS-Einschlüsse	Sehr klein, feindispers, sphärisch		Klein, sphärisch – gross, länglich
Rp (288 °C) T-Orientierung	470 MPa	640 MPa (Mitte der WEZ)	400 MPa
Härte	210 – 280 HV 0.05 210 – 240 HV 1	240 – 350 HV 0.05 190 – 320 HV 1	200 – 250 HV 0.05 170 – 200 HV 1
DSA	Ja, schwach	?	Ja, schwach
Bemerkung		Ausdehnung: 2 – 4 mm Eigenspannung < 40 MPa	

Tabelle 5: Vergleich der wichtigsten Merkmale von Schweissgut, Wärmeeinflusszone und Grundwerkstoff der Biblis C Umfangsschweisnaht.

Die gemessenen Eigenspannungen sind aufgrund der langen Spannungsarmglühung knapp unterhalb der Anlasstemperatur sehr klein. Die maximal gemessene Normalspannung betrug 40 MPa und liegt damit um eine Grössenordnung unterhalb der durch die äussere Belastung in den Versuchen hervorgerufenen Nennspannung im Probenligament. Ein dominanter Einfluss der Eigenspannungen auf das Korrosionsrisswachstum wird deshalb bei diesen hohen Belastungen nicht erwartet und auf eine Berücksichtigung der Eigenspannung kann deshalb verzichtet werden.

2.1.2 Lage und Orientierung der WEZ- und Schweissgutproben

Die Lage und Orientierung der Schweissgut- und Wärmeeinflusszonenproben sind in Figur 2 und 3 dargestellt. Beim Schweissgut kamen Proben mit der Orientierung TL (Risswachstumsrichtung in Umfangsrichtung) und LT (Risswachstumsrichtung in axialer Richtung) zum Einsatz. Die Rissfläche und -länge erstreckte sich dabei über mehrere Schweissraupen und umfasste deshalb an einigen wenigen Lokalisationen auch den rekristallisierten Grenzbereich zwischen zwei Raupenlagen. Bei der TS- und TL-Orientierung der WEZ-Proben verläuft der Riss entlang der WEZ in Dicken- bzw. Umfangsrichtung. Es wurde versucht, den Schwingriss an Luft möglichst in die Nähe der Härtespitze im Bereich der Grobkornzone der WEZ zu legen. Da die WEZ/Schmelzlinie aufgrund der einzelnen Schweissraupen und dem leichten Einbrand einen wellenförmigen Verlauf zeigt, lag der Schwingriss nicht in jedem Fall vollständig über die ganze Probenbreite und die ganze Risslänge in der Mitte der WEZ. In gewissen Bereichen lagen Teile des Risses auch in der Schmelzlinie oder am Rand der WEZ im subkritischen Bereich (maximale Temperatur beim Schweißen $T_{\max} < A_{c1}$).



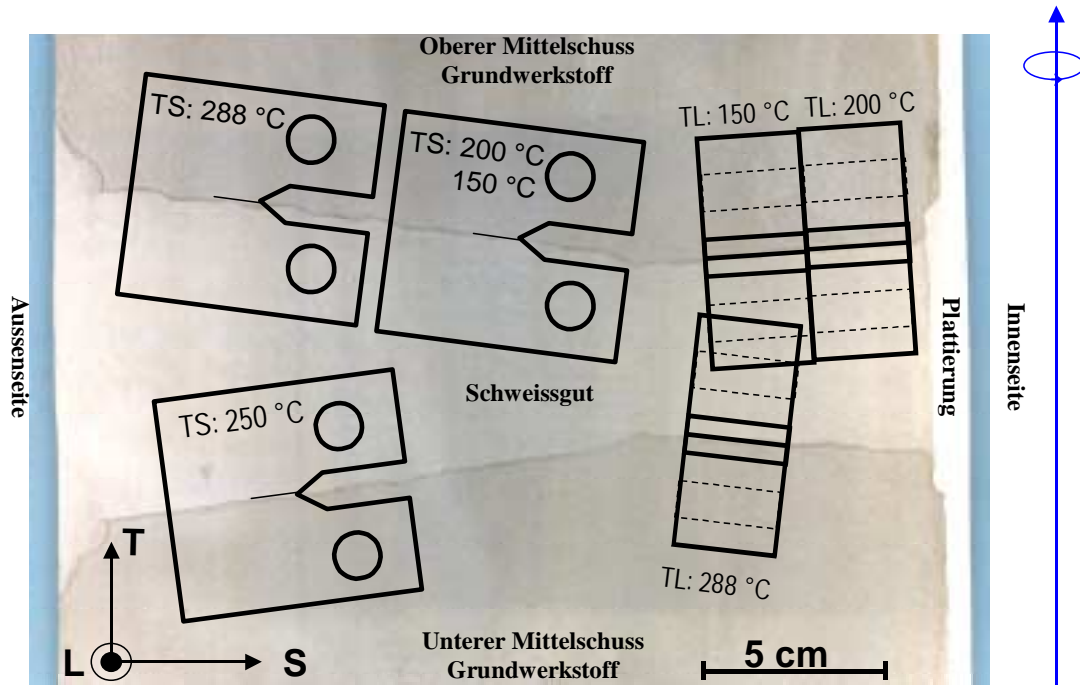
Figur 2: Lage und Orientierung der Schweissgutproben.

2.1.3 Versuchsdurchführung

Da die Versuchsdurchführung und -auswertung sowie der Messaufbau im Rahmen des BFE-Jahresberichtes 2000 [28] und in einem PSI-Bericht [29] detailliert beschrieben sind, werden im folgenden nur die wesentlichsten Aspekte kurz beschrieben.

Das Risskorrosionsverhalten der verschiedenen Stähle wurde in Versuchen unter konstanter Last (SpRK) und in Versuchen mit langsam monoton ansteigender oder niederzyklischer Last (DRK, SwRK) in modernen Heisswasserkreisläufen unter simulierten SWR/NWC-Bedingungen in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei einer Temperatur von 150 bis 288 °C experimentell untersucht. Belastungsbedingungen und Wasserchemie (Sulfat- und Sauerstoffgehalt) wurden hierbei gezielt variiert. Die Untersuchungen wurden mit 25 mm dicken bruchmechanischen Kompaktzugproben (1T-C(T)) durchgeführt, die hauptsächlich in T-L- oder L-T-Richtung (entsprechend ASTM E 399)

gefertigt wurden. Vor dem Versuchsbeginn wurden die Proben bei Raumtemperatur in Laborluft mit einem Schwingriss definierter Länge versehen. Alternativ wurden für WEZ-Proben auch Kompaktzugproben mit Rundkerben [30] anstelle des Schwingrisses verwendet.



Figur 3: Lage und Orientierung der WEZ-Proben.

Die Heisswasserkreisläufe 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 wurde 3 bis 4-mal pro Stunde ausgetauscht. Dies ist zur Aufrechterhaltung konstanter wasser- und elektrochemischer Bedingungen ausreichend. Im Bereich der Probe betrug die Strömungsgeschwindigkeit einige mm/s. Sauerstoffgehalt, Leitfähigkeit, Durchfluss, Druck und Temperatur wurden im Vorlauf- und Rücklauf des Niederdruck-/temperaturkreislaufs kontinuierlich gemessen. Zusätzlich wurde im Hochdruck-/temperaturbereich Last, Temperatur, Druck, Korrosions- und Redoxpotential erfasst.

Der gewünschte Sauerstoffgehalt und die Leitfähigkeit wurden über die Messwerte im Vorlaufwasser durch abwechselndes Einblasen von Argon und eines Argon/Sauerstoff-Gemisches bzw. durch die Zudosierung von 0.02 molarer wässriger Na_2SO_4 -Lösung zum hochreinen Heisswasser ($< 0.06 \mu\text{S/cm}$) eingestellt. Die Sulfatkonzentration betrug zwischen $< 1 \text{ ppb}$ ($\kappa \leq 0.06 \mu\text{S/cm}$) und 365 ppb ($\kappa = 1.0 \mu\text{S/cm}$). Das Korrosionspotential wurde durch die Konzentration an gelöstem Sauerstoff eingestellt. Das Korrosionspotential der Proben und das Redox-Potential der Umgebung (Pt-Elektrode) wurden kontinuierlich mit einer externen Ag/AgCl-Referenzelektrode mit einem digitalen Multimeter mit hoher Eingangsimpedanz ($> 10^{14} \Omega$) gemessen [31].

Das Risswachstum während des Versuches wurde mit der Gleichstrompotentialsonde (DCPD) verfolgt. Für die Gleichstrompotentialsonde wurde experimentell eine Auflösungsgrenze von $5 \mu\text{m}$ ermittelt [29]. Nach dem Versuch wird das Risswachstum fraktographisch mit dem Rasterelektronenmikroskop ausgemessen und die kontinuierlichen Messungen, falls notwendig, mit Hilfe der fraktographischen Ergebnisse korrigiert [29]. Bei gleichmässigem Risswachstum über die gesamte Probenbreite unterschieden sich die Ergebnisse der DCPD und der Fraktographie um weniger als 5 %.

2.1.4 Dehnungsinduzierte Rissskorrosion (DRK)

Der Einfluss von Beanspruchungsgeschwindigkeit, Umgebung (ECP, Sulfat, Temperatur) und Werkstoff (Schwefel-Gehalt, Mikrostruktur) auf die DRK-Rissinitiierung und das DRK-Risswachstum wurde im Rahmen einer Parameterstudie in Versuchen mit langsam, monoton ansteigender Last mit konstanter Lastrate („Slow Rising Load“ (SRL) Tests) untersucht. Im BFE-Jahresbericht 2000 [28] wurde eingehend diskutiert, wie die DRK-Anfälligkeit und das DRK-Risswachstum niedriglegierter RDB-Stähle in sauerstoffhaltigem Heisswasser durch das synergistische Zusammenwirken von Beanspruchungsgeschwindigkeit, Umgebung (ECP, Sulfat) und des Schwefel-Gehaltes des Stahls kontrolliert werden. Der Einfluss der Temperatur und der DSA wurde im BFE-Jahresbericht 2001 [32] vertieft behandelt. Im folgenden sollen deshalb nur die neuen Ergebnisse zum Einfluss der Materialeigenschaften in Abhängigkeit von Temperatur, Beanspruchungsgeschwindigkeit und Umgebung phänomenologisch diskutiert werden. Eine zusammenfassende Darstellung und mechanistische Interpretation der Ergebnisse befindet sich im Zwischen- [27] und Abschlussbericht [30].

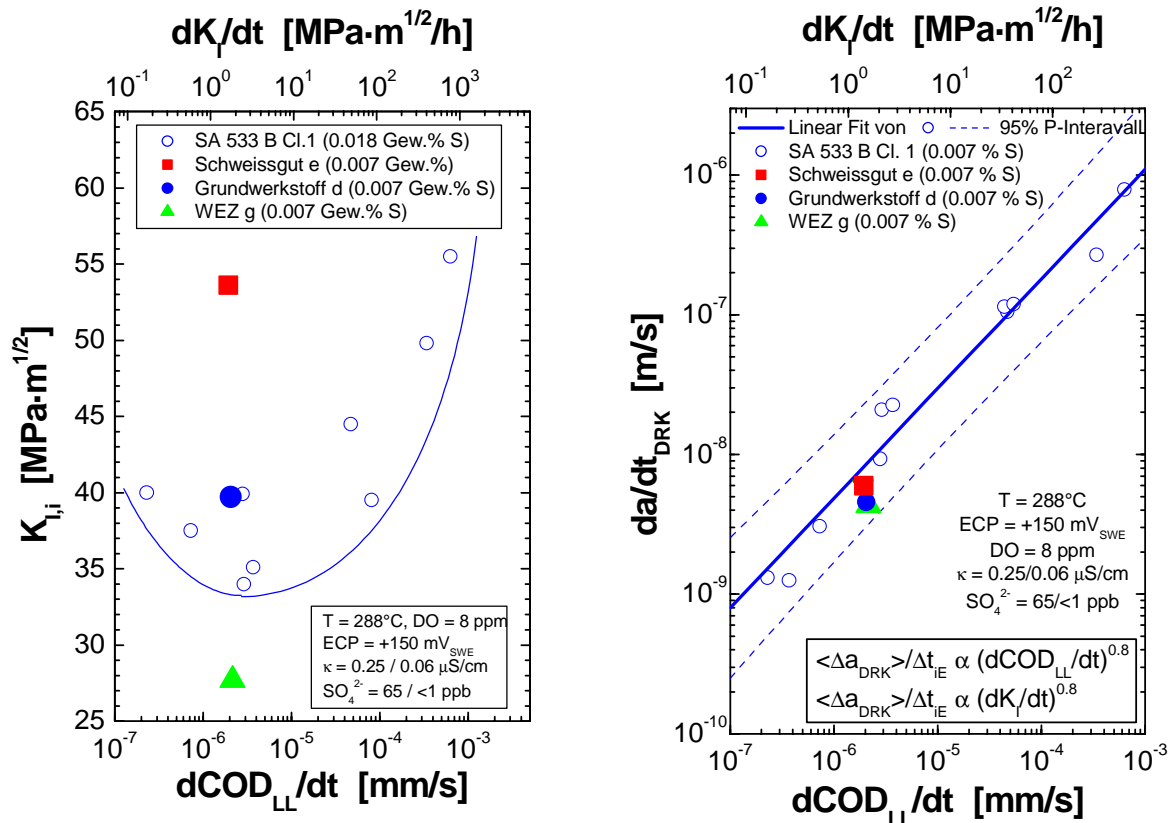
2.1.4.1 Einfluss der Mikrostruktur und des Wärmebehandlungszustandes

Der Einfluss der Mikrostruktur (Grundwerkstoff des Biblis C RDB-Mittelschusses, Schweissgut und Wärmeeinflusszone der Biblis C Umfangsschweisnaht) und des Wärmebehandlungszustandes (normalisiert, gehärtet, gehärtet und angelassen) wurde in Heisswasser mit einem Sauerstoff- und Sulfatgehalt von 8 ppm bzw. 65 ppb bei einer Temperatur von 288 °C im Beanspruchungsgeschwindigkeitsbereich maximaler DRK-Anfälligkeit untersucht. Die Eigenschaften der unterschiedlichen Gefügestände sind in Tabelle 5 und 6 verglichen.

Einfluss der Mikrostruktur:

Die Abbildung 4 zeigt den Einfluss der Mikrostruktur auf die DRK-Rissinitiierung und das DRK-Risswachstum. Zu Vergleichszwecken sind entsprechende Ergebnisse mit dem RDB-Stahl SA 533 B Cl. 1 (Legierung c) mit einem hohem Schwefel-Gehalt von 0.018 Gew.% S bei unterschiedlichen Beanspruchungsgeschwindigkeiten unter ansonsten identischen Bedingungen eingetragen. Der niedrigste Rissinitiierungswert $K_{I,i}$ wurde in der Wärmeeinflusszone beobachtet, gefolgt vom Grundwerkstoff d (bainitische Mikrostruktur) und dem Schweissgut e (ferritische Mikrostruktur). Der Biblis C Grundwerkstoff (bainitisch, 0.007 Gew.% S) zeigt einen vergleichbaren Rissinitiierungswert $K_{I,i}$ wie der RDB-Stahl SA 533 B Cl. 1 mit deutlich höherem S-Gehalt. Im Gegensatz zur DRK-Anrissanfälligkeit ist das DRK-Risswachstumsverhalten nach erfolgter Rissinitiierung bei 288 °C unter stark oxidierenden Bedingungen (+150 mV_{SWE}) sehr ähnlich. Die DRK-Risswachstumsraten aller drei Gefügestände liegen dabei innerhalb des Streubandes der Ergebnisse für den RDB-Stahl SA 533 B Cl. 1.

Die WEZ und das Schweissgut zeigen also bei 288 °C unter stark oxidierenden Bedingungen gegenüber dem unbeeinflussten Grundwerkstoff eine deutlich erhöhte bzw. reduzierte DRK-Anrissanfälligkeit, aber ein vergleichbares DRK Risswachstumsverhalten. Das hohe Korrosionspotential (bzw. der grosse Potentialgradient im Rissmundbereich) führt zu einer starken Anreicherung der S-Anionen (SO_4^{2-} im Bulk-Elektrolyt und $\text{S}^{2-}/\text{HS}^-$ infolge der Auflösung der MnS-Einschlüsse im Risskanal) im Rissspitzenelektrolyt, so dass in allen drei Gefügen der kritische Konzentrations-Grenzwert für sogenanntes „High-Sulphur“-Verhalten überschritten wird, woraus bei identischer Belastungsgeschwindigkeit ein vergleichbares Risswachstumsverhalten resultiert. Die gegenüber dem Grundwerkstoff reduzierte DRK-Anfälligkeit des Schweissgutes bei 288 °C kann wegen dem identischen S-Gehalt und der vergleichbaren (und relativ geringen) DSA-Anfälligkeit vermutlich auf die günstige Morphologie der MnS-Einschlüsse im Schweissgut (extrem kleine, fein-dispers und homogen verteilte sphärische Einschlüsse) zurückgeführt werden. Zur Zeit ist noch unklar, ob die gegenüber dem Grundwerkstoff erhöhte DRK-Anrissempfindlichkeit der WEZ primär auf das stark unterschiedliche Deformationsverhalten in der WEZ (erhöhte Streckgrenze) oder durch eine unterschiedliche DSA-Anfälligkeit oder Morphologie der MnS-Einschlüsse zurückzuführen ist, da beide Größen für die WEZ nur schwierig zu ermitteln und zu quantifizieren sind.



Figur 4: Einfluss der Mikrostruktur (Grundwerkstoff d, Schweissgut e, WEZ g) auf die DRK-Anrissanfälligkeit (links) und das DRK-Risswachstum (rechts) in sauerstoffhaltigem Heisswasser (288 °C, 8 ppm O₂, 65 ppb SO₄²⁻) bei einer Rissöffnungsrate von $2 - 3 \cdot 10^{-6}$ mm/s. Zu Vergleichszwecken sind die Ergebnisse mit dem RDB-Stahl c bei verschiedenen Beanspruchungsgeschwindigkeiten unter ansonsten identischen Bedingungen eingetragen.

Einfluss des Wärmebehandlungszustands/Gefüges und der Streckgrenze/Härte:

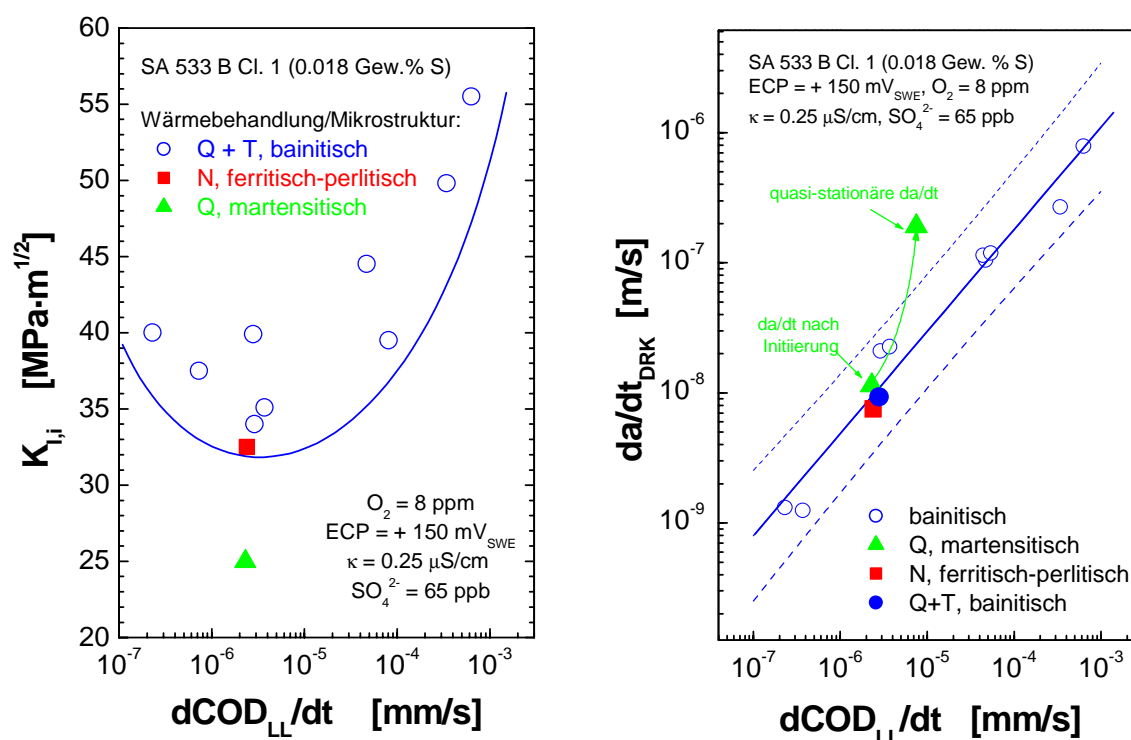
Unterschiedliche Gefügestände wurden in dem Stahl SA 533 B Cl. 1 mit hohem S-Gehalt (Legierung c) durch verschiedene Wärmebehandlungen erzeugt. Durch Austenitisieren und langsame Abkühlung im Ofen wurde ein gleichgewichtsnahes ferritisch-perlitische Gefüge eingestellt. Das ferritisch-perlitische Gefüge besitzt vergleichbare Festigkeitseigenschaften wie das bainitische Standard-Gefüge der RDB-Stähle. Durch Austenitisieren und anschliessendes Abschrecken in Wasser ohne Anlasswärmebehandlung wurde ein martensitisches Gefüge mit sehr hoher Festigkeit und Härte ($R_p = 960$ MPa, 466 HV) erzeugt. Die unterschiedlichen Gefüge und Wärmebehandlungen sind in Tabelle 6 miteinander verglichen. Da die Morphologie der MnS-Einschlüsse durch die angewandten Wärmebehandlungen unverändert bleibt, kann die unterschiedliche EAC-Anfälligkeit auf die unterschiedliche Mikrostruktur und Streckgrenze zurückgeführt werden.

Legierung c, SA 533 B Cl. 1, 0.018 Gew.% S			
Parameter	Q + T	N	Q
Wärmebehandlung	915 °C/12 h/ 860 °C/12 h/WQ 635 °C / 12 h / FQ	900 °C / 30 min / FQ	900 °C / 30 min / WQ
Mikrostruktur	bainitisch	ferritisch-perlitisch	martensitisch
Vickershärte	197 HV10	260 HV10	466 HV10
$R_P^{288\text{ °C}}$	411 MPa	577 MPa	960 MPa
Korngrösse	16 μm	15 μm	-

WQ: abgeschreckt in Wasser, FQ: abgekühlt im Ofen

Tabelle 6: Angewandte Wärmebehandlung und resultierende Gefüge in Legierung c.

