

**Weiterentwicklung der
Anforderungen an die
rechtzeitige Erkennung
und Beherrschung des
korrosionsgestützten
Risswachstums an
sicherheitstechnisch
bedeutsamen druck-
führenden Kompo-
nenten**

Abschlussbericht

Weiterentwicklung der
Anforderungen an die
rechtzeitige Erkennung
und Beherrschung des
korrosionsgestützten
Risswachstums an
sicherheitstechnisch
bedeutsamen druck-
führenden Komponenten

Abschlussbericht

M. Elmas
U. Jendrich
F. Michel
H. Reck
R. Wenke

Juli 2012

Auftrags-Nr.: 820420

Anmerkung:

Das diesem Bericht zu Grunde liegende FE-Vorhaben 3610R01380 wurde im Auftrag des Bundesministeriums für Umwelt, Naturschutz und Reaktorsicherheit durchgeführt. Die Verantwortung für den Inhalt dieser Veröffentlichung liegt beim Auftragnehmer.

Der Bericht gibt die Auffassung und Meinung des Auftragnehmers wieder und muss nicht mit der Meinung des Auftraggebers übereinstimmen.

Kurzfassung

Ziel des Vorhabens war es, den aktuellen Wissensstand zum korrosionsgestützten Risswachstum an sicherheitstechnisch bedeutsamen druckführenden Komponenten in Kernkraftwerken aufzuarbeiten. Ergänzend sollten auch Aspekte des korrosionsgestützten Risswachstums an Reaktordruckbehälter-Einbauten mitbetrachtet werden. Hierzu erfolgte eine Analyse der neueren nationalen und internationalen Betriebserfahrung, der aktuellen Erkenntnisse aus Forschung und Entwicklung zu relevanten Schädigungsmechanismen sowie der Möglichkeiten von zerstörungsfreien Prüfverfahren und -techniken zur Erkennung und Charakterisierung korrosionsgestützter Rissbildungen. Darauf aufbauend wurden die in deutschen Anlagen zur Vermeidung bzw. rechtzeitigen Erkennung und Beherrschung korrosionsgestützten Risswachstums implementierten Maßnahmen und regulatorischen Anforderungen analysiert und bewertet.

Bei der Analyse der Betriebserfahrung zeigten sich deutliche Unterschiede bei den Schadensschwerpunkten. Aufgrund des gewählten Werkstoffkonzeptes dominiert in ausländischen Anlagen interkristalline Spannungsrisskorrosion an Nickellegierungen (DWR) und unstabilisierten Chrom-Nickel-Stählen (SWR). In deutschen Anlagen mit DWR und SWR traten korrosionsgestützte Rissbildungen in den letzten Jahren vorwiegend infolge chloridinduzierter transkristalliner Spannungsrisskorrosion an verschiedenen, aus austenitischen Chrom-Nickel-Stählen gefertigten Komponenten und Bauteilen auf, die zum Großteil von der Innenseite ausgingen.

Aufgrund der im Ausland vorhandenen Schadensschwerpunkte steht weltweit insbesondere das Spannungsrisskorrosionsverhalten von Nickellegierungen im Fokus von F&E-Arbeiten. Daneben spielen Untersuchungen zum Spannungsrisskorrosionsverhalten von Chrom-Nickel-Stählen sowie zur strahlungsbeeinflussten Spannungsrisskorrosion und zur Korrosionsermüdung eine wichtige Rolle. Wegen ihrer potenziellen Bedeutung für deutsche Anlagen wurden im Rahmen des Vorhabens weitergehende Recherchen zu den Schwerpunkten „Einfluss der Kaltverformung auf die interkristalline Spannungsrisskorrosion an austenitischen Chrom-Nickel-Stählen“ und „Berücksichtigung des Medieneinflusses bei Ermüdungsanalysen“ durchgeführt.

Eine Herausforderung bei zerstörungsfreien Prüfungen stellt insbesondere die Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißnähten und Mischschweißnähten dar. Wesentliche Verbesserungen wurden in den letzten Jahren durch die Präzisierung der Anforderung an die Qualifizierung von Ultraschalltechniken, ein besseres Verständnis für die Ultraschallausbreitung in anisotropen Werkstoffen sowie die Weiterentwicklung der Gerätetechnik erzielt. Vielversprechende neue Methoden befinden sich noch in der Entwicklung bzw. der Eignungsnachweis für diese Methoden ist noch in der Prüfpraxis unter realistischen Bedingungen zu erbringen.

Insgesamt zeigen die durchgeführten Untersuchungen, dass die in deutschen Kernkraftwerken getroffenen Maßnahmen und regulatorischen Anforderungen entsprechend dem aktuellen Stand von Wissenschaft und Technik geeignet sind, um korrosionsgestützte Rissbildungen weitestgehend zu vermeiden bzw. rechtzeitig zu erkennen. Lediglich im Zusammenhang mit chloridinduzierter Spannungsrisskorrosion sind auch in den letzten Jahren trotz eingeleiteter Maßnahmen gehäuft Ereignisse gemeldet worden. Eine Ausnahme hinsichtlich der regulatorischen Anforderungen stellt die Frage nach der Berücksichtigung des Medieneinflusses bei der Ermüdungsanalyse dar, zu der die Arbeiten in den zuständigen KTA-Gremien noch nicht abgeschlossen sind.

Zur rechtzeitigen Erkennung von Trends bzw. eventueller neuer Schadensschwerpunkte und Schädigungsmechanismen sollte die nationale und internationale Betriebserfahrung zu Ereignissen infolge korrosionsgestützter Rissbildung an druckführenden Komponenten sowie der Wissensstand zu den einzelnen Schädigungsmechanismen systematisch und zeitnah weiterverfolgt und analysiert werden.

Abstract

The aim of the project was to provide an overview of the current state of knowledge on environmentally assisted cracking in safety-relevant pressurised components in nuclear power plants. In addition, aspects of environmentally assisted cracking of RPV internals were also to be considered. For this purpose, recent national and international operating experience, the latest findings from research and development on relevant degradation mechanisms, and the possibilities of non-destructive testing methods and techniques for the detection and characterisation of environmentally assisted cracking were analysed. On this basis, the measures implemented in German plants to prevent or timely detect and manage environmentally assisted cracking and regulatory requirements were analysed and evaluated.

The analysis of operating experience showed significant differences between the main types and areas of degradation. Due to the chosen material concept, intergranular stress corrosion cracking of nickel alloys (PWRs) and unstabilised chromium-nickel steels (BWRs) dominate in foreign plants. In German plants with PWR and BWR, environmentally assisted cracking occurred in recent years mainly due to chloride-induced transgranular stress corrosion cracking in various parts and components made of austenitic stainless steels, which mostly had initiated from the inside.

Due to the main types and areas of degradation existing abroad, the global focus of R&D work is, in particular, on stress corrosion behaviour of nickel alloys. In addition, studies on stress corrosion behaviour of chromium-nickel steels as well as on irradiation assisted stress corrosion cracking and corrosion fatigue play an important role. Due to their potential relevance for German plants, further research was performed within the project on the priority areas "cold-work influence on intergranular stress corrosion cracking of austenitic stainless steels" and "consideration of the medium influence in fatigue analyses".

A particular challenge in the field of non-destructive testing is ultrasonic testing of austenitic welds and dissimilar welds. In recent years, significant improvements have been achieved by specifying the requirements for the qualification of ultrasonic techniques, a better understanding of ultrasonic wave propagation in anisotropic materials, and further development of equipment technology. Promising new methods are still under development or suitability of these methods still has to be verified in testing practice under realistic conditions.

In summary, the studies carried out show that the measures taken in German nuclear power plants and regulatory requirements are appropriate, in accordance with the state of the art in science and technology, to prevent environmentally assisted cracking as far as possible or enable early detection. In recent years, only events in connection with chloride-induced stress corrosion cracking have been reported to a larger extent despite the implemented measures. An exception with regard to the regulatory requirements is the question of consideration of medium influence in fatigue analysis for which the related work by the responsible bodies of the Nuclear Safety Standards Commission (KTA) has not yet been completed.

In order to early detect trends or any new degradation areas and damage mechanisms, the national and international operating experience relating to events due to environmentally assisted cracking in pressurised components as well as the state of knowledge on the individual degradation mechanisms should be further pursued and analysed in a systematic and timely manner.

Inhalt

Kurzfassung / Abstract

1	Einleitung	1
2	Aufarbeitung der neueren nationalen und internationalen Betriebserfahrung zu korrosionsgestützten Rissbildungen.....	3
2.1	Vorgehensweise	5
2.2	Anlagen mit Druckwasserreaktoren	7
2.2.1	ISpRK-A	10
2.2.2	ISpRK-800	12
2.2.3	ISpRK-Ni	13
2.2.4	TSpRK-Innen.....	16
2.2.5	TSpRK-Außen	18
2.2.6	IASCC	19
2.3	Anlagen mit Siedewasserreaktoren	21
2.3.1	DRK.....	23
2.3.2	ISpRK-A	24
2.3.3	ISpRK-Ni	26
2.3.4	TSpRK-Innen.....	27
2.3.5	TSpRK-Außen	29
2.3.6	IASCC	30
3	Auswertung der Erkenntnisse aus Forschung und Entwicklung zu relevanten korrosionsgestützten Rissbildungsmechanismen	33
3.1	Aktuelle Schwerpunkte auf internationalen Konferenzen	33
3.2	Vertiefende Recherchen	35
3.2.1	ISpRK-A in Verbindung mit Kaltverformung	36
3.2.2	Berücksichtigung des Medieneinflusses bei der Ermüdungsanalyse.....	47

4	Analyse und Bewertung der Möglichkeiten von Prüfverfahren und -techniken zur Erkennung und Charakterisierung relevanter korrosionsgestützter Rissbildungen.....	55
4.1	Weiterentwicklung des kerntechnischen Regelwerks für Wiederkehrende Prüfungen (KTA 3201.4)	56
4.1.1	Allgemeine Anforderungen	57
4.1.2	Anforderungen zum Nachweis der Eignung von Ultraschalltechniken.....	58
4.1.3	Anforderungen zum Nachweis der Eignung sowie zur Einstellung der Empfindlichkeit von Wirbelstromtechniken	61
4.2	Qualifizierung von zerstörungsfreien Prüftechniken	62
4.2.1	Revision der VGB-ENIQ-Richtlinie VGB-R516.....	62
4.2.2	Einsatz von Vergleichskörpern mit realistischen Testfehlern.....	63
4.2.3	Unterstützung von Qualifizierungen durch Simulation.....	64
4.3	Potential von zerstörungsfreien Prüfverfahren zur Erkennung und Tiefenbestimmung von rissartigen Fehlern	65
4.3.1	Sichtprüfung	66
4.3.2	Farbeindringprüfung	66
4.3.3	Magnetpulverprüfung und Magnetische Streuflussprüfung	66
4.3.4	Potentialsondenprüfung	67
4.3.5	Wirbelstromprüfung	68
4.3.6	Durchstrahlungsprüfung.....	68
4.3.7	Ultraschallprüfung.....	69
4.4	Neue Entwicklungen bei zerstörungsfreien Prüfmethoden	70
4.4.1	Fortschritte bei der Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißnähten und Mischschweißnähten	70
4.4.2	Weiterentwicklung der Wirbelstromprüfung.....	77
4.5	Möglichkeiten zur Charakterisierung und Fehlergrößenbestimmung von identifizierten Fehlstellen mit Ultraschall.....	78
4.5.1	Charakterisierung von Anzeigen mit Mustererkennung.....	79
4.5.2	Fehlergrößenbestimmung mit Ultraschalltechniken.....	80
4.6	Bewertung von Anzeigen in der Praxis	83
4.7	Zusammenfassung und Schlussfolgerung	87

5	Bewertung der in deutschen Anlagen implementierten Maßnahmen.....	89
5.1	Zum Bewertungsmaßstab.....	90
5.2	Maßnahmen in deutschen Anlagen	90
5.2.1	DRK in deutschen Anlagen mit SWR	91
5.2.2	ISpRK-Ni in deutschen Anlagen mit DWR und SWR	92
5.2.3	ISpRK-A in deutschen Anlagen mit SWR.....	93
5.2.4	ISpRK-A in deutschen Anlagen mit DWR	93
5.2.5	ISpRK-800 in deutschen Anlagen mit DWR	94
5.2.6	TSpRK-A	94
5.2.7	Korrosionsermüdung	95
5.3	Maßnahmen in ausländischen Anlagen	95
5.3.1	ISpRK-Ni	96
5.3.2	ISpRK-A	98
6	Weiterentwicklung der regulatorischen Anforderungen.....	99
6.1	Anforderungen an die Wasserchemie	99
6.2	Anforderungen in den KTA-Regeln	101
6.3	Diskussionsstand in den Fachgremien.....	103
7	Zusammenfassung, Schlussfolgerungen und Ausblick	105
8	Literatur	109
9	Tabellen.....	117
Anhang	Reisebericht zur EDM 2011	
Verteiler		

1 **Einleitung**

Neben anderen korrosionsgestützten Schädigungsmechanismen, wie z. B. Lochkorrosion oder Muldenkorrosion, können insbesondere korrosionsgestützte Rissbildungsmechanismen die Integrität der druckführenden Komponenten und Reaktordruckbehälter (RDB)-Einbauten in Leichtwasserreaktoren (LWR) gefährden, wenn diese nicht rechtzeitig erkannt und durch geeignete Maßnahmen beherrscht werden. Hierzu zählen die dehnungsinduzierte Risskorrosion (DRK), die interkristalline und die transkristalline Spannungsrisskorrosion (ISpRK und TSpRK), die Korrosionsermüdung (CF) und die strahlungsbeeinflusste Spannungsrisskorrosion (IASCC). Die genannten Schädigungsmechanismen, die dafür anfälligen Werkstoffe und die davon vorwiegend betroffenen Komponenten sind in **Tab. 1-1** zusammengefasst.

Ziel des Vorhabens war es, den aktuellen Wissensstand zum korrosionsgestützten Risswachstum an sicherheitstechnisch bedeutsamen druckführenden Komponenten in Kernkraftwerken aufzuarbeiten. Ergänzend sollten auch Aspekte des korrosionsgestützten Risswachstums an RDB-Einbauten mitbetrachtet werden. Im Einzelnen wurde / wurden

- die neuere nationale und internationale Betriebserfahrung aufgearbeitet (**Kap. 2**),
- aktuelle Erkenntnisse aus Forschung und Entwicklung zu relevanten Schädigungsmechanismen ausgewertet (**Kap. 3**) und
- die Möglichkeiten von Prüfverfahren und -techniken zur Erkennung und Charakterisierung relevanter korrosionsgestützter Rissbildungen analysiert (**Kap. 4**).

Darauf aufbauend wurden die Wirksamkeit der in deutschen Anlagen zur Beherrschung korrosionsgestützten Risswachstums implementierten Maßnahmen bewertet (**Kap. 5**) und die Anforderungen an die Vermeidung bzw. rechtzeitige Erkennung und Beherrschung des korrosionsgestützten Risswachstums an sicherheitstechnisch bedeutsamen Komponenten in deutschen Kernkraftwerken diskutiert (**Kap. 6**).

In **Kap. 7** sind die durchgeführten Arbeiten zusammengefasst, es werden Schlussfolgerungen gezogen und es wird ein Ausblick auf weiterführende Arbeiten gegeben.

Tab. 1-1 Übersicht über korrosionsgestützte Rissbildungsmechanismen mit anfälligen Werkstoffen und vorwiegend betroffenen Komponenten

Mechanismus	Anfälliger Werkstoff	Betroffene Komponenten	Verwendete Abkürzung	Englische Bezeichnungen
Dehnungs-induzierte Risskorrosion	un- und niedrig legierte Stähle	Rohrleitungen und Stutzen	DRK	SICC – strain induced corrosion cracking
Interkristalline Spannungs-risskorrosion	Chrom-Nickel-Stähle	Rohrleitungen, RDB-Einbauten	ISpRK-A	IGSCC - intergranular stress corrosion cracking
	Alloy 800 (hoch legierter Chrom-Nickel-Stahl)	DE-Heizrohre	ISpRK-800	IGSCC, PWSCC – primary water SCC (für Primärkreis in DWR)
	Nickellegierungen	Stutzen, Mischnähte	ISpRK-Ni	IGSCC, PWSCC
Transkristalline Spannungs-risskorrosion	Chrom-Nickel-Stähle	Rohrleitungen, Armaturengehäuse, Flansche	TSpRK	TGSCC – transgranular SCC, ECSCC – external chloride induced SCC
Korrosionsermüdung	Stähle allgemein	Rohrleitungen, Stutzen	CF	CF – corrosion fatigue
Strahlungs-induzierte Spannungs-risskorrosion	hoch legierte Stähle, Nickellegierungen	Kernbauteile, RDB-Einbauten	IASCC	IASCC – irradiation assisted SCC

2 **Aufarbeitung der neueren nationalen und internationalen Betriebserfahrung zu korrosionsgestützten Rissbildungen**

Ziel der Arbeiten war es, die verfügbaren Informationen zur neueren Betriebserfahrung mit korrosionsgestützter Rissbildung an druckführenden Komponenten und RDB-Einbauten in deutschen und ausländischen Kernkraftwerken systematisch aufzuarbeiten, im Kontext zur länger zurückliegenden Betriebserfahrung zu diskutieren und im Hinblick auf Schadensschwerpunkte, relevante Randbedingungen und eingeleitete Maßnahmen vertieft auszuwerten.

Für die Auswertung der nationalen und internationalen Betriebserfahrung wurden die in **Tab. 9-1** auf S. 117 aufgelisteten Datenbanken und -quellen herangezogen. Insbesondere wurden die KomPass-, die INTERNALS-, die OPDE- und die SCAP-SCC-Datenbank ausgewertet. Darüber hinaus wurden auch die Ergebnisse anderer GRS-Vorhaben /MIC 10, REC 04, REC 09/, internationaler Berichte /OEC 11, SCO 10/ und der Erfahrungsrückfluss zu Weiterleitungsnachrichten für die Auswertung der deutschen und internationalen Betriebserfahrung mit herangezogen.

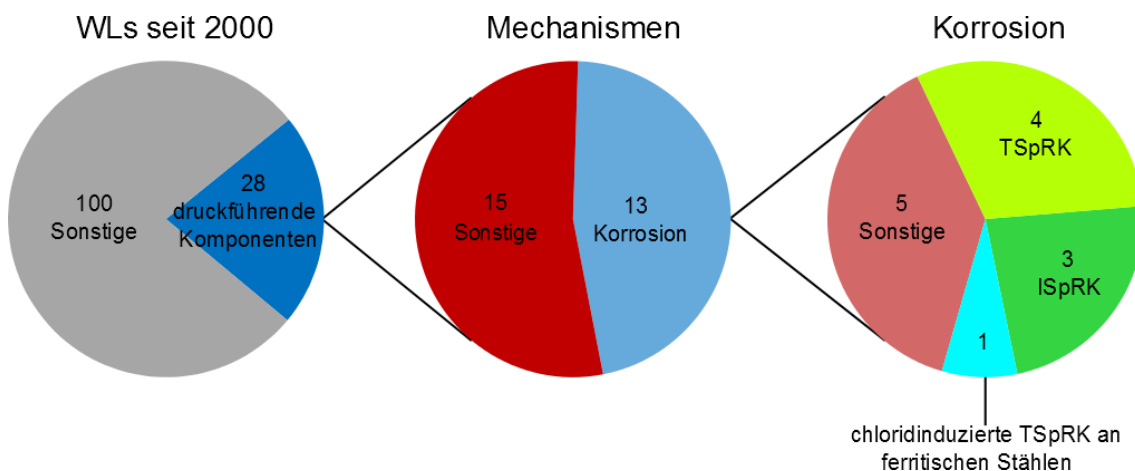


Abb. 2-1 Weiterleitungsnachrichten aufgrund von Ereignissen in deutschen Kernkraftwerken im Zeitraum 2000 – 2012; aufgeteilt nach Systembereich, Schädigungsmechanismus und Korrosionsmechanismus

Die Bedeutung von korrosionsgestützten Rissbildungsmechanismen in deutschen Kernkraftwerken wird an der Analyse der seit 2000 veröffentlichten Weiterleitungsnachrichten deutlich (siehe **Abb. 2-1** und **Tab. 9-2** auf S. 118). Danach standen 29 % der Weiterleitungsnachrichten, welche druckführenden Komponenten und RDB-Einbauten in deutschen KKW betrafen, in Zusammenhang mit korrosionsgestützten Rissereig-

nissen. Dies korreliert auch mit dem Anteil der Schädigungen an druckführenden Komponenten der J- und K-Systeme ^{a)} und RDB-Einbauten in deutschen DWR- und SWR-Anlagen an der Gesamtzahl der Einträge in der KomPass-Datenbank für den Zeitraum 2000 – 2009 (siehe **Tab. 2-1**).

Tab. 2-1 Anteil der Schädigungen durch korrosionsgestützte Rissbildungsmechanismen in deutschen LWR an allen Eintragungen in den berücksichtigten Datenbanken für den Zeitraum 2000 – 2009

Berücksichtigte Komponenten	DWR	SWR
druckführende Komponenten und RDB-Einbauten (KomPass- + INTERNALS-DB)	36 %	42 %
druckführende Komponenten der J- und K-Systeme ^{a)} und RDB-Einbauten (KomPass- + INTERNALS-DB)	32 %	33 %
druckführende Komponenten der J- und K-Systeme (KomPass -DB)	30 %	32 %

Die Entwicklung der Schäden durch diese Mechanismen in den letzten drei Jahrzehnten ist in **Tab. 2-2** wiedergegeben. Danach haben im Laufe der Jahrzehnte einige Schädigungsmechanismen an Bedeutung verloren, während andere wiederum häufiger in der neueren Betriebserfahrung auftraten (TSpRK, ISpRK-A). Zusätzlich ist in der letzten Zeile in **Tab. 2-2**, im Rahmen einer Aktualisierung der Ergebnisse, die Auswertung der endgültigen Meldungen für das Jahr 2010 zu finden. Diese führt zu keinen wesentlichen Veränderungen bezüglich der Entwicklung der verschiedenen Schädigungsmechanismen. Die deutliche Erhöhung der Anzahl an Ereignissen mit TSpRK-Innen ist auf eine Sammelmeldung zurückzuführen, wodurch 4 Einzeleinträgen in der KomPass-Datenbank generiert wurden. Auf die Vorgehensweise bei der Auswertung und die Bewertung dieser Entwicklungen bei den Schädigungsmechanismen wird im Folgenden eingegangen.

^{a)} J-System: Nukleare Wärmezeugung (z. B. Reaktorsystem, Primärkühlmittelsystem, Nachkühlssystem, HD-Einspeisesystem);
K-System: Nukleartechnische Hilfsanlagen (z. B. nukleartechnische Zwischenkühlkreise, Kühlmittelbehandlung, Anlagenentwässerungssysteme)

Tab. 2-2 Gemeldete Ereignisse mit Schädigungen an druckführenden Komponenten und RDB-Einbauten in deutschen **DWR**- und **SWR**-Anlagen (Werte in Klammern)

Zeitraum / Jahr	Schädigungsmechanismus ^{b,c)}					Gesamtzahl der Dateneinträge
	ISpRK-A	ISpRK-Ni	DRK	TSpRK-Außen	TSpRK-Innen	
1980 - 1989	0 (2)	24 (0)	6 (31)	0 (0)	6 (15)	142 (144)
1990 - 1999	0 (16)	7 (0)	0 (26)	5 (2)	22 (15)	169 (122)
2000 - 2009	7 (2)	1 (0)	1 (5)	11 (3)	37 (39)	205 (113)
2010	0 (0)	1 (0)	0 (0)	1 (0)	6 (0)	19 (0)

2.1 Vorgehensweise

Als Zeitraum für die neuere Betriebserfahrung wurden bei allen Auswertungen die Ereignisse betrachtet, die in den Jahren 2000 bis 2009 gemeldet wurden. Die Beschränkung auf Ereignisse bis 2009 erfolgte insbesondere vor dem Hintergrund, dass die nationale und internationale Betriebserfahrung miteinander verglichen werden sollte. Wenn auch in der Kompass-Datenbank endgültige meldepflichtige Ereignisse bis einschließlich 2010 erfasst sind, so liegen internationale Daten nur bis Ende 2009 vor. Für diesen Zeitraum wurde eine vertiefte Auswertung der Betriebserfahrung in deutschen und ausländischen Anlagen durchgeführt.

Für die Auswertung der deutschen Betriebserfahrung wurden die KomPass- und die INTERNALS-Datenbank herangezogen und ergänzende Angaben aus der VERA-Datenbank zu Hilfe genommen, sofern dies für eine Bewertung erforderlich war. Daten für Diagramme und Tabellen entstammten hierbei ausschließlich der KomPass- und der INTERNALS-Datenbank. Hierbei soll angemerkt werden, dass die Anzahl der Einträge in diesen Datenbanken grösser ist, als die Anzahl der Meldungen aus denen die

^{b)} Die hier verwendeten Abkürzungen der verschiedenen Schädigungsmechanismen sind in Tab. 2-3 erläutert.

^{c)} Schäden an Dampferzeuger-Heizrohren, insbesondere am Chrom-Nickel-Stahl Alloy 800, sind hier nicht enthalten.

Einträge generiert wurden. Dies ist zurückzuführen auf sogenannte Sammelmeldungen, in denen mehrere meldepflichtige Ereignisse, welche eine gemeinsame Schadensursache haben, zusammengefasst sind. Um auch Schäden an Dampferzeuger-Heizrohren, welche nicht in der KomPass-Datenbank erfasst sind, zu berücksichtigen, wurde auf die Ergebnisse in /MIC 10/ zurückgegriffen.

Analog zum Vorgehen für deutsche Anlagen wurde die Betriebserfahrung in ausländischen Anlagen ausgewertet. Hierzu wurde in erster Linie die OPDE-Datenbank herangezogen, wobei Ereignisse für deutsche LWR nicht mehr berücksichtigt und nur Ereignisse an Rohrleitungen der ASME-Klasse 1 und 2 – wie in /OEC 08/ definiert – betrachtet wurden. Die Einschränkung auf bestimmte Rohrleitungen soll eine möglichst große Übereinstimmung zwischen den berücksichtigten Systemen in deutschen und ausländischen Anlagen gewährleisten. Dabei ist zu berücksichtigen, dass in der KomPass-Datenbank auch Armaturen- und Pumpengehäuse sowie Behälter erfasst werden, während in der OPDE-Datenbank nur Rohrleitungen vertreten sind. Weitere Datenbestände zur ausländischen Betriebserfahrung wurden für ein vertiefendes Verständnis und zur Ergänzung herangezogen, jedoch nicht bei der quantitativen Analyse mit einbezogen.

Ergänzend zu dem zuvor beschriebenen Vorgehen wurde die vertiefte Auswertung der deutschen Betriebserfahrung bis zum Jahr 2010 durchgeführt. Ein vergleichbares Vorgehen für die Auswertung der ausländischen Betriebserfahrung war hier nicht möglich, da z. Z. eine Umstellung der OPDE-Datenbank (neue Datenbank: CODAP) stattfindet und die neue Datenbank bzw. eine aktuellere Version der bisherigen Datenbank nicht verfügbar sind.

Jeweils getrennt nach Anlagentyp erfolgte eine Analyse der Betriebserfahrung und die Ergebnisse sind für DWR im **Abschnitt 2.2** und für SWR im **Abschnitt 2.3** dargestellt. Dabei wurden die Erfahrungen mit korrosionsgestützten Rissbildungsmechanismen in deutschen und ausländischen Anlagen nebeneinander gestellt. Die im weiteren Verlauf verwendeten Abkürzungen für die Schädigungsmechanismen sind in **Tab. 2-3** erläutert. Es werden im Folgenden nur solche Schäden betrachtet, welche durch korrosionsgestützte Rissbildungsmechanismen entstanden sind. Andere Schädigungsmechanismen werden hier nicht berücksichtigt.

Tab. 2-3 Korrosionsgestützte Rissbildungsmechanismen und die verwendeten Abkürzungen

Mechanismus	Abkürzung
dehnungsinduzierte Risskorrosion	DRK
interkristalline Spannungsrisskorrosion an austenitischen Stählen (Chrom-Nickel-Stählen)	ISpRK-A
interkristalline Spannungsrisskorrosion an Dampferzeuger-Heizrohren (Chrom-Nickel-Stahl Alloy 800)	ISpRK-800
interkristalline Spannungsrisskorrosion an Nickellegierungen	ISpRK-Ni
transkristalline Spannungsrisskorrosion von der Innenseite ausgehend	TSpRK-Innen
transkristalline Spannungsrisskorrosion von der Außenseite ausgehend	TSpRK-Außen
Korrosionsermüdung	CF
strahlungsinduzierte Spannungsrisskorrosion	IASCC

2.2 Anlagen mit Druckwasserreaktoren

Die in **Tab. 2-2** aufgeführten Zahlen für meldepflichtige Ereignisse aufgrund von Schäden durch korrosionsgestützte Rissbildungsmechanismen an allen druckführenden Komponenten und RDB-Einbauten in deutschen DWR-Anlagen sind in **Abb. 2-2** für die letzten drei Jahrzehnte graphisch dargestellt. In **Abb. 2-3** wurden nur meldepflichtige Ereignisse an druckführenden Komponenten der J- und K-Systeme berücksichtigt, wodurch ein Vergleich mit ausländischen Anlagen (siehe **Abb. 2-4**) ermöglicht wird. Da uns keine detaillierten, quantitativen Angaben über Schädigungen an RDB-Einbauten in ausländischen Anlagen zur Verfügung standen, wurden diese bei vergleichenden Betrachtungen nicht mit einbezogen.

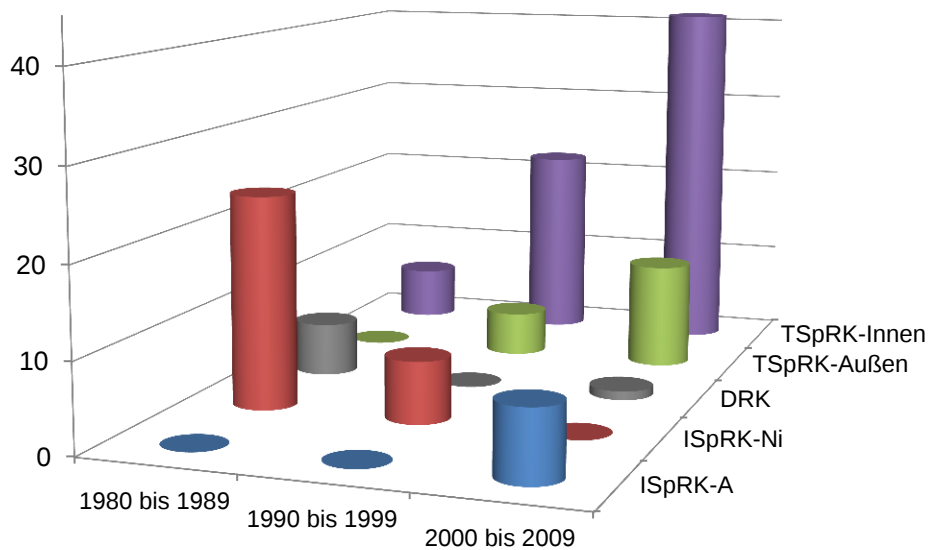


Abb. 2-2 Anzahl der Schädigungen an allen druckführenden Komponenten und RDB-Einbauten in deutschen DWR

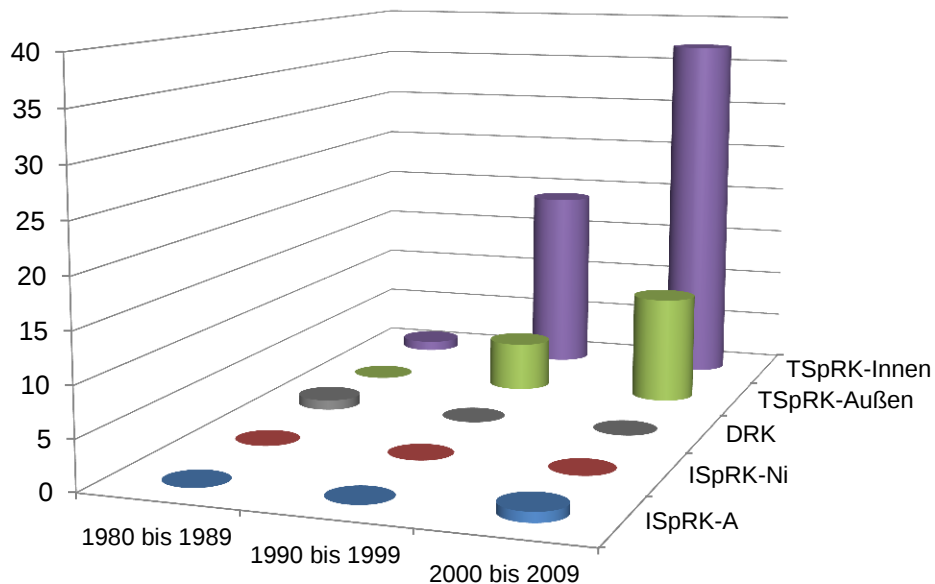


Abb. 2-3 Anzahl der Schädigungen an druckführenden Komponenten der J- und K-Systeme in deutschen DWR

Ein erster Vergleich zwischen der deutschen und ausländischen Betriebserfahrung in **Abb. 2-3** und **Abb. 2-4** zeigt, dass der größte Unterschied bei Schäden durch interkristalline Spannungsrisskorrosion (ISpRK) an Nickellegierungen auftritt. Um diesen gravierenden Unterschied zu verstehen, muss das Design der ausländischen Anlagen mit berücksichtigt werden. US-amerikanische Anlagen wurden nach dem Design von Babcock & Wilcox, Combustion Engineering oder Westinghouse erbaut. Hierbei wur-

den z. B. die Dampferzeuger-Heizrohre und auch in größerem Umfang Stutzen an den RDB aus der Nickellegierung Alloy 600 gefertigt. Darüber hinaus wurden in vielen Mischschweißnähten die Schweißlegierungen Alloy 182 / 82 für die Pufferungen und die Schweißnaht verwendet. Eine Reihe ausländischer Anlagen (Frankreich, Japan, Schweden) wurde ebenfalls nach dem Design von Westinghouse errichtet, wobei hier bei der Werkstoffauswahl für einzelne Komponenten teilweise andere Konzepte für die Materialwahl zum Tragen kamen. Dagegen wurden Nickellegierungen in deutschen Anlagen in deutlich geringerem Umfang verwendet. Eine detailliertere Auflistung des Einsatzes von Nickellegierungen in deutschen und ausländischen Anlagen ist im Anhang C von /MIC 10/ zu finden.

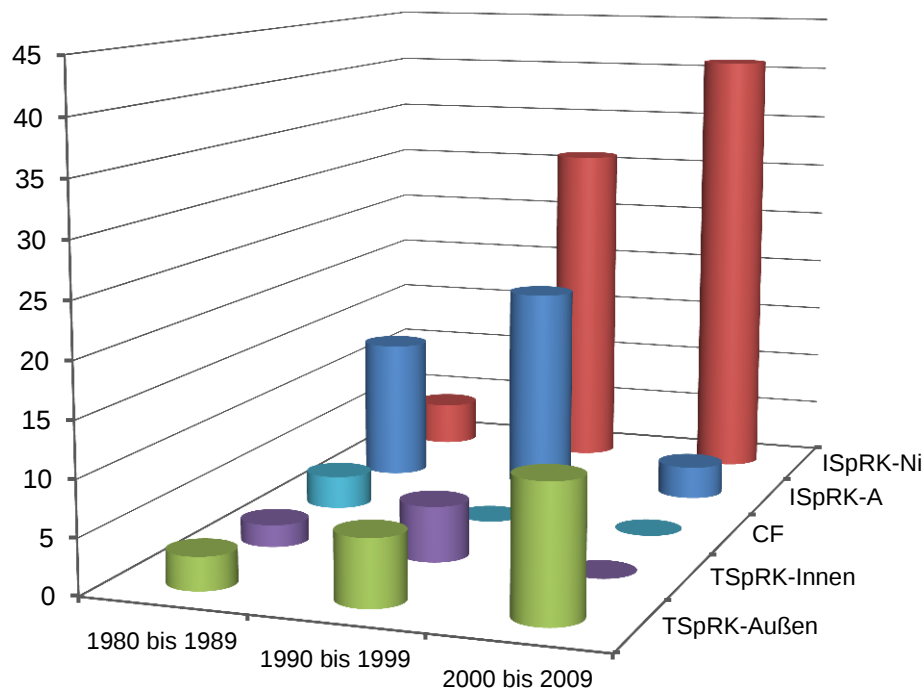


Abb. 2-4 Anzahl der Schädigungen an Rohrleitungen (ASME Class 1 und 2) in ausländischen DWR

Zwei weitere wesentliche Unterschiede sind das Fehlen von Schäden durch Korrosionsermüdung (CF) in **Abb. 2-3** und durch dehnungsinduzierte Risskorrosion (DRK) in **Abb. 2-4**. Im Falle von DRK lagen nur für deutsche DWR-Anlagen Daten vor. Alle Dateneintragungen für Rohrleitungen der ASME-Klassen 1 und 2 in der OPDE-Datenbank mit diesem Schädigungsmechanismus stammen ebenfalls von deutschen Anlagen. Dabei spielte dieser Schädigungsmechanismus auch in deutschen Anlagen mit DWR eine untergeordnete Rolle. Das einzige neuere meldepflichtige Ereignis in **Abb. 2-2** mit

DRK als Schädigungsursache wurde 2004 aus dem KKW Unterweser gemeldet (ME 2004/095 – Kleinstleckage an einer Messleitung im Frischdampfsystem).

Ähnlich wird die Rolle von Schäden durch Korrosionsermüdung (CF) an druckführenden Komponenten von DWR-Anlagen beurteilt. In den deutschen DWR-Anlagen wurden keine Ereignisse an druckführenden Komponenten von DWR-Anlagen gemeldet und in ausländischen Anlagen hat die Anzahl der Eintragungen abgenommen. Die Betriebserfahrung mit Schäden durch Ermüdung ist hier deutlich anders, ist aber nicht Bestandteil dieses Berichts. Aus diesem Grund findet für die beiden Schädigungsmechanismen DRK und Korrosionsermüdung keine vertiefende Auswertung der Betriebserfahrung in DWR-Anlagen statt. Für alle anderen Schädigungsmechanismen folgt eine vergleichende Auswertung.

2.2.1 ISpRK-A

- **in deutschen Anlagen**

Schäden durch ISpRK an austenitischen Chrom-Nickel-Stählen sind in DWR-Anlagen vorwiegend an RDB-Einbauten aufgetreten (siehe **Abb. 2-2**). Die in der neueren Betriebserfahrung aufgetretenen Schäden durch ISpRK an Kernbehälter- und Kernumfassungsschrauben wie sie z. B. in **Abb. 2-5** dargestellt sind, fanden ihren Rissursprung häufig im Bereich des Übergangs vom Schraubenkopf zum Schraubenschaft /WLN 07/. Weitere mit Befunden behaftete Bereiche zeigen Bearbeitungsspuren und wurden dadurch unter Umständen kaltverformt. Diese Hinweise auf den möglichen Einfluss von Kaltverformungen auf den Mechanismus liegen zwar vor, jedoch ist eine direkte Auswirkung noch nicht hinreichend bestätigt.