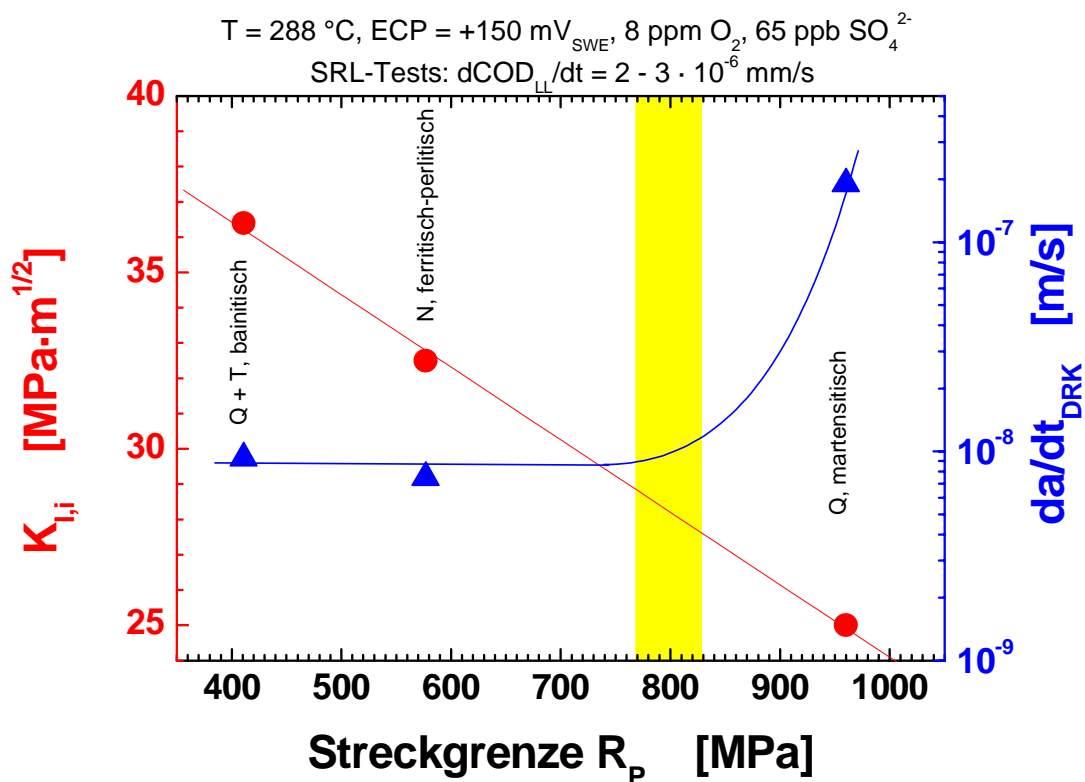
Die unterschiedlich wärmebehandelten Proben wurden unter Standardbedingungen ($ECP = +150\text{ mV}_{SWE}$, 8 ppm O_2 , 65 ppb SO_4^{2-}) bei einer Rissöffnungsrate von $2 - 3 \cdot 10^{-6}\text{ mm/s}$ ($dK_I/dt \approx 2\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}/\text{h}$) im Bereich der maximalen DRK-Anfälligkeit in Heisswasser getestet. Die Abbildung 5 zeigt den Einfluss des Wärmebehandlungszustandes auf die DRK-Rissinitiierung und das DRK-Risswachstum. Zu Vergleichszwecken sind auch Ergebnisse mit dem Standardgefüge bei unterschiedlichen Beanspruchungsgeschwindigkeiten unter ansonsten identischen Bedingungen eingetragen. Unter langsam, monoton ansteigender Last wurde im martensitischen Gefüge eine deutlich höhere DRK-Anfälligkeit und höhere DRK-Risswachstumsraten beobachtet als im bainitischen und ferritisch-perlitischen Gefüge, welche beide eine vergleichbare DRK-Anfälligkeit und DRK-Risswachstumsrate zeigten [27].



Figur 5: Einfluss des Wärmebehandlungszustandes (siehe Tabelle 6) bzw. Gefüges auf die DRK-Anrissanfälligkeit (links) und das DRK-Risswachstum (rechts) in sauerstoffhaltigem Heisswasser (288 °C, 8 ppm O_2 , 65 ppb SO_4^{2-}) bei einer Rissöffnungsrate von $2 - 3 \cdot 10^{-6}\text{ mm/s}$. Zu Vergleichszwecken sind die Ergebnisse mit dem bainitischen Standardgefüge bei verschiedenen Beanspruchungsgeschwindigkeiten unter ansonsten identischen Bedingungen eingetragen.

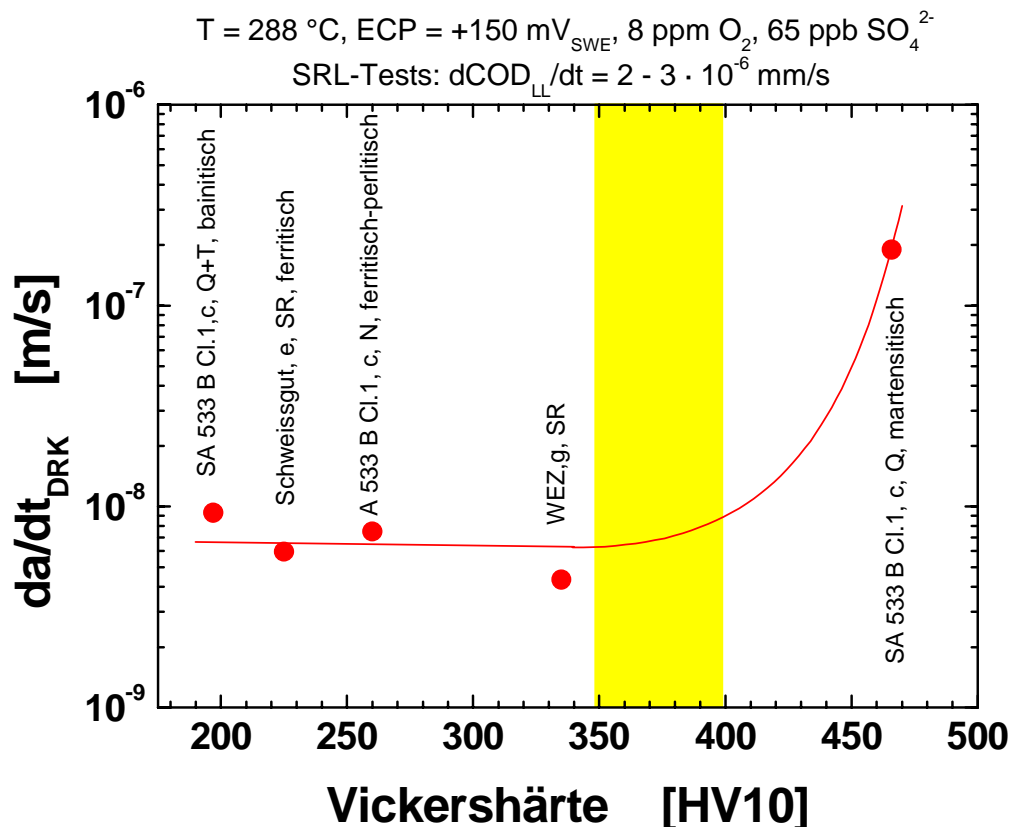
Ähnlich wie die aufgehärtete WEZ, zeigt auch das martensitische Gefüge eine deutlich erhöhte DRK-Anrissanfälligkeit. Allerdings ist die DRK-Risswachstumsrate im nicht angelassenen Martensit (Härte von 466 HV10) deutlich höher als in der WEZ (Spannungsarmglühung nach der Schweissung, Härtespitzen von 320 HV1). Wie in Figur 5 zu erkennen ist, liegt die DRK-Risswachstumsrate beim martensitischen Gefüge bei vergleichbarer Rissöffnungsrate deutlich ausserhalb des Streubandes der Ergebnisse für die anderen Gefügezustände, was möglicherweise auf einen anderen Risswachstumsmechanismus hindeutet. Das unterschiedliche Risswachstumsverhalten wurde auch in SpRK-Versuchen unter konstanter Last beobachtet. So trat beispielsweise unter konstanter Last in sauerstoffhaltigem Heisswasser (8 ppm O₂, 65 ppb SO₄²⁻) bei 288 °C beim martensitischen Gefüge schnelles, stabiles SpRK-Risswachstum im Bereich von $2 \cdot 10^{-7}$ m/s (6300 mm/Jahr) auf, während das SpRK-Risswachstum bei den beiden anderen Gefügen sehr rasch abklang und Risswachstumsraten $< 2 \cdot 10^{-11}$ m/s (0.6 mm/Jahr) beobachtet wurden [27].

Figur 6 zeigt den Einfluss der Streckgrenze auf die DRK-Anfälligkeit und das DRK-Risswachstum in sauerstoffhaltigem Heisswasser (288 °C, 8 ppm O₂, 65 ppb SO₄²⁻) bei einer Rissöffnungsrate von $2 - 3 \cdot 10^{-6}$ mm/s im RDB-Stahl c bei unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen. Man erkennt, dass für diesen Werkstoff die DRK-Anfälligkeit mit ansteigender Streckgrenze leicht zunimmt. Bis zu einer Streckgrenze von 700 – 800 MPa hängt die DRK-Risswachstumsrate unter diesen Umgebungsbedingungen nicht wesentlich von der Streckgrenze ab, darüber hinaus scheint die Risswachstumsrate deutlich mit ansteigender Streckgrenze zuzunehmen.



Figur 6: Einfluss der Streckgrenze auf die DRK-Anrissanfälligkeit und das DRK-Risswachstum im RDB-Stahl c in sauerstoffhaltigem Heisswasser (288 °C, 8 ppm O₂, 65 ppb SO₄²⁻) bei einer Rissöffnungsrate von $2 - 3 \cdot 10^{-6}$ mm/s. Die unterschiedlichen Streckgrenzen wurden durch eine unterschiedliche Wärmebehandlung eingestellt (siehe Tabelle 6).

Analog zeigt Figur 7 den Einfluss der Vickershärte auf das DRK-Risswachstum in sauerstoffhaltigem Heisswasser (288 °C, 8 ppm O₂, 65 ppb SO₄²⁻) bei einer Rissöffnungsrate von 2 - 3 · 10⁻⁶ mm/s für den RDB-Stahl c und das Schweissgut e sowie für die WEZ g. Man erkennt, dass bis zu einer kritischen Härte von ca 350 HV10 (Streckgrenze von 800 MPa) die DRK-Risswachstumsrate unter diesen stark oxidierenden Bedingungen für alle Gefügestände sehr ähnlich ist und nicht wesentlich von der Härte abhängt. Oberhalb von 350 HV10 nahm hingegen die DRK-Risswachstumsrate deutlich mit ansteigender Härte und Streckgrenze zu. In [33, 34, 36] wurde für das Auftreten von H-induzierter und interkristalliner SpRK in ferritischen Stählen in Heisswasser sehr ähnliche kritische Härtewerte von 300 bis 400 HV5 angegeben.



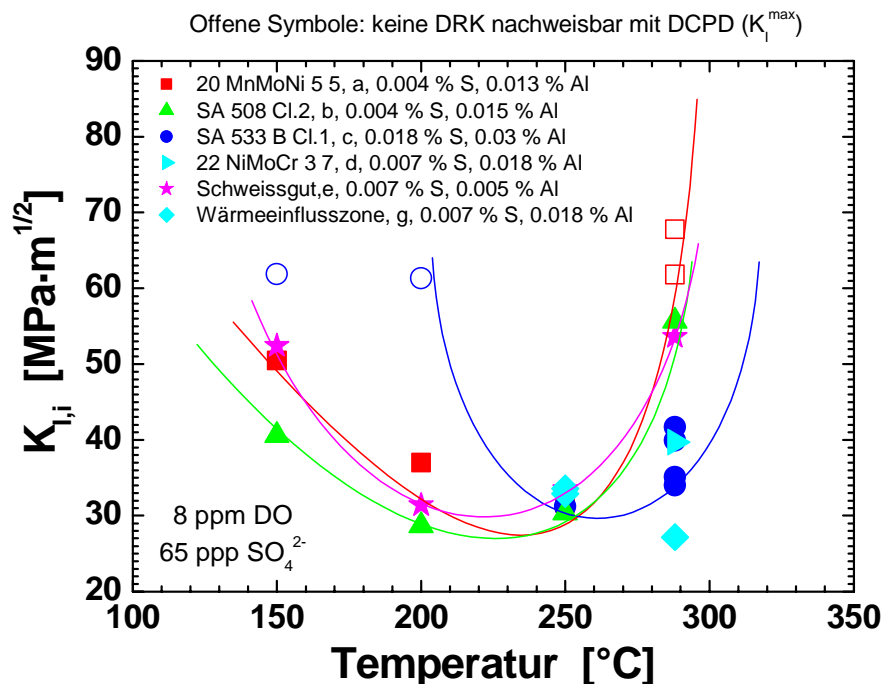
Figur 7: Einfluss der Vickershärte auf die DRK-Risswachstumsrate für den RDB-Stahl c (in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen), das Schweissgut e und die WEZ g in sauerstoffhaltigem Heisswasser (288 °C, 8 ppm O₂, 65 ppb SO₄²⁻) bei einer Rissöffnungsrate von 2 - 3 · 10⁻⁶ mm/s.

2.1.4.2 Einfluss der Mikrostruktur in Abhängigkeit der Temperatur

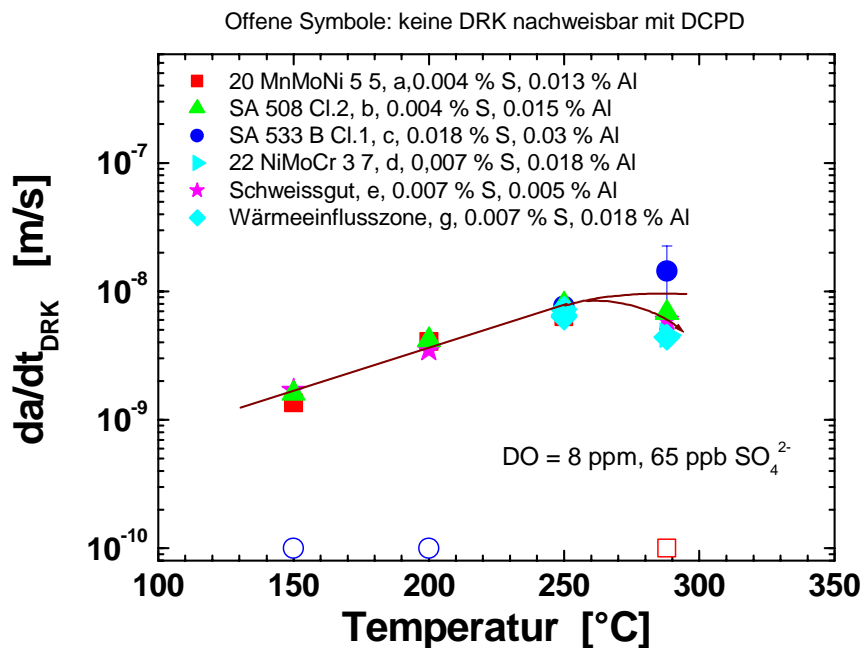
Der Einfluss der Temperatur wurde an drei RDB-Grundwerkstoffen mit niedrigem und hohem S- bzw. Al-Gehalt (Legierung a, b und c) und an dem Biblis C Schweissgutwerkstoff e in Heisswasser bei einem Sauerstoff- und Sulfatgehalt von 8 ppm bzw. 65 ppb zwischen 150 und 288 °C untersucht. Das Korrosionspotential steigt dabei mit abnehmender Temperatur leicht von +130 mV_{SWE} bei 288 °C auf +250 mV_{SWE} bei 150 °C an. Für die Versuche wurde eine Beanspruchungsgeschwindigkeit (Rissöffnungsrate von 2 - 4 · 10⁻⁶ mm/s) im Bereich der maximalen DRK-Anfälligkeit bei 288 °C gewählt. Die entsprechenden Versuche mit der WEZ g bei 288 °C und 250 °C sind abgeschlossen und ausgewertet. Die Versuche bei 200 und 150 °C sind zur Zeit noch im Gange.

Die Abbildungen 8 und 9 zeigen den Einfluss der Temperatur auf die Rissinitiierung bzw. das Risswachstum. Bei 288 °C konnten in allen Legierungen ausser dem RDB-Stahl a DRK-Risswachstum mit der DCPD nachgewiesen werden. Der niedrigste Rissinitiierungswert $K_{I,i}$ wurde in der WEZ g (0.007 Gew.% S) beobachtet, gefolgt vom Stahl c (0.018 Gew.% S) mit hohem Schwefel-Gehalt, dem Schweissgut e (0.007 Gew.% S) mit einem mittleren und der Legierung b (0.004 Gew.% S) mit einem tiefen Schwefel-Gehalt. Die entsprechende DRK-Risswachstumsrate war für den Stahl mit hohem Schwefel-Gehalt leicht höher als für die anderen Legierungen. Bei 250 °C wurden in allen RDB-Stählen und dem Schweissgut vergleichbare $K_{I,i}$ -Werte und DRK-Risswachstumsraten beobachtet. Bei 200 °C und 150 °C zeigte der RDB-Stahl c mit hohem Schwefel-Gehalt als einzige Legierung überraschenderweise kein DRK-Risswachstum. Im untersuchten Belastungsgeschwindigkeitsbereich wurde bei allen Legierungen ein Maximum in der DRK-Anfälligkeit (Minimum der $K_{I,i}$ -Werte) bei mittleren Temperaturen von 200 bis 250 °C beobachtet. Darunter und darüber schien die Anfälligkeit wieder abzunehmen. Die DRK-Risswachstumsraten nahmen hingegen für alle Legierungen mit zunehmender Temperatur von 150 bis 250 °C leicht zu und es wurde ein Maximum/Plateau bei/oberhalb von 250 °C beobachtet. Falls DRK-Risswachstum mit der Gleichstrompotentialsonde nachgewiesen werden konnte, lagen die Risswachstumsraten für alle RDB-Werkstoffe und Gefügestandards sehr nahe beieinander.

Zwischen 150 und 250 °C wurde für das DRK-Risswachstum eine Aktivierungsenergie von 32 ± 3 kJ/mol bestimmt. Diese stimmt recht gut mit der Aktivierungsenergie für SwRK-Risswachstum von 40 bis 50 kJ/mol und für SpRK-Risswachstum von 30 bis 50 kJ/mol unter aggressiven Umgebungsbedingungen überein [37]. SSRT-Versuche [38] an glatten Rundzugproben bei ähnlichen Dehnraten und Umgebungsbedingungen zeigen dieselben Temperaturtrends wie in unseren SRL-Experimenten mit angeschwungenen Bruchmechanikproben.



Figur 8: Einfluss der Temperatur auf die DRK-Rissinitiierung in den RDB-Stählen a, b, c mit niedrigem und hohem Schwefel-Gehalt sowie im Schweissgut e und der WEZ g mit mittlerem Schwefel-Gehalt bei einer Rissöffnungsrate von $2 - 4 \cdot 10^{-6}$ mm/s und Standardumgebungsbedingungen (8 ppm O_2 , 65 ppb SO_4^{2-}).



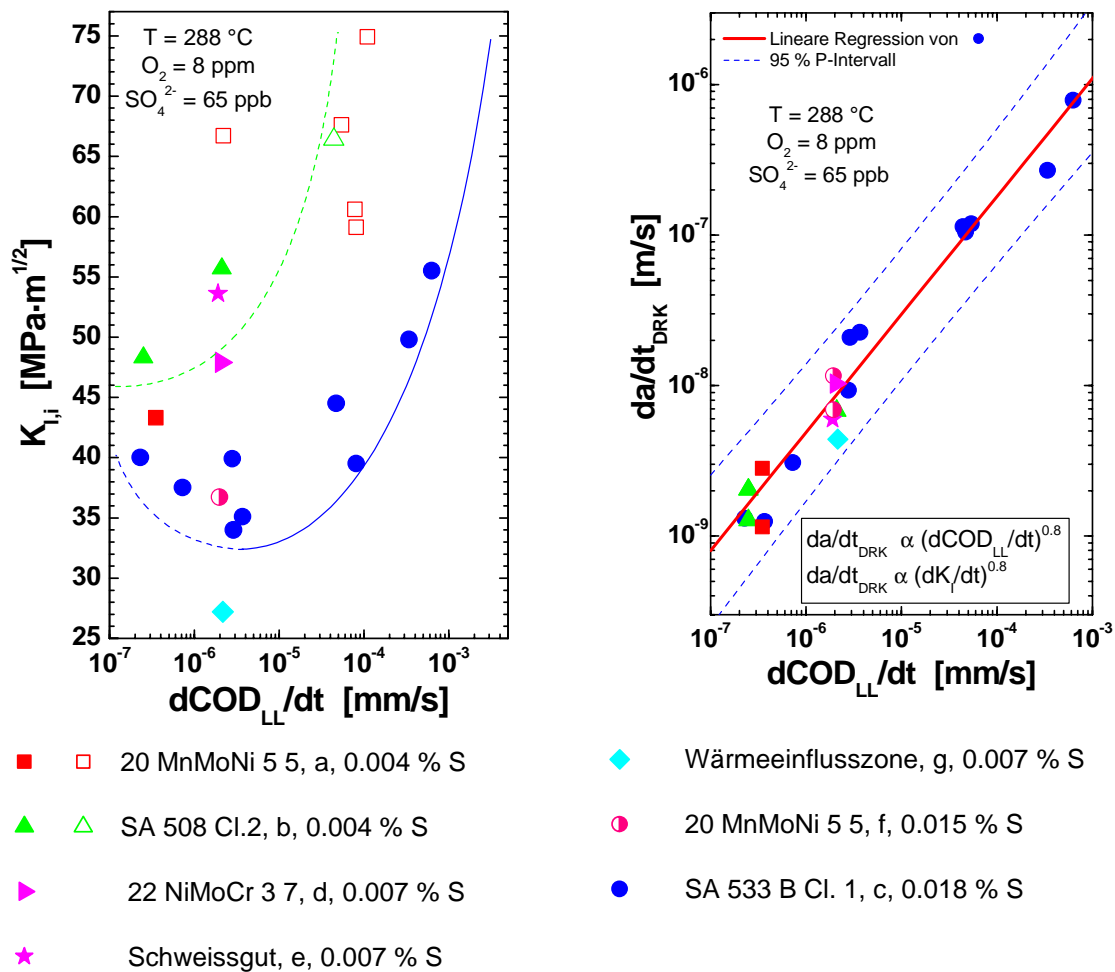
Figur 9: Einfluss der Temperatur auf das DRK-Risswachstum in den RDB-Stählen a, b, c mit niedrigem und hohem Schwefel-Gehalt sowie im Schweissgut e und der WEZ g mit mittlerem Schwefel-Gehalt bei einer Rissöffnungsrate von $2 - 4 \cdot 10^{-6}$ mm/s und Standardumgebungsbedingungen (8 ppm O_2 , 65 ppb SO_4^{2-}).

2.1.4.3 Einfluss von Schwefel-Gehalt und Dynamischer Reckalterung (DSA)

In sauerstoffhaltigem Heisswasser (0.4 - 8 ppm O_2) ausreichender Reinheit (≤ 65 ppb SO_4^{2-}) wurde bei 288 °C in unseren Untersuchungen ein positiver Einfluss eines niedrigen Schwefel-Gehaltes auf die DRK-Anfälligkeit beobachtet. In den Stählen mit niedrigem und mittlerem Schwefel-Gehalt waren in den SRL-Versuchen deutlich höhere Spannungsintensitätsfaktoren $K_{I,i}$ zur Initiierung von DRK-Risswachstum notwendig als in den Stählen mit hohem Schwefel-Gehalt (Figur 8, 10, 11). Auf das DRK-Risswachstum hatte ein niedriger Schwefel-Gehalt und die Probenorientierung hingegen unter diesen stark oxidierenden Umgebungsbedingungen keinen nennenswerten Einfluss (Figur 9 - 11). Bei vergleichbaren Beanspruchungsgeschwindigkeiten (Rissöffnungsraten) lagen die gemessenen Risswachstumsraten für alle Stähle jeweils im Streuband für den Stahl mit hohem Schwefel-Gehalt, vorausgesetzt, dass Rissinitiierung aufgetreten ist, was bei Stählen mit niedrigem Schwefel-Gehalt, wie schon erwähnt, eine höhere Spannungsintensität erforderte.