Typisch für diesen Mechanismus sind recht lange Inkubationszeiten in der Größenordnung von 100.000 Betriebsstunden für das sichtbare Auftreten von Schäden. Dies korreliert mit den Einsatzzeiten dieses Werkstoffes für RDB-Einbauten in deutschen DWR-Anlagen, da in Austauschmaßnahmen seit dem Ende der 80er Jahre vorwiegend der stabilisierte austenitische Chrom-Nickel-Stahl 1.4571 für RDB-Einbauten verwendet wurde.

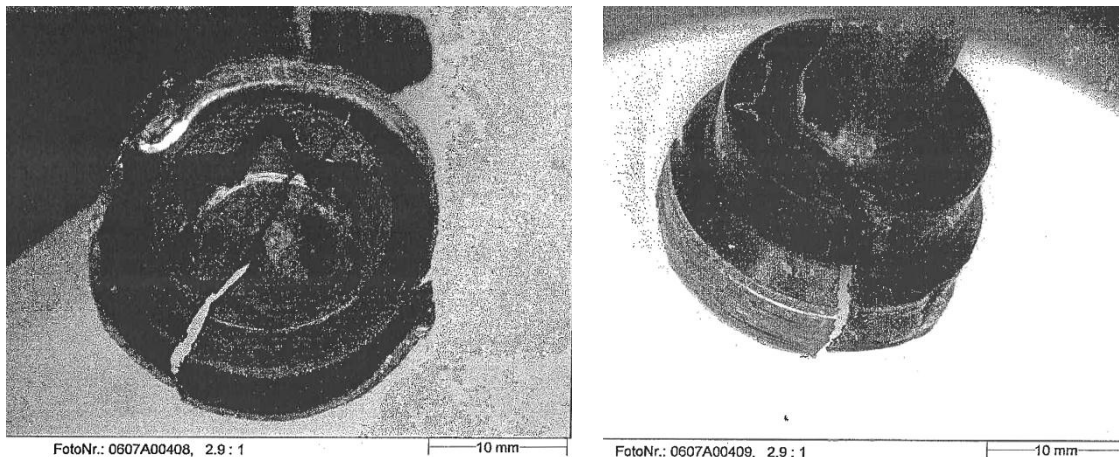


Abb. 2-5 Kernbehälterschrauben mit interkristallinen Rissen am Übergang vom Schraubenkopf zum Schraubenschaft

- **in ausländischen Anlagen**

In der OPDE-Datenbank sind nur sehr wenige Ereignisse infolge interkristalliner Spannungsrissskorrosion an austenitischen Chrom-Nickel-Stählen erfasst (3 Ereignisse nach 2000, siehe **Abb. 2-4**). Im Vergleich zu SWR sind deutlich weniger Ereignisse für DWR in der SCAP-SCC-Datenbank eingetragen (siehe **Tab. 9-3** auf S. 119), was aufgrund der für diesen Schädigungsmechanismus erforderlichen Randbedingungen plausibel ist. Als zusätzliche Einflussfaktoren werden hier Chlorid-Verunreinigungen und noch vorhandener Sauerstoff in Bereichen der DFU und anderer Komponenten nach Brennelementwechsel oder Revisionen genannt. Andere Quellen für einen Sauerstoffeintrag in den Primärkreis sind Borsäure- oder Deionat-Einspeisung aus nicht entlüfteten Lagertanks /OEC 11/.

Detailliertere Informationen zu Schäden durch korrosionsgestützte Rissbildungsmechanismen an RDB-Einbauten sind in der SCAP-SCC-Datenbank vorhanden und in **Tab. 2-4** auf S. 15 wiedergegeben. Nur sehr wenige Schäden in dieser Auflistung wurden durch ISpRK-A verursacht. In einigen Fällen waren Bolzen und Schrauben aus austenitischen Chrom-Nickel-Stählen betroffen. In allen anderen Fällen traten die Schäden an Nickellegierungen auf, auf die im **Abschnitt 2.2.3** eingegangen wird.

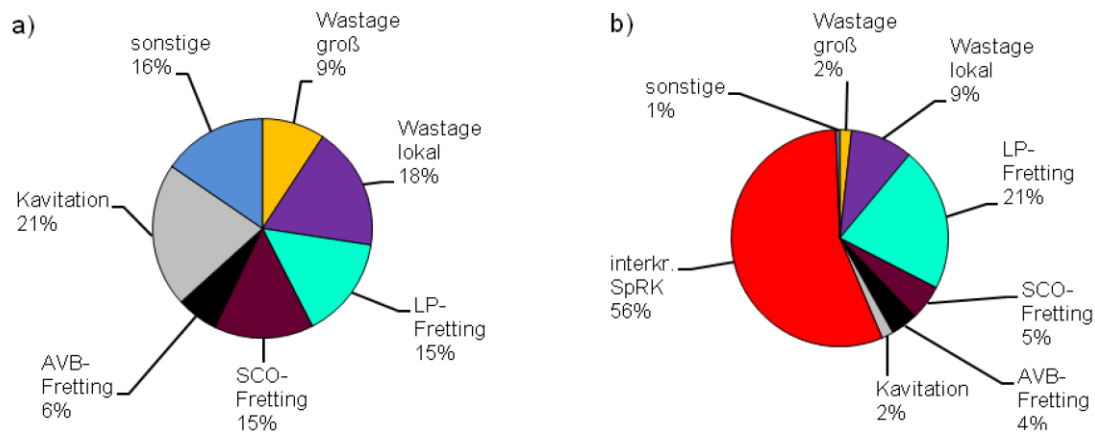
2.2.2 ISpRK-800

In den Kernkraftwerken Biblis A und Unterweser wurden 2005 bzw. 2007 Schäden an Dampferzeuger-Heizrohren (austenitischer Chrom-Nickel-Stahl Incoloy® 800) im Einwalzbereich des Heizrohrbodens, aber auch oberhalb davon auf der Sekundärseite festgestellt /WLN 05a, WLN 08b/. Im Einwalzbereich des Rohrbodens spielten Spaltbedingungen in Verbindung mit der Aufkonzentration von Chloriden eine entscheidende Rolle für das Auftreten dieser Schäden. Vergleichbare Bedingungen können auch in den Spalten des Abstandhaltergitters auftreten, was vermutlich im KKW Unterweser 2007 zu entsprechenden Rissbildungen führte. Eine aus /MIC 10/ entnommene Auflistung der bis 2009 vorgenommenen Heizrohr-Verschleißungen ist in **Abb. 2-6** zu finden.

Anlage	Inbetriebnahme der DE	DWR-Generation	Anzahl Heizrohre	Heizrohrverschleißungen	Schädigungsmechanismus							
					Wastage		Fretting			SpRK	Kav.	Sonst.
					groß	lokal	AVB	LP	SCO			
KKS	1972	1	11,972	335	315	12	2	-	-	-	-	6
KWO*	1983	1	6,020	0	-	-	-	-	-	-	-	-
KWB-A	1974	1	16,240	696	492	22	61	3	-	38	-	80
KWB-B	1976	2	16,084	116	10	11	53	6	-	3	29	4
GKN-1	1976	2	12,063	35	4	1	6	20	-	-	-	4
KKU	1978	2	16,084	121	-	31	1	14	10	62	-	3
KKG	1981	3	16,344	58	-	-	4	24	2	-	21	7
KWG	1984	3	16,344	13	-	-	3	3	7	-	-	-
KKP-2	1984	3	16,424	5	-	-	-	4	-	-	-	1
KBR	1986	3	16,344	41	-	-	-	6	29	-	-	6
KKI-2	1988	4	16,472	0	-	-	-	-	-	-	-	-
KKE	1988	4	16,472	0	-	-	-	-	-	-	-	-
GKN-2	1989	4	16,472	9	-	-	-	-	1	-	8	-

*) Ursprünglich bestanden die DE-Heizrohre aus dem Werkstoff Incoloy 600. 1983 erfolgte ein Dampferzeugeraustausch mit Werkstoffwechsel bei den Heizrohren zu Incoloy 800.
Abkürzungen: AVB-Fretting: Materialabtrag durch Reibung zwischen Dampferzeuger-Heizrohr und Haltegitter; LP-Fretting: Materialabtrag durch Reibung mit losen Gegenständen; SCO-Fretting: Materialabtrag durch Reibung an sonstigen DE-Einbauteilen; SpRK: Spannungsrisskorrosion; Kav.: Materialabtrag durch Kavitation; Sons.: Sonstiges

Abb. 2-6 Übersicht zu Heizrohrverschleißungen in deutschen DWR-Anlagen (Stand: 2009), Quelle AREVA



Quelle: AREVA

Abb. 2-7 Aufgetretene Schädigungsmechanismen bei Ereignissen an Dampferzeugerheizrohren aus Incoloy® 800 in deutschen Siemens DWR-Anlagen; a) 1994 - 2002, b) 2003 – 2009

Schäden aufgrund von ISpRK sind bislang nur in Dampferzeugern von DWR-Anlagen der zweiten Generation aufgetreten. Im Vergleich zu den anderen DWR – bis auf das KKW Stade – weisen die Dampferzeuger dieser Anlagen die längsten Betriebszeiten auf. Die Anzahl der deswegen vorgenommenen Verschleißungen ist im Vergleich zu der Gesamtzahl der Heizrohre pro Anlage (ca. 12000 bis 16000) sehr gering. Dennoch haben Schäden durch ISpRK-800 in der neueren Betriebserfahrung relativ an Bedeutung gewonnen, wie ein Vergleich der Anteile der Schädigungsmechanismen für die Zeiträume 1994 – 2002 und 2003 – 2009 in **Abb. 2-7** zeigt.

2.2.3 ISpRK-Ni

- in deutschen Anlagen (RDB-Einbauten)

Schäden durch ISpRK an Nickellegierungen sind in DWR-Anlagen bisher nur an RDB-Einbauten aufgetreten. Hiervon betroffen waren Kernumfassungs- und Kernbehälter-schrauben, Brennelementzentrierstifte und Niederhaltefedern aus Alloy X-750. Eine genaue Auswertung der Betriebserfahrung liegt in /REC 91/ vor. Begünstigt wurden die Schäden vorwiegend durch eine ungünstige Wärmebehandlung, was zu einer Sensibilisierung des Werkstoffes führte. Größere Austauschmaßnahmen, welche mit einem Materialwechsel von der Nickellegierung Alloy X-750 zu austenitischen Chrom-Nickel-

Stählen und zum Teil mit konstruktiven Änderungen verbunden waren, haben dazu geführt, dass Schäden an Nickellegierungen nicht mehr aufgetreten sind.

- **in ausländischen Anlagen – PWSCC**

Eine detaillierte Beschreibung des Einsatzes von Nickellegierungen in deutschen und ausländischen Anlagen ist zusammen mit der Betriebserfahrung im Anhang C von /MIC 10/ wiedergegeben. Einzelne ausgewählte Ereignisse für verschiedene Komponenten sind in **Abb. 2-8** wiedergegeben.

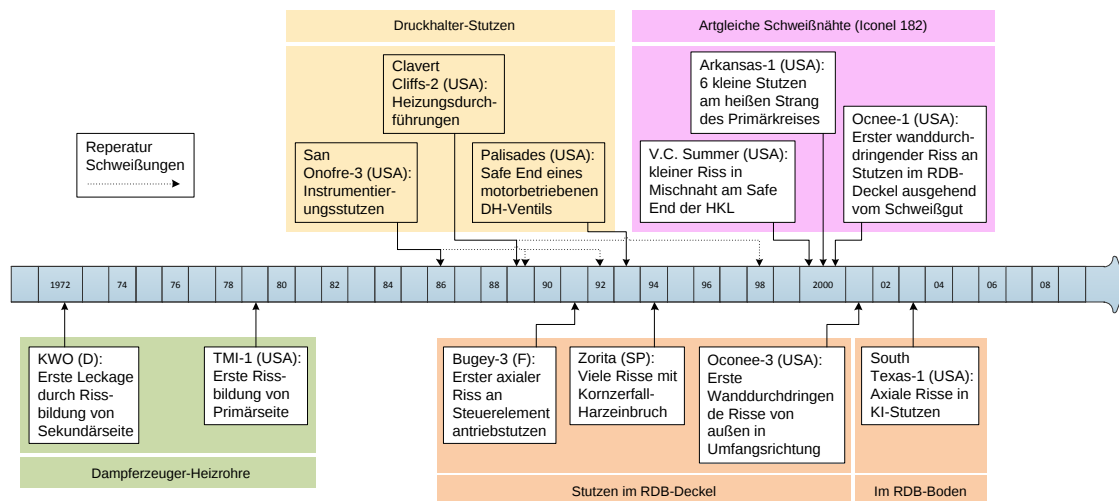


Abb. 2-8 Erstmaliges Auftreten von Leckagen an verschiedenen Bauteilen durch ISpRK an Nickellegierungen in DWR

Die Schäden an Nickellegierungen im Primärkreis durch ISpRK werden in der OPDE-Datenbank gesondert unter der Bezeichnung PWSCC (primary water stress corrosion cracking) geführt. Neben einigen wenigen Ereignissen aus Schweden und Japan (8 Vorfälle nach 2000) stammt der Großteil der Meldungen aus den USA. Im Vergleich zu dem vorhergehenden Zeitraum fand eine deutliche Zunahme dieser Schadenfälle statt und davon betroffen sind heute ebenso wie früher die Nickellegierungen Alloy 600 und die Schweißzusatzwerkstoffe Alloy 182 und 82. Für diese Werkstoffe fand soweit möglich ein Austausch gegen weniger empfindliche Werkstoffe Alloy 690 bzw. die Schweißzusatzwerkstoffe Alloy 152 und 52 statt, welche i. d. R. geringere Kohlenstoffgehalte und teilweise höhere Chromgehalte vorweisen. Dies führte auch zum Austausch von größeren Komponenten wie Dampferzeugern (16 DE in Frankreich bis 2008 und 13 DE in den USA bis 2005 durch AREVA) oder RDB-Deckeln.

Auch die in der SCAP-SCC-Datenbank registrierten Schäden an anderen passiven sicherheitstechnisch wichtigen Komponenten, wie z. B. an Heizstabdurchführungen am

Druckhalter (35 Einträge nach 2000) und an RDB-Deckeldurchführungen (55 Einträge nach 2000), weisen ISpRK-Ni als vorwiegenden Schädigungsmechanismus aus und sind in **Tab. 2-4** aufgelistet.

Tab. 2-4 Einträge in der SCAP-SCC-Datenbank zu korrosionsgestützten Riss-schäden an verschiedenen passiven Komponenten in DWR-Anlagen (nicht Rohrleitungen) /OEC 11/

Passive Component Category (P-C-C)	Passive Component Type (P-C-T)	No. of Records
PWR Non-Piping Passive Components	Bolting	7
	Control Rod Guide Tube Support Pin	7
	CRDM Housing / Tube	13
	In-Core Instrumentation Tube	3
	Pressurizer Heater Sleeve ^{d)}	63
	RPV Bottom Head - BMI Nozzle	2
	RPV Head Penetration – VHP ^{d)}	126
Total		221

Alternativ zum Austausch wurde und wird auch heute noch der betroffene Bereich (Schweißnaht und angrenzende Wärmeeinflusszone) durch eine Auftragsschweißung mit den weniger empfindlichen Schweißzusatzwerkstoffen geschützt. Entsprechend der großen Bedeutung, die diesem Schädigungsmechanismus in ausländischen Anlagen zukommt /NRC 07/, wurde eine Vielzahl von Maßnahmen zur Vermeidung solcher Schäden oder zur Unterbindung eines weiteren Risswachstums ergriffen. Eine Auflistung der getroffenen Maßnahmen in den verschiedenen Ländern ist im **Abschnitt 5.3.1** wiedergegeben. Nach /OEC 11/ wurde an den so reparierten Stellen seitdem kein weiteres Risswachstum beobachtet. Schäden an Komponenten mit den oben genannten „neuen Werkstoffen“ traten nach /OEC 11/ ebenfalls nicht auf, jedoch muss hierbei berücksichtigt werden, dass der Schädigungsmechanismus teilweise recht lange Inkubationszeiten von bis zu 100.000 Betriebsstunden aufweist und dieser Zeitraum für einige reparierte oder ausgetauschte Bereiche noch nicht überschritten wurde.

^{d)} Fast ausschließlich ISpRK-Ni

2.2.4 TSpRK-Innen

- in deutschen Anlagen

Einen wesentlichen Beitrag zu den Ereignissen der hier betrachteten Schädigungsmechanismen in der neueren Betriebserfahrung bilden Schäden durch transkristalline Spannungsrisskorrosion (TSpRK) von Innen und Außen. Schädigungen von der Innenseite sind dabei ca. dreimal häufiger aufgetreten als solche an der Außenseite. Neben Rohrleitungen, welche alle absperrrbar waren, waren auch Flansche und Armaturengelände betroffen. Die davon betroffenen Werkstoffe waren austenitische Chrom-Nickel-Stähle (1.4541, 1.4550 und 1.4571), die bei Schadenserkenntung seit ca. 20 bis 30 Jahren in Betrieb waren. In nahezu allen Fällen wurde die Schädigung nachweislich durch die Anwesenheit von Chloriden ausgelöst, wobei die Quelle für den Chlorideintrag nicht immer bekannt war. Chloridquelle waren z. B. Dichtungen, Geltdrockner, Hilfsmitteln zur Montage und Rückstände aus der Fertigung (Beizen, Schneidöle).

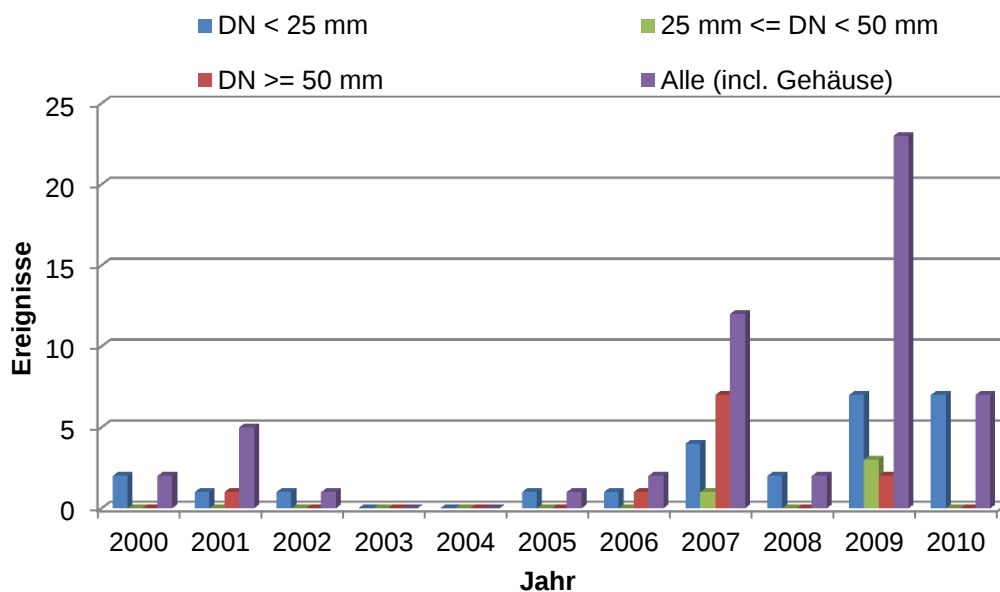


Abb. 2-9 Schäden durch TSpRK sowohl von Innen als auch Außen in J- und K-Systemen von DWR-Anlagen nach Nennweitenbereichen im Zeitraum 2000 – 2010

Schäden an Kleinleitungen mit Nennweiten $DN \leq 25$ mm (Absauge-, Entlüftungs-, Probenentnahme-, Leckage- und Leckage-Detektionsleitungen) sind dabei häufiger aufgetreten als an Rohrleitungen größerer Nennweiten (siehe **Abb. 2-9** und **Tab. 2-5**). Viele dieser Leitungen sind häufig nicht permanent gefüllt bzw. werden unstetig durchflossen (stagnierende Mediumbedingungen). Die Aufkonzentration von Chloriden wird hier mit

dem Wechsel von Kondensation und Verdampfung in diesen Leitungen in Zusammenhang gebracht.