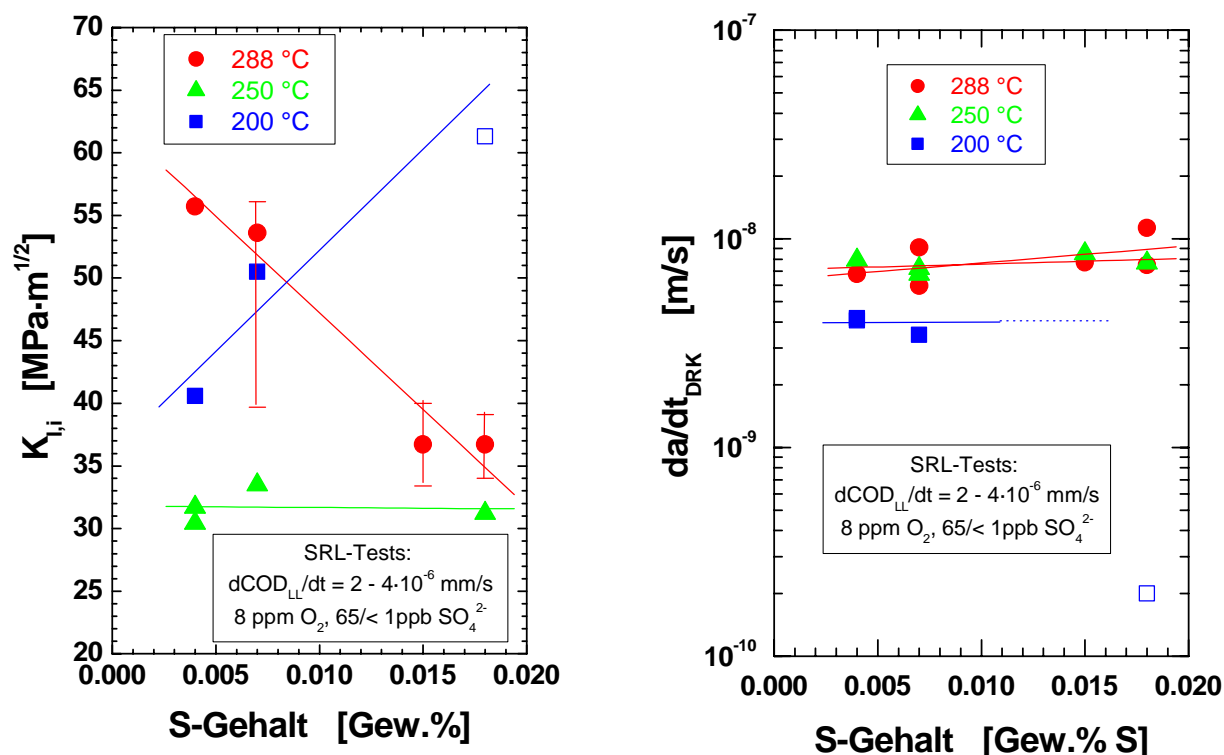
Der positive Einfluss eines niedrigen Schwefel-Gehaltes auf die DRK-Anfälligkeit bei Temperaturen oberhalb von 250 °C und Sulfat-Gehalten ≤ 65 ppb kann durch die Wahl geeigneter Kombinationen von Korrosionspotential (bzw. Sauerstoffgehalt) und Sulfat-Gehalt der Umgebung (BFE-Jahresbericht 2000, [28]) und/oder von Temperatur (Figur 8 und 11) und Dehnrates (Figur 10) vollständig überdeckt werden.

Offene Symbole: keine DRK nachweisbar mit DCPD, $K_{I,i}^{\max}$



Figur 10: Vergleich der DRK-Anfälligkeit (links) und DRK-Risswachstumsraten (rechts) verschiedener RDB-Stähle mit unterschiedlichen Schwefel-Gehalten in SRL-Versuchen bei 288 °C in sauerstoffhaltigem Heisswasser. Insbesondere bei hohen Dehnraten wird in den Stählen mit niedrigem Schwefel-Gehalt eine deutlich geringere DRK-Anfälligkeit (höhere $K_{I,i}$ -Werte) beobachtet. Falls DRK-Risswachstumsraten der Stähle mit niedrigem und mittlerem Schwefel-Gehalt im Streuband der Ergebnisse für den Stahl mit hohem Schwefel-Gehalt.

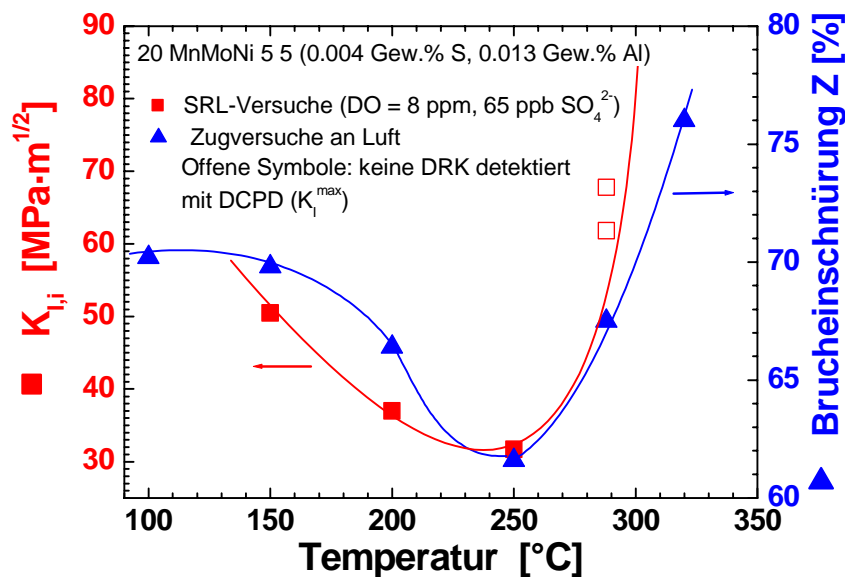
So wurde z. B. bei Zugabe einer ausreichenden hohen Menge von Sulfat (365 ppb) bei 288 °C und einem Sauerstoff-Gehalt von 8 ppm in den Stählen mit niedrigem und hohem Schwefel-Gehalt dieselbe DRK-Anfälligkeit beobachtet [1]. Während bei einem hohen Korrosionspotential und Sulfat-Gehalt der Umgebung also kein Einfluss des Schwefel-Gehalts beobachtbar ist, macht sich dieser hingegen mit abnehmendem ECP (Sauerstoffgehalt) und zunehmender Reinheit des Kühlmittels verstärkt bemerkbar. Dieses Verhalten kann sehr gut mit den existierenden Modellvorstellungen verstanden werden (siehe BFE-Jahresbericht 2000 [28]).



Figur 11: Einfluss des S-Gehaltes des Stahls auf die DRK-Anrissanfälligkeit (links) und das DRK-Risswachstum (rechts) in sauerstoffhaltigem Heisswasser (8 ppm O_2 , 65/< 1ppb SO_4^{2-}) bei unterschiedlichen Temperaturen und einer Rissöffnungsrate von von $2 - 4 \cdot 10^{-6}$ mm/s.

Bei tieferen Temperaturen von 150 und 200 °C wurde in den Stählen mit niedrigem Schwefel-Gehalt und dem Schweißgut mit mittlerem Schwefel-Gehalt eine deutlich höhere DRK-Anfälligkeit beobachtet als im RDB-Stahl mit hohem Schwefel-Gehalt (Figur 8). Die Stähle mit niedrigem Schwefel-Gehalt zeigten des weiteren bei extrem niedrigen Dehnraten ($\leq 10^{-5} s^{-1}$) in höchstreichem Heisswasser (< 1 ppb SO_4^{2-}) bei 8 ppm beinahe dieselbe DRK-Anfälligkeit wie der Stahl mit hohem Schwefel-Gehalt [1]. Dieses Verhalten kann nicht alleine mit den bisherigen Modellvorstellungen erklärt werden, da man unter diesen Bedingungen in den Stählen mit niedrigem Schwefel-Gehalt eher eine tiefere oder bestenfalls gleich hohe DRK-Anfälligkeit erwarten würde. Neben dem Schwefel-Gehalt des Stahls scheinen deshalb auch noch andere Werkstoffparameter einen Einfluss auf die Risskorrosionsanfälligkeit auszuüben.

Die DRK-Anfälligkeit der Stähle a und b mit niedrigem Schwefel-Gehalt/hoher DSA-Anfälligkeit (Figur 1) unter extrem niedrigen Dehnraten bei 288 °C sowie das Maximum der DRK-Anfälligkeit beim mittleren Temperaturen von 200 - 250 °C deuten klar darauf hin, dass die Dynamische Reckalterung unter gewissen Kombinationen von Temperatur und Dehnraten einen starken Einfluss auf das Risskorrosionsverhalten in anfälligen RDB-Stählen ausüben kann [14, 27]. Die in Zugversuchen und bei Messungen der inneren Reibung beobachtete DSA-Anfälligkeit korreliert gut mit der Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit der DRK-Anfälligkeit und insbesondere mit der unterschiedlichen SpRK-Anfälligkeit bei mittleren Temperaturen [14, 27]. Dies ist in Figur 12 beispielhaft für Legierung a gezeigt. Wie aber in Figur 9 zu erkennen ist, zeigen nach erfolgter Rissinitiiierung alle Werkstoffe unter diesen stark oxidierenden Bedingungen (0.4 – 8 ppm O_2) vergleichbare Risswachstumsraten. Die DSA scheint deshalb primär einen Einfluss auf die DRK-Anfälligkeit (Rissinitiiierung) auszuüben, nicht aber auf das nachfolgende DRK-Risswachstum.



Figur 12: Vergleich der DRK- und DSA-Anfälligkeit von Legierung a bei einer Dehnrage von 10^{-5} s^{-1} . Die Temperatur-Minima und -Verläufe der Rissinitierungswerte $K_{I,i}$ aus SRL-Versuchen in sauerstoffhaltigem Heisswasser und der Bruchdehnung aus Zugversuchen an Luft stimmen gut überein.

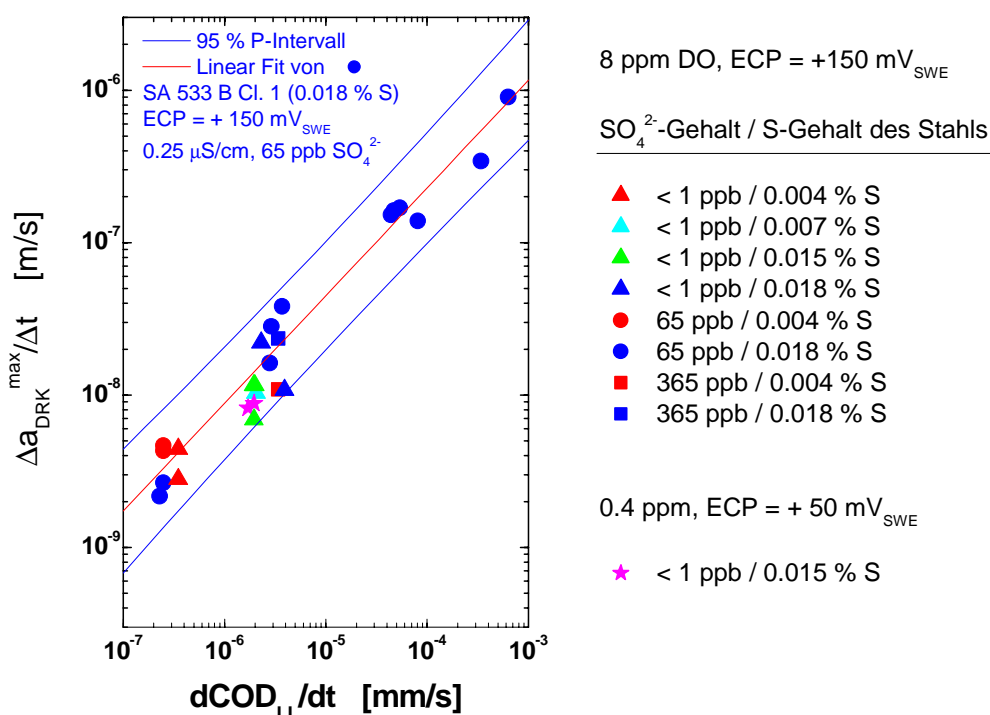
Unter den für den SWR/NWC Betrieb für den RDB charakteristischen, stark oxidierenden Bedingungen ($ECP > 0 \text{ mV}_{SWE}$, $0.4 - 8 \text{ ppm O}_2$) hängt nach erfolgter Risseinleitung die DRK-Risswachstumsrate nur noch wesentlich von der Beanspruchungsgeschwindigkeit dK/dt bzw. $dCOD_{LL}/dt$ (Figur 10 und 13) und der Temperatur (Figur 9) ab, ist aber in guter Näherung unabhängig vom Sulfat-Gehalt der Umgebung (Figur 13) sowie vom Materialzustand (S-Gehalt, Mikrostruktur, DSA-Anfälligkeit, Härte) falls die Härtewerte 350 HV5 nicht überschreiten (Figur 4 – 7, 9, 10, 13). Der Einfluss von Sulfat-Gehalt und Materialeigenschaften macht sich hier hauptsächlich über die DRK-Anrissanfälligkeit und die Entscheidung, ob und wann eine Risseinleitung stattfindet, bemerkbar.

2.1.4.4 Zusammenfassende Bewertung zum Einfluss von Materialeigenschaften

Aus den bisherigen Untersuchungen lassen sich folgende vorläufigen Schlussfolgerungen zum Einfluss des Materialeigenschaften ziehen:

Der S-Gehalt und die Morphologie/Grösse/chemische Zusammensetzung/räumliche Verteilung der MnS-Einschlüsse, die Streckgrenze/Härte sowie das DSA-Verhalten (bzw. allgemein das Verformungsverhalten) sind die wesentlichen Materialparameter, welche einen ausgeprägten Einfluss auf das DRK-Verhalten ausüben können. Der Einfluss der einzelnen Parameter ist allerdings schwierig voneinander zu separieren und hängt unter anderem auch von der Reinheit des Heisswassers, dem Korrosionspotential (Sauerstoffgehalt), der Temperatur und der Beanspruchungsgeschwindigkeit ab. Unter den für SWR/NWC charakteristischen, stark oxidierenden Bedingungen ($0.4 \text{ ppm} - 8 \text{ ppm DO}$, $ECP > 0 \text{ mV}_{SWE}$) macht sich der Einfluss der Materialparameter primär bei der Rissinitierung bemerkbar, während beim nachfolgenden DRK-Risswachstum für alle Werkstoffe ein vergleichbares Risswachstumsverhalten beobachtet wird, solange die Härte auf Werte $< 350 \text{ HV5}$ beschränkt bleibt. Der Haupteinfluss der Materialparameter auf das Risswachstum ist hier also primär von indirekter Natur, und erfolgt über die Entscheidung ob und wann eine Einleitung des Risswachstums stattfindet. Die unterschiedlichen Materialparameter machen sich

mit abnehmender Aggressivität der Systemparameter (z. B. niedriges ECP, hohe Reinheit des Heisswassers, ...) zunehmend stärker bemerkbar. Unter SWR/NWC-Bedingungen begünstigt bei rissbehafteten Komponenten ein hoher lokaler Schwefel-Gehalt, eine hohe DSA-Anfälligkeit und eine hohe Streckgrenze/Härte eine Anrissbildung durch DRK. Es wird darauf hingewiesen, dass bei Anrisseinleitung an fehlerfreien Oberflächen umgekehrt eine niedrige Streckgrenze eine Anrissbildung begünstigt, da die hier notwendige, lokale Plastifizierung der Werkstoffoberfläche bei gleicher Beanspruchung einfacher erreicht wird.



Figur 13: Einfluss des Sulfat-Gehalts der Umgebung und des S-Gehalts des Stahls auf das DRK-Risswachstum in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei 288 °C unter stark oxidierenden Bedingungen (0.4 – 8 ppm O₂). Nach erfolgter Risseinleitung werden in allen Stählen vergleichbare Risswachstumsraten beobachtet, die nur noch wesentlich von der Beanspruchungsgeschwindigkeit abhängen, nicht aber vom Sulfat- und S-Gehalt.

2.1.4.5 Zusammenfassung des bisher zur DRK gewonnenen Kenntnisstandes

Das DRK-Risswachstum langer Risse (> 100 μm) wird im wesentlichen durch die **Rissspitzen-dehnrates** sowie durch die **Konzentration an schwefelhaltigen Anionen** (bzw. dem **pH**) im Elektrolyten im Bereich der Risspitze kontrolliert. Für das Auftreten von DRK müssen gleichzeitig **kritische Bedingungen** im Rissystem auftreten, d.h. eine **hohe Aktivität an schwefelhaltigen Anionen** (und ein niedriger pH) und eine **langsame positive Rissspitzen-dehnrates** (und positive plastische Zug-Dehnung). Werden diese Bedingungen nicht erreicht, wird kein oder nur sehr geringes (und oft lokales) Risswachstum beobachtet. Werden diese kritischen Bedingungen erreicht oder überschritten, beobachtet man DRK-Risswachstum, das im wesentlichen nur von der Belastungsgeschwindigkeit und Temperatur abhängt. Unter stark oxidierenden SWR/NWC-Bedingungen (ECP > 0 mV_{SWE}, O₂ ≥ 400 ppb) nimmt dabei die DRK-Anfälligkeit (Rissinitiation) mit abnehmender Dehnrates dε/dt bzw. Belastungsgeschwindigkeit dK/dt zu, mit einem möglichen Maximum bei sehr tiefen Dehnrates/Belastungsgeschwindigkeiten von 10⁻⁶ bis 5·10⁻⁵ s⁻¹ bzw. 0.5 – 20 MPa·m^{1/2}/h. Die DRK-Risswachstumsraten steigen dagegen mit zunehmender Dehnrates bzw.

Belastungsgeschwindigkeit monoton nach einem Potenzgesetz mit einem Exponenten von ca. 0.8 an. Oberhalb einer Dehnrate bzw. Belastungsgeschwindigkeit von ca. $10^{-3} - 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ bzw. $1000 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}/\text{h}$ wird kein DRK-Risswachstum mehr beobachtet [27].

Unter monoton ansteigender Belastung nimmt die Rissspitzendehnrates mit zunehmender Belastungsgeschwindigkeit, Risswachstumsrate, Streckgrenze/Härte und DSA-Anfälligkeit zu. Ein hohes Korrosionspotential bzw. hoher Sauerstoffgehalt, ein hoher S-Anionen-Gehalt (Chlorid-Gehalt) im Kühlmittel, ein hoher S-Gehalt des Stahls und quasi-stagnierende Strömungsbedingungen begünstigen die Anreicherung von S-Anionen und eine Ansäuerung (Chlorid) im Rissspitzenelektrolyt und somit eine hohe DRK-Anfälligkeit. Schwellwerte für das Auftreten von DRK wie z. B. ein kritisches Korrosionspotential können im Prinzip auf einen kritischen S-Anionen-Gehalt im Rissspitzenelektrolyt zurückgeführt werden und sind deshalb nicht feste Werkstoffparameter sondern abhängig von den Werten der anderen Systemparameter (wie S- und Sulfat-Gehalt, ...). [27]

Als wesentliche Einflussparameter wurden das Korrosionspotential (bzw. Sauerstoffgehalt), der Sulfat-/Chloridgehalt und die Temperatur der Umgebung, der Schwefel-Gehalt, das DSA-Verhalten (N_{frei} - und C_{frei} -Gehalt) und die Streckgrenze/Härte des Stahls sowie die Belastungsgeschwindigkeit und -höhe identifiziert. Innerhalb gewisser Grenzen nimmt die DRK-Anrissanfälligkeit mit ansteigendem ECP, Sulfat-/Chloridgehalt der Umgebung, Schwefel-Gehalt, DSA-Anfälligkeit und Härte des Stahls zu. Unter stark oxidierenden Bedingungen ($\text{ECP} > 0 \text{ mV}_{\text{SWE}}$, $\text{O}_2 \geq 400 \text{ ppb}$) wurde in allen Werkstoffen (RDB-Grundwerkstoff und Schweissgut) ein Maximum der DRK-Anrissanfälligkeit bei mittleren Temperaturen ($\approx 200 - 250 \text{ }^\circ\text{C}$) und sehr niedrigen Dehnrates ($10^{-6} - 5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) beobachtet. Die DRK-Risswachstumsraten waren für alle RDB-Grundwerkstoffe, das Schweissgut sowie die Wärmeeinflusszone (falls maximale Härte $< 350 \text{ HV5}$) sehr ähnlich und nahmen mit ansteigender Dehnrate und ansteigender Temperatur zu, mit einem Maximum/Plateau bei/oberhalb von $250 \text{ }^\circ\text{C}$.

Unter simulierten transienten SWR/NWC-Betriebsbedingungen wurden im Beanspruchungsgeschwindigkeitsbereich dK_I/dt von 0.1 bis $500 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}/\text{h}$ bei hohen Korrosionspotentialen ($\text{ECP} \geq 100 \text{ mV}_{\text{SWE}}$) und ausreichend hohen Spannungsintensitätsfaktoren ($K_I > 25 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) hohe DRK-Risswachstumsraten von 10^{-9} m/s (30 mm/Jahr) bis $8 \cdot 10^{-7} \text{ m/s}$ (25000 mm/Jahr) beobachtet. Die in SRL-Versuchen zur Rissinitiierung erforderlichen hohen Spannungsintensitätsfaktoren K_I von mindestens $25 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ entsprechen allerdings relativ tiefen Rissen im RDB mit Risslängen deutlich oberhalb der Nachweisgrenze der ZfP-Methoden. Wenn auch solch hohe Risswachstumsraten unter realen SWR-Bedingungen nur bedingt auftreten können, so helfen diese Ergebnisse mit, viele der aufgetretenen DRK-Schadenfälle zu verstehen. Insbesondere die Beobachtung, dass relativ wenige, kurzzeitige Transienten mit ausgeprägten thermomechanischen Zusatzbeanspruchungen ausreichend waren um relativ tiefe DRK-Risse in Rohrleitungen zu erzeugen [12, 39] sind in diesem Lichte nicht mehr überraschend.

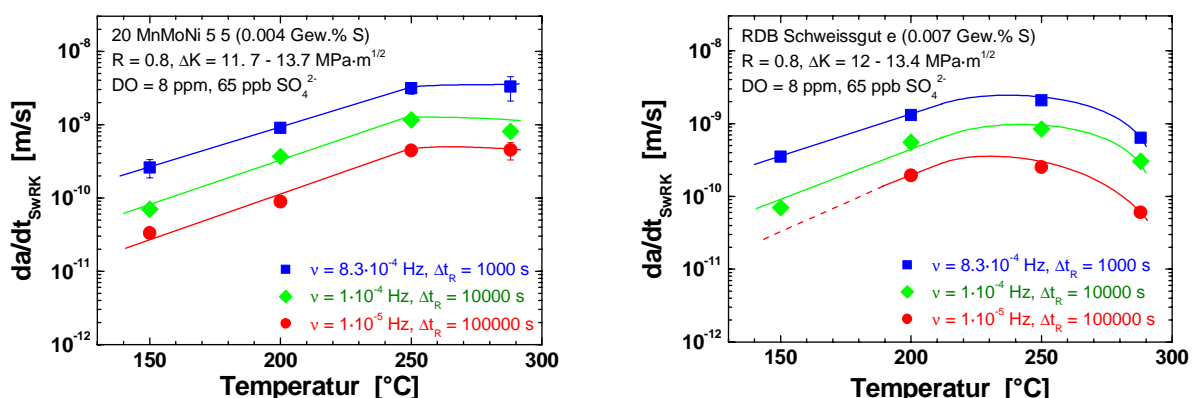
2.1.5 Schwingrisskorrosion (SwRK)

Das SwRK-Risswachstumsverhalten der RDB-Stähle a, b, c, des Schweissguts e und der WEZ g wurde im Rahmen einer Parameterstudie systematisch untersucht. Hierzu wurden lastgesteuerte, niederfrequente SwRK-Versuche mit konstanter Lastamplitude in sauerstoffhaltigem Heisswasser durchgeführt. Es wurde jeweils eine sägezahnförmige oder trapezförmige Belastung verwendet. Temperatur, Belastungsfrequenz, Haltezeit bei konstanter Maximallast, Spannungsverhältnis R und Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK wurden dabei systematisch variiert. Der Einfluss von Temperatur, Belastungshöhe, -form und -frequenz wurde für die verschiedenen RDB-Grundwerkstoffe im Rahmen des BFE-Jahresberichtes 2001 [32] eingehend diskutiert. Ein Vergleich mit dem ASME BPV Regelwerk ergab, dass die ASME XI „Wet“ Ermüdungsrisswachstumskurven unter stark oxidierenden Bedingungen ($ECP \geq 100 \text{ mV}_{\text{SWE}}$) bei niederfrequenter Belastung ($\leq 10^{-3} \text{ Hz}$) und Temperaturen oberhalb von 150°C für alle RDB-Grundwerkstoffe nicht konservativ sind. Im folgenden sollen die neuen Ergebnisse zum Einfluss der Mikrostruktur (Gefüge, S-Gehalt) in Abhängigkeit von der Temperatur, der Belastungsfrequenz und -höhe und Umgebung (Sauerstoffgehalt, Sulfat-Gehalt der Umgebung) vorgestellt werden. Anschliessend wird eine mögliche Vorgehensweise zur Entwicklung neuer, konservativer SwRK-Risswachstumskurven diskutiert.

2.1.5.1 Einfluss der Mikrostruktur in Abhängigkeit von Temperatur und Frequenz

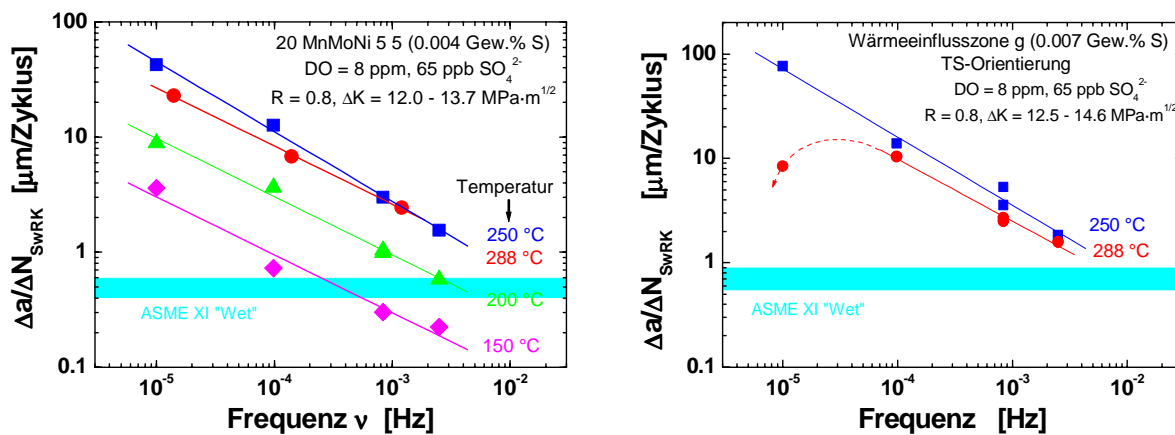
Der Einfluss Mikrostruktur in Abhängigkeit der Temperatur und Frequenz wurde bei einem Spannungsverhältnis R von 0.8 und einer Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK von ca. $12 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ in sauerstoffhaltigem Heisswasser (8 ppm O_2 , 65 ppb SO_4^{2-}) untersucht.

Für alle Werkstoffe und Belastungsfrequenzen stiegen sowohl der Rissfortschritt pro Schwingzyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ als auch die Risswachstumsrate da/dt_{SwRK} mit ansteigender Temperatur von 150 bis 250°C an. In den RDB-Werkstoffen a und c und der WEZ änderte sich die Risswachstumsraten bei einem weiteren Anstieg der Temperatur auf 288°C nicht mehr wesentlich. Im RDB-Werkstoff b und dem Schweissgut e wurde ein Maximum der SwRK-Risswachstumsrate bei 250°C beobachtet, darüber fiel die Risswachstumsrate wieder ab. Dieses Verhalten ist beispielhaft in Figur 14 für Legierung a und das Schweissgut e dargestellt. Im Temperaturbereich von 150 bis 250°C wurde für das SwRK-Risswachstum eine Arrhenius-Aktivierungsenergie zwischen 40 und 50 kJ/mol für die unterschiedlichen Temperaturen und Belastungsfrequenzen berechnet.



Figur 14: Einfluss der Temperatur auf das SwRK-Risswachstum bei unterschiedlichen Belastungsfrequenzen im RDB-Stahl a (links) und im Schweissgut e (rechts).

Unterhalb von 10^{-2} Hz nahm der Rissfortschritt pro Schwingzyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ für alle Werkstoffe und fast alle Temperaturen mit abnehmender Belastungsfrequenz zu, während die SwRK-Risswachstumsrate da/dt_{SwRK} mit absteigender Frequenz wie erwartet abnahm. Nur bei 288 °C wurde in den RDB-Werkstoffen b, c, dem Schweissgut e und der WEZ g sowie bei 250 °C in Legierung c kein weiterer Anstieg des Rissfortschritts pro Schwingzyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ bei einer Reduktion der Belastungsfrequenz von 10^{-4} auf 10^{-5} Hz beobachtet. Stabiles, stationäres SwRK-Risswachstum wurde bei einem Sauerstoffgehalt von 8 und 0.4 ppm sowohl bei 65 ppb SO_4^{2-} als auch in höchst-reinem Wasser (< 1 ppb SO_4^{2-} , $\kappa \leq 0.06 \mu\text{S/cm}$) bis zu sehr niedrigen Frequenzen von 10^{-5} bis 10^{-6} Hz hinab beobachtet. Zwischen 10^{-5} und 10^{-2} Hz hängt der Rissfortschritt pro Schwingzyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ in Form eines Potenzgesetzes ($\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}} = D \cdot v^{-n}$) von der Belastungsfrequenz mit einem Exponenten zwischen 0.4 und 0.65 (typischerweise 0.5 bis 0.6) ab. Der Einfluss der Belastungsfrequenz ist beispielhaft für den RDB-Werkstoff a und die WEZ g in Figur 15 dargestellt. Zusätzlich ist auch die ASME XI SwRK-Risswachstumsrate aus dem ASME BVP Regelwerk [40] für entsprechende Belastungsbedingungen eingetragen. Die ASME XI-Risswachstumsraten werden dabei für Belastungsfrequenzen $\leq 10^{-3}$ Hz und Temperaturen > 150 °C deutlich überschritten.



Figur 15: Einfluss der Belastungsfrequenz auf den korrosionsgestützten Rissfortschritt pro Zyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ bei unterschiedlichen Temperaturen im RDB-Stahl a (links) und der WEZ g (rechts).

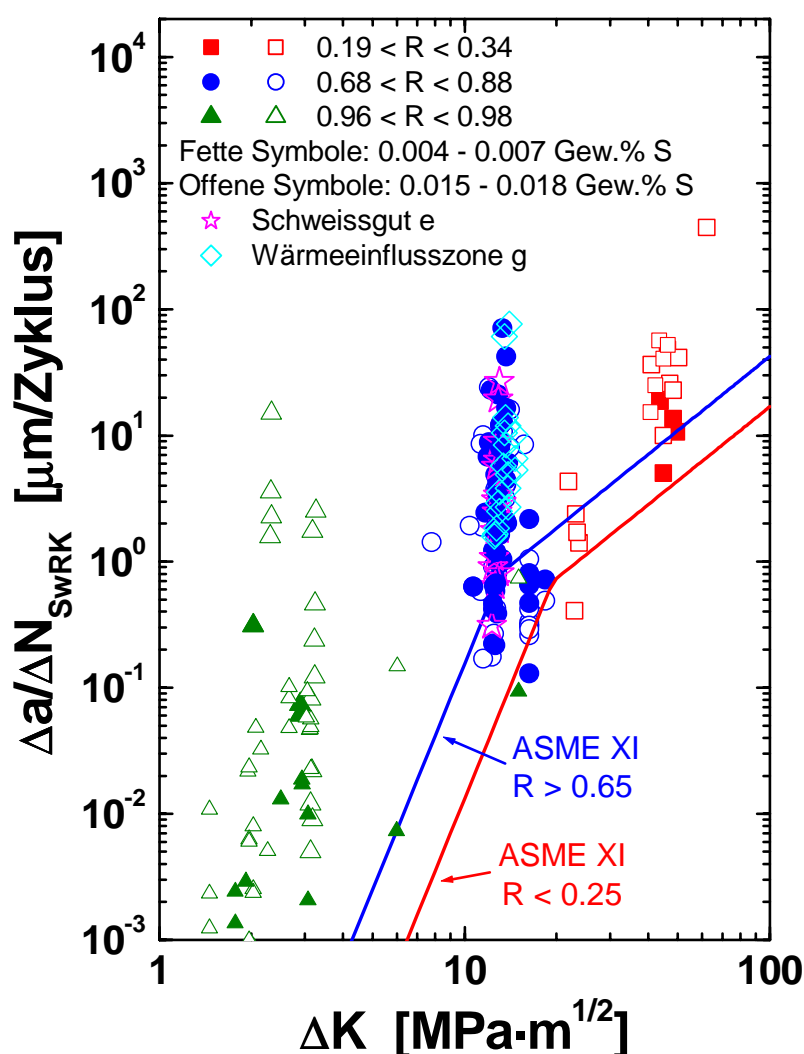
Im Gegensatz zum Ermüdungsrisswachstum wird bei der SwRK ein ausgeprägter Einfluss der Belastungsfrequenz beobachtet. Das Risswachstum setzt sich hier aus dem rein mechanischen und dem korrosionsgestützten Risswachstum zusammen. Ersteres ist rein zyklisch kontrolliert, während letzteres primär ein zeitabhängiger Prozess ist, der nur während der Lastanstiegsphase mit positiver (Zug) Rissspitzendehnrates und bei Zutritt des Mediums zum Risskanal (ausreichende Rissöffnung) auftritt. Wie beispielsweise in Figur 13 gezeigt wurde, hängt die Geschwindigkeit des korrosionsgestützten Risswachstums und somit auch der gesamte Rissfortschritt pro Zyklus stark von der Dehnrates (bzw. Belastungsfrequenz) ab. Bei niederfrequenter Belastung ($\leq 10^{-3}$ Hz) und stark oxidierenden Bedingungen ist der Beitrag des korrosionsgestützten Risswachstums zwischen 10 bis 1000 mal grösser als der Beitrag durch die rein mechanische Ermüdung (Figur 17 und 18).

2.1.5.2 Einfluss der Mikrostruktur in Abhängigkeit der Belastungsbedingungen

Weitere SwRK-Versuche wurden bei verschiedenen Spannungsverhältnissen R (und Schwingbreiten des Spannungsintensitätsfaktors ΔK) von 0.2 bis 0.34 (22.9 bis $64.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), 0.7 bis 0.88 (7.8 bis $18.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) und 0.96 bis 0.98 (1.4 bis $3.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) in sauerstoffhaltigem Heisswasser (0.4 - 8 ppm O_2 , < 1 oder 65 ppb SO_4^{2-}) bei Temperaturen zwischen 150 und 288 °C durchgeführt. In Figur 16 sind die entsprechenden Rissfortschritte pro Zyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ gegen die

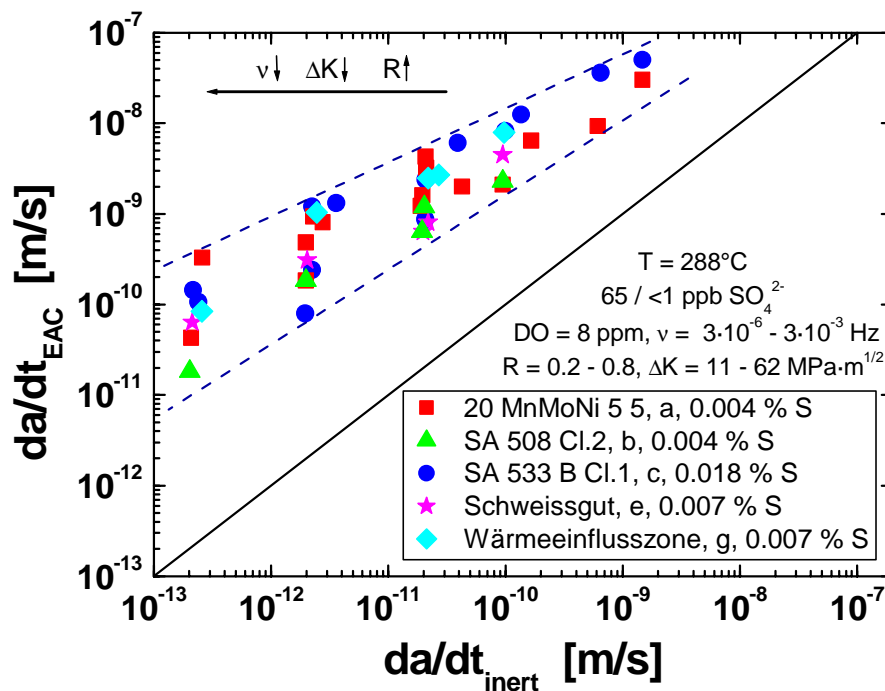
aufgeprägte Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK aufgetragen und mit den entsprechenden ASME-XI-Risswachstumskurven aus dem ASME BPV Regelwerk [40] verglichen. Wie erwartet nimmt $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ mit zunehmendem ΔK für alle Bedingungen zu. Die Rissfortschritte pro Zyklus überschreiten dabei bei allen Temperaturen sowohl in den RDB-Stählen mit niedrigem und hohem Schwefel-Gehalt als auch im Schweissgut e und der WEZ g sowie bei hohen und niedrigen R-Werten die entsprechenden ASME-XI-Risswachstumskurven deutlich um einen Faktor 2 bis 10000 (nahe dem Ermüdungsschwellwert ΔK_{th}). Werte unterhalb der entsprechenden ASME-XI-Risswachstumskurven wurden nur bei Belastungsfrequenzen $\geq 10^{-3}$ Hz beobachtet. Die Abweichung von der ASME XI-Risswachstumskurve nimmt dabei mit abnehmender Frequenz, zunehmendem Spannungsverhältnis R sowie zunehmender Temperatur (mit einem Maximum bei 250 °C) zu.

DO = 0.4 - 8 ppm, <1 oder 65 ppb SO_4^{2-} , T = 150 - 288 °C



Figur 16: Korrosionsgestützter Rissfortschritt pro Zyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ in Abhängigkeit der aufgeprägten Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK für verschiedene Spannungsverhältnisse R. Zum Vergleich sind die Referenzrisswachstumskurven aus dem ASME BPV Regelwerk (Appendix A, Section XI) eingetragen.

In Figur 17 sind die SwRK-Risswachstumsraten da/dt_{SwRK} gegen die entsprechenden Ermüdungs-risswachstumsraten da/dt_{inert} an Luft unter ansonsten identischen Belastungsbedingungen für eine Temperatur von 288 °C aufgetragen. Man erkennt wie die umgebungsbedingte Beschleunigung des Ermüdungsrisswachstums mit abnehmender Belastungsfrequenz und zunehmendem Spannungsverhältnis R ansteigt. Das sauerstoffhaltige Heisswasser führt hier je nach Belastungsbedingungen zu einer 10 bis 1000-fachen Beschleunigung des Ermüdungsrisswachstums.



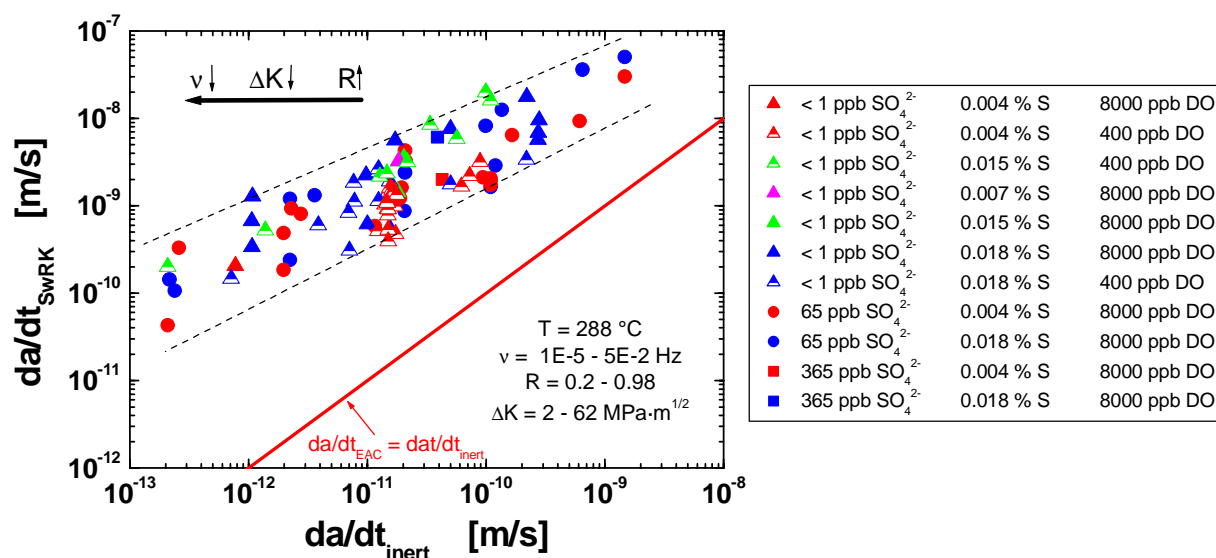
Figur 17: Vergleich der SwRK-Risswachstumsraten da/dt_{SwRK} von verschiedenen RDB-Stählen mit dem Schweissgut e und der WEZ g bei unterschiedlichen Belastungsbedingungen in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei 288 °C. Die SwRK-Risswachstumsraten da/dt_{SwRK} sind dabei gegen die Ermüdungsrisswachstumsraten da/dt_{inert} an Luft unter ansonsten identischen Bedingungen aufgetragen.

2.1.5.3 Einfluss des S-Gehalt des Stahls und des Sulfat- und Sauerstoffgehalts der Umgebung

Unter den stark oxidierenden Umgebungsbedingungen ($\text{ECP} > 0 \text{ mV}_{\text{SWE}}, 0.4 - 8 \text{ ppm O}_2, < 1 - 365 \text{ ppb SO}_4^{2-}$) zeigten sowohl die RDB-Stähle mit niedrigem und hohem Schwefel-Gehalt als auch das Schweissgut e und die WEZ g über einen weiten Bereich von Belastungsbedingungen (Frequenz, R , ΔK) ein vergleichbares SwRK-Risswachstumsverhalten. Dies ist beispielhaft für eine Temperatur von 288 °C in Figur 17 und 18 dargestellt. Die SwRK-Risswachstumsraten aller Werkstoffe liegen über einen weiten Belastungsbereich in einem schmalen Streuband von einer halben ($\nu > 10^{-3} \text{ Hz}$) bis einer ganzen ($\nu \leq 10^{-3} \text{ Hz}$) Grössenordnung. Dies entspricht der in einem relativ homogenen Werkstoff bei einer niedrigen Belastungsfrequenz von 10^{-4} Hz beobachteten normalen Streuung. Weder der Schwefel- und Sulfat-Gehalt (Figur 18) noch die Mikrostruktur (Figur 17) haben unter diesen Bedingungen ($\text{ECP} > 0 \text{ mV}_{\text{SWE}}, 0.4 - 8 \text{ ppm O}_2$) einen starken Einfluss auf das SwRK-Risswachstum. Dieses Ergebnis stimmt sehr gut mit den Beobachtungen zum DRK-Risswachstumsverhalten (Kap. 2.1.4.3) unter vergleichbaren Systembedingungen überein. Das vergleichbare Verhalten ist primär auf die stark oxidierenden Umgebungsbedingungen zurückzuführen, welche zu einer starken Anreicherung von S-haltigen Anionen durch Migration im Bereich des

Risspitzenelektrolyts führen, so dass bei allen Werkstoffen die kritische Konzentration überschritten wird.

Das vergleichbare Risswachstumsverhalten der unterschiedlichen Werkstoffe unter stark oxidierenden Bedingungen ermöglicht nun die Definition von zweckmässigen und konservativen SwRK-Risswachstumskurven ohne komplexe Fallunterscheidungen nach unterschiedlichen Werkstoffen. Aufgrund des unter diesen Bedingungen im Temperaturbereich zwischen 240 und 290 °C beobachteten Maximums der SwRK-Risswachstumsraten, bietet sich für die Entwicklung neuer Referenzkurven die Verwendung der Daten aus diesem Temperaturbereich an.



Figur 18: Vergleich der SwRK-Risswachstumsraten da/dt_{SwRK} von verschiedenen RDB-Stählen mit unterschiedlichen S-Gehalten in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei 288 °C über einen weiten Bereich von Beanspruchungsbedingungen und der Wasserchemie (<1 – 365 ppb SO_4^{2-} , 0.4 – 8 ppm O_2). Die SwRK-Risswachstumsraten da/dt_{SwRK} sind dabei gegen die Ermüdungsrisswachstumsraten da/dt_{inert} an Luft unter ansonsten identischen Bedingungen aufgetragen.

2.1.5.4 Entwicklung neuer Referenzkurven für die Ermüdung in Heisswasser

Für Strukturintegritäts- und Sicherheitsbewertungen, z. B. im Rahmen der periodischen Sicherheitsanalyse, werden möglichst einfache SwRK-Grenzkurven mit nur wenigen Fallunterscheidungen (z. B.: SWR/NWC, SWR/HWC, DWR) benötigt, welche das Materialverhalten konservativ aber dennoch realistisch wiedergeben. Die grosse Zahl von mehr als 20 möglichen Einflussfaktoren [26], die erhebliche Streubreite von Versuchsergebnissen, und die Unsicherheit bezüglich der exakten, lokalen wasserchemischen und thermomechanischen Randbedingungen erschweren die Festlegung gut abgesicherter Grenzkurven.

Im folgenden soll ein Vorschlag des PSI zur Entwicklung neuer Grenzkurven skizziert werden, welcher die neusten experimentellen Erkenntnisse berücksichtigt. In diesem einfachen, empirischen Superpositionsmodell setzt sich der gesamte Rissfortschritt pro Zyklus $\Delta a/\Delta N_{SwRK}$ in Heisswasser aus der Summe des Rissfortschrittes $\Delta a/\Delta N_{inert}$ in inerter Umgebung und einem korrosionsgestützten Beitrag $\Delta a/\Delta N_{EAC}$ zusammen:

$$\Delta a/\Delta N_{SwRK} = \Delta a/\Delta N_{inert} + \Delta a/\Delta N_{EAC} \quad (1)$$

Während der erste Beitrag durch mechanische Ermüdung ein rein zyklisch kontrolliertes Phänomen ist und nicht von der Belastungsfrequenz (bzw. –geschwindigkeit) abhängt, tritt der letztere Beitrag nur während der Lastaufbringungsphase mit positiver Risspitzendehnrate auf und ist stark abhängig von der Belastungsfrequenz.

Aufgrund experimenteller Beobachtungen und theoretischer Überlegungen muss die Risswachstumsgeschwindigkeit einen kritischen Schwellwert da/dt_{inert}^{crit} überschreiten, damit unter zyklischer Belastung eine nennenswerte, umgebungsbedingte Beschleunigung des Ermüdungsrisswachstums auftritt [26]. Diese kritische Risswachstumsrate da/dt_{inert}^{crit} hängt vom Korrosionspotential bzw. dem Sauerstoffgehalt der Umgebung ab und nimmt mit abnehmendem Korrosionspotential ECP zu. Unterhalb dieser kritischen Risswachstumsrate entspricht die Risswachstumsgeschwindigkeit da/dt_{SwRK} in Heisswasser derjenigen der Ermüdung an Luft. Die Risswachstumsgeschwindigkeit da/dt_{inert} an Luft ist für alle RDB-Stähle sehr ähnlich und wird durch Gleichung (2) beschrieben, welche sich über die Lastaufbringungszeit Δt_R (bzw. Frequenz $\nu = 1/(2 \cdot \Delta t_R)$) aus dem experimentell ermittelten Paris-Gesetz [10, 11] für die Ermüdung ableiten lässt.

Oberhalb dieses kritischen Schwellwertes hängt die Geschwindigkeit des umgebungsbedingten Risswachstums da/dt_{EAC} aufgrund mechanistischer Betrachtungen in Form eines Potenzgesetzes von der Risswachstumsgeschwindigkeit da/dt_{inert} an Luft unter ansonsten identischen Belastungsbedingungen ab [26]. Aufgrund von Gleichung (1) ergibt sich hier für die Risswachstumsrate da/dt_{SwRK} in Heisswasser ein Zusammenhang in Form von Gleichung (3). Der Koeffizient C und der Exponent m hängen dabei vom Korrosionspotential ECP bzw. dem Sauerstoffgehalt der Umgebung ab.

$$1. \underline{da/dt_{inert} < da/dt_{inert}^{crit} = f(ECP) :}$$

$$da/dt_{SwRK} = da/dt_{inert} = f(\Delta t_R, \Delta K, R) = (7.87 \cdot 10^{-11} / \Delta t_R) \cdot (\Delta K / (2.88 - R))^{3.07} \quad (2)$$

$$2. \underline{da/dt_{inert} \geq da/dt_{inert}^{crit} = f(ECP) :}$$

$$da/dt_{SwRK} = C \cdot (da/dt_{inert})^m + da/dt_{inert} \quad C, m = f(ECP) \quad (3)$$

$$da/dt \text{ in m/s, } \Delta t_R \text{ in s, } \Delta K \text{ in MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$$

Gleichung (2) und (3) liefern eine umfassende und sehr einfache Beschreibung der SwRK in Heisswasser und stellen deshalb eine möglich Form für neue Grenzkurven dar. Die Parameter C, m und die kritische Risswachstumsrate da/dt_{inert}^{crit} sind für SWR/NWC-, SWR/HWC- und DWR-Bedingungen konservativ experimentell zu ermitteln. Für die Parameter C und m werden für alle drei Bedingungen vergleichbare Werte erwartet, während hingegen die kritische Risswachstumsrate sehr stark vom Korrosionspotential abhängt. Von der kritischen Risswachstumsgeschwindigkeit da/dt_{inert}^{crit} lassen sich über Gleichung (2) für gegebene Belastungsbedingungen Schwellwerte für die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors $\Delta K_{SwRK} = f(\Delta t_R, R)$ und kritische Frequenzen $\nu_{crit} = f(\Delta K, R)$ für das Auftreten von Risskorrosion ableiten.