Tab. 2-5 Verteilung der Schäden durch TSpRK sowohl von Innen als auch Außen in J- und K-Systemen von DWR-Anlagen nach Nennweitenbereichen für den Zeitraum 2000 – 2010

	2000	2001	2002	2003	2004	2005	2006	2007	2008	2009	2010
DN < 25 mm	2	1	1	0	0	1	1	4	2	7	7
25 mm ≤ DN < 50 mm	0	0	0	0	0	0	0	1	0	3	0
DN ≥ 50 mm	0	1	0	0	0	0	1	7	0	2	0
Alle (inkl. Gehäuse)	2	5	1	0	0	1	2	12	2	23	7

In der jüngeren Betriebserfahrung sind die deutlich höheren Ereigniszahlen in den Jahren 2007 und 2009 auffällig. Hierbei wurden 9 Ereignisse im Jahr 2007 (2 x DN15, 1 x DN25, 5 x DN50, 2 x DN80) bei einer Sonderprüfung in einem KKW in einer Sammelmeldung gemeldet. Alle Schädigungen traten dabei an der Außenseite auf. Im Jahre 2009 wurden in zwei Sammelmeldungen aus zwei Anlagen 15 Ereignisse gemeldet. Die Schäden betrafen die Innenseiten von Rohrleitungen (4 Ereignisse) sowie Behältern und Armaturengehäusen. Im Rahmen von Sonderprüfungen wurde diese entdeckt.

Das Thema der chloridinduzierten transkristallinen Spannungsrisskorrosion an austenitischen Stählen von der Innenseite wurde in verschiedenen Weiterleitungsnachrichten behandelt /WLN 01, WLN 05b, WLN 08a/. Insbesondere wurde auf die Notwendigkeit geeigneter Maßnahmen zur Vermeidung von Chlorideinträgen im Rahmen von Instandhaltungsarbeiten sowie die Identifizierung von Bereichen, in denen sich Chloride aufkonzentrieren können, hingewiesen. Dennoch sind in den letzten Jahren zunehmend Schäden durch chloridinduzierte TSpRK gemeldet worden.

- **in ausländischen Anlagen**

Anders als in deutschen DWR-Anlagen wurden für ausländische Anlagen deutlich weniger Schäden an druckführenden Komponenten durch TSpRK-Innen in der OPDE-Datenbank registriert. Die besonders gefährdeten Bereiche sind dabei vergleichbar mit den Kleinleitungen in deutschen Anlagen. Darüber hinaus werden noch Bereiche als

gefährdet, identifiziert in denen sich Sauerstoff nach einem Brennelementwechsel und bei unzureichender Entlüftung des Primärkreises ansammeln kann /OEC 11/. In der OPDE-Datenbank sind dabei keine Ereignisse in ausländischen Anlagen erfasst, die nach dem Jahr 2000 aufgetreten sind.

2.2.5 TSpRK-Außen

- **in deutschen Anlagen**

Auch bei diesen Fällen waren Komponenten (Rohrleitungen) aus dem austenitischen Chrom-Nickel-Stählen 1.4550 betroffen und der Korrosionsmechanismus wurde durch die Anwesenheit von Chloriden verursacht. Die geschädigten Rohrleitungen waren ebenso wie bei Schäden an der Innenseite seit ca. 20 bis 30 Jahren in Betrieb. Nennweitenabhängige Häufungen von Schäden waren hierbei nicht vorhanden. Der Chlorideintrag für korrosive Angriffe von Außen kam durch Klebebänder (PVC), Kleber an Manschetten für Durchführungen oder durch chloridhaltiges Schmutzwasser zustande. Nur in zwei Fällen der neueren Betriebserfahrung waren nicht absperrbare Leitungen mit einer Nennweite von 15 mm betroffen. Maßnahmen, die zur Vermeidung von Chlorid-Verunreinigungen wie sie für TSpRK-Innen genannt wurden, insbesondere die Reinhaltung von Oberflächen, dienen auch der Vermeidung von Schädigungen von Außen.

- **in ausländischen Anlagen**

Dieser Schädigungsmechanismus wird in der OPDE-Datenbank unter „TGSCC“ (transgranular stress corrosion cracking) und „ECSCC“ (external chloride induced SCC), also chloridinduzierte TSpRK von Außen, erfasst. Davon betroffen waren ebenso wie in Deutschland austenitische Chrom-Nickel-Stähle. Die Schäden durch TSpRK-Außen wurden hier, ebenso wie bei den Schäden von Innen, häufig nachweislich durch Chloride begünstigt. Soweit die Quelle für die Chlorid-Verunreinigung bekannt war, stammte diese von chloridhaltigen Abdeckungen oder Klebebändern. Dies stimmt mit der deutschen Betriebserfahrung überein, wenn auch die Anzahl der erfassten Ereignisse unter Berücksichtigung der Anzahl der in Betrieb befindlichen ausländischen DWR-Anlagen vergleichsweise gering ist. Daneben werden auch Ablagerungen aus der Luft (salzhaltige Außenluft) als Quelle genannt, sofern die Möglichkeit einer Aufkonzentration durch wechselnde Benetzungs-/Trocknungsvorgänge gegeben ist /HOS 10, IRS 11, WLN 09/.

2.2.6 IASCC

- **in deutschen Anlagen**

Ereignisse mit einer eindeutigen Zuordnung von IASCC als Schädigungsursache liegen für deutsche DWR-Anlagen nicht vor. Auftreten könnten solche Schäden grundsätzlich an RDB-Einbauten, da dort entsprechend hohe Neutronen-Fluenzen auftreten.

Theoretisch besteht die Möglichkeit, dass Ereignisse mit Schäden durch IASCC dem Schädigungsmechanismus ISpRK zugeordnet wurden, da das Schadensbild identisch sein kann. Eine eindeutige Unterscheidung mit zerstörungsfreien Prüfmethoden ist nicht möglich.

- **in ausländischen Anlagen**

Erste Schäden an Kernumfassungsschrauben traten in den 80er Jahren in Frankreich auf (Fessenheim). Die Schrauben wiesen interkristalline Risse auf und waren aus dem Chrom-Nickel-Stahl AISI 316 CW gefertigt. Betroffen waren Schrauben, die sich an Positionen mit der höchsten Neutronen-Fluenz befanden. Weitere Schäden an den Kernumfassungsschrauben (baffle former bolt – BFB) in ausländischen Anlagen sind in /OEC 11/ dokumentiert. Die Schäden traten in allen Anlagen, mit Ausnahme von drei koreanischen Anlagen, erst nach längerem Betrieb ≥ 20 Jahren auf (siehe **Tab. 2-6**).

Inwieweit eine Tendenz in Bezug auf eine Zu- oder Abnahme der Ereignisse existiert, kann wegen der geringen Anzahl an gemeldeten Ereignissen nicht geklärt werden. Auch die Einflüsse verschiedener Faktoren, wie Strahlungsintensität, Kaltverformungsgrad oder Betriebstemperatur auf den Schädigungsmechanismus sind immer noch Schwerpunkt einer fortlaufenden wissenschaftlichen Diskussion und bis heute noch nicht eindeutig geklärt.

Als Gegenmaßnahme wurden in Frankreich die Schrauben ausgetauscht und durch eine Neukonstruktion ersetzt (Bugey 2, Fessenheim 1 & 2). In Japan bestand die Gegenmaßnahme in einem Werkstoffwechsel, bei dem die zuvor aus AISI 347 gefertigten Schrauben durch solche aus dem Werkstoff AISI 316 CW ersetzt wurden. Eine weitere Vorsorgemaßnahme ist die Identifizierung rissgefährdeter Komponenten vor dem Hintergrund eingebrachter zusätzlicher Spannungen, wie sie in **Tab. 2-9** auf S. 31 für SWR- und DWR-Anlagen zu finden ist.

Tab. 2-6 Einzelne Schäden an BFBs durch IASCC in verschiedenen Ländern
/OEC 11/

Land	Anlage	Anlagentyp	Betriebsdauer bis zum Auftreten des Schadens / Jahre	Ereignisjahr (Ab- schätzung mit Hilfe von PRIS)
Frankreich	Bugey-2	DWR	20	1998
	Bugey-3	DWR	20	1998
USA	Farley-1	DWR	22	1999
	Point Beach-2	DWR	27	1999
Korea	Kori-1	DWR	21	1998
	Kori-2	DWR	16	2004
	Kori-3-4 YoungGwang-3-4	DWR	12 ~ 14	1997 ~ 1999
	Ulchin-1-2	DWR	10 ~ 11	1998 ~ 2000

2.3 Anlagen mit Siedewasserreaktoren

Die Auswertung der deutschen und ausländischen Betriebserfahrung für SWR erfolgte analog zu den DWR. Daher sind in **Abb. 2-10** die in **Tab. 2-2** auf S. 4 aufgeführten Zahlen für Schäden durch korrosionsgestützte Rissbildungsmechanismen an allen druckführenden Komponenten und RDB-Einbauten in deutschen SWR-Anlagen für die letzten drei Jahrzehnte graphisch dargestellt. Ebenso wurden für einen Vergleich der deutschen mit der ausländischen Betriebserfahrung die Schäden an druckführenden Komponenten der J- und K-Systeme in deutschen SWR in **Abb. 2-11** und an Rohrleitungen der ASME-Klassen 1 und 2 in ausländischen SWR in **Abb. 2-12** dargestellt.

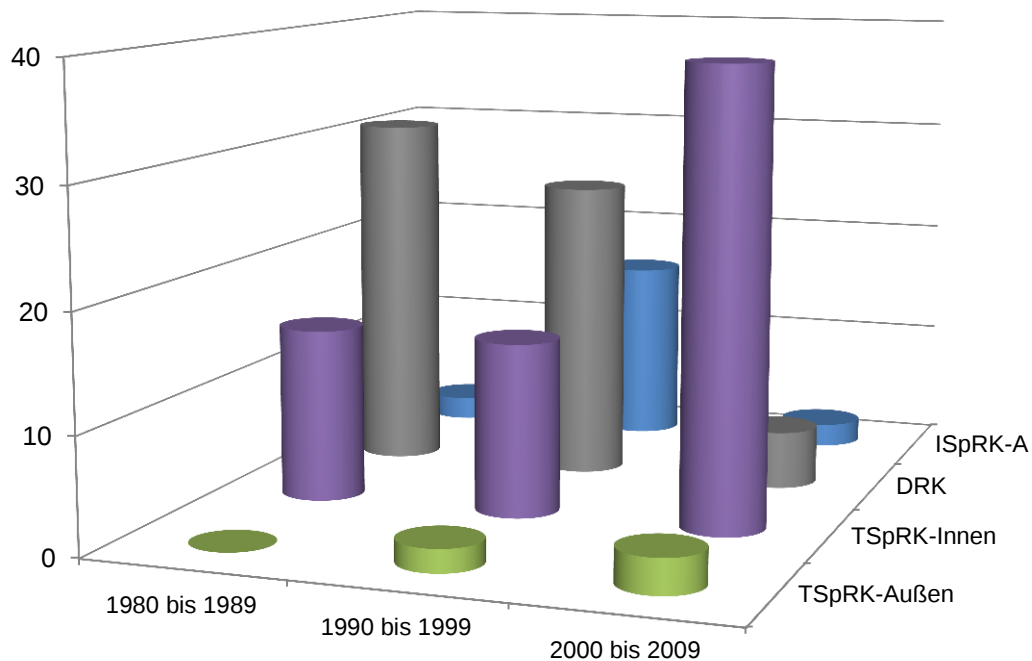


Abb. 2-10 Anzahl der Schädigungen an druckführenden Komponenten und RDB-Einbauten in deutschen SWR

Sowohl in der deutschen als auch in der ausländischen Betriebserfahrung sind Schäden durch Korrosionsermüdung (CF) nicht bzw. nur sehr selten aufgetreten. Dies entspricht den Erfahrungen, die man mit diesem Schädigungsmechanismus in DWR-Anlagen gemacht hat. Daher findet hier keine vertiefende Auswertung für diesen Mechanismus statt.

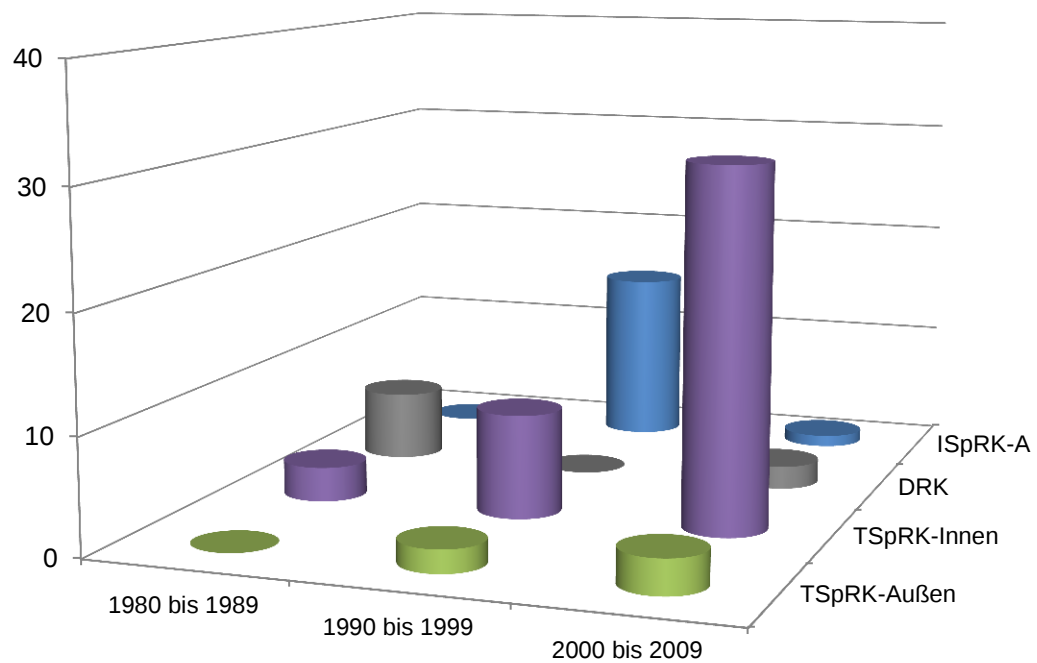


Abb. 2-11 Anzahl der Schädigungen an Rohrleitungen der J- und K-Systeme in deutschen SWR

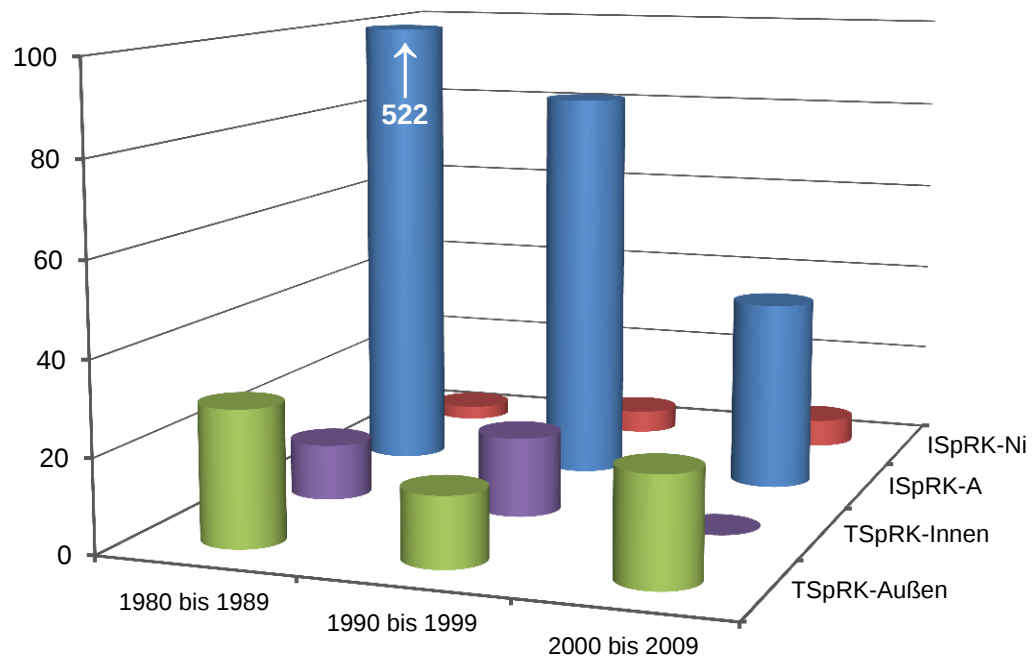


Abb. 2-12 Anzahl der Schädigungen an Rohrleitungen (ASME Class 1 und 2) in ausländischen SWR

Für die anderen Schädigungsmechanismen ergeben sich die größten Unterschiede zwischen der deutschen und ausländischen Betriebserfahrung bei TSpRK-Innen, DRK und ISpRK-A. Auf diese Unterschiede soll in der vertiefenden Auswertung für die einzelnen Mechanismen eingegangen werden.

2.3.1 DRK

- **in deutschen Anlagen**

Das letzte meldepflichtige Ereignis aufgrund von Schäden durch DRK trat 2006 an einer ferritischen Rücklaufleitung der Kühlmittelreinigung (System KBE) mit einer Nennweite von 100 mm im Kernkraftwerk Krümmel auf (ME 2006/076). Hierbei ging der Riss von der Wurzelkerbe einer Schweißnaht aus, wodurch spaltartige Bedingungen geschaffen wurden. Zuvor im Jahr 2004 wurde ebenfalls im Kernkraftwerk Krümmel ein meldepflichtiges Ereignis aufgrund eines Risses, der von der Innenseite ausging, und einer daraus resultierenden Leckage an einer Entwässerungsleitung der Anlagenentwässerung des Reaktorgebäudes (System KTA) mit einer Nennweite von 50 mm verzeichnet (ME 2004/113). Jedoch wurden die notwendigen Dehnungen für den Schädigungsmechanismus in diesem Fall durch schwergängige oder festsitzende Gleitlager der Rohrhalterungen verursacht. Außerdem wird diese Leitung nicht ständig durchströmt, sodass es hier auch zu veränderten chemischen Bedingungen kommen kann. Bei beiden Ereignissen kamen die notwendigen Bedingungen für den nachfolgenden Schädigungsmechanismus erst durch das Auftreten weiterer Einflüsse zustande. Bei meldepflichtigen Ereignissen vor 2000 waren Leitungen im Nennweitenbereich 100 – 400 mm betroffen und die Risse gingen immer von Schweißfehlern aus.

Die Identifizierung DRK-sensitiver Stränge und der Austausch von Leitungen durch solche aus weniger anfälligen Werkstoffen, Änderungen der Konstruktion (Vermeidung von Längsnähten in Bögen), zusätzliche Prüfprogramme und die Vermeidung kritischer Randbedingungen durch betriebliche Maßnahmen (Optimierung der Fahrweise) führten zu einer Reduzierung ungünstiger Randbedingungen und somit zur erfolgreichen Vermeidung von Schäden durch diesen Schädigungsmechanismus.

- **in ausländischen Anlagen**

Ereignisse mit DRK als Schädigungsursache in SWR-Anlagen sind in der OPDE-Datenbank zwar verzeichnet, jedoch stammen die Einträge alle von Schäden in deutschen Anlagen. Der Grund hierfür ist, dass im Ausland weitgehend nur zwischen Spannungsrisskorrosion (SpRK) und Korrosionsermüdung (CF) unterschieden wird und der Begriff der DRK daher nicht so etabliert ist wie in Deutschland.

2.3.2 ISpRK-A

- **in deutschen Anlagen**

Im Unterschied zu DWR-Anlagen wurden in SWR-Anlagen Schäden durch ISpRK an stabilisierten austenitischen Chrom-Nickel-Stählen auch an druckführenden Komponenten mit größeren Nennweiten im Bereich 50 – 450 mm gemeldet, welche alle von der Innenseite der Leitungen ausgingen (1992 KKW Würzgassen, Treibwasserschleife, System JNA, Nennweite 450 mm; 1992 KKW Würzgassen, Treibwasserschleife, System JNA, Nennweite 400 mm; 1993 KKW Krümmel; RDB-Abfahrkühlleitung, System JNA, Nennweite 250 mm). Die vorgefundenen Schädigungen an den Rohrleitungen traten in Verbindung mit gleichzeitig vorhandenen Schweißfehlern (zu großer Wärmeeintrag beim Schweißen) auf, wodurch eine Sensibilisierung des Werkstoffs für diesen Schädigungsmechanismus stattgefunden hat. Diese Ereignisse stammen alle aus den 90er Jahren und das Ausbleiben von Schäden in der jüngeren Betriebserfahrung kann auf die Wirksamkeit der getroffenen Maßnahmen, insbesondere optimierte Schweißmethoden, den Einsatz resistenterer Werkstoffe sowie erhöhte Anforderungen an die wasserchemische Fahrweise zurückgeführt werden.

- **in ausländischen Anlagen**

Der vorwiegende Anteil an Meldungen über Schäden durch ISpRK an austenitischen Chrom-Nickel-Stählen in ausländischen SWR-Anlagen stammt aus den USA. Die dabei aufgetretenen Schäden betreffen zu einem überwiegenden Teil den Bereich der Schweißnaht von Rohren aus nicht stabilisierten austenitischen Chrom-Nickel-Stählen (AISI 304, 316, 316L).

Während in der Mitte der 80er Jahre in US-amerikanischen SWR-Anlagen eine große Anzahl an Ereignissen an Rohrleitungen aus austenitischen Chrom-Nickel-Stählen

gemeldet wurden, nahm die Anzahl zum Ende der 80er sehr stark ab. Die große Anzahl an Schäden in den 80er Jahren steht auch in Zusammenhang mit Sonderprüfprogrammen in US-amerikanischen SWR-Anlage. Neben Änderungen der Wasserchemie – Wechsel von NWC (normal water chemistry) zu HWC (hydrogen water chemistry) – Ende der 80er Jahre und zum Teil verschärften Grenzwerten für z. B. Sauerstoff /EPR 04/ wurden auch administrative Maßnahmen, Austausch- und Reparatur-Maßnahmen ergriffen (siehe **Abschnitt 5.3.2**). Darüber hinaus wurden bei Austausch-Maßnahmen auch weniger empfindliche Werkstoffe (stabilisierte Chrom-Nickel-Stähle, geringerer Kohlenstoffgehalt – L- und NG-Grade) eingesetzt. Eine Verringerung der Schadensfälle kam durch das Zusammenwirken der ergriffenen Maßnahmen in der folgenden Zeit zu Stande /FOR 10/. Vergleichbare Erfahrungen wurden auch in anderen Ländern wie z. B. in schwedischen SWR-Anlagen gemacht.

Eine größere Anzahl an Ereignissen, die in den 80er Jahren gemeldet wurden, stammt aus dem schwedischen KKW Ringhals-1 (93 Einträge in der OPDE-Datenbank für das Jahr 1986). Hierbei handelte es sich um Schäden an kaltverformten (kalt gebogenen) Steuerstab-Antriebsleitungen aus austenitischen Chrom-Nickel-Stählen (SS 2333 entspricht AISI 304). Durch die Kaltverformung kam es stellenweise zu einer Martensit-Bildung und in Folge dessen zu einer Sensibilisierung. Die betroffenen Leitungen wurden im Rahmen einer größeren Austauschmaßnahme ersetzt.

Neben Schäden an Rohrleitungen traten in den 90er Jahren auch Schäden an Schweißnähten des Kernmantels (core shroud weld) in US-amerikanischen und einer Schweizer Anlage (Mühleberg) auf /NRC 96/. Die entsprechenden Gegenmaßnahmen in amerikanischen Anlagen sind ebenfalls im **Abschnitt 5.3.2** aufgeführt. Neuere Meldungen zu Schäden am Kernmantel oder an anderen RDB-Einbauten liegen nicht nur für einige US-amerikanische, sondern auch für japanische und einige andere ausländische SWR-Anlagen (Mexiko: Laguna Verde-1 und -2, Schweiz: Mühleberg, Spanien: Santa Maria de Garona) vor.

Von den 51 Eintragungen zu Schäden an Kernbehälter-Schweißnähten in **Tab. 2-7** stammen 35 aus dem Zeitraum nach 2000 und hiervon wieder 22 aus japanischen Anlagen. Darüber hinaus liegen mehrere Fälle mit ISPRK an Rohrleitungen aus austenitischen Chrom-Nickel-Stählen in der neueren Betriebserfahrung für japanische Anlagen vor (aus dem Jahr 2002).

Tab. 2-7 Einträge in der SCAP-SCC-Datenbank zu korrosionsgestützten Riss-schäden an Kerneinbauten in SWR-Anlagen /OEC 11/

Passive Component Category (P-C-C)	Passive Component Type (P-C-T)	No. of Records
BWR RPV Internals	Bolting	1
	Control Rod	3
	Core Shroud Support	2
	Core Shroud Tie Rod (X-750)	1
	Core Shroud Weld	51
	In-Core Monitor Housing	4
	Core Shroud Head Hold-Down Bolt	1
	Core Shroud Access Hole Cover	1
	Jet Pump Hold-Down Beam (X-750)	4
	RPV Internals - Pipe Weld	7
Total		75

Die Schäden traten an Rohrleitungen und Kernbehältern mit einem gegenüber ISpRK weniger empfindlichen Werkstoff (AISI 316 L, Chrom-Nickel-Stahl mit einem verringerten Kohlenstoffgehalt) auf. Jedoch wurde zu diesem Zeitpunkt der überwiegende Teil der japanischen SWR-Anlagen noch unter NWC-Bedingungen betrieben. Neben diesem Einfluss werden auch Schleifarbeiten im Rahmen der Fertigung (Kaltverformung) als zusätzlicher Faktor für die Begünstigung dieses Schädigungsmechanismus aufgeführt. Den US-amerikanischen Vorsorgemaßnahmen vergleichbare Lösungen wurden auch für japanische SWR-Anlagen ergriffen.

2.3.3 ISpRK-Ni

- **in deutschen Anlagen**

Wie schon für DWR-Anlagen angemerkt, wurden auch in deutschen SWR-Anlagen in Bereichen der druckführenden Komponenten kaum Nickellegierungen verwendet. In der bisherigen Betriebserfahrung traten kaum Ereignisse mit ISpRK-Ni als Schädigungsmechanismus auf.

gungsursache auf (siehe **Tab. 2-2** auf S. 4). Einige Fälle mit Schäden an Befestigungsschrauben der Brennelementkästen aus Alloy X-750 in den 80er Jahren sind in /REC 91/ angegeben und waren der Anlass für eine entsprechende Weiterleitungsnachricht /WLN 84/. Die hierbei aufgetretenen Schäden wurden durch eine ungünstige Wärmebehandlung und zusätzlich eingebrachte Spannungen durch die Schraubensicherung begünstigt. Die Gegenmaßnahmen sahen einen Austausch der Schrauben und konstruktive Änderungen vor, welche Eigenspannungen vermeiden bzw. minimieren sollten. Neuere Ereignisse mit Befestigungsschrauben liegen nicht vor.

- **in ausländischen Anlagen**

Schäden an Rohrleitungen traten i. d. R. an Schweißnähten auf, welche aus der Nickellegierung Alloy 600 bzw. den entsprechenden Schweißzusatzwerkstoffen Alloy 82 und 182 gefertigt waren. Die Anzahl der Schäden fällt hier jedoch erheblich geringer als in ausländischen DWR-Anlagen aus, was zum Teil schon durch den nicht vorhandenen Dampferzeuger mit den DE-Heizrohren aus Alloy 600 und die unterschiedliche Konstruktion von Durchführungen durch den RDB erklärt werden kann. Daneben wurden auch Schäden an Befestigungsschrauben der Brennelementkästen aus Alloy X-750 in ausländischen Anlagen (Barsebaek und Forsmark in Schweden, TVO in Finnland) in den 80er Jahren festgestellt. Teilweise wurde hier zusätzlich zu den in Deutschland getroffenen Gegenmaßnahmen auch ein Werkstoffwechsel vorgenommen. Auch hier sind keine neuen Schäden an den Befestigungsschrauben bekannt geworden.

2.3.4 TSpRK-Innen

- **in deutschen Anlagen**

Schäden durch TSpRK an Chrom-Nickel-Stählen haben im Laufe der Zeit an Bedeutung gewonnen und stellen den wesentlichen Anteil an korrosionsgestützten Rissbildungsmechanismen in der neueren Betriebserfahrung dar. Die Betriebserfahrung für SWR stimmt hierin mit derjenigen für DWR in Deutschland weitgehend überein. Dabei stehen fast alle Schäden nachweislich mit dem Vorhandensein von Chloriden in Verbindung, wobei die Chloridquelle nicht immer identifiziert werden konnte. Bei bekannter Chloridquelle lagen hier dieselben Ursachen für den Chlorideintrag vor wie bei den DWR-Anlagen.

Die Verteilung der Schäden durch TSpRK von der Innen- und Außenseite in J- und K-Systemen von deutschen SWR-Anlagen im Zeitraum 2000 – 2010 bezogen auf Nennweitenbereiche ist in **Abb. 2-13** und **Tab. 2-8** wiedergegeben.

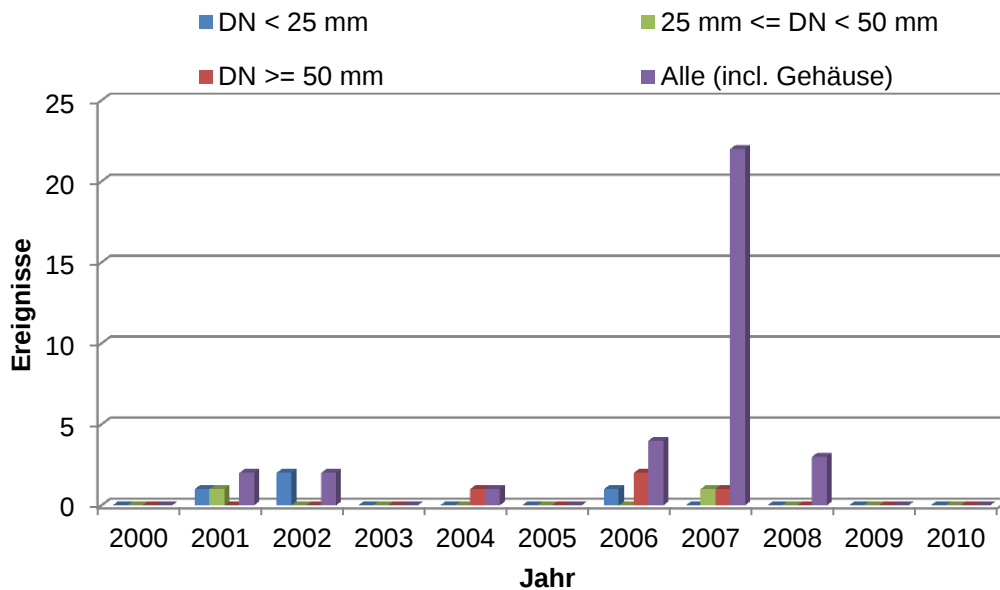


Abb. 2-13 Schäden durch TSpRK von Innen und Außen in J- und K-Systemen von SWR-Anlagen nach Nennweitenbereichen im Zeitraum 2000 – 2010

Tab. 2-8 Verteilung der Schäden durch TSpRK von Innen und Außen in J- und K-Systemen von SWR-Anlagen auf Nennweitenbereiche für den Zeitraum 2000 – 2010

	2000	2001	2002	2003	2004	2005	2006	2007	2008	2009	2010
DN < 25 mm	0	2	2	0	0	0	1	1	0	0	0
25 mm <= DN < 50 mm	0	1	0	0	0	0	0	1	0	0	0
DN >= 50 mm	0	0	0	0	1	0	2	1	0	0	0
Alle (incl. Gehäuse)	0	2	2	0	1	0	4	22	3	0	0

Besonders hohe Ereigniszahlen im Jahr 2007 (20 Ereignisse aufgrund von zwei Sammelmeldungen) wurden durch Schäden an der Innenseite von austenitischen Armaturen-Gehäusen verursacht, welche bei Übertragbarkeits- und Sonderprüfungen in zwei

Anlagen entdeckt wurden. Alle Schäden wurden auf chlorid-induzierte TSpRK zurückgeführt.

Die in **Abschnitt 2.2.4** genannten Maßnahmen zur Vermeidung von chlorid-induzierter TSpRK gelten auch für SWR-Anlagen und wurden auch für diese Anlagen ergriffen.

- **in ausländischen Anlagen**

Vergleichbar wenige Einträge mit diesem Schädigungsmechanismus, wie bei ausländischen DWR-Anlagen, liegen auch für SWR-Anlagen vor. Empfehlungen zur Werkstoffwahl, zu geeigneten Reparaturverfahren und zur Reinheit des Mediums für US-amerikanische Anlagen wurden schon 1986 in /HAZ 86/ von der NRC herausgegeben. Die dabei bevorzugten Werkstoffe entsprechen denjenigen, die zur Vermeidung von ISpRK verwendet werden. Ereignisse nach 2000 sind in der OPDE-Datenbank nicht verzeichnet.

2.3.5 TSpRK-Außen

- **in deutschen Anlagen**

Schäden durch TSpRK an Chrom-Nickel-Stählen, welche von der Außenseite ausgingen, traten in SWR-Anlagen eher selten auf. In den letzten zehn Jahren wurden nur 5 Ereignisse gemeldet, welche im Zeitraum 1997 – 2004 auftraten. Dabei wurde bei allen Schäden Chlorid als beeinflussender Faktor für den Schädigungsmechanismus angegeben, wobei auch hier die Quelle für diese Verunreinigung nicht immer identifiziert werden konnte. Bei bekannter Chloridquelle wurden auch hier chloridhaltige PVC-Klebebänder und Hilfsmittel als Ursachen für den Eintrag genannt, wie schon bei DWR-Anlagen. Die in **Abschnitt 2.2.5** beschriebenen Maßnahmen zur Vermeidung von TSpRK-Außen finden auch bei SWR-Anlagen Anwendung.

- **in ausländischen Anlagen**

Die gleiche Unterscheidung zwischen TGSCC und ECSCC, wie sie bei ausländischen DWR auftrat, gilt auch für ausländische SWR. Über Schäden durch TSpRK von Außen wurde nach 2000 von zwei japanischen (Fukushima-Daiichi-3 und -4) und zwei US-amerikanischen Anlagen (Brunswick-1 und -2) an den Steuerstabantriebsleitungen berichtet. In den Anlagen kam es durch eine Leckage an einer darüber liegenden schmutz- bzw. seewasserführenden Leitung zu der Verunreinigung der Außenseite mit

chloridhaltigem Wasser. Andere mögliche Verunreinigungspfade für Chloride bzw. Halogenide können auch Staubablagerungen sein, wie sie im spanischen KKW Cofrentes auftraten /WLN 09/. Im Falle von gleichzeitigen Feuchtigkeitsansammlungen durch z. B. Kondensation können dadurch die notwendigen Voraussetzungen für das Eintreten von Schäden geschaffen werden.

Auch bei den vor 2000 liegenden Ereignissen waren zum Teil Leitungen der Steuerstabantriebe betroffen. So wurden in dem US-amerikanischen KKW Brunswick-2 im Jahr 1988 Schäden an Steuerstabantriebsleitungen festgestellt (17 Einträge in der OPDE-Datenbank). Hier konnten Chloridrückstände in den Rissen nachgewiesen werden, jedoch keine Quelle für diese Verunreinigung identifiziert werden. Insgesamt ist die Entwicklung der Schadenshäufigkeit im Laufe der Zeit vergleichbar mit derjenigen bei DWR-Anlagen. Ebenso vergleichbar sind die betroffenen Werkstoffe (austenitische Chrom-Nickel-Stähle) und die zusätzlichen Einflüsse, die den Schädigungsmechanismus begünstigen.

2.3.6 IASCC

Die in **Abschnitt 2.3.2** genannten Schäden an Schweißnähten des Kernmantels in ausländischen SWR-Anlagen lagen teilweise in Bereichen mit hohen Neutronen-Fluenzen. Auch Kernbehälter-Befestigungsschrauben könnten durch IASCC gefährdet sein, sofern sie ausreichend lange im RDB verweilen (Wiederverwendung von Schrauben). Ob bei diesen Schäden IASCC der ausschlaggebende Schädigungsmechanismus war, kann aufgrund der aktuell vorliegenden Informationen nicht entschieden werden. Bisher wurden nur sehr wenige Ereignisse (9 Einträge in der SCAP-SCC-Datenbank für SWR-Anlagen) mit IASCC als Schädigungsmechanismus gemeldet. Die Problematik des Nachweises ist hier dieselbe wie bei DWR-Anlagen. Die bisherigen Erfahrungen mit Schäden durch IASCC sind in /FOR 10/ wiedergegeben. Dort werden auch weitere Komponenten, welche möglicherweise durch IASCC geschädigt werden könnten, aufgelistet (siehe **Tab. 2-9**).

Tab. 2-9 Rissgefährdete RDB-Einbauten aus Chrom-Nickel-Stählen und Nickelle-
gierungen in DWR- und SWR-Anlagen /FOR 10/

Component	Material	Reactor	Sources of Stress
Fuel Cladding	304 SS	BWR	Fuel Swelling
Fuel Cladding	304 SS	PWR	Fuel Swelling
Fuel Cladding	20%Cr / 25%Ni / Nb	AGR	Fuel Swelling
Neutron Source Holders	304 SS	BWR	Welding & BE Swelling
Control Rod Absorber Tubes	304 SS	BWR	B ₄ C Swelling
Fuel Cladding Ferrules	20%Cr / 25%Ni / Nb	SGHWR	Fabrication
Instrument Dry Tubes	304 SS	BWR	Fabrication
Fuel Bundle Cap Screws	304 SS	BWR	Fabrication
Control Rod Follower Rivets	304 SS	BWR	Fabrication
Control Blade Handle	304 SS	BWR	Low Stress
Control Blade Sheath	304 SS	BWR	Low Stress
Plate Type Control Blade	304 SS	BWR	Low Stress
Various Bolts *	A-286	PWR & BWR	Service
Steam Separator Dryer Bolts *	A-286	BWR	Service
Shroud Head Bolts *	600	BWR	Service
Various Bolts	X-750	PWR & BWR	Service
Guide Tube Support Pins	X-750	PWR	Service
Jet Pump Beams *	X-750	BWR	Service
Various Springs	X-750	PWR & BWR	Service
Various Springs	715	PWR	Service

* Cracking of core internal occurs away from high neutron and gamma fluxes.

3 Auswertung der Erkenntnisse aus Forschung und Entwicklung zu relevanten korrosionsgestützten Rissbildungsmechanismen

Ziel der Auswertung war es, den Stand von Wissenschaft und Technik zu relevanten korrosionsgestützten Rissbildungsmechanismen systematisch aufzubereiten und zusammenfassend darzustellen. Hierzu wurden zunächst internationale Fachveranstaltungen, wie z. B. die Internationale Konferenz „Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors“ (14. Konferenz – 2009, 15. Konferenz – 2011) und „International Symposium on Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs“ (Fontevraud, 7. Konferenz – 2010), ausgewertet und die Ergebnisse durch aktuelle Beiträge aus der Fachliteratur und anderer Fachveranstaltungen (z. B. MPA-Seminare) ergänzt. Auf dieser Grundlage wurden die aktuellen F&E-Schwerpunkte herausgearbeitet. Danach erfolgte eine Auswahl relevanter Schädigungsmechanismen, für die weitergehende Recherchen durchgeführt wurden.