Gleichungen (2) und (3) bilden die Basis für die sogenannte „Time Domain“ Analyse. Eine solche Auswertung ist beispielhaft in Figur 19 für einen breiten Datensatz von zyklischen SwRK-Versuchen aus den Projekten CASTOC- [41] und RIKORR dargestellt. Die Versuchsparameter erstrecken sich über einen weiten Bereich von Umgebungs- ($T = 240 - 288 \text{ }^\circ\text{C}$, $O_2 = 0.4 - 8 \text{ ppm}$, $\kappa = 0.06 - 0.25 \text{ } \mu\text{S/cm}$), Werkstoff- ($0.004 - 0.018 \text{ Gew.\% S}$) und Belastungsparameter ($\Delta K = 11 - 62 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, $R = 0.2 - 0.8$, $\nu = 3 \cdot 10^{-6} - 8 \cdot 10^{-3} \text{ Hz}$) und decken dabei den SWR/NWC-Betrieb und die RDB-Werkstoffe in Schweizer KKW weitgehend konservativ ab.

In Figur 19 sind die in Heisswasser gemessenen Risswachstumsraten da/dt_{SwRK} gegen die an Luft unter identischen Belastungsbedingungen gemessenen Risswachstumsraten da/dt_{inert} aufgetragen. Man erkennt, dass die Risswachstumsraten da/dt_{SwRK} in Heisswasser trotz z. T. stark unterschiedlichen Versuchsbedingungen für eine gegebene Risswachstumsrate da/dt_{inert} an Luft nur innerhalb von einer Größenordnung variieren. Mit abnehmender Belastungsfrequenz (von rechts

nach links in Figur 19) beobachtet man des weiteren eine Zunahme der Beschleunigung des Ermüdungsrisswachstums, dass bei sehr geringen Risswachstumsraten da/dt_{inert} an Luft (bzw. sehr niedrigen Belastungsfrequenzen) bis zu mehr als drei Grössenordnungen betragen kann. Eine lineare Regression mit dem Superpositionsmodell (Gleichung (3)) ergibt für diesen Datensatz folgende Gleichung für das Risswachstum in Heisswasser:

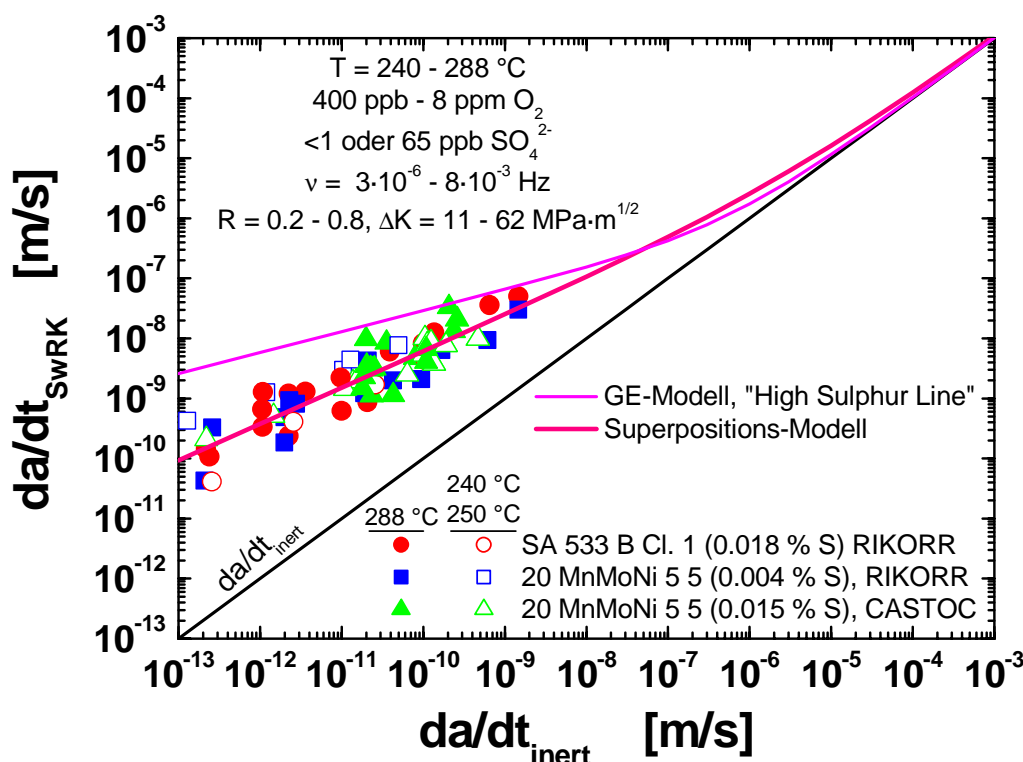
$$da/dt_{\text{SwRK}} = 6.6 \cdot 10^{-3} \cdot (da/dt_{\text{inert}})^{0.6} + da/dt_{\text{inert}} \quad (4)$$

da/dt in m/s

Gleichung (4) lässt sich über die Lastaufbringungszeit Δt_R (bzw. Frequenz $\nu = 1/(2 \cdot \Delta t_R)$) auch sehr einfach in die üblichere, zyklische Form umwandeln:

$$\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}} = 5.7 \cdot 10^{-9} \cdot \Delta t_R^{0.4} \cdot (\Delta K/(2.88-R))^{1.842} + (7.87 \cdot 10^{-11}/\Delta t_R) \cdot (\Delta K/(2.88-R))^{3.07} \quad (5)$$

$\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ in m/Zyklus, Δt_R in s, ΔK in $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$.

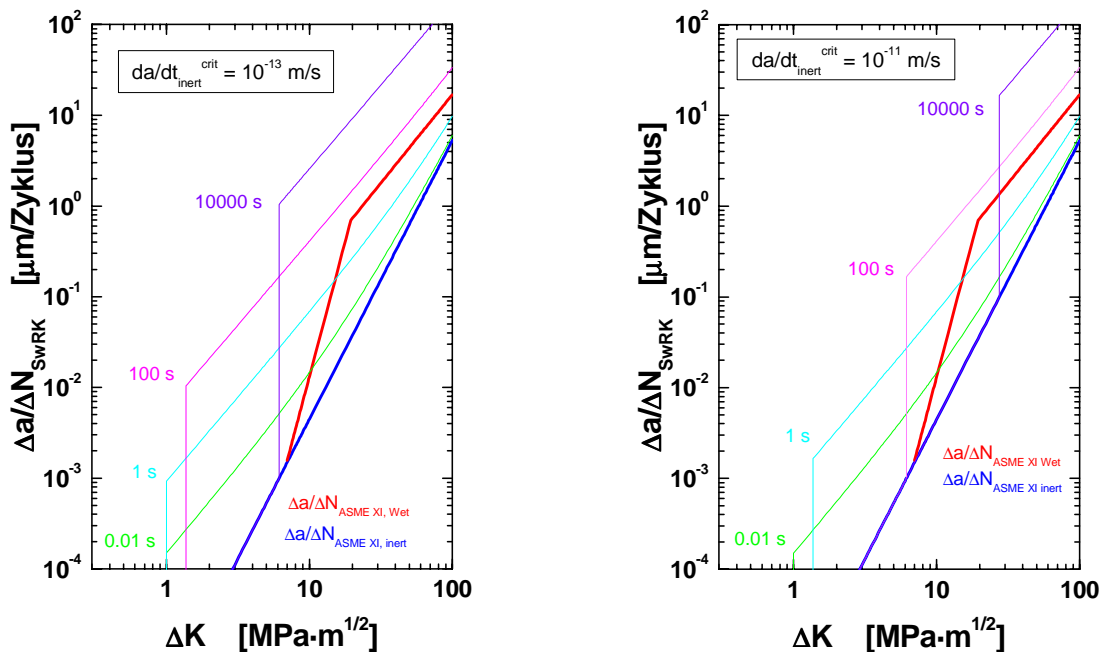


Figur 19: „Time Domain“ Analyse eines SwRK-Datensatzes unter simulierten SWR/NWC-Bedingungen mit dem Superpositionsmodell und Vergleich mit der „High Sulphur“ Grenzkurve des GE-Modells [42].

Die Ergebnisse in Figur 19 deuten darauf hin, dass die kritische Risswachstumsrate unter stark oxidierenden SWR/NWC-Bedingungen ($+50 \leq \text{ECP} \leq +200 \text{ mV}_{\text{SWE}}$) unterhalb von 10^{-13} m/s liegen könnte. Die exakte Bestimmung der kritischen Risswachstumsrate unter SWR/NWC-Bedingungen erfordert weitere Experimente bei noch tieferen Belastungsfrequenzen und Belastungen. Unter reduzierenden DWR-Bedingungen ($-800 \leq \text{ECP} \leq -600 \text{ mV}_{\text{SWE}}$) hingegen wurde eine um mindestens drei Grössenordnungen höhere kritische Risswachstumsrate von 10^{-10} bis 10^{-9} m/s beobachtet [26].

Gleichung (2) und (4) liefern zusammen eine vollständige Beschreibung des SwRK-Risswachstumsverhalten unter den in Figur 19 definierten Versuchsbedingungen und stellen deshalb auch eine mögliche Grenzkurve für das SwRK-Risswachstum in ferritischen RDB-Stählen unter SWR/NWC-Bedingungen dar. Die Gleichungen vermögen den überwiegenden Teil der experimentellen Daten innerhalb eines Faktors von 3 richtig vorherzusagen, was als sehr guter Wert für die Risskorrosion und den breiten Versuchsparameterbereich betrachtet werden kann. Sie beschreiben allerdings nur das „mittlere“ Materialverhalten unter konservativen Testbedingungen und decken deshalb nicht alle Versuchsdaten vollständig ab. Die Festlegung abgesicherter Grenzkurven erfordert aber noch eine wesentliche Erweiterung der Datenbasis durch weitere, qualifizierte Experimente. Neben SWR/NWC-Bedingungen sollten entsprechende Kurven auch für SWR/HWC- und DWR-Betriebsbedingungen ermittelt werden, da diese stark unterschiedlichen Breichen von Korrosionspotentialen entsprechen.

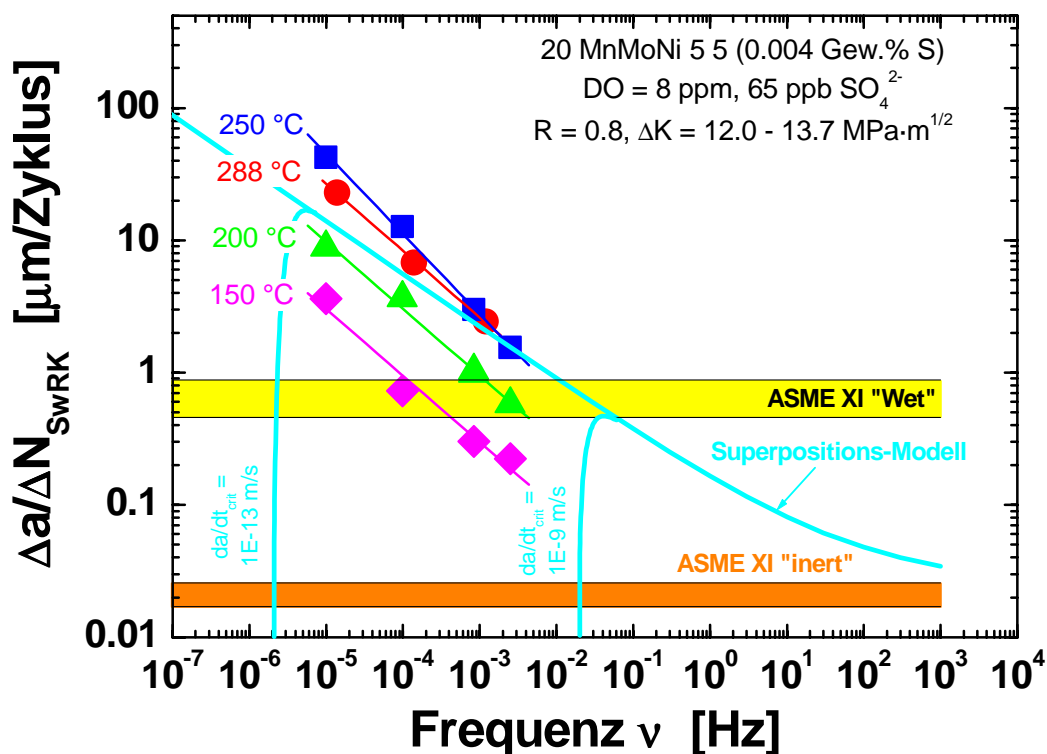
Figur 20 zeigt die mit Gleichung (4) entwickelten zyklischen SwRK-Referenzkurven für ein Spannungsverhältnis R von 0.2. Hierbei ist der Rissfortschritt pro Zyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ gegen die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktor ΔK für verschiedene Lastaufbringungszeiten Δt_R und zwei unterschiedliche kritische Risswachstumsgeschwindigkeiten $da/dt_{\text{inert}}^{\text{crit}}$ aufgetragen und mit den entsprechenden Referenzerermüdungsrisswachstumskurven im ASME BPV Regelwerk verglichen. Man erkennt, dass die zur Zeit geltenden Referenzerermüdungsrisswachstumskurven im ASME BPV Regelwerk bei hohen ΔK und hohen Lastaufbringungszeiten (niedrige Belastungsfrequenzen) bzw. niedrigen ΔK und niedrigen Lastaufbringungszeiten (hohe Belastungsfrequenzen) nach diesem Modell zum Teil deutlich überschritten werden und deshalb nicht in jedem Fall konservativ sind. Andererseits gibt es auch einige Kombinationen von ΔK und Δt_R bei denen die ASME XI Referenzerermüdungsrisswachstumskurve das Risswachstum viel zu konservativ wiedergibt. Der Vorteil der vorgeschlagenen Methode ist einerseits, dass sie das beobachtete Risswachstumsverhalten besser und realistischer wiedergibt und andererseits Bedingungen und Schwellwerte (z. B. ΔK_{SwRK}) zu definieren vermag, unter denen Umgebungseffekte zu berücksichtigen sind oder vernachlässigt werden können. Letzteres ist für die Akzeptanz neuer Risswachstumskurven durch die Regelwerksausschüsse ein ganz entscheidender Aspekt.



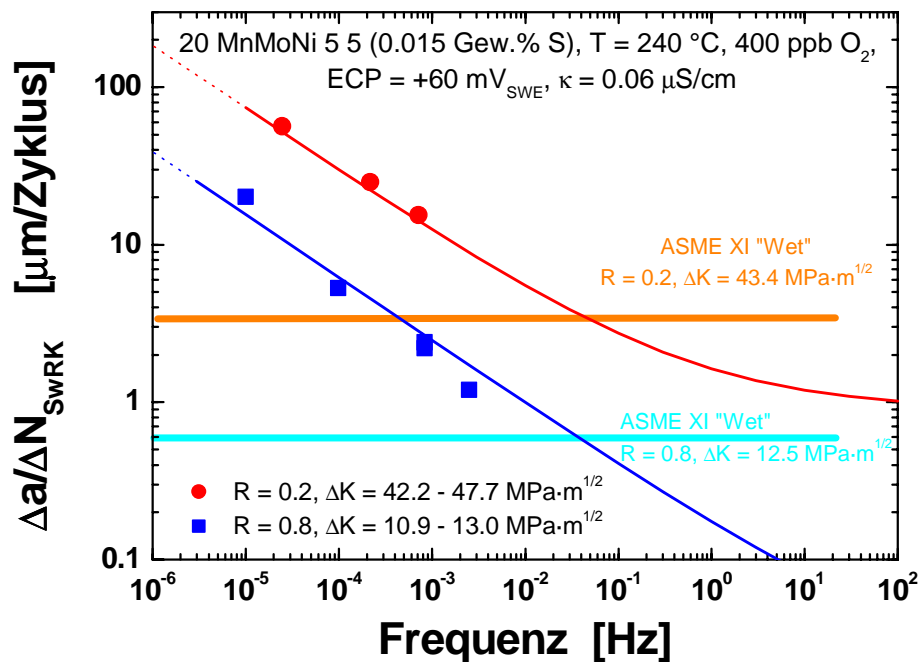
Figur 20: Vergleich der mit Gleichung (4) entwickelten SwRK-Referenzrisswachstumskurven für ein Spannungsverhältnis R von 0.2 und eine kritische Risswachstumsrate $da/dt_{\text{inert}}^{\text{crit}}$ von 10^{-13} m/s (links) und 10^{-11} m/s (rechts) mit den entsprechenden ASME XI Risswachstumskurven.

In Figur 21 und 22 wird das Superpositionsmodell (Gleichung 4) mit ausgewählten SwRK-Ergebnissen aus dem RIKORR und CASTOC-Projekt [41] sowohl unter konservativen als auch unter sehr realitätsnahen Umgebungsbedingungen verglichen. Die betrachteten RDB-Werkstoffe a und f zeigten im Vergleich zu den anderen untersuchten Stählen mitunter die höchsten Risswachstumsraten. In Figur 21 erkennt man, dass das Modell unter aggressiven Umgebungsbedingungen nicht alle Versuchsergebnisse konservativ abdeckt (z. B. bei sehr niedrigen Frequenzen), unter realitätsnahen wasserchemischen Bedingungen hingegen das experimentell beobachtete Risswachstumsverhalten sehr gut wiedergibt. Die entwickelte Referenzkurve gibt nur das „mittlere“ Materialverhalten über den in Figur 19 definierten, sehr weiten Parameterbereich wieder.

Es wird betont, dass Gleichung 4 nicht als endgültige Referenzkurve aufgefasst werden darf, sondern nur dazu diene, eine mögliche Vorgehensweise zur Entwicklung neuer Referenzkurven zu skizzieren. Für die Definition neuer Referenzkurven müssen alle verfügbaren SwRK-Risswachstumsdaten in einer Datenbank gesammelt und nach gewissen Gesichtspunkten (Qualität, Systemparameter, ...) durch ein internationales Expertenteam gefiltert und sortiert werden. Solch gewichtete Datensätze können dann zur Modellverifikation und Datenanalyse verwendet werden. Neben dem Superpositionsmodell können hierzu auch das GE-Modell [42] oder einfache statische Analysen verwendet werden. Zur Zeit sind durch EPRI Bestrebungen im Gange, entsprechende Aktivitäten für die Überprüfung bestehender Risswachstumskurven/Definition verbesserter neuer Referenzkurven für alle drei LWR Strukturwerkstoffgruppen (rostfreie Stähle, un- und niedriglegierte Stähle, Nickelbasislegierungen) in die Wege zu leiten.



Figur 21: Vergleich der mit Gleichung (4) berechneten SwRK-Risswachstumsraten mit den mit dem sehr anfälligen RDB-Werkstoff a unter sehr aggressiven Umgebungsbedingungen (8 ppm O₂, 65 ppb SO₄²⁻) experimentell beobachteten Ergebnissen. Bei kleinen Belastungsfrequenzen und Temperaturen von 250 und 288 °C liegen die experimentellen Daten bis maximal um einen Faktor 3 höher als die vorhergesagten Risswachstumsraten.



Figur 22: Gute Übereinstimmung zwischen der mit Gleichung (4) berechneten SwRK-Risswachstumsraten und den mit dem sehr anfälligen RDB-Werkstoff f unter realitätsnahen Umgebungsbedingungen (0.4 ppm O₂, <1 ppb SO₄²⁻) experimentell beobachteten Ergebnissen.

2.1.5.5 Zusammenfassung des bisher zur SwRK gewonnenen Kenntnisstandes

Bei Belastungsfrequenzen < 10 Hz wurde in ferritischen Stählen in sauerstoffhaltigen Heisswasser eine deutliche umgebungsbedingte Beschleunigung des Ermüdungsrisswachstums beobachtet [26, 27]. Unter den für den RDB bei SWR/NWC-Fahrweise charakteristischen stark oxidierenden Umgebungsbedingungen (0.4 – 8 ppm O₂, ECP > 0 mV_{SWE}) hängt der Rissfortschritt pro Zyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ im wesentlichen nur von der Belastungsfrequenz, der Temperatur und der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK , in erster Näherung aber nicht vom Korrosionspotential (0 – 200 mV_{SWE}), dem Sulfat-Gehalt der Umgebung oder vom S-Gehalt und der Mikrostruktur des Stahls ab. Letztere Faktoren können allerdings durchaus einen Einfluss auf die Einleitung des SwRK-Risswachstums ausüben. Die beobachteten Trends stimmen dabei sehr gut mit jenen bei der DRK in SRL-Tests überein.

Unterhalb einer Belastungsfrequenz von ca. 10⁻² Hz nahm für alle geprüften Werkstoffe und Temperaturen (150 – 288 °C) der Rissfortschritt pro Zyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ mit abnehmender Belastungsfrequenz zu, während die zeitabhängige SwRK-Risswachstumsrate da/dt_{SwRK} mit abnehmender Belastungsfrequenz absank. Stabiles, stationäres SwRK-Risswachstum wurde bis hinunter zu den tiefsten geprüften Belastungsfrequenzen von 10⁻⁵ bis 10⁻⁶ Hz beobachtet, was auf eine untere kritische Frequenz ν_{crit} und kritische Risswachstumsrate $da/dt_{\text{inert}}^{\text{crit}}$ von < 10⁻⁵ Hz bzw. < 10⁻¹³ m/s unter SWR/NWC-Bedingungen hindeutet. Im Belastungsfrequenzbereich zwischen 10⁻⁵ und 10⁻² Hz nahm der Rissfortschritt pro Zyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ mit abnehmender Belastungsfrequenz ν nach einem Potenzgesetz der Form $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}} = D \cdot \nu^{-n}$ zu. Der Exponent n lag dabei je nach Temperatur und Werkstoff zwischen 0.4 und 0.65 und betrug typischerweise zwischen 0.5 bis 0.6. Für alle untersuchten Belastungsfrequenzen nahm der Rissfortschritt pro Zyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ und die zeitabhängige SwRK-Risswachstumsrate da/dt_{SwRK} mit zunehmender Temperatur zwischen 150 und 250 °C zu, mit einem Maximum/Plateau bei/oberhalb von 250°C. Im Temperaturbereich von

150 bis 250 °C wurde je nach Belastungsfrequenz und Werkstoff eine Arrhenius-Aktivierungsenergie von 40 bis 50 KJ/mol bestimmt.

Für alle untersuchten Belastungsfrequenzen nahm der Rissfortschritt pro Zyklus $\Delta a/\Delta N_{\text{SwRK}}$ und die zeitabhängige SwRK-Risswachstumsrate da/dt_{SwRK} mit zunehmender Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK und ansteigendem Lastverhältnis R zu. In Versuchen mit sehr hohem Lastverhältnis R hat sich ein unterer Schwellwert für das Auftreten von SwRK ΔK_{SwRK} von 1 – 2 MPa·m^{1/2} angedeutet.

Unter den stark oxidierenden Umgebungsbedingungen (0.4 – 8 ppm O₂, ECP > 0 mV_{SWE}) zeigten alle Werkstoffe, d. h. RDB-Stähle mit niedrigem und hohem S-Gehalt und unterschiedlicher DSA-Anfälligkeit sowie das Schweißgut und die WEZ über einen sehr weiten Parameterbereich ein vergleichbares SwRK-Risswachstumsverhalten und sehr ähnliche SwRK-Risswachstumsraten. Ein möglicher Einfluss der DSA deutete sich bei sehr niedrigen Belastungsfrequenzen unterhalb von $5 \cdot 10^{-4}$ Hz an, wo in Stählen mit hoher DSA-Anfälligkeit tendenziell höhere SwRK-Risswachstumsraten beobachtet wurden. Die unterschiedlichen Materialeigenschaften machen sich primär bei der Risseinleitung bemerkbar. So wurde in Stählen mit niedrigem bis mittlerem S-Gehalt und homogener S-Verteilung sowie kleiner DSA-Anfälligkeit auch unter stark oxidierenden Bedingungen häufig Probleme bei der Einleitung von schnellen SwRK-Risswachstum beobachtet, so dass die Risse während langer Phasen oft nur sehr langsam mit Raten knapp oberhalb der Ermüdungsrissswachstumsgeschwindigkeit an Luft wuchsen. Nach erfolgter Einleitung des schnellen SwRK-Risswachstums zeigten aber diese Stähle dieselben Risswachstumsraten wie die anderen Werkstoffe.