3.1 Aktuelle Schwerpunkte auf internationalen Konferenzen

Wie schon der Vergleich der deutschen Betriebserfahrung mit derjenigen im Ausland vermuten lässt, liegt ein immer noch aktueller Schwerpunkt bei Forschungs- und Entwicklungsarbeiten im Ausland auf ISpRK an Nickellegierungen. So befassten sich z. B. 1/4 aller Vorträge auf der 14. Internationalen Konferenz „Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors“ mit ISpRK an Nickellegierungen in DWR- und SWR-Anlagen. Neben Schäden an Grund- und Schweißzusatzwerkstoffen, welche auf Alloy 600 basieren, wurden auch Erkenntnisse zu Schäden, Schädigungsmechanismen und Gegenmaßnahmen für Alloy 690 – einer verbesserten Nickellegierung – und entsprechenden Schweißzusatzwerkstoffen behandelt. Ein weiterer Schwerpunkt derselben Konferenz, wie auch schon bei den Konferenzen in den Jahren zuvor, waren strahlungsbedingte Einflüsse auf die Werkstoffe und IASCC, welche in mehreren eigenen Beitragssitzungen abgehandelt wurden.

Auch bei der nachfolgenden, 15. Internationalen Konferenz „Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors“ stellten Nickellegierungen weiterhin einen wesentlichen Schwerpunkt dar. Im Unterschied zur vorhergehenden Konferenz wurden die Nickellegierung Alloy 690 und die zugehörigen Schweißzusatz-

werkstoffe getrennt von den anderen Nickellegierungen betrachtet. Die Schwerpunkte der einzelnen Mechanismen und die Reihenfolge ihrer Bedeutung unterscheiden sich insgesamt jedoch nur geringfügig im Vergleich zur 14. Konferenz:

- Spannungsrisskorrosionsverhalten an Nickellegierungen Alloy 600 (Grundwerkstoffe und Schweißzusatzwerkstoffe – Alloy 82, Alloy 182) unter den Bedingungen von Anlagen mit DWR und SWR,
- Spannungsrisskorrosionsverhalten von austenitischen Chrom-Nickel-Stählen unter den Bedingungen von Anlagen mit DWR und SWR,
- Spannungsrisskorrosionsverhalten an der Nickellegierung Alloy 690 (Grundwerkstoffe und Schweißzusatzwerkstoffe – Alloy 52, Alloy 152) unter den Bedingungen von Anlagen mit DWR und SWR,
- Strahlungsbeeinflusste Spannungsrisskorrosion (IASCC) und generelle Strahlungsauswirkungen auf austenitische Chrom-Nickel-Stähle unter DWR- und SWR-Bedingungen,
- Korrosionsermüdung.

Der größte Umfang an Sitzungen und Vorträgen der 15. Konferenz wurde, wie schon in der vorhergehenden 14. Konferenz, durch Beiträge zum Korrosionsrissverhalten von Nickellegierungen eingenommen. Die Arbeiten zu der Nickellegierung Alloy 690 wurden in gesonderten Sitzungen präsentiert und sind im Wesentlichen dadurch motiviert, dass mögliche zukünftige Schäden schon im Vorfeld vermieden werden sollen. Die Beiträge zur Spannungsrisskorrosion in Verbindung mit Kaltverformung stellten Ergebnisse dar, welche vorwiegend der Grundlagenforschung zugeordnet werden können. Hierdurch wird vor allen Dingen das Verständnis für den Schädigungsmechanismus verbessert.

Ein vollständiger Bericht zur 15. Internationalen Konferenz „Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors“ findet sich im **Anhang**.

Andere internationale Konferenzen wie das „International Symposium on Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs“ oder die „International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT)“ zeigen ein ähnliches Bild mit geringfügig anderen Gewichtungen bezüglich der Themen, was schon durch die unterschiedliche Ausrichtung der Konferenzen bedingt ist.

3.2 Vertiefende Recherchen

Die Auswahl relevanter F&E-Schwerpunkte für weitergehende Recherchen erfolgte insbesondere unter Würdigung der aus der Auswertung der Betriebserfahrung und den Schwerpunkten internationaler Konferenzen gewonnenen Erkenntnisse sowie der Einschätzung ihrer Bedeutung für den sicheren Betrieb deutscher Anlagen. Ferner wurde der bereits vorhandene Kenntnisstand zu den einzelnen Schädigungsmechanismen sowie die Machbarkeit im Rahmen dieses Vorhabens berücksichtigt.

Das Thema ISpRK an Nickellegierungen spielt für deutsche LWR wegen der im Vergleich zum Ausland deutlich geringeren Verwendung von Nickellegierungen eine geringere Rolle. Darüber hinaus wurde bereits im Rahmen eines vor kurzem abgeschlossenen Vorhabens eine Übersicht des Standes von F&E zu diesem Thema erarbeitet (siehe /MIC 10/, Anhang C). Deshalb wurde in diesem Vorhaben von weiteren Recherchen zu diesem Mechanismus abgesehen. Ebenso wurde der Stand von F&E zum Schädigungsmechanismus der chloridinduzierten TSpRK nicht vertiefend untersucht, da nach unserer Einschätzung ein hinreichender Kenntnisstand zu diesem Mechanismus vorhanden ist. Ansatzpunkte für die Beherrschung dieses Schädigungsmechanismus liegen insbesondere in der effektiven Vermeidung des Kontaktes von Chloriden mit den Oberflächen austenitischer Chrom-Nickel-Stähle und sind eher praktischer Natur.

Ereignisse infolge IASCC wurden von deutschen Anlagen noch nicht gemeldet. Vertiefende Recherchen zu diesem Thema sind aber im Sinne der Vorsorge zweckmäßig. Aufgrund des großen Umfangs an Arbeiten zur IASCC und der hohen Komplexität des Themas erfordert die vertiefende Bearbeitung aber einen größeren Rahmen und soll daher in einem eigenständigen Vorhaben behandelt werden.

Aus der Betriebserfahrung und den hier ausgewerteten internationalen Konferenzen wurde eine hohe Relevanz für den Schädigungsmechanismus ISpRK-A, insbesondere in Verbindung mit Kaltverformung, abgeleitet. Aufgrund von laufenden Diskussionen in der Fachwelt zur Berücksichtigung des Medieneinflusses bei der Ermüdungsanalyse wurde diesem Schädigungsmechanismus ebenfalls eine hohe Relevanz zugesprochen. Vor dem dargestellten Hintergrund wurde daher der Stand von Forschung und Entwicklung zu den Schädigungsmechanismen ISpRK-A in Verbindung mit Kaltverformung und Korrosionsermüdung (CF) vertieft behandelt.

3.2.1 ISpRK-A in Verbindung mit Kaltverformung

Die Kaltverformung von austenitischen Chrom-Nickelstählen und die Auswirkungen auf die ISpRK sind im F&E-Bereich und der wissenschaftlichen Diskussion kein eigenständiges Thema, sondern werden in der Regel in wissenschaftlichen Artikeln und Konferenzbeiträgen als einer von mehreren Einflussfaktoren auf die ISpRK behandelt. Es liegen nur wenige Publikationen vor, welche ausschließlich den Einfluss der Kaltverformung auf den Schädigungsmechanismus ISpRK an austenitischen Stählen unter verschiedenen wasserchemischen Bedingungen behandeln. Aus diesem Grund musste für die Bestimmung des aktuellen Standes von F&E und die Sichtung von Veröffentlichungen in erster Linie nach ISpRK an austenitischen Chrom-Nickellegierungen unter DWR- und SWR-Bedingungen gesucht werden, um anschließend diejenigen Publikationen zu ermitteln, welche auch den Aspekt der Kaltverformung mit berücksichtigen.

Die Ursache für die Kaltverformung kann sowohl bei der Fertigung als auch einer nachträglichen Bearbeitung liegen. Je nachdem kann durch

- Herstellungsprozesse, wie z. B.
 - Walzen,
 - Kalt-Biegen,
 - Schmieden des Werkstoffes in „kaltem“ Zustand oder
 - Trennen
- oder durch die nachträgliche „Bearbeitung“ an eingebauten Werkstoffen, wie z. B.
 - Abrasive Oberflächenbehandlung (Schleifen als Vorbereitung für ZfPs) oder
 - Verformungen aufgrund von Zwängungen

in unterschiedlichem Maße Kaltverformung in den Werkstoff eingebracht werden. Abhängig vom Kaltverformungsprozess sind die dabei auftretenden Eigenschafts- und Strukturveränderungen an Werkstücken oder Proben unterschiedlich tief ausgeprägt und können über den Querschnitt auch Inhomogenitäten aufweisen, wie z. B. beim Walzen, mit den stärksten Veränderungen an der Oberfläche und geringeren oder gar

keinen Veränderungen im Innern. Auch rein oberflächliche Veränderungen, wie sie beim Trennen oder Schleifen auftreten, sind möglich.

Die möglichen Auswirkungen dieser Prozesse sind in der **Abb. 3-1** wiedergegeben und betreffen mechanische Eigenschaften (Spannungen, Zugfestigkeit, Härte), Veränderungen der Mikrostruktur (Korngröße und Kornorientierung, Versetzungsdichte) und Änderungen der elektrochemischen Eigenschaften.

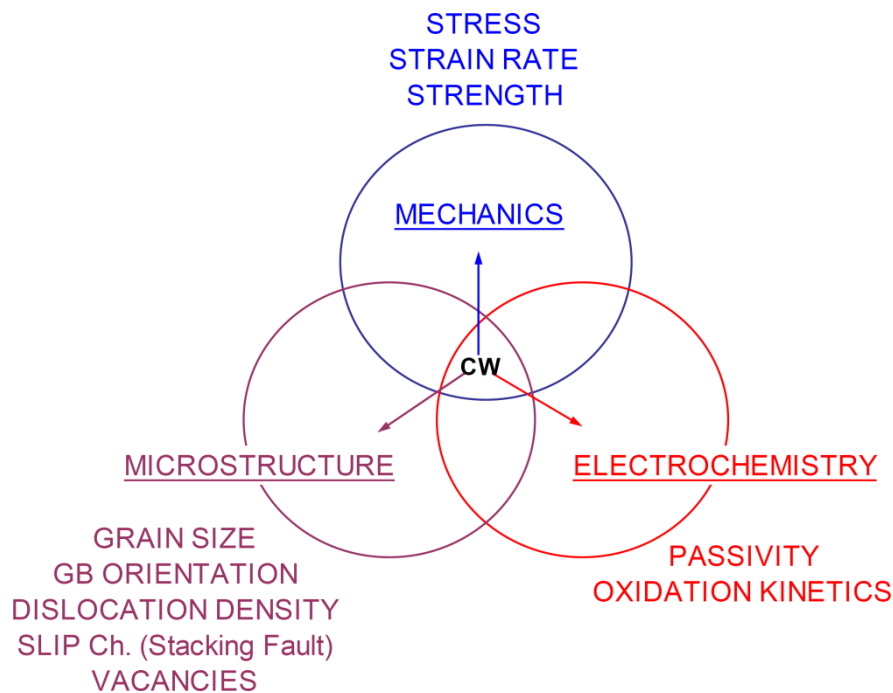


Abb. 3-1 Einflussfaktoren und potentielle Auswirkungen von Kaltverformung auf die SpRK /GAR 09/

Im Allgemeinen wird die Härte des Werkstoffes erhöht und es tritt eine unterschiedlich starke Kornverfeinerung (siehe **Abb. 3-2**) auf /GHO 10, KAK 09, KAN 09, OBA 09/. In Einzelfällen kann es gerade bei den austenitischen Werkstoffen auch zur Martensitbildung kommen, wie in **Abb. 3-3** dargestellt /GHO 10/. Diese Veränderungen wirken sich eher indirekt auf das SpRK-Verhalten der Werkstoffe aus, da hierdurch die Anzahl der Korngrenzen vergrößert wird, welche u. a. günstiger für die Diffusion einiger Elemente sind und so sensibilisierte Bereiche darstellen können.

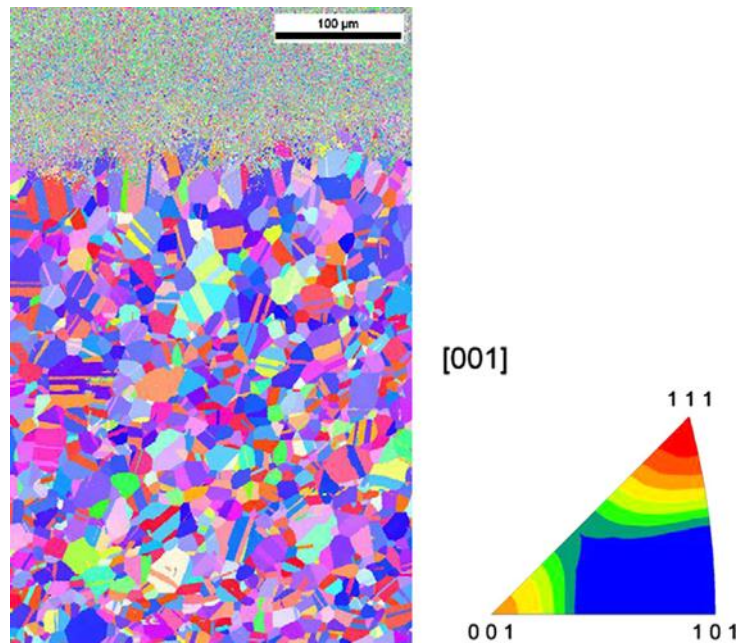


Abb. 3-2 EBSD-Analyse der Struktur einer kaltverformten Probe (Schleifen) aus AISI 304L mit einer Kornverfeinerung bis hin zu einer Tiefe von ca. 150 µm /GHO 10/

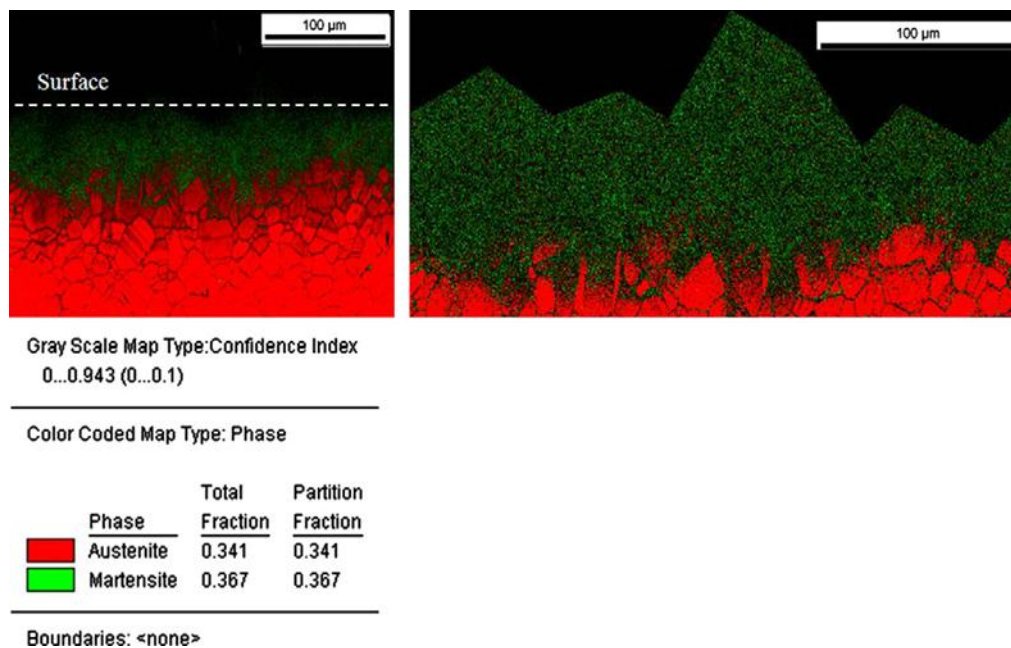


Abb. 3-3 EBSD-Analyse der Struktur einer kaltverformten Probe (Schleifen) aus AISI 304L mit Verformungs-Martensit an der Oberfläche /GHO 10/

Verschiedene Arbeiten zur ISpRK an austenitischen Stählen, welche auch den Einfluss von Kaltverformung auf den Schädigungsmechanismus berücksichtigen, sind exemplarisch in **Tab. 3-1** zusammen mit einigen Merkmalen der Experimente aufgeführt. Dabei wurden vorwiegend die austenitischen, nicht stabilisierten Werkstoffe AISI 304, 304L,

316, 316L und 316NG untersucht. Auch die Mediumbedingungen unterscheiden sich je nach Untersuchung (reduzierend: $ECP^{e)} < -600 \text{ mV}_{SHE}^{f)}$; oxidierend: $ECP > 0 \text{ mV}_{SHE}$), wobei eine große Anzahl an Versuchen unter reduzierenden Bedingungen durchgeführt wurde, welche eher typisch für die Primärseite in DWR-Anlagen sind.

Tab. 3-1 Auswahl einzelner Untersuchungen zum Einfluss von Kaltverformung auf die SpRK von austenitischen Stählen

Werkstoff	Medium	Kaltverformung	Zusätzliche Einflüsse	Untersuchte Auswirkung	Quelle / Artikel
AISI 304	Reduzierend, Oxidierend	Walzen, Zug (Dehnung)	Sensibilisierung, Schwefelgehalt Medium / Werkstoff, Wasserstoffgehalt	Mikrostruktur, Härte, Rissinitiierung, SpRK-Anfälligkeit, Risswachstumsgeschwindigkeit	/GAR 09, MIL 09, SHO 10, TIC 09, TIC 07/
AISI 304L	Reduzierend $H_2SO_4 + NaCl$	Walzen, Zug (Dehnung), Schleifen	Orientierung der Kaltverformung	Mikrostruktur, Härte, Risswachstumsgeschwindigkeit, Rissmorphologie (interkristallin, transkristallin)	/GHO 10, TIC 07, VAI 09/
AISI 308L	Reduzierend, Oxidierend	Walzen		Risswachstumsgeschwindigkeit	/YAM 09/
AISI 316	Oxidierend	Walzen	Unterschiedliche mittlere Korngrößen	Mikrostruktur, Mikrohärt, Rissdichte, Risstiefe	/KAK 09/
AISI 316NG	Oxidierend	Schleifen	Nachbearbeitung durch Polier- und Strahlverfahren	Mikrostruktur, Oxidschicht, Rissanzahl, Risstiefe, SpRK-Anfälligkeit	/OBA 09/
AISI 316L	Reduzierend, Oxidierend	Walzen, Zug (Dehnung), Schleifen	Nachbearbeitung durch Polier- und Strahlverfahren	Mikrostruktur, Härte, Risswachstumsgeschwindigkeit, Rissmorphologie (interkristallin, transkristallin)	/KAN 09, OBA 09, VAI 09, YAM 09/

Zusammen mit Untersuchungen der Mikrostruktur und den mechanischen Werkstoffeigenschaften wie Härte (Makro, Mikro) und Eigenspannung wurden auch die SpRK-Anfälligkeit, Risswachstumsgeschwindigkeiten und relative Rissinitiierungszeiten ermittelt. Ein weiteres wesentliches Merkmal bei den unterschiedlichen Untersuchungen ist die Art der Belastung bei der Versuchsdurchführung, da diese eine wesentliche Rolle

^{e)} ECP: „electrochemical potential“ – elektrochemisches Potential

^{f)} SHE: Standard-Wasserstoffelektrode

für den dominanten Schädigungsmechanismus spielt. Typische Variationen der Belastungsarten und Profile bei Versuchen sind:

- zyklische oder konstante Belastung,
- Profil und Frequenz der zyklischen Belastung (dreiecks-, sinus-, trapezförmig),
- Dauer der Haltezeiten bei trapezförmigem Profil (500s, 9000s, einige Stunden).

Während konstante oder niederzyklische Belastungen zu SpRK-Schäden führen, überwiegen bei höherzyklischer Belastung Schäden aufgrund von Ermüdung. In vielen Versuchsdurchführungen werden, u. a. neben der Legierungszusammensetzung und dem Grad der Kaltverformung, häufig die Belastungsart und die Profile zusammen mit anderen Parametern innerhalb eines Versuchsdurchlaufs variiert.

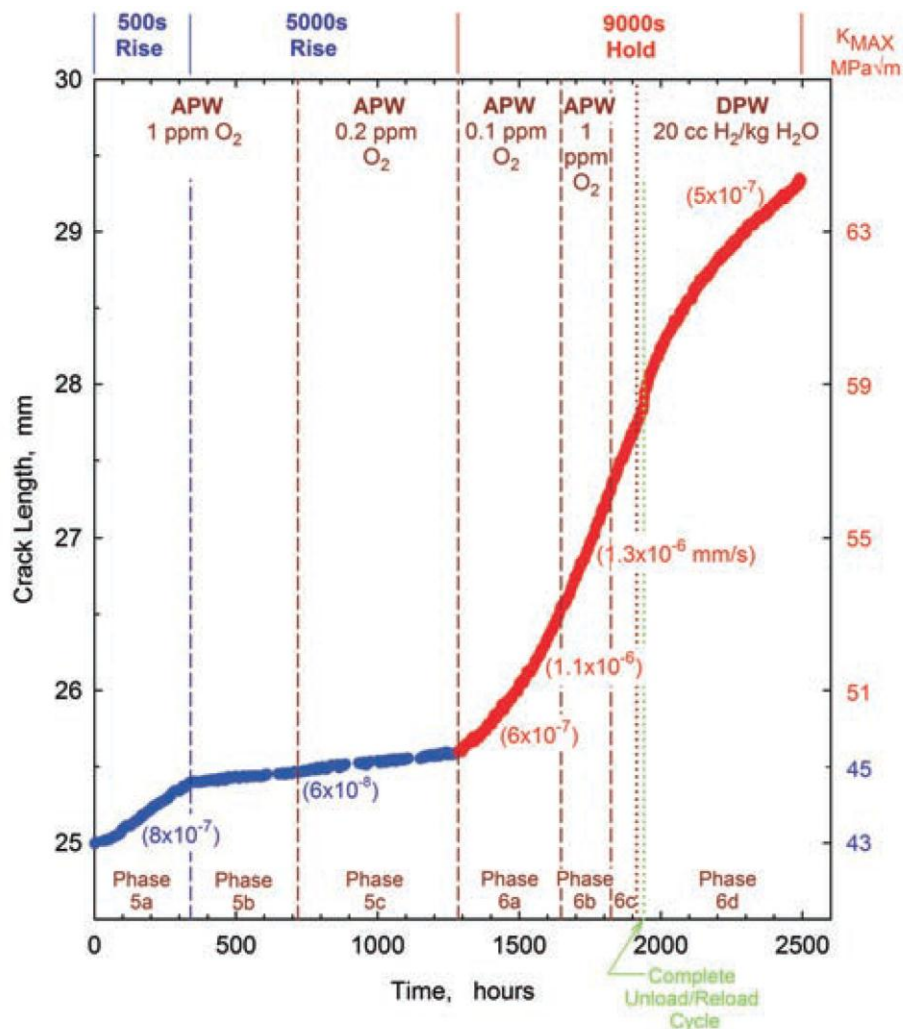


Abb. 3-4 Risswachstum für AISI 304 mit 20% Kaltverformung unter oxidierenden (APW) und reduzierenden (DPW) Bedingungen bei 249 °C /MIL 09/

Typische Kurvenverläufe der Risstiefe bei solchen Versuchen sind in den **Abb. 3-4**, **Abb. 3-5** und **Abb. 3-6** für den nicht stabilisierten Werkstoff AISI 304 wiedergegeben /MIL 09/. Die Anfangsrisse wurden hierbei künstlich durch eine Schwingbeanspruchung an Luft erzeugt. Die Versuche bestätigen, dass ein Rissfortschritt durch ISpRK an kaltverformten, austenitischen Chrom-Nickel-Stählen auch unter reduzierenden Bedingungen, wie sie im Primärkreis von DWR-Anlagen vorliegen, auftreten kann. Die Risswachstumsgeschwindigkeiten der mit 20% kaltverformten Probe liegen bei reduzierenden Bedingungen jedoch um eine Größenordnung niedriger als bei oxidierenden. Dennoch sind die Geschwindigkeiten um eine Größenordnung höher als bei demselben Werkstoff mit Sensibilisierung, wie dies ein Vergleich mit **Abb. 3-5** verdeutlicht.

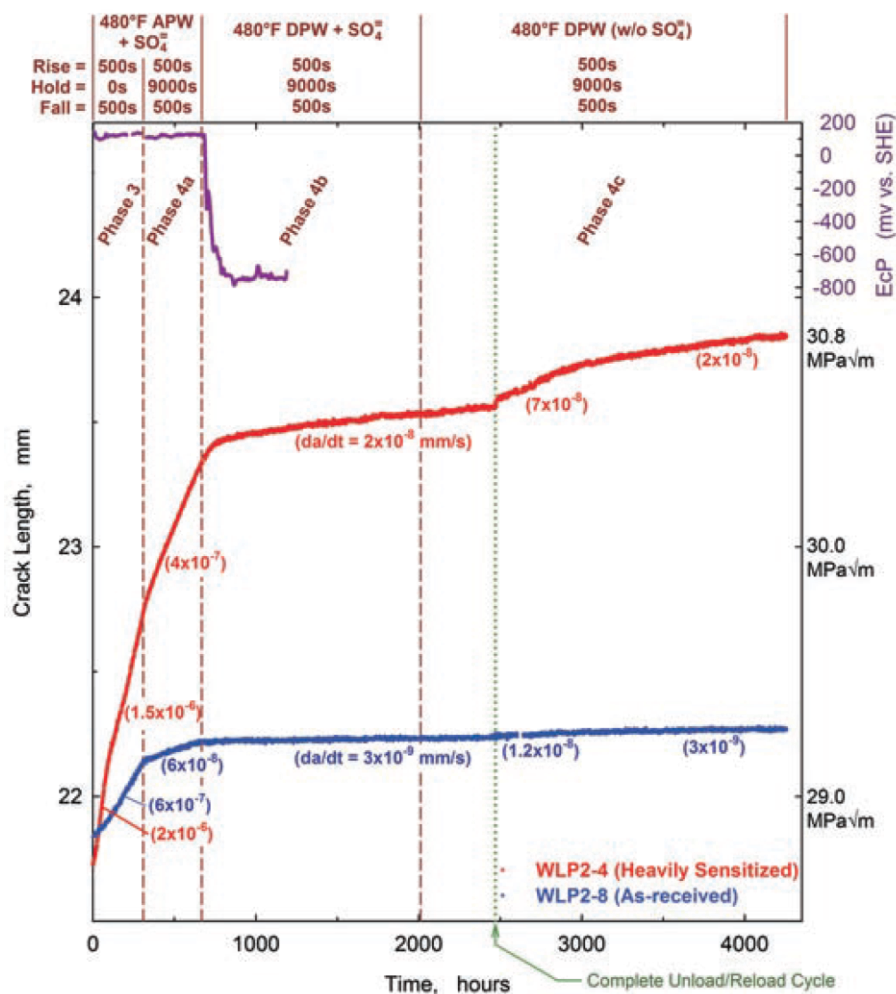


Abb. 3-5 Risswachstum für AISI 304 mit unterschiedlicher Sensibilisierung unter oxidierenden (APW) und reduzierenden (DPW) Bedingungen bei 249 °C /MIL 09/

Ein weniger klares Bild ergibt sich bei der Kombination von Kaltverformung und Sensibilisierung. Die **Abb. 3-6** gibt die Versuchsergebnisse für zwei sensibilisierte Werkstoffe mit unterschiedlichem Schwefelgehalt und geringfügig unterschiedlicher Kaltverformung wieder. Wodurch die großen Unterschiede bei den Wachstumsraten unter reduzierenden Bedingungen zustande kommen, wird in /MIL 09/ nicht angegeben. Da der Einfluss von Schwefelverunreinigungen auf Risswachstumsgeschwindigkeiten bestimmt werden sollte, wurde auf diese anscheinend ungünstige Kombination von Parametern nicht vertiefend eingegangen.

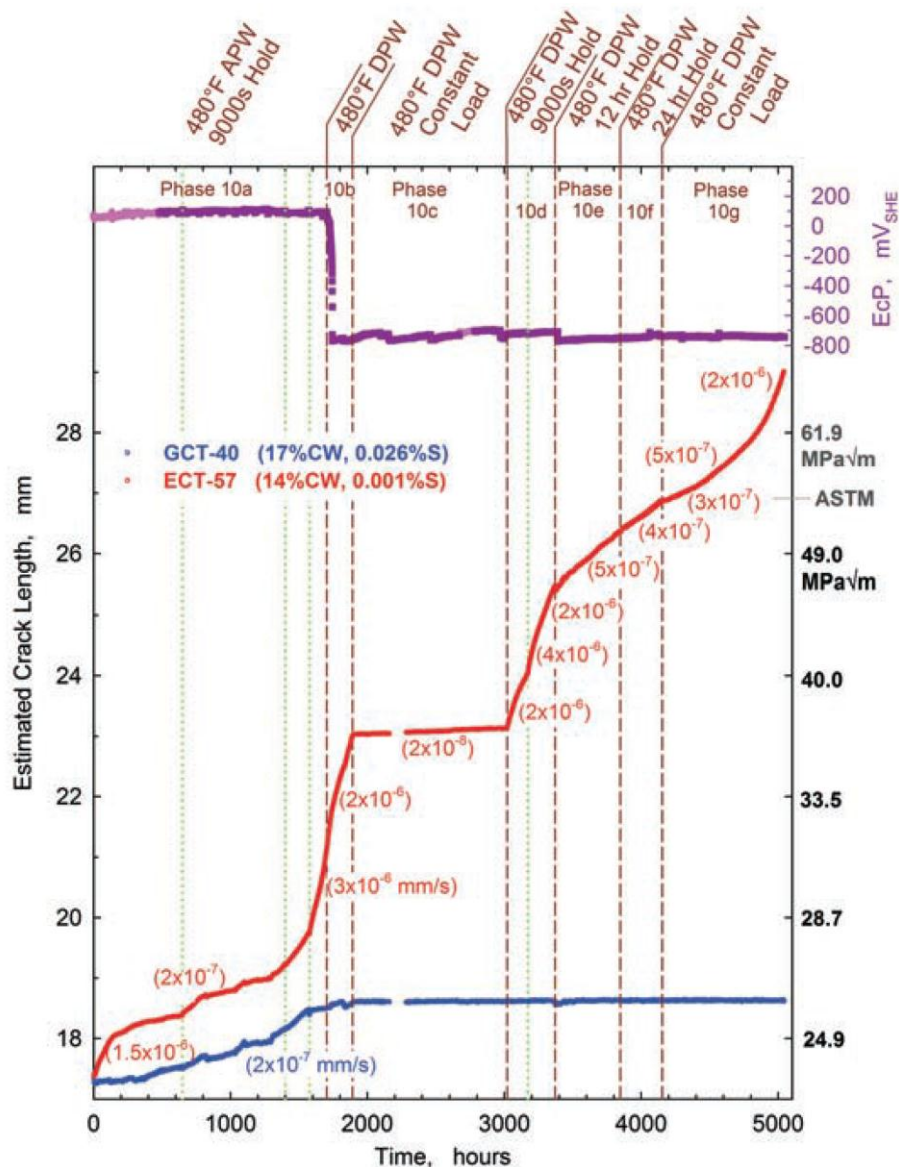


Abb. 3-6 Risswachstum für zwei sensibilisierte und kaltverformte austenitische Stähle AISI 304 mit unterschiedlichem Schwefelgehalt bei 249 °C /MIL 09/

Untersuchungen zur Rissanfälligkeit unstabilisierter, austenitischer Chrom-Nickel-Stähle wurden unter anderem in /KAK 09/ vorgenommen. Hierbei wurde die Anfälligkeit von AISI 316 unter oxidierenden Bedingungen in Heißwasser (8 ppm O₂, 288 °C) mit wachsender Korngröße und für unterschiedliche Kaltverformungsgrade untersucht.

Tab. 3-2 SpRK-Testergebnisse für AISI 316 mit unterschiedlichen mittleren Korngrößen und Kaltverformung von 0, 10 und 20% /KAK 09/

	Grain diameter	Cold rolling reduction	Micro Vickers hardness		SCC		
			Average	Standard deviation	Specimen's number with	Maximum crack	Number density
			Hv	Hv	* / 2	μm	/cm ²
PLR-SR	89	0	170	6	0/2	0	0
		10	236	16	0/2	0	0
		20	294	18	2/2	273	81
PLR-MR	160	0	168	5	0/2	0	0
		10	238	14	2/2	260	74
		20	286	19	2/2	280	351
PLR-LR	267	0	167	6	0/2	0	0
		10	232	14	2/2	360	59
		21	282	21	2/2	1000	468

Die in **Tab. 3-2** wiedergegebenen Ergebnisse dieser Untersuchung zeigen eine erhöhte Anfälligkeit mit steigender Korngröße, sofern Kaltverformung vorliegt. Hierbei führt ab der mittleren Korngröße schon ein Kaltverformungsgrad von 10% zu einer höheren Rissanfälligkeit. Aussagen, inwieweit diese Ergebnisse auf reduzierende Bedingungen übertragen werden können, wurden hier nicht getroffen.

Weitere Untersuchungen an AISI 304, welche strukturelle Anisotropie untersuchen, wie sie z. B. bei ein- und zweidimensionalem Walzen auftreten (längliche Körner) im Vergleich zu einer dreidimensionalen Kaltverformung, wurden in /TIC 09/ veröffentlicht. Die durch das Walzen veränderten Härteprofile der Proben sind in **Abb. 3-7** wiedergegeben. Die Rissausbreitung unter konstanten Lastbedingungen oder trapezförmigen Belastungen mit sehr langen Haltezeiten, welche den Belastungen für SpRK entsprechen, ist hier für eine Rissausbreitungsrichtung parallel zur Kaltverformungsrichtung am größten, wie **Abb. 3-8** zeigt. Ein Risswachstum senkrecht zur Kaltverformungsrichtung findet hier unter den gegebenen Bedingungen mit $K = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ nicht statt.

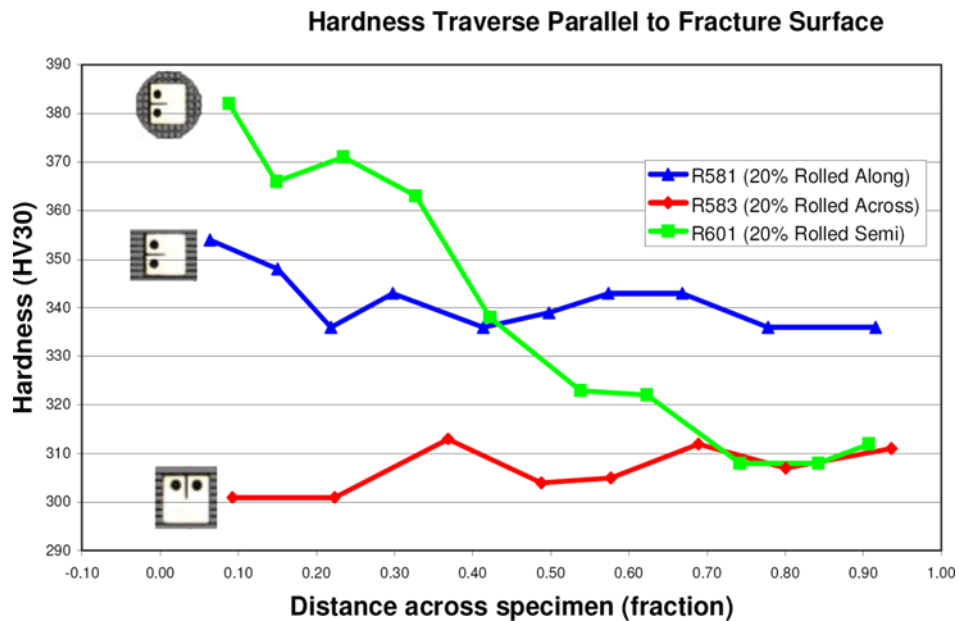


Abb. 3-7 Härteprofil von bidirektional gewalzten Proben aus AISI 304 /TIC 07/

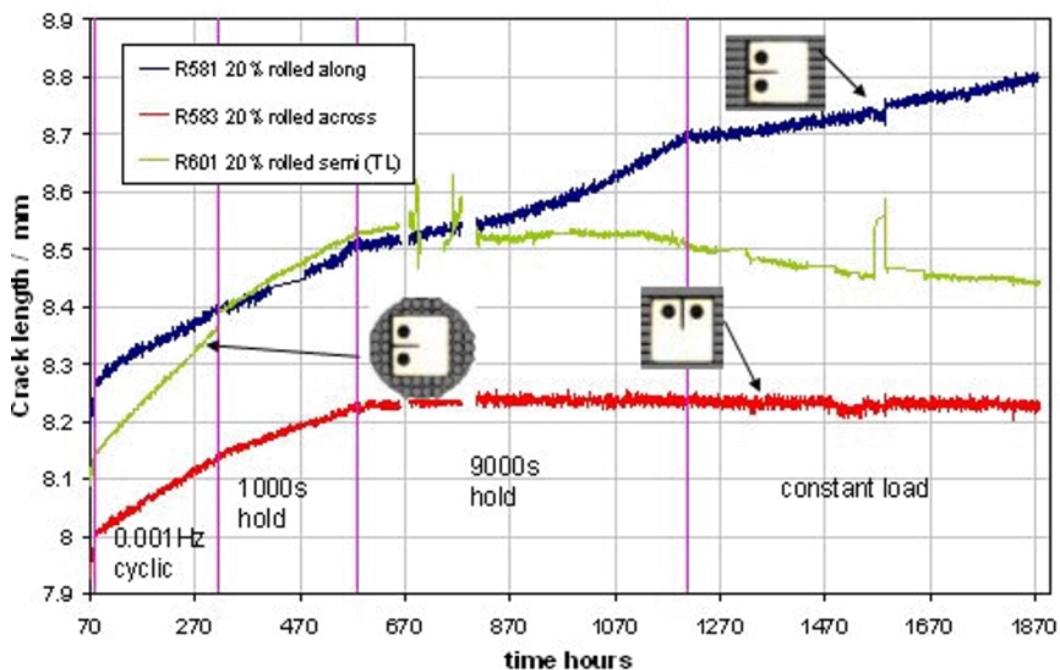


Abb. 3-8 Rissausbreitung in Abhängigkeit von dem Belastungsprofil und der Kaltverformungsrichtung in Bezug zur Rissorientierung in bidirektional gewalzten Proben aus AISI 304 (Mediumbedingungen: reduzierend, 288 °C, 2 ppm Li, 30-40 cc/kg H₂) /TIC 07/

Versuche zur Verringerung der Rissanfälligkeit bei vorhandener Kaltverformung an der Oberfläche wurden u. a. von /KAK 09, KAN 09, OBA 09/ durchgeführt und zeigen, dass die Anfälligkeit von kaltverformten Austeniten (AISI 316, 316L, 316NG) unter SWR-Bedingungen gegenüber diesem Schädigungsmechanismus durch eine Nachbearbeitung der Oberflächen in Form von Polier- oder Strahlverfahren deutlich abgesenkt

werden kann, wenn auch in unterschiedlichem Maße. Diese Untersuchungen betrachten hierbei oberflächliche Kaltverformung. In **Abb. 3-9** sind die Eigenspannungswerte für die Oberflächenbearbeitung und verschiedene Kombinationen an Nachbearbeitungen, welche die Eigenspannungen reduzieren sollen, wiedergegeben.