Bei Belastungsfrequenzen unterhalb von 10^{-2} Hz führte der Einfluss des Heisswassers zu einer Beschleunigung des Ermüdungsrissswachstums von einer bis vier Größenordnungen. Der Umgebungseffekt nahm dabei mit abnehmender Belastungsfrequenz und zunehmender Temperatur (mit einem Maximum bei 250 °C) zu. Im Frequenzbereich von 10^{-5} bis 10^{-2} Hz lagen dabei die zeitabhängige SwRK-Risswachstumsraten da/dt_{SwRK} im Bereich von 10^{-10} m/s (3 mm/Jahr) bis $5 \cdot 10^{-8}$ m/s (1600 mm/Jahr) und nahmen mit absinkender Belastungsfrequenz und ansteigender Temperatur (mit einem Maximum bei 250 °C) zu. Die „High Sulphur“ Kurve des GE-Modells [42] deckt dabei alle Risswachstumsdaten konservativ ab. Das Modell scheint aber eine zu hohe kritische Belastungsfrequenz ν_{crit} bzw. kritische Risswachstumsrate $da/dt_{\text{inert}}^{\text{crit}}$ unter stark oxidierenden Bedingungen vorherzusagen.

Die ASME XI „Wet“ Risswachstumskurven im ASME BPV Regelwerk beschreiben das experimentell in sauerstoffhaltigem Heisswasser (simulierte SWR/NWC-Bedingungen) beobachtete SwRK-Risswachstumsverhalten nur unzureichend und ungenau. Je nach Systembedingungen sind die Risswachstumskurven entweder deutlich zu konservativ (z. B. bei Frequenzen > 10^{-1} Hz und hohen $\Delta K > 10$ MPa·m^{1/2} oder bei Belastungsfrequenzen < 10^{-1} Hz und ECP < -200 mV_{SWE}) oder überhaupt nicht konservativ. Die ASME XI „Wet“ Risswachstumskurven wurden beispielsweise in allen untersuchten Werkstoffen bei Temperaturen ≥ 150 °C und Belastungsfrequenzen unterhalb von 10^{-2} bis 10^{-1} Hz unter stark oxidierenden Bedingungen (ECP > 0 mV_{SWE}, 0.4 – 8 ppm O₂) sowohl für niedrige als auch hohe Lastverhältnisse R bei Schwingbreiten des Spannungsintensitätsfaktors $\Delta K \geq 2$ MPa·m^{1/2} z. T. deutlich überschritten. Die ASME XI „Wet“ Risswachstumskurve wurde dabei mit abnehmender Belastungsfrequenz, zunehmender Temperatur (mit Maximum bei 250 °C) und ansteigendem Lastverhältnis R immer deutlicher, z. T. um mehr als drei Größenordnungen, überschritten. Aufgrund der erzeugten Ergebnisse scheint deshalb eine Anpassung der Referenzkurven im Regelwerk wünschenswert. Basierend auf einem einfachen Superpositionsmodell und der „Time-Domain“ Analyse der Versuchsdaten wird ein einfacher Weg vorgeschlagen, wie neue Referenzkurven entwickelt werden könnten, welche einerseits das mittlere Materialverhalten realistisch aber dennoch konservativ wiedergeben und andererseits den starken Einfluss der Belastungsfrequenz mitberücksichtigen. Diese Vorgehensweise führt je nach Systembedingungen entweder zu deutlich höheren oder tieferen Risswachstumsraten als in den heutigen ASME XI „Wet“ Risswachstumskurven.

2.1.6 Spannungsrisskorrosion (SpRK)

Im abgeschlossenen SpRKII-Projekt wurde in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei allen untersuchten RDB-Grundwerkstoffen bei einer Temperatur von 288 °C selbst bei 8 ppm O₂ und 65 ppb SO₄²⁻ und bis hin zu hohen Werten des Spannungsintensitätsfaktors nur eine äusserst geringe SpRK-Risswachstumsanfälligkeit beobachtet [1, 27]. Durch die langsame Lastaufbringung oder durch niederfrequente zyklische Last hervorgerufenen schnelles DRK- bzw. SwRK-Risswachstum klang innerhalb einer kurzen Zeitdauer nach dem Wechsel zu konstanter Last kontinuierlich ab und kam typischerweise innerhalb von 100 bis 1000 h zum Stillstand. Schnelles, langanhaltendes Risswachstum konnte nur bei extrem hohen Belastungen nahe dem K_{ISCC}-Wert oder bei stark verunreinigtem Kühlmittel (ausserhalb des EPRI Action Level 3, wo eine Schnellabschaltung des Reaktors empfohlen wird) nicht ausgeschlossen werden [1, 27]. Der konservative Charakter der BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurven [35] wurde im Rahmen dieser Untersuchungen für den RDB-Grundwerkstoff und den stationären SWR-Leistungsbetrieb bei heutiger Wasserchemiefahrweise (EPRI- oder VGB-Richtlinien) durch zahlreiche Laborexperimente weiter bestätigt.

Der Einfluss der Temperatur, kleiner Belastungsfluktuationen bei hohem Spannungsverhältnis ($R > 0.95$), von periodischen Teilentlastungen und von Materialeigenschaften (S-Gehalt, DSA-Anfälligkeit, Wärmebehandlungszustand) auf das SpRK-Risswachstum verschiedener RDB-Grundwerkstoffe unter stark oxidierenden Umgebungsbedingungen (8 ppm O₂) wurde im Rahmen der BFE-Jahresberichte 2000 und 2001 [28, 32] eingehend diskutiert. Diese ersten orientierenden Untersuchungen zeigten klar, dass die SpRK-Grenzkurven sowohl bei niederfrequenten, sehr kleinen Lastfluktuationen bei hohem Spannungsverhältnis („Ripple Loading“) als auch bei mittleren Temperaturen (200 – 250 °C) für RDB-Stähle, die eine ausgeprägte Anfälligkeit für DSA zeigen, überschritten werden können.

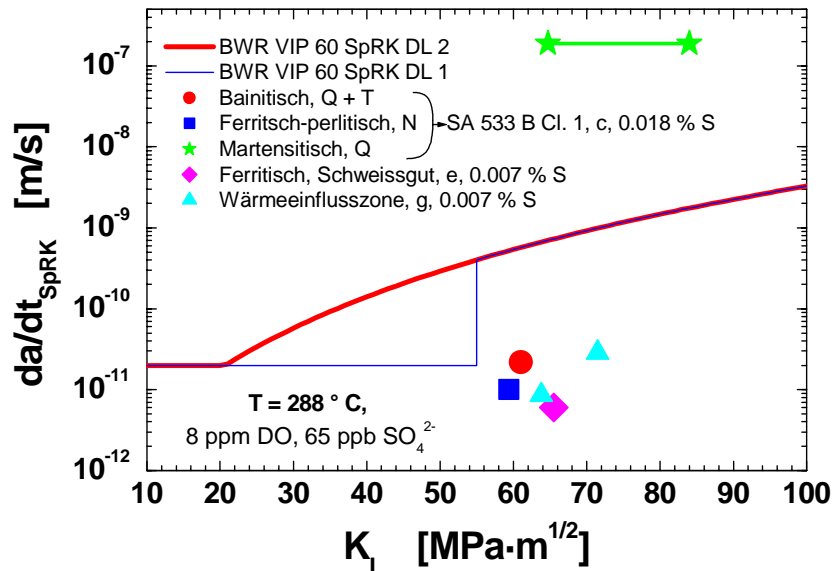
Im folgenden sollen die neuen Resultate zum Einfluss der Mikrostruktur (Schweissgut und WEZ) und Härte vorgestellt werden. Anschliessend werden die neuen Ergebnisse zum Einfluss der DSA und der „Ripple Load“ Belastung unter realitätsnahen wasserchemischen Bedingungen bei tieferen K_I-Werten diskutiert.

2.1.6.1 Einfluss der Mikrostruktur und der Härte/Streckgrenze bei 288 °C

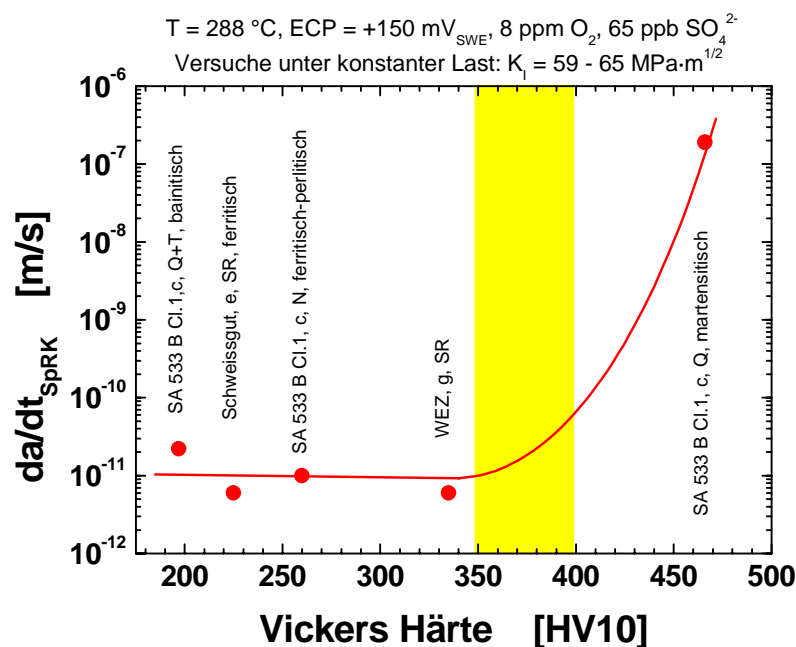
In Figur 23 werden die SpRK-Risswachstumsraten des Schweissguts e und der WEZ g mit verschiedenen Gefügezuständen im RDB-Stahl c in sauerstoffhaltigem Heisswasser (8 ppm O₂, 65 ppb SO₄²⁻) bei 288 °C miteinander verglichen. Die unterschiedlichen Gefügezustände im RDB-Stahl c wurden durch verschiedene Wärmebehandlungen erzeugt und sind in Tabelle 6 zusammengestellt. Unter konstanter Last trat in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei 288 °C beim martensitischen Gefüge schnelles, stabiles SpRK-Risswachstum im Bereich von $2 \cdot 10^{-7}$ m/s (6300 mm/Jahr) auf, während das SpRK-Risswachstum bei den anderen Gefügen sehr rasch abklang und Risswachstumsraten $< 2 \cdot 10^{-11}$ m/s (0.6 mm/Jahr) beobachtet wurden. Das Schweissgut e und die WEZ g zeigten also bei 288 °C ebenso wie das bainitische Standard- und das ferritische-perlitische Gleichgewichtsgefüge des RDB-Stahls dasselbe SpRK-Verhalten. Schwefel-Gehalt und Orientierung der Proben zeigten hier zudem keinen erkennbaren Einfluss auf das SpRK-Risswachstum, was primär auf die extrem geringe SpRK-Anfälligkeit unter diesen Bedingungen zurückgeführt werden konnte [1, 27].

Figur 24 zeigt den Einfluss der Härte (bzw. der Streckgrenze) auf das SpRK-Risswachstum bei 288 °C. Die verschiedenen Gefüge mit unterschiedlichen Härten zeigten ein vergleichbares SpRK-Verhalten mit sehr geringen SpRK-Risswachstumsraten solange die Vickershärte (Streckgrenze) auf Werte < 350 HV10 (< 800 MPa) beschränkt blieb. Oberhalb dieser kritischen Härte wurde in Versuchen unter sehr aggressiven Umgebungsbedingungen [34, 36] mit ansteigender Härte eine starke Zunahme der SpRK-Risswachstumsraten/Abnahme des SpRK-Schwellwertes K_{ISCC} beobachtet [34]. In WEZ von RDB-Schweissnähten ist die Vickershärte in der am stärksten aufgehärteten Zone durch die lange Spannungsarmglühung knapp unterhalb der Anlasstemperatur auf Werte < 350 HV5 beschränkt. Allerdings können lokal deutlich erhöhte Mikrohärtewerte von bis zu 400 HV0.2 erreicht werden, so dass in gewissen kritischen, eng lokalisierten Zonen durchaus eine

erhöhte SpRK-Risswachstumsanfälligkeit vorliegen könnte. Die Überprüfung dieses Sachverhaltes erfordert die Verwendung spezieller Kompaktzugproben mit Rundkerbe, da es unmöglich ist einen Schwingriss gezielt in diese kritische Zone zu legen.



Figur 23: Einfluss der Mikrostruktur auf das SpRK-Risswachstum in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei 288 °C. Die BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurven wurden hier nur für das martensitische Gefüge überschritten.

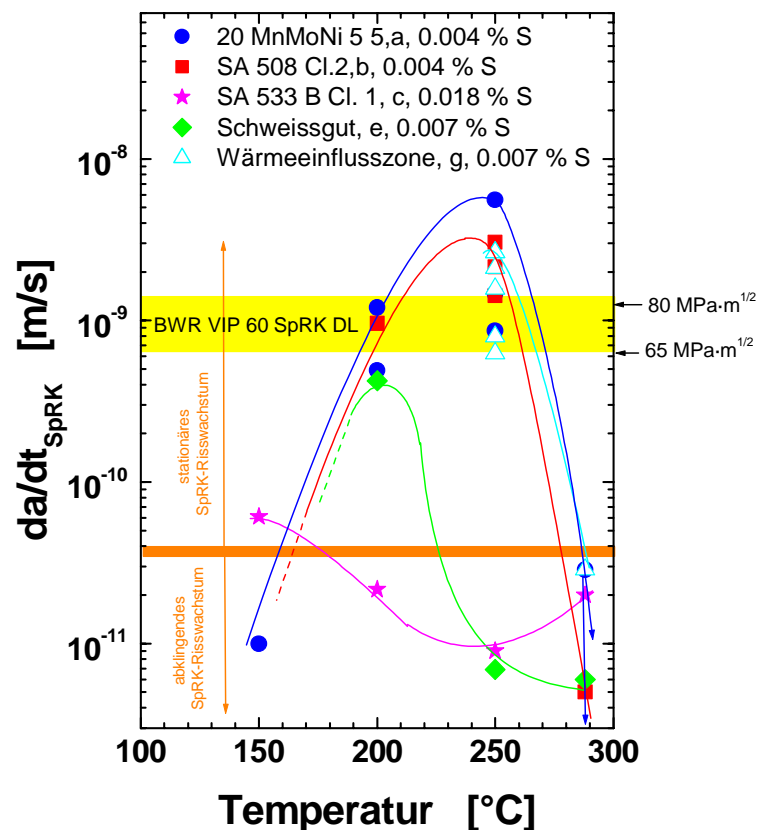


Figur 24: Einfluss der Härte auf das SpRK-Risswachstum. Bis zu einer kritischen Härte von ca. 350 HV10 wird nur ein äusserst geringes SpRK-Risswachstum von $\leq 2 \cdot 10^{-11}$ m/s beobachtet, darüber steigt die SpRK-Risswachstumsrate stark mit zunehmender Härte an.

2.1.6.2 Einfluss der Mikrostruktur in Abhängigkeit der Temperatur

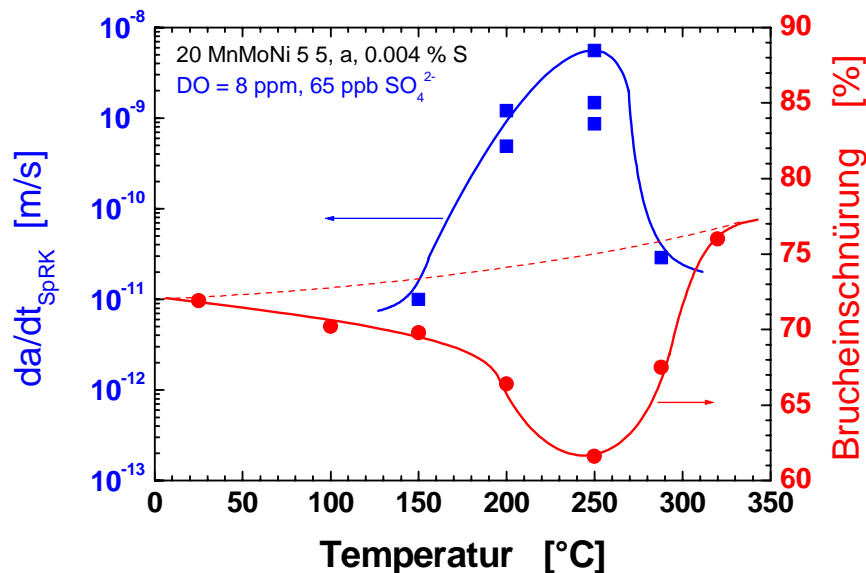
Der Einfluss der Mikrostruktur (Grundwerkstoff/Schweissgut/WEZ) auf das SpRK-Risswachstum in Abhängigkeit der Temperatur wurde in Versuchen mit den RDB-Stählen a - c, dem Schweissgut e sowie der Wärmeeinflusszone g in Heisswasser mit einem Sauerstoff- und Sulfatgehalt von 8 ppm bzw. 65 ppb untersucht. Das Korrosionspotential nahm hierbei leicht von +250 mV_{SWE} bei 150 °C auf +130 mV_{SWE} bei 288 °C ab. Durch eine sägezahnförmige, zyklische Belastung bei einer Frequenz von $8 \cdot 10^{-4}$ Hz und einem Spannungsverhältnis R von 0.8 wurde jeweils vor der Versuchsphase unter konstanter Last ein aktiv wachsender Korrosionsriss (3 bis 300 mm/Jahr) erzeugt.

Die unterschiedliche Temperaturabhängigkeit der verschiedenen Legierungen in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei hohen K_I -Werten von 65 - 80 MPa·m^{1/2} ist in Figur 25 zusammengestellt. Die RDB-Stähle a und b mit niedrigem S- und Al-Gehalt und hoher DSA-Anfälligkeit zeigten dabei sowohl bei 200 und 250 °C stabiles, stationäres SpRK-Risswachstum mit Risswachstumsraten von bis zu $5 \cdot 10^{-9}$ m/s (158 mm/Jahr) bei einem relativ hohen K_I -Wert von 75 MPa·m^{1/2}. Bei 288 °C und 150 °C hingegen wurde eine extrem geringe SpRK-Anfälligkeit mit sehr geringen SpRK-Risswachstumsraten (< 0.6 mm/Jahr) beobachtet. Ebenso zeigten das Schweissgut e und die WEZ g bei mittleren Temperaturen von 200 bzw. 250 °C schnelles, stabiles SpRK-Risswachstum mit Risswachstumsraten im Bereich oder knapp oberhalb der BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurve. Bei 288 °C wurde hingegen trotz des relativ hohen K_I -Wertes nur eine geringe SpRK-Anfälligkeit mit Risswachstumsraten < 0.6 mm/Jahr beobachtet. Die Versuche mit der WEZ bei 200 und 150 °C sind zur Zeit noch im Gange. Im RDB-Stahl c mit hohem S- und Al-Gehalt wurde über den ganzen Temperaturbereich von 150 – 288 °C zeitlich abklingendes SpRK-Risswachstum mit extrem geringen Risswachstumsraten deutlich unterhalb der BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurve beobachtet.

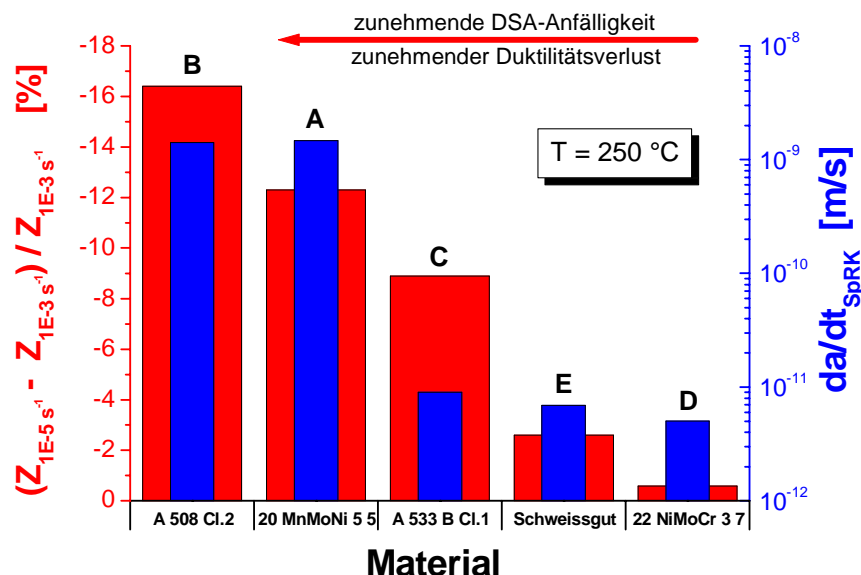


Figur 25: Einfluss der Temperatur auf das SpRK-Risswachstum in sauerstoffhaltigem Heisswasser in den RDB-Stählen a, b und c sowie im Schweissgutwerkstoff e und der WEZ g.

Wie bei der DRK wird auch hier die DSA als mögliche Ursache für das Maximum der SpRK-Anfälligkeit bei mittleren Temperaturen betrachtet, da das Maximum der SpRK-Risswachstumsanfälligkeit im RDB-Stahl a recht gut mit dem Maximum der DSA-Anfälligkeit zusammenfällt. Dies ist in Figur 26 beispielhaft für den RDB-Stahl a gezeigt. Zudem korreliert die SpRK-Risswachstumsrate bei einer Temperatur von 250 °C recht gut mit der unterschiedlichen DSA-Anfälligkeit der verschiedenen Stähle (Figur 27).

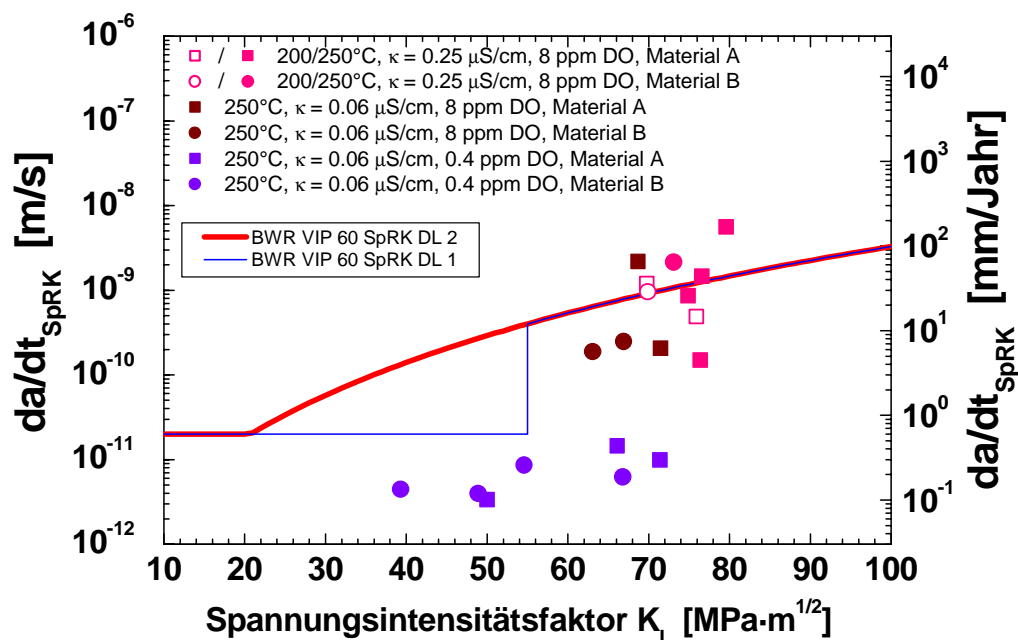


Figur 26: Zusammenfallen des Maximums der SpRK-Risswachstumsraten im RDB-Stahl a mit dem Minimum der Bruchseinschnürung (Maximum der DSA-Anfälligkeit) in Zugversuchen an Luft.



Figur 27: Grobe Übereinstimmung zwischen den in sauerstoffhaltigem Heisswasser bei 250 °C beobachteten SpRK-Risswachstumsraten und der DSA-Anfälligkeit (relative Abnahme der Bruchseinschnürung bei einer Reduktion der Dehnrates von 10^{-3} auf 10^{-5} s^{-1}) der verschiedenen Werkstoffe bei dieser Temperatur.

Der mögliche Einfluss der DSA wurde in weiteren Versuchen mit den beiden RDB-Stählen a und b mit der höchsten DSA-Anfälligkeit bei einer Temperatur von 250 °C bei realitätsnahen Wasserchemiebedingungen ($\kappa = 0.06 \mu\text{S/cm}$, 8 ppm/0.4 ppm O_2) und tieferen K_I -Werten untersucht. Bei einem durch einen erhöhten Sauerstoffgehalt eingestelltem realitätsnahen Korrosionspotential von ca. +200 mV_{SWE} trat in höchstreinem Heisswasser mit einer Leitfähigkeit von ca. 0.06 $\mu\text{S/cm}$ in beiden Werkstoffen weiterhin schnelles stabiles SpRK-Risswachstum knapp unterhalb oder leicht oberhalb der BWR VIP 60 SpRK Grenzkurven auf. Bei einer Reduktion des Sauerstoffgehalts auf 0.4 ppm (entspricht ca. +50 mV_{SWE}) wurden hingegen bis zu hohen Werten des Spannungsintensitätsfaktors von bis zu 73 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ nur sehr geringe SpRK-Risswachstumsraten von < 0.3 mm/Jahr beobachtet (Figur 28). Die deutlich reduzierte SpRK-Risswachstumsanfälligkeit bei 0.4 ppm O_2 muss jedoch noch durch weitere Versuche verifiziert werden.

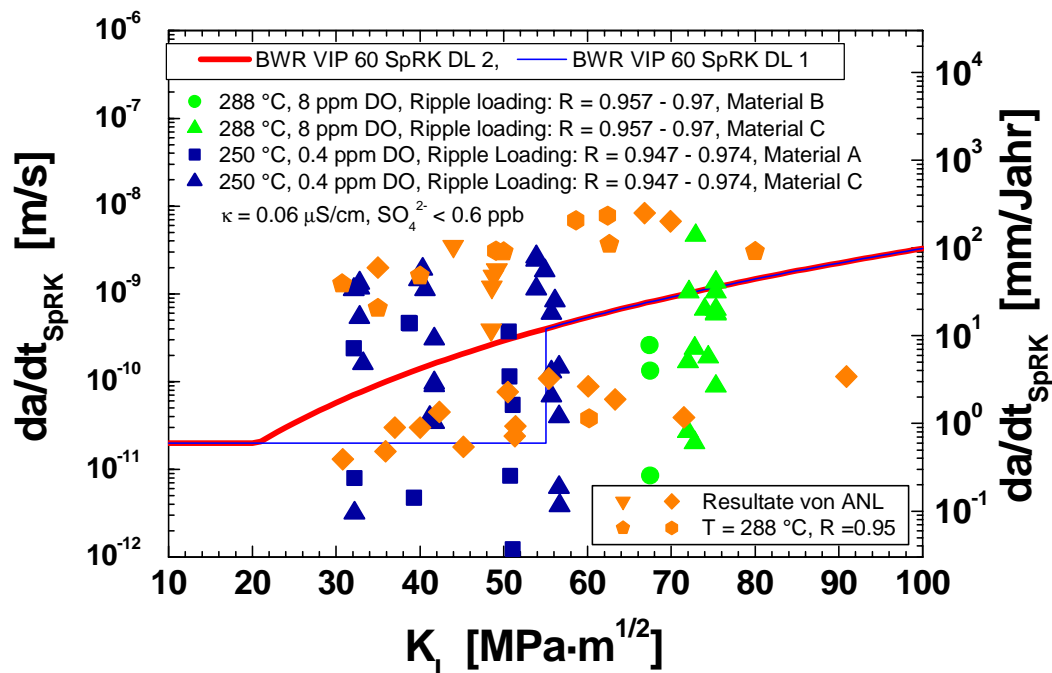


Figur 28: SpRK-Risswachstumsraten in den RDB-Stählen a und b mit höchster DSA-Anfälligkeit bei mittleren Temperaturen von 200 – 250 °C in Heisswasser ($<1 \text{ ppb}/65 \text{ ppb SO}_4^{2-}$) bei einem realitätsnahen Korrosionspotential von +200 mV_{SWE} (8 ppm O_2) und einem praxisnahen Sauerstoffgehalt von 0.4 ppm.

2.1.6.3 Einfluss kleiner Lastfluktuationen bei hohem Spannungsverhältnis

Die Untersuchungen zum Einfluss niederfrequenter Lastwechsel kleiner Amplitude bei sehr hohem Spannungsverhältnis („Ripple Loading“) im Bereich des Schwellenwertes der Ermüdung ΔK_{th} an Luft von von 1 – 3 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ wurde durch weitere Untersuchungen bei einem tieferen Sauerstoffgehalt von 0.4 ppm und kleineren Spannungsintensitätsfaktors $K_{I,max}$ von 30 bis 60 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ergänzt.

Figur 29 vergleicht die Ergebnisse von „Ripple Load“ Versuchen mit den RDB-Stählen a, b und c bei einem R-Wert von 0.947 bis 0.97 (ΔK von 3.3 bis 1.5 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) in hochreinem Heisswasser ($\kappa = 0.6 \mu\text{S/cm}$, $< 0.6 \text{ ppb Cl}^-/\text{SO}_4^{2-}$) bei 288 °C/250 °C und einem Sauerstoffgehalt von 8 ppm (+150 bis +200 mV_{SWE}) bzw. 0.4 ppm (+50 mV_{SWE}) mit den BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurven. Zusätzlich sind entsprechende Ergebnisse aus ähnlichen Untersuchungen durch das Argonne National Laboratory (USA) unter vergleichbaren Versuchsbedingungen eingetragen [43]. Für die Lastschwankungen wurde eine asymmetrische Sägezahnbelastung gewählt und die Belastungsfrequenz systematisch zwischen $5 \cdot 10^{-2}$ und $4 \cdot 10^{-5}$ Hz variiert.



Figur 29: Vergleich der BWR VIP 60 SpRK Grenzkurven mit den unter „Ripple Load“ Belastung in hochreinem Heisswasser bei einem realitätsnahen Korrosionspotential bzw. Sauerstoffgehalt in den RDB-Stählen a – c bei Belastungsfrequenzen von $5 \cdot 10^{-2}$ bis 10^{-5} Hz beobachteten SpRK-Risswachstumsraten. Die Ergebnisse von ANL sind aus [43] entnommen.

Im Belastungsfrequenzbereich von $5 \cdot 10^{-2}$ bis 10^{-4} Hz wurde in den Stählen a und c sowohl bei einem Sauerstoffgehalt von 8 und 0.4 ppm zumindest phasenweise für längere Perioden stabiles, stationäres SpRK-Risswachstum mit Risswachstumsraten von 10^{-9} bis zu $5 \cdot 10^{-9}$ m/s bei einem $K_{I,max}$ von 30 – 77 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ beobachtet, wobei der Riss in einzelnen Fällen zwischenzeitlich (eventuell durch Risschliesseffekte) stehen blieb, um nach einer grösseren Zyklenzahl wieder weiter fortzuschreiten. Zu niedrigeren Belastungsfrequenzen hin (10^{-5} Hz) klang das Risswachstum jeweils ab und kam zum Stillstand. Im Vergleich zur rein statischen Belastung führt die „Ripple Load“ Belastung im geeigneten Frequenzbereich in diesen Werkstoffen bei identischen K_I -Werten um bis zu mehr als 2 Größenordnungen höheren SpRK-Risswachstumsraten.

Der RDB-Stahl c mit hohem S-Gehalt zeigte gegenüber den Stählen mit niedrigem S-Gehalt (a und b) über einen etwas weiteren Parameterbereich schnelles SpRK-Risswachstum und im allgemeinen leicht höhere SpRK-Risswachstumsraten. Bei einem Sauerstoffgehalt von 0.4 und 8 ppm wurden vergleichbare, maximale SpRK-Risswachstumsraten beobachtet, die im Bereich von 30 – 77 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ nur unwesentlich vom Spannungsintensitätsfaktor $K_{I,max}$ und nur leicht vom Material abhängen. Die maximalen SpRK-Risswachstumsraten aus den „Ripple Load“-Versuchen lagen auch bei einem Sauerstoffgehalt von 0.4 ppm und kleinen $K_{I,max}$ -Werten von 30 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ zum Teil deutlich oberhalb der BWR VIP SpRK Grenzkurve 2, die bis zu einem gewissen Grad auch zyklische Belastungen wie das „Ripple Loading“, die nicht durch die Ermüdungsbewertung und -überwachung erfasst werden, mit abdecken sollte. Bei Erniedrigung der ΔK -Werte unterhalb von 1.5 bis 2 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ wurde allerdings jeweils ein rasches Abklingen der Risswachstumsgeschwindigkeiten unterhalb der BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurve 1 beobachtet, oft verbunden mit einem Rissstillstand. Es deutet sich deshalb aus diesen Versuchen ein Schwellwert ΔK_{SwRK} für das Auftreten von Risskorrosion von 1.5 bis 2 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ an.

Die bisherigen Ergebnisse lassen vermuten, dass das Risswachstum unter „Ripple Load“ Belastung als normale SwRK bei kleinen ΔK - und sehr hohen R-Werten verstanden werden kann und nicht als neuartiges Phänomen gedeutet werden muss. Da diese „Ripple Load“ Belastungen weder bei der Ermüdungsbewertung noch durch entsprechende Überwachungs- und Monitoringprogramme erfasst werden, erscheint aus praktischer Sicht ein Vergleich der zeitabhängigen Risswachstumsraten mit den BWR VIP 60 SpRK-Risswachstumskurven dennoch sinnvoller als ein entsprechender Bezug der Rissfortschritte pro Zyklus zu den ASME XI Referenz-Ermüdungsrisswachstumskurven.

Der Schwellwert ΔK_{SwRK} und der starke Einfluss dieser kleinen Lastfluktuationen sollte noch bei praxisnahen Bedingungen, d.h. bei deutlich tieferen ΔK -Werten sowie signifikant höheren Belastungsfrequenzen überprüft werden. Die Versuche bei sehr hoher Frequenz können allerdings nicht mit den Belastungseinrichtungen des PSI simuliert werden.

2.1.6.4 Zusammenfassung des bisher zur SpRK gewonnenen Kenntnisstandes

Eine erhöhte Anfälligkeit für eine Anrissbildung durch SpRK an der Werkstoffoberfläche von fehlerfreien ferritischen Komponenten besteht nur bei Kombinationen von hohen mechanischen Spannungen deutlich oberhalb der Warmstreckgrenze und hohen Konzentrationen an O_2 , Cl^- und SO_4^{2-} sowie quasi-stagnierenden Bedingungen. Eine Anrissbildung durch SpRK im stationären SWR-Leistungsbetrieb scheint deshalb äusserst unwahrscheinlich. [26]

In hochreinem Heisswasser ($\kappa \approx 0.1 \mu\text{S/cm}$) wurde selbst unter stark oxidierenden Bedingungen ($+150 \text{ mV}_{\text{SWE}}$) für Spannungsintensitätsfaktoren $K_I \leq 60 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ beim Übergang von zyklischer/langsam ansteigender (transiente Betriebsbedingungen) zu statischer Last (störungsfreier, stationärer Leistungsbetrieb) jeweils ein Abklingen des schnellen DRK/SwRK-Risswachstums (von bis zu einigen m/Jahr) auf Raten in den Bereich der BWR VIP SpRK-Grenzkurve 1 innerhalb weniger bis maximal 100 h beobachtet. Diese Beobachtung wurde auch durch Versuche mit trapezförmiger Belastung (periodische Teilentlastung) mit zunehmender Haltezeit bei konstanter Maximallast bestätigt, bei denen für lange Haltezeiten ($> 10 \text{ h}$) ein starkes Abklingen des Risswachstums mit anschliessendem Rissstillstand beobachtet wurde.

Unter den folgenden vier Bedingungen

- statische Belastung
- Kleinbereichsflussbedingungen (linear-elastisch) und EDZ
- K_I -Werte $< 55 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$
- hohe Reinheit des Heisswassers ($\kappa, \text{Cl}^-, \text{SO}_4^{2-} < \text{EPRI Action Level 1}$)

liegt das SpRK-Risswachstum in sauerstoffhaltigem Heisswasser ($\leq 8 \text{ ppm O}_2$) unterhalb der BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurve 1. Das SpRK-Risswachstum unter rein statischer Belastung für den störungs- und transientenfreien SWR/NWC-, SWR/HWC- und DWR-Leistungsbetrieb wird deshalb ausreichend konservativ durch die BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurve 1 abgedeckt. Unter gewissen Bedingungen („Ripple Loading“, mittlere Temperaturen und Anfälligkeit für DSA) wurden selbst bei höchster Reinheit des Heisswassers SpRK-Risswachstumsraten im Bereich oder z. T. leicht oberhalb der BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurve 2 beobachtet.

Für den RDB im stationären SWR-Leistungsbetrieb liegen die Temperaturen typischerweise im Bereich von $270 - 290^\circ\text{C}$ und für die meisten Bereiche kann mit sehr guter Approximation eine statische Beanspruchung vorausgesetzt werden. Die Grenzkurven sind hier für den RDB-Grundwerkstoff konservativ und müssen nur noch durch einige zusätzliche Versuche mit Schweissgutwerkstoffen und WEZ besser abgesichert werden. Für den Speisewasserstutzen hingegen, wo deutlich tiefere Temperaturen bis hin zu 220°C auftreten und zumindest temporär auch gewisse Belastungsfluktuationen beobachtet werden können, stellt sich die Frage, ob hier die Grenzkurven allenfalls angepasst werden müssen.

Schnelles, langanhaltendes SpRK-Risswachstum scheint nur bei gleichzeitigem Auftreten mehrerer, ungünstiger und für den normalen Reaktorbetrieb z. T. atypische Bedingungen möglich zu sein. Kombinationen folgender Faktoren können ein schnelles SpRK-Risswachstum oberhalb der BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurve 2 begünstigen:

- ein hohes Korrosionspotential $ECP > +100 \text{ mV}_{SWE}$ oder ein hoher Sauerstoffgehalt ($> 200 \text{ ppb}$).
- quasi-stagnierende Strömungsbedingungen.
- erhöhte Konzentrationen an schwefelhaltigen Anionen (SO_4^{2-} , HS^- , S^{2-} , H_2S , $> \text{EPRI Action Level 3}$, d. h. $\geq 100 \text{ ppb}$) und an Chlorid ($> \text{EPRI Action Level 2}$, d. h. $\geq 20 \text{ ppb}$).
- ein hoher Schwefel-Gehalt ($> 0.020 \text{ Gew.}\%$ S) des Stahls, insbesondere bei Auftreten von Schwefel-Segregationszonen.
- mittlere Temperaturen ($200 - 270 \text{ }^\circ\text{C}$) in Verbindung mit einer ausgeprägten DSA-Anfälligkeit (d. h. hoher Gehalt an interstitiell gelöstem N und C).
- stark aufgehärtete Zonen (Härte $> 350 \text{ HV5}$, $R_p > 800 \text{ MPa}$) in der WEZ von Schweissnähten bei unsachgemässer Schweissung/Wärmebehandlung.
- hohe mechanische Belastungen mit hohen Nennspannungen im Ligament nahe der Warmstreckgrenze und insbesondere bei starker Verletzung von Kleinbereichsflussbedingungen (\rightarrow Niedertemperaturkriechfließvorgänge).
- überlagerte Lastfluktuationen mit kleiner Amplitude bei hohem Lastverhältnis $R > 0.95$ („Ripple Loading“) oder überlagerte relativ häufige Laständerungen (z. B. periodische Teillastung)

Unter diesen in vielen Fällen für den störungsfreien Reaktorbetrieb und ordnungsgemäss hergestellte und wärmebehandelte ferritische Komponenten atypischen Bedingungen kann das SpRK-Risswachstum durch die „High Sulphur“ SpRK-Risswachstumskurve ($da/dt_{SpRK} = 9.6 \cdot 10^{-11} \cdot K_I^{1.4}$, in m/s bzw. $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) [42] konservativ abgeschätzt werden.

In zusätzlichen Experimenten sollte einerseits noch untersucht werden, bis zu welchem Grad die BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurve 2 das SpRK-Risswachstum während reaktortypischen (nicht zu extremen) wasserchemischen Transienten sowie während Lastfluktuationen (die nicht durch die Ermüdungsüberwachung erfasst werden) abdeckt. Andererseits sollte weiter abgeklärt werden, ob die BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurve 1 in RDB-Werkstoffen mit hoher DSA-Anfälligkeit auch bei K_I -Werten deutlich unterhalb von $60 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ überschritten werden kann. Es wird deshalb empfohlen weitere Versuche bei mittleren Temperaturen von $200 - 270 \text{ }^\circ\text{C}$ mit Werkstoffen (Grundwerkstoff, Schweissnaht und WEZ) hoher DSA-Anfälligkeit bei K_I -Werten unterhalb von $60 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ sowie mit „Ripple Load“ Belastung unter praxisnahen Bedingungen, d.h. sehr kleinen ΔK und hohen Frequenzen sowie realistischen, wasserchemischen Bedingungen durchzuführen. Das Risswachstumsverhalten während und nach Wasserchemietransienten sollte mit Chlorid-Konzentrationen von 20 ppb (EPRI Action Level 2) und 5 ppb (EPRI Action Level 1) weiter untersucht werden.

2.2 PUBLIKATIONEN 2002

- **S. Ritter, H.P. Seifert**, „Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy Reactor Pressure Vessel Steels and of a Weld Filler Material under BWR Conditions“, 15th International Corrosion Congress ICC, CD-ROM, Paper No. 648, pp. 1 – 9, Granada, Spanien, 22. – 27. September 2002.
- **S. Ritter, H.P. Seifert**, „Strain-Induced Corrosion Cracking of Low-Alloy RPV-Steels under BWR Conditions“, NACE Corrosion 2002, CD-ROM, Paper No. 02516, pp.1 – 18, Denver, USA, 8. – 12. April 2002.
- **H.P. Seifert, S. Ritter**, „SICC and Low-frequency Corrosion Fatigue of Low-Alloy RPV Steels, of a Weld Filler and Weld HAZ Material under BWR Conditions – Effect of Temperature and Loading Rate/Frequency“, Minutes of the 2002 Annual Meeting of the International Cooperative Group on Environmentally Assisted Cracking of Light Water Reactor Materials, Ed.: J. Hickling, Low-Alloy Steel Session, Paper L4, Lyon, Frankreich, 14 – 19. April, 2002.
- **H.P. Seifert**: „Literature Survey on the Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy Steels in High-Temperature Water“, PSI Bericht Nr. 02-06, Februar 2002.
- **S. Ritter, H.P. Seifert**: „Characterization of the Lower Shell and Weld Material of the Biblis C Reactor Pressure Vessel, PSI-Bericht Nr. 02-01, Januar 2002.
- **H.P. Seifert, S. Ritter**: „Environmentally-Assisted Cracking of Low-Alloy Reactor Pressure Vessel Steels under Boiling Water Reactor Conditions“, PSI-Bericht Nr. 02-05, Februar 2002.
- **D. Kalkhof, H.P. Seifert**, „Current Research Activities in the Field of Structural Integrity“, OECD NEA CSNI PWG IAGE Meeting 2002, Paris, Frankreich, 13. – 14. Mai 2002.

PSI-Publikation aus dem CASTOC-Projekt mit Bezug zur RIKORR-Thematik:

- **U. Ehrnstén, M. Ernestova, J. Foehl, D. Gomez-Briceno, F. Hüttner, J. Lapena, A. Roth, S. Ritter, H. P. Seifert, M. Zamboch**: „Crack Growth of Pressure Vessel Steel in Simulated BWR Environment, a Summary Report on Inter-Laboratory Investigations“, Technical Report WP1, CASTOC R003, 4. Juni 2002.
- **H.P. Seifert, S. Ritter**: „Effect of a Sulphate and Chloride Transient on the EAC Crack Growth Behaviour of two Low-Alloy RPV Steels in Oxygenated High-Temperature Water under Periodical Partial Unloading Conditions“, Minutes of the 2002 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, Lyon, France, April 14 –19, 2002.
- **S. Ritter, H.P. Seifert**: „Effect of a Sulphate Transient on the EAC Crack Growth Behaviour of Low-Alloy RPV Steels under Simulated BWR Operating Conditions“, PSI-Bericht 02-09, März 2002.
- **S. Ritter, H.P. Seifert**: „Effect of a Chloride Transient on the EAC Crack Growth Behaviour of Low-Alloy RPV Steels under Simulated BWR Operating Conditions“, PSI-Bericht 02-23, November 2002.

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/Halbjahressitzungen [18, 19] und anderer Veranstaltungen [44 - 46] regelmässig über den aktuellen Stand der Arbeiten informiert. Die HSK und das Kernkraftwerk Leibstadt unterstützen das Projekt bei der Zusammenstellung der wasserchemischen und thermomechanischen Randbedingungen von transienten SWR-Betriebsbedingungen.

4. Internationale Zusammenarbeit

Als Mitglied der Fachgruppe ICG-EAC (International Co-operative Group on Environmentally-Assisted Cracking of Light Water Reactor Materials) stehen wir in engem Kontakt mit der internationalen Fachwelt. Die eigenen Forschungsbeiträge werden in diesem internationalen Gremium regelmässig vorgestellt, diskutiert und mit anderen Projekten koordiniert [21, 22]. Ein reger Erfahrungs-/Informationsaustausch wird zudem mit Institutionen wie EPRI (BWR VIP) [46], VGB [47] sowie im Rahmen breiterer internationaler Zusammenarbeit (OECD/NES/CSNI PWG 3 [48]) gepflegt.

Die neuen Ergebnisse des PSI zur SwRK unter SWR/NWC-Bedingungen wurden im Mai dieses Jahres durch Ernie Eason (Modelling & Computer Services, ICG-EAC-Mitglied und Bindeglied zum ASME BPV Regelwerkausschuss, Mitentwickler des neuen Code Case N-643 für SwRK in ferritischen Stählen unter DWR-Bedingungen) der „ASME Section XI Working Group on Flaw Evaluation“ im Auftrag des PSI kurz vorgestellt. Dieser ASME BPV Regelwerks-Unterausschuss begutachtet als erste Ebene Vorschläge für neue Ermüdungsrisswachstumskurven in ferritischen Stählen. Grundsätzlich besteht die Bereitschaft über eine Revision der ASME XI Risswachstumskurven oder einen SWR/NWC Code Case nachzudenken. Die Revision eines Regelwerkes ist aber ein sehr langwieriger und iterativer Prozess, der mit vielen Widerständen verbunden ist. Die Akzeptanz für eine Revision erfordert eine breite Absicherung durch mehrere unabhängige Laboruntersuchungen und insbesondere eine klare Definition von Systembedingungen, bei denen Umgebungseffekte vernachlässigt werden können oder zu berücksichtigen sind. Im Rahmen des nächsten Treffens des ASME BPV Regelwerkausschusses im Februar 2003 in San Francisco ist geplant, dass J. Hickling von EPRI in unserem Auftrag die PSI-Ergebnisse zur SwRK und SpRK nochmals in einem ausführlicheren Rahmen dem Code Committee vorstellt. Als Ergebnis dieses Meetings wird sich zeigen, ob sich weitere Aktivitäten bezüglich einer möglichen Revision von ASME XI, z. B. im Rahmen der ICG-EAC Gruppe oder unter Federführung von EPRI unter Einbezug der SWR-Hersteller, entwickeln werden oder nicht.

Innerhalb des Projektes „CASTOC“ [49] im 5. EU-Rahmenprogramm (2000 – 2003) (EURATOM, EU Nr. FIKS-2000-00048/BBW Nr.: 99.0715) 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). Die Projekte „RIKORR“ und „CASTOC“ sind komplementär und ergänzen sich gut. Die Zusammenarbeit führender europäischer Labors gewährleistet eine breite Absicherung und hohe Akzeptanz der Ergebnisse. Alle Teilnehmer des Projektes haben in der Vergangenheit eng mit nationalen Behörden (HSK, TÜV, SKI), Kraftwerksbetreibern und -betreiberorganisationen (EPRI, VGB) sowie Kraftwerksherstellern (Siemens, ABB, GE) zusammengearbeitet. Durch die aktive Mitarbeit im Rahmen breiterer internationaler Kooperationen und Netzwerke (ICG-EAC, AMES, OECD/CSNI/NEA PWG3) und Zusammenarbeit mit Regelwerkausschüssen (KTA, ASME BPV) ist die Umsetzung und der Transfer der Ergebnisse, welches eine der primären Zielsetzungen des „CASTOC“-Projektes darstellen, gewährleistet. Nach Abschluss der Projekte „RIKORR“ und „CASTOC“ sollte zusammen mit den bereits durchgeführten Arbeiten auf dem Gebiet der SpRK eine Bewertung der möglichen Auswirkungen der Risskorrosion auf die Strukturintegrität und Sicherheit des RDB von SWR-Anlagen möglich sein. Daraus werden sich gezielte Schlussfolgerungen/Empfehlungen bezüglich Regelwerken/Kraftwerksbetrieb und dem weiteren Forschungsbedarf ableiten lassen.

5. Bewertung 2002 und Ausblick 2003

5.1 BEWERTUNG 2002

Die Zielsetzungen für 2002 wurden vollumfänglich erreicht. Das Projekt kann auf Ende Jahr erfolgreich und innerhalb des budgetierten finanziellen Rahmen abgeschlossen werden und hat eine Vielzahl neuer Ergebnisse und Erkenntnisse geliefert.

5.2 SCHLUSSFOLGERUNGEN

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

1. EAC-Risswachstumsmechanismus:

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

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

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

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

Das EAC-Risswachstum langer Risse ($> 100 \mu\text{m}$) wird im wesentlichen durch die Rissspitzen-dehnrates und die Konzentration an schwefelhaltigen Anionen (SO_4^{2-} , HS^- , S^{2-}) im Rissspitzen-elektrolyt (bzw. dem pH) kontrolliert. Für das Auftreten von EAC müssen im Bereich der Rissspitze kritische Bedingungen, d.h. eine ausreichend hohe Konzentration an S-haltigen Anionen (niedriger pH) und eine langsame positive Dehnrates, gleichzeitig auftreten und aufrechterhalten werden.

Die Rissspitzendehnrates wird im wesentlichen durch die Belastungsgeschwindigkeit ($d\varepsilon/dt$, dK_I/dt) und -höhe (ε , K_I , ΔK), durch das Risswachstum selbst sowie durch das Deformationsverhalten (R_p , Verfestigung, DSA, Viskosplastizität) des Materials bestimmt. Die Konzentration an S-haltigen Anionen wird im wesentlichen durch die Auflösung der MnS-Einschlüsse im Risskanal, die Konzentration an S-haltigen Anionen im Kühlmittel sowie durch den Stofftransport im Risskanal durch Diffusion, Migration und Konvektion bestimmt. Ein hohes Korrosionspotential (Migration) und eine niedrige Stömungsgeschwindigkeit (vernachlässigbare Konvektion) begünstigen die Anreicherung von S-haltigen Anionen im Bereich der Rissspitze und somit eine hohe EAC-Risswachstumsrate.

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

Es wurden klare Hinweise auf einen Einfluss der DSA auf das EAC-Risswachstumsverhalten gefunden, zumindest bei gewissen Kombinationen von Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit sowie einem anfälligen Material (niedriger Al-Gehalt, hoher Gehalt an freiem N und C). Die Ergebnisse zeigen deutlich die Notwendigkeit für weitergehende Untersuchungen mit RDB-Stählen mit hoher DSA-Anfälligkeit sowie Schweissnähten und ihren WEZ, insbesondere bei mittleren Temperaturen von $200 - 270^\circ\text{C}$, auf.

Ebenso wurden Hinweise für eine gegenüber dem bainitischen Gefüge deutlich erhöhte DRK- und SpRK-Anfälligkeit eines martensitischen und stark aufgehärteten Gefüges mit Härten $> 350 \text{ HV5}$

gefunden. Ähnliche Gefügezonen, wenn auch deutlich weniger stark aufgehärtet, werden z. T. auch in der WEZ von Schweissnähten beobachtet. Das Testen kritischer Zonen in der WEZ erfordert den Einsatz spezieller Kompaktzugproben mit Rundkerbe, da nur so gewährleistet werden kann, dass ein EAC-Riss in der kritischsten Zone initiieren kann.

4. Konservativität der Risswachstumskurven in den Regelwerken:

- ASME XI: Die ASME XI „Wet“ Risswachstumskurven im ASME BPV Regelwerk beschreiben das experimentell in sauerstoffhaltigem Heisswasser (simulierte SWR/NWC-Bedingungen) beobachtete SwRK-Risswachstumsverhalten ferritischer RDB- und Rohrleitungsstähle nur unzureichend und ungenau. Je nach Systembedingungen sind die Risswachstumskurven entweder deutlich zu konservativ (z. B. bei Belastungsfrequenzen $> 10^{-1}$ Hz und hohen $\Delta K > 10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ oder bei Belastungsfrequenzen $< 10^{-1}$ Hz und ECP $< -200 \text{ mV}_{\text{SWE}}$) oder überhaupt nicht konservativ. Die ASME XI „Wet“ Risswachstumskurven wurden beispielsweise in allen untersuchten Werkstoffen (Grundwerkstoff, Schweissgut und WEZ) bei Temperaturen $\geq 150 \text{ }^\circ\text{C}$ und Belastungsfrequenzen unterhalb von 10^{-2} bis 10^{-1} Hz unter stark oxidierenden Bedingungen (ECP $> 0 \text{ mV}_{\text{SWE}}$, $0.4 - 0.8 \text{ ppm O}_2$) selbst in höchstreinem ($\kappa \leq 0.06 \text{ }\mu\text{S/cm}$) Wasser sowohl für niedrige und hohe Lastverhältnisse R bei Schwingbreiten des Spannungsintensitätsfaktors $\Delta K \geq 2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ z. T. deutlich überschritten und sind deshalb im Gegensatz zu hohen Frequenzen nicht konservativ. Insbesondere bei extrem niederfrequenter Belastung und hohen Werten von ΔK und $K_{I,\text{max}}$ werden relativ grosse SwRK-Rissfortschritte beobachtet.

Es wird deshalb vorgeschlagen neue Referenzkurven auf Basis eines einfachen Superpositions-Modells und der „Time-Domain“ Analyse für SWR/NWC- und SWR/HWC- Bedingungen zu entwickeln. Die vorgeschlagene Methode vermag sowohl das mittlere Materialverhalten realistisch aber dennoch ausreichend konservativ wiederzugeben als auch den starken Einfluss der Belastungsfrequenz mitzuberechnen.

Die kritischen niederfrequenten Belastungen mit vergleichsweise hohen Rissfortschritten pro Zyklus sind charakteristisch für An- und Abfahrvorgänge sowie für spezielle Betriebszustände mit Temperaturschichtungen. Es ist zu berücksichtigen, dass sowohl Zeitdauer als auch Zyklenzahl stark begrenzt sind, und die hohen Rissfortschritte keineswegs eine Gefahr für die Sicherheit darstellen müssen. Für eine schlüssige Bewertung sind weitere Experimente insbesondere bei niedrigeren Belastungen und genauere Informationen zu den exakten wasserchemischen und lokalen thermomechanischen Randbedingungen unter diesen Betriebsbedingungen notwendig.

- BWR VIP 60 SpRK-Grenzkurven: Die BWR VIP 60 SpRK Grenzkurven für das SpRK-Risswachstum unter SWR-Bedingungen ($\geq 0.4 \text{ ppm O}_2$, ECP $> 0 \text{ mV}_{\text{SWE}}$) können sowohl bei kleinen Lastfluktuationen („Ripple Loading“) als auch bei mittleren Temperaturen ($200 - 270 \text{ }^\circ\text{C}$) für RDB-Stähle, –Schweissgutwerkstoffe und ihre Wärmeeinflusszonen mit einer hohen DSA-Anfälligkeit überschritten werden. Die Grenzkurven sind deshalb auf ihre Gültigkeit bei mittleren Temperaturen und für RDB-Schweissnähte und WEZ, insbesondere bei tieferen Belastungen, hin zu überprüfen. Für den RDB-Grundwerkstoff im stationären SWR-Leistungsbetrieb ($T \approx 270 - 290 \text{ }^\circ\text{C}$, \approx statische Belastung) und K_I -Werte $< 60 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ sind die SpRK-Grenzkurven weitgehend konservativ. Für den Speisewasserstutzen ($T \approx 220 - 270 \text{ }^\circ\text{C}$, kleine Lastfluktuationen nicht ausschliessbar) muss deren Anwendung durch weitere Experimente überprüft werden.

5. Wasserchemische und thermomechanische Randbedingungen bei SWR-Betriebstransienten:

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

5.3 AUSBLICK 2003

Das Projekt RIKORR läuft Ende 2002 aus. Aus diesem Projekt sind für 2003 noch folgende Arbeiten geplant [19, 50]:

- Abschluss und Auswertung der beiden EAC-Versuche mit der WEZ bei 200 und 150 °C bis Ende Januar 2003.
- Abschlussbericht bis Ende Februar 2003.
- Konferenzbeiträge:
 - ICG-EAC 2003 (Mai 2003, Ottawa, Kanada).
 - NACE Corrosion 2003 (März 2003, San Diego, USA).
 - 11th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors (August 2003, Skamania Lodge, USA).
- Publikation in wissenschaftlicher Zeitschrift.

5.4 VORSCHLAG FÜR WEITERES VORGEHEN

Basierend auf den vorher formulierten Schlussfolgerungen und den sich daraus ergebenden offenen Fragen wurde ein Vorschlag für eine Fortsetzung des Projektes mit einer Laufzeit von 3 Jahren ausgearbeitet und mit der HSK diskutiert [50, 51]. Der Vertrag für das neue Programm RIKORR-II soll in Kürze unterschrieben werden. Im Rahmen des neuen Projektes sollen folgende Aufgabenstellungen bearbeitet werden:

- Erweiterung der EAC-Risswachstumsdatenbasis unter SWR/NWC-Bedingungen mit Anpassung der Wasserchemie und Belastung an reale Betriebstransienten:
 - für WEZ (Kompaktzugprobe mit Rundkerbe) und Schweissgutwerkstoffe.
 - für RDB-Werkstoffe mit ausgeprägter DSA-Anfälligkeit.
 - für „Ripple Load“-Belastung bei kleinerem ΔK und höheren Frequenzen.
 - für Chlorid-Transienten im Bereich des EPRI Action Level 2 (20 ppb Cl⁻) und 1 (5 ppb Cl⁻).
- Nachrüstung der PSI-Heisswasserkreisläufe zur Implementierung der Wasserstoffchemiefahrweise (HWC), was Neuinvestitionen von 110 kFr erfordert.
- Überprüfung der Schutzwirkung der HWC-Fahrweise in Bezug auf
 - die DRK/SwRK unter Beanspruchungen, bei denen die ASME XI „Wet“ Referenzermüdungsrisswachstumskurven bei SWR/NWC-Fahrweise nicht konservativ sind.
 - die SpRK unter Beanspruchungen, bei denen die BWR VIP 60 SpRK-Risswachstumskurven bei SWR/NWC-Fahrweise nicht konservativ sind („Ripple Load“ Belastung, mittlere Temperaturen und Werkstoffe mit hoher DSA-Anfälligkeit).
- Untersuchungen zum Einfluss des Korrosionspotentials auf das SwRK-Risswachstum:
 - Ermittlung der unteren kritischen Risswachstumsrate da/dt_{crit} / kritischen Belastungsfrequenz v_{crit} in Abhängigkeit des ECP.
 - Ermittlung der Parameter C und m des Superpositionsmodells in Abhängigkeit des ECP.
- RIKORR-On-Call: Teilnahme am internationalen ICG-EAC-Ringversuch zur SpRK in In182-Schweisnähten unter SWR und DWR-Bedingungen (2003 – 2005, 22 Institutionen aus Nordamerika, Europa und Asien).

6. Referenzen

- [1] **H.P. Seifert, J. Heldt**, „Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy, Reactor-Pressure-Vessel Steels in Oxygenated, High-Temperature Water“, Nuclear Engineering and Design Vol. 206, 2001, pp. 57-89.
- [2] **P. Scott, D. Tice**, „Stress Corrosion in Low Alloy Steels“, Nucl. Eng. & Design, Vol. 119, 1990, pp. 399 - 413.
- [3] **D. Blind**, „Zur Korrosionsrissbildung in druckführenden Kraftwerkskomponenten infolge Einwirkung von Hochtemperaturwasser“, Habilitationsschrift, Universität Stuttgart, 1991.
- [4] **O. K. Chopra**, „Environmental Effects on Fatigue Crack Initiation in Piping and Pressure Vessel Steels“, International Conference on Fatigue of Reactor Components, 31. Juli – 2. August, 2000, Napa, Kalifornien, USA.
- [5] **O.K. Chopra, W.J. Shack**, „Low-cycle Fatigue of Piping and Pressure Vessel Steels in LWR Environments“, Nuclear Engineering and Design, Vol. 184, 1998, pp. 49 - 76.
- [6] **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.
- [7] **M. Higuchi, K. Iida**, „Fatigue Strength Correction Factors for Carbon and Low-Alloy Steels in Oxygen-Containing High-Temperature Water“, Nuclear Engineering and Design, 1991, Vol. 129, pp. 293 – 306.
- [8] **S. Majumdar, O.K. Chopra, W.J. Shack**, „Interim Fatigue Design Curves for Carbon, Low-Alloy and Austenitic Stainless Steels in LWR-Environments“, Report No. NUREG/CR-5999 (ANL-93/3), Argonne National Laboratory, Argonne, IL, USA, April 1993.
- [9] **H.S. Metha, S.R. Gosselin**, „An Environmental Factor Approach to Account for Reactor Water Effects in Light Water Reactor Pressure Vessel and Piping Fatigue Evaluations“, EPRI-Report TR-105759, EPRI, Palo Alto CA, USA, Dezember 1995.
- [10] **E.D. Eason, E.E. Nelson, J. D. Gilman**, „Technical Basis for a Revised Fatigue Crack Growth Rate Reference Curve for Ferritic Steels in Light Water Reactor Environments“, ASME PVP94-17, New York, auch in Welding Research Council Bulletin 404, New York, 1995, pp. 38 - 51.
- [11] **E.D. Eason, E.E. Nelson, J.D. Gilman**, „Modelling of Fatigue Crack Growth Rate for Ferritic Steels in Light Water Reactor Environments“, Nuclear Engineering & Design, Vol. 184, 1998, pp. 89 - 111.
- [12] **J. Hickling, D. Blind**, „Strain-Induced Corrosion Cracking in LWR Systems - Case Histories and Identification of Conditions Leading to Susceptibility“, Nucl. Eng. & Design, Vol. 91, 1986, pp. 305 - 330.
- [13] **H.P. Seifert, S. Ritter, J. Heldt**, „Strain-Induced Corrosion Cracking of Low-Alloy Reactor Pressure Vessel Steels under BWR Conditions“, 10th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, (CD-ROM, Paper No. 3), August 6 - 10, 2001, Lake Tahoe, Nevada, USA.
- [14] **H. Hänninen, H.P. Seifert, Y. Yagodzinsky, U. Ehrnstén, O. Tarasenko, P. Aaltonen**: „Effects of Dynamic Strain Aging on Environment-Assisted Cracking of Low Alloy Pressure Vessel and Piping Steels“, 10th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, (CD-ROM, Paper No. 47), August 6 - 10, 2001, Lake Tahoe, Nevada, USA.
- [15] **J. Atkinson, Z. Zao, J. Yu**, „Interactive Effect of Dynamic Strain Ageing with High Temperature Water on the Crack Initiation Behaviour of Reactor Pressure Vessel Steels“,

Effects of the Environment on the Initiation of Crack Growth, ASTM STP 1298, pp. 199 - 215, W.A. Van der Sluys, R.S. Piascik, R. Zawierucha, Eds., ASTM, 1997.

- [16] **J. Atkinson, J. Yu**, „The Role of Dynamic Strain Ageing in the Environment-Assisted Cracking Observed in Pressure Vessel Steels“, Fatigue Fracture Engng. Mater. Struct., Vol. 20, 1997, pp. 1 – 12.
- [17] **H.P. Seifert, J. Heldt**, „Projektvorschlag: Risskorrosion in druckführenden ferritischen Komponenten des Primärkreislaufes von SWR“, PSI-AN-49-99-01 , 24. 11. 1999.
- [18] **H.P. Seifert, S. Ritter, U. Ineichen, U. Tschanz**, „Risskorrosion in RDB-Stählen unter transienten SWR-Betriebsbedingungen“, HSK-PSI-Jahresprojektpräsentation 2001, 6. 12. 2001, HSK, Handout.
- [19] **H.P. Seifert, S. Ritter**, „Risskorrosion in druckführenden ferritischen Komponentnen des Primärkreislaufes von SWR“, 1. Halbjahresprojektbesprechung RIKORR 2002, 4. 6. 2002, PSI, Handout.
- [20] **H.P. Seifert, S. Ritter**, „Risskorrosion in druckführenden ferritischen Komponentnen des Primärkreislaufes von SWR“, Schlussbericht z. H. des BFE, Februar 2003, in Bearbeitung.
- [21] **H.P. Seifert, S. Ritter**, „SICC and Low-frequency Corrosion Fatigue of Low-Alloy RPV Steels, of a Weld Filler and Weld HAZ Material under BWR Conditions – Effect of Temperature and Loading Rate/Frequency“, Minutes of the 2002 Annual Meeting of the International Cooperative Group on Environmentally Assisted Cracking of Light Water Reactor Materials, Ed.: J. Hickling, Low-Alloy Steel Session, Paper L4, Lyon, Frankreich, 14 – 19. April, 2002.
- [22] **H.P. Seifert, S. Ritter**: „Effect of a Sulphate and Chloride Transient on the EAC Crack Growth Behaviour of two Low-Alloy RPV Steels in Oxygenated High-Temperature Water under Periodical Partial Unloading Conditions“, Minutes of the 2002 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, Lyon, France, April 14 –19, 2002.
- [23] **S. Ritter, H.P. Seifert**, „Strain-Induced Corrosion Cracking of Low-Alloy RPV-Steels under BWR Conditions“, NACE Corrosion 2002, CD-ROM, Paper No. 02516, pp. 1 – 18, Denver, USA, 8. – 12. April 2002.
- [24] **S. Ritter, H.P. Seifert**, „Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy Reactor Pressure Vessel Steels and of a Weld Filler Material under BWR Conditions“, 15th International Corrosion Congress ICC, Paper No. 648, pp. 1 – 9, Grenada, Spanien, 22. – 27. September 2002.
- [25] **S. Ritter, H.P. Seifert**: „Characterization of the Lower Shell and Weld Material of the Biblis C Reactor Pressure Vessel, PSI-Bericht Nr. 02-01, Januar 2002.
- [26] **H.P. Seifert**: „Literature Survey on the Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy Steels in High-Temperature Water“, PSI Bericht Nr. 02-06, Februar 2002.
- [27] **H.P. Seifert, S. Ritter**: „Environmentally-Assisted Cracking of Low-Alloy Reactor Pressure Vessel Steels under Boiling Water Reactor Conditions“, PSI-Bericht Nr. 02-05, Februar 2002.
- [28] **H.P. Seifert, J. Heldt, U. Ineichen, U. Tschanz**, „Risskorrosion in druckführenden Komponenten des Primärkreislaufes von SWR“, BFE-Jahresbericht 2000, Dezember 2000.
- [29] **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.
- [30] **H.P. Seifert, S. Ritter**, „Risskorrosion in druckführenden ferritischen Komponenten des Primärkreislaufes von SWR“, 1. Halbjahresprojektbesprechung RIKORR 2001, 5. 7. 2001, HSK, Handout.

- [31] **H.P. Seifert, J. Heldt, U. Ineichen**, „Messung des Korrosionspotentials mit einer externen Ag/AgCl-Referenzelektrode“, PSI-TM-49-97-15, 14. 11. 1997.
- [32] **H.P. Seifert, S. Ritter, U. Ineichen, U. Tschanz, B. Gerodetti**, „Risskorrosion in druckführenden Komponenten des Primärkreislaufes von SWR“, BFE-Jahresbericht 2001, Dezember 2001.
- [33] **J. Hickling**, „Wasserstoffinduzierte Spannungsrisskorrosion in niedriglegierten Stählen“, Beitrag Nr. 7, 4. MPA-Seminar, Stuttgart, 4. – 5. Oktober, 1978.
- [34] **M.O. Speidel**, „Stress Corrosion Cracking and Corrosion Fatigue Fracture Mechanics“, Corrosion in Power Generating Equipment, Proceedings of the 8th Int. Brown Boveri Symposium, Plenum, New York, USA, 1984, pp. 85 – 132.
- [35] **BWR Vessel and Internals Project**, „Evaluation of Stress Corrosion Crack Growth in Low Alloy Steel Vessel Materials in the BWR Environment (BWR VIP-60)“, EPRI TR-108709, 1999.
- [36] **M. Tsubota, H. Sakamoto, R. Tsuzuki**, „Intergranular Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy and Carbon Steels in High-Temperature Water“, Proc. 6th Int. Symp. on Env. Degr. of Mat. in Nucl. Power Systems – Water Reactors, 1993, pp. 53 – 58.
- [37] **A. Kraus**, „Stress Corrosion Cracking of Pressure Vessel Steels in High Temperature Water“ Diss. ETH Nr. 10644, ETH Zürich, 1994.
- [38] **E. Lenz, N. Wieling**, „Strain-Induced Corrosion Cracking of Low Alloy Steels in LWR-Systems - Interpretation of Susceptibility by Means of a three Dimensional (T, ϵ , Dissolved Oxygen) Diagram“, Nucl. Eng. & Design, Vol. 9, 1986, pp. 331 - 344.
- [39] **J. Hickling**, „Strain-Induced Corrosion Cracking of Low-Alloy Steels under BWR Conditions: Are There Still Open Issues?“, 10th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, NACE/TMS/ANS, (CD-ROM, Paper No.156), August 6 – 10, 2001, Lake Tahoe, Nevada, USA.
- [40] **ASME XI Appendix A-4300**, 1998 ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section XI, Rules for In-Service Inspection of Nuclear Power Plant Components, Appendix A, Article A-4000, Subsection A-4300: Fatigue Crack Growth Rate“ ASME, New York 1998.
- [41] **U. Ehrnstén, M. Ernestova, J. Foehl, D. Gomez-Briceno, F. Hüttner, J. Lapena, A. Roth, S. Ritter, H. P. Seifert, M. Zamboch**, „Crack Growth of Pressure Vessel Steel in Simulated BWR Environment, a Summary Report on Inter-Laboratory Investigations“, Technical Report WP1, CASTOC R003, 4. Juni 2002.
- [42] **F.P. Ford**, „Status of Research on Environmentally-Assisted Cracking in LWR Pressure Vessel Steels“, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 110, 1988, pp. 113 –128.
- [43] **H.M. Chung, T.F. Kassner, S. Majumdar, J.Y. Park, A. Purohit, W.E. Rither, J.E. Sanecki, W.J. Shack**, „Environmentally Assisted Cracking in Light Water Reactors“, NUREG/CR-4667, Vol. 14, ANL-92/30, R5, August 1992.
- [44] **H.P. Seifert, S. Ritter**, „Status des EU-Projektes CASTOC“, KFES-Meeting, PSI, 17. 1. 2002, Handout.
- [45] **H.P. Seifert, S. Ritter**, „Risskorrosionsforschung in der Gruppe Bauteilsicherheit des LWV“, KKL-PSI-Meeting, 11. 6. 2002, KKL, Handout.
- [46] **H.P. Seifert**, „Ageing-related LWR Material Research Activities at PSI“, KKL-BWR VIP Meeting, KKL, 6. November 2002, Handout.
- [47] **G. Brümmer, H. Hoffmann, U. Ilg, O. Wachter, M. Widera, A. Roth**, „Beschreibung einer einhüllenden Risswachstumskurve zum Spannungsrisskorrosionsverhalten von ferritischen Reaktordruckbehälterstählen unter SWR-Bedingungen“, Paper No. 13, pp. 13-1 –13-30, 28. MPA-Seminar, Stuttgart, Deutschland, 10. –11. Oktober 2002.

- [48] **D. Kalkhof, H.P. Seifert**, „Current Research Activities in the Field of Structural Integrity“, OECD NEA CSNI PWG IAGE Meeting 2002, Paris, Frankreich, 13. – 14. Mai 2002.
- [49] **U. Ehrnstén, J. Foehl, D. Gomez-Briceño, T. Weissenberg, A. Roth, S. Ritter, H. P. Seifert, M. Zamboch**, “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, November 12 – 14, 2001.
- [50] **S. Ritter, H.P. Seifert**, „Ausblick auf Projekt RIKORR-II und Risskorrosion On-Call“, HSK-PSI-Projektstatusgespräch 2002, HSK, 4. 12. 2002, Handout.
- [51] **Vertragsentwurf zu RIKORR-II**, November 2002.