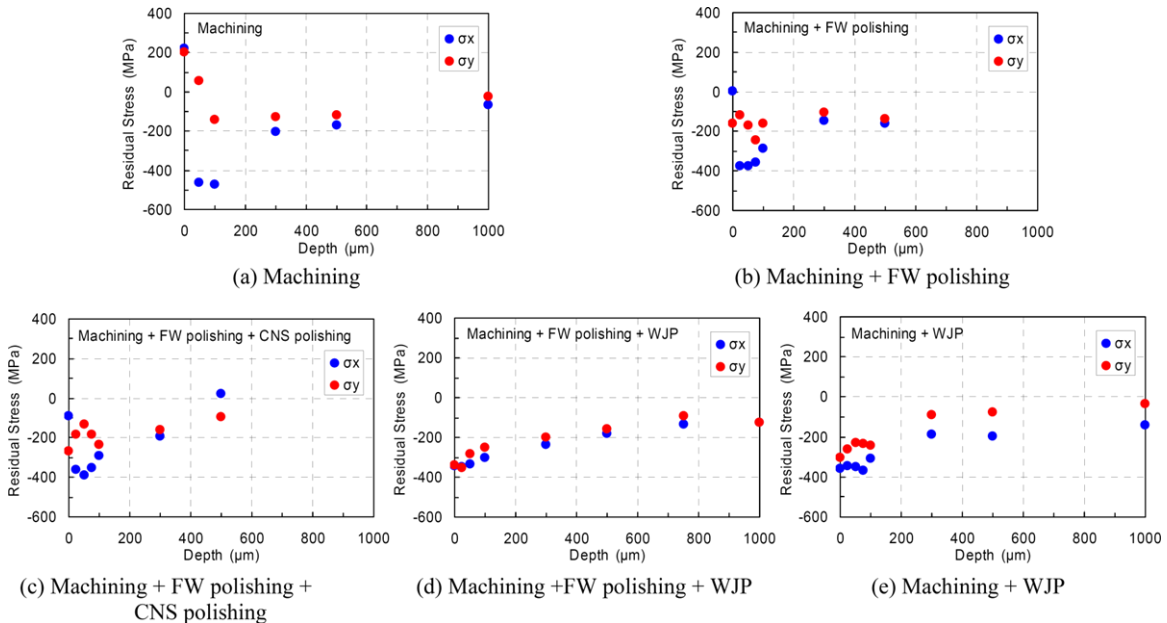


Abb. 3-9 Spannungsverteilung von oberflächlich kaltverformten Proben aus 316L für verschiedene Arten von Nachbearbeitung (Polieren- und Strahlverfahren; σ_x – Spannungen senkrecht zur Bearbeitungsrichtung; σ_y – Spannungen parallel zur Bearbeitungsrichtung) /KAN 09/

Die Versuche in /OBA 09/, welche in Zusammenhang mit den Ergebnissen in **Abb. 3-9** gesehen werden müssen, bestätigen eine Verbesserung der Eigenschaften in Bezug auf die Spannungsrisskorrosionsanfälligkeit. Sowohl Risstiefen als auch Rissanzahl von Versuchen an 316L in 288 °C heißem Medium unter oxidierenden Bedingungen (8 ppm O_2) sind in **Abb. 3-10** wiedergegeben. Je nach Art und Kombination der Nachbehandlungen (abrasives Polieren, Elektropolieren, Feinpolieren, Wasserstrahlen) konnte eine entsprechende Verbesserung der Resistenz festgestellt werden.

Die durchgeführten Versuche bestätigen die erhöhte Anfälligkeit gegenüber ISpRK von kaltverformten, austenitischen Chrom-Nickel-Stählen unter oxidierenden Bedingungen. Ebenso wurde eine erhöhte Anfälligkeit unter reduzierenden Bedingungen gezeigt. Darüber hinaus wurden Möglichkeiten aufgezeigt, die Auswirkungen von Kaltverformung an Oberflächen zu vermindern und somit die Rissanfälligkeit zu reduzieren.

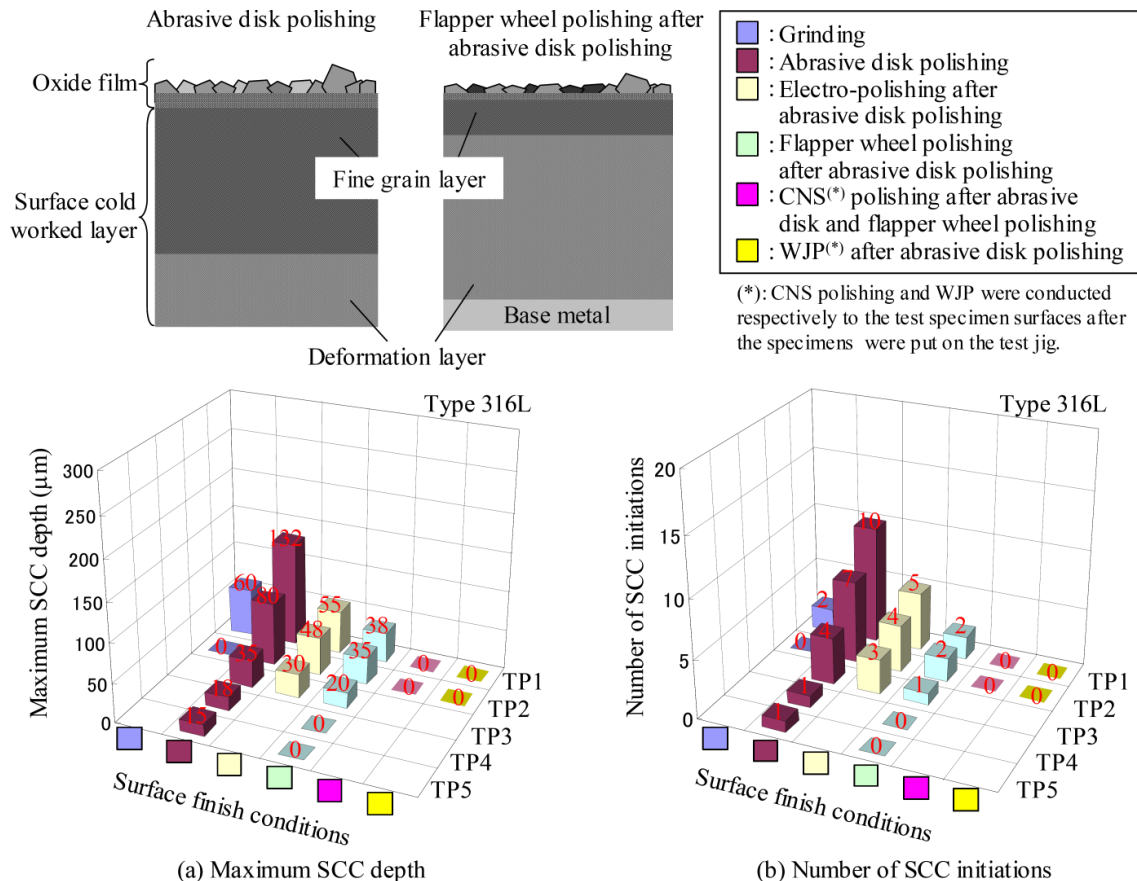


Abb. 3-10 SpRK-Anfälligkeit kaltverformter AISI 316L-Proben in Abhängigkeit von der Nachbearbeitung /OBA 09/

Die bisher durchgeführten Versuche wurden an unstabilisierten, austenitischen Chrom-Nickel-Stählen durchgeführt. Eine Übertragung der Ergebnisse auf stabilisierte austenitische Chrom-Nickel-Stähle kann nicht ohne weiteres vorgenommen werden. Bei grundlegenden mikrostrukturellen Veränderungen, wie der Kornverfeinerung oder Aufhärtung durch Kaltverformung ist dies noch möglich. Daher sollten sich die stabilisierten Chrom-Nickel-Stähle qualitativ ähnlich verhalten bei vorhandener Kaltverformung wie die unstabilisierten Werkstoffe in Bezug auf Oberflächenbearbeitung, Rissausbreitungsgeschwindigkeiten bei struktureller Anisotropie und genereller Rissanfälligkeit. Inwieweit quantitative Beziehungen hierbei noch zutreffen, kann nicht abgeschätzt werden.

Sofern zu der Kaltverformung noch zusätzliche Einflüsse hinzukommen, wie z. B. eine Sensibilisierung, sind die Auswirkungen dieser Einflüsse auf Rissanfälligkeit und Risswachstumsgeschwindigkeit nicht mehr eindeutig bestimmt. Versuche an stabilisierten Chrom-Nickel-Stählen könnten hier Klarheit schaffen und gleichzeitig bei geeigneter

Parametervariation der Versuche zu geeigneten quantitativen Abhängigkeiten für die Rissanfälligkeit und die Risswachstumsgeschwindigkeiten in Bezug zur Kaltverformung führen.

3.2.2 Berücksichtigung des Mediumeinflusses bei der Ermüdungsanalyse

Im Folgenden sollen nur Ergebnisse und Diskussionen zur Korrosionsermüdung betrachtet werden, d. h. der Einfluss eines Mediums auf die Ermüdungsfestigkeit im Vergleich zu Ermüdungsvorgängen an Luft. Weitere Themen, welche häufig in Zusammenhang mit Ermüdung und Korrosionsermüdung gebracht werden, wie z. B. der Temperatureinfluss in Ermüdungskurven an Luft oder die Extrapolation von Ermüdungskurven auf höhere Lastspielzahlen über die vorhandenen Daten hinaus, sollen hier nicht abgehandelt werden.

Die verschiedenen Einflussfaktoren auf die Lebensdauer von Werkstoffen unter zyklischer Belastung an Luft und unter LWR-Bedingungen können unterschieden werden nach

- Medium
 - Temperatur
 - Sauerstoffgehalt
 - Verunreinigungen
- Art der Belastung
 - Dehnrate
 - Amplitude
 - Frequenz
 - Haltezeiten
 - Profil
- Material
 - Chemische Zusammensetzung
 - Mikrostruktur
 - Oberflächenbeschaffenheit

wobei der Einfluss des Mediums der maßgebende zusätzliche Einflussfaktor ist, welcher Korrosionsermüdung von Ermüdung abgrenzt.

Für die Auslegung von Komponenten in deutschen KKW sind die KTA-Regeln 3201.2 und 3211.2 ausschlaggebend. Die dort angegebenen jeweiligen Ermüdungskurven für austenitische Stähle, ferritische Stähle und hochfeste Schrauben wurden aus Versuchen an Luft bestimmt und stimmen mit denjenigen im ASME-Code überein. Die Auslegungskurven berücksichtigen durch die Verschiebung der angepassten Regressionskurven, welche auf den experimentellen Daten basieren, neben Einflüssen aufgrund von Werkstoffschwankungen, Größenunterschieden oder Unterschieden der Oberflächenbeschaffenheit nur den Umgebungseinfluss an Luft bei den Experimenten. Der explizite Einfluss anderer Medien wurde bei der Festlegung der Auslegungskurven nicht berücksichtigt.

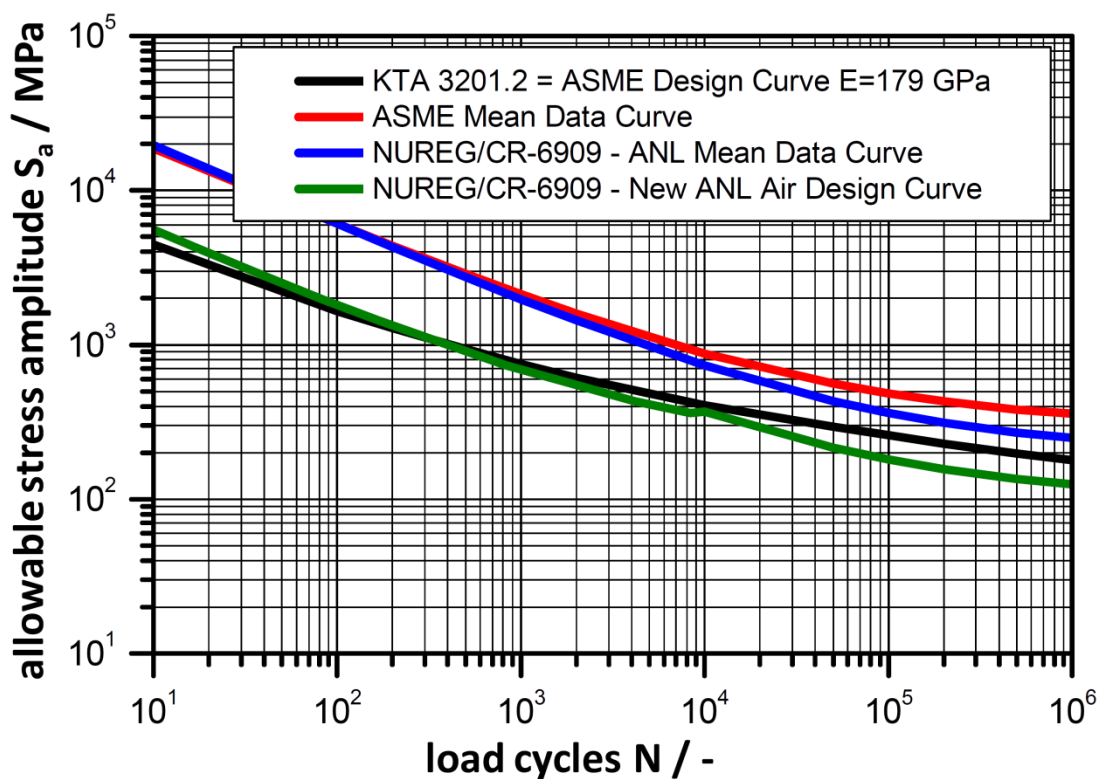


Abb. 3-11 Ermüdungs- und Auslegungskurven für austenitische Chrom-Nickel-Stähle /KRA 10/

Im NRC Reg. Guide 1.207 wird auf neue Auslegungskurven Bezug genommen, welche im NUREG-Bericht CR-6909 /CHO 07/ zusammen mit Methoden zur Bestimmung des Mediumeinflusses bei Ermüdungsanalysen angegeben sind (siehe **Abb. 3-11**). Die neuen Auslegungskurven sollen in den USA grundsätzlich für die Bewertung neuer Anlagen herangezogen werden.

Zur Berücksichtigung des Medieinflusses bei der Ermüdungsanalyse werden im NUREG-Bericht CR-6909 zwei Möglichkeiten angegeben. Zum einen können separate Ermüdungskurven mit Berücksichtigung der jeweiligen Mediumbedingungen berechnet und für die Ermüdungsanalyse verwendet werden. Hierzu wird für austenitische Chrom-Nickel-Stähle die Beziehung der Zyklenzahl zu der Amplitude der Dehnung ε_a und den zusätzlichen Umgebungseinflüssen (Temperatur T , Dehnrage $\dot{\varepsilon}$, Sauerstoffgehalt O), wie sie in Gleichung (1) angegeben ist, verwendet. Entsprechende Beziehungen bestehen auch für unlegierte (3) und niedrig legierte Stähle (5). Falls keine separaten Ermüdungskurven mit Medieinfluss berechnet werden sollen, kann der Einflussfaktor F_{en} aus den Gleichungen (2), (4) bzw. (6) bestimmt und bei der Berechnung des Ausnutzungsgrades verwendet werden.

Austenitische Chrom-Nickel-Stähle

$$\ln(N) = 6,157 - 1,920 \ln(\varepsilon_a - 0,112) + T' \dot{\varepsilon}' O' \quad (1)$$

$$F_{En} = \exp(0,734 - T' \dot{\varepsilon}' O') \text{ und } F_{En} = 1 \text{ falls } (\varepsilon_a \leq 0,1\%) \quad (2)$$

Die einzelnen Parameter für die Berechnung der Design-Kurven mit Medieinfluss bzw. der F_{en} -Werte für austenitische Chrom-Nickel-Stähle sind in **Tab. 3-3** zusammengestellt.

Tab. 3-3 Werte der Parameter zur Berechnung des Medieinflusses für austenitische Chrom-Nickel-Stähle /CHO 07/

Parameter	Wert	Bereich
Temperatur T'	$T' = 0$	$T < 150^\circ\text{C}$
	$T' = (T - 150)/175$	$150^\circ\text{C} \leq T < 325^\circ\text{C}$
	$T' = 1$	$T \geq 325^\circ\text{C}$
Dehnrage $\dot{\varepsilon}'$	$\dot{\varepsilon}' = 0$	$\dot{\varepsilon} > 0,4\%/s$
	$\dot{\varepsilon}' = \ln(\dot{\varepsilon}/0,4)$	$0,0004 \leq \dot{\varepsilon} \leq 0,4\%/s$
	$\dot{\varepsilon}' = \ln(0,0004/0,4)$	$\dot{\varepsilon} < 0,0004\%/s$
Sauerstoffgehalt O'	$O' = 0,281$	unabhängig vom Sauerstoffgehalt ⁹⁾

⁹⁾ Der Einfluss des Sauerstoffgehaltes ist aufgrund der vorhandenen Daten nicht eindeutig geklärt. Daher wird mit einem konstanten Parameter gearbeitet.

Unlegierte Stähle

$$\ln(N) = 5,951 - 1,975 \ln(\varepsilon_a - 0,113) + 0,101 S' T' O' \dot{\varepsilon}' \quad (3)$$

$$F_{En} = \exp(0,632 - 0,101 S' T' O' \dot{\varepsilon}') \text{ und } F_{En} = 1 \text{ falls } (\varepsilon_a \leq 0,07\%) \quad (4)$$

Niedrig legierte Stähle

$$\ln(N) = 5,747 - 1,808 \ln(\varepsilon_a - 0,151) + 0,101 S' T' O' \dot{\varepsilon}' \quad (5)$$

$$F_{En} = \exp(0,702 - 0,101 S' T' O' \dot{\varepsilon}') \text{ und } F_{En} = 1 \text{ falls } (\varepsilon_a \leq 0,07\%) \quad (6)$$

Die Parameter für die Berechnung der Design-Kurven mit Mediumeinfluss bzw. der F_{en} -Werte für unlegierte und niedrig legierte Stähle sind in **Tab. 3-4** zusammengestellt.

Tab. 3-4 Werte der Parameter zur Berechnung des Mediumeinflusses für unlegierte und niedrig legierte Stähle /CHO 07/

Parameter	Wert	Bereich
Schwefelgehalt S'	$S' = 0,001$	$S \leq 0,001 \text{ Gew. \%}$
	$S' = S$	$0,001 < S \leq 0,015 \text{ Gew. \%}$
	$S' = 0,015$	$S > 0,015 \text{ Gew. \%}$
Temperatur T'	$T' = 0$	$T < 150^\circ\text{C}$
	$T' = (T - 150)/200^{\text{h)}$	$150^\circ\text{C} < T \leq 350^\circ\text{C}$
Dehnrate $\dot{\varepsilon}'$	$\dot{\varepsilon}' = 0$	$\dot{\varepsilon} > 1\%/s$
	$\dot{\varepsilon}' = \ln(\dot{\varepsilon})$	$0,001 \leq \dot{\varepsilon} \leq 1\%/s$
	$\dot{\varepsilon}' = \ln(0,001)$	$\dot{\varepsilon} < 0,001\%/s$
Sauerstoffgehalt O'	$O' = 0$	$DO \leq 0,04 \text{ ppm}$
	$O' = \ln(DO/0,04)$	$0,04 \text{ ppm} < DO \leq 0,5 \text{ ppm}$
	$O' = \ln(12,5)$	$DO > 0,5 \text{ ppm}$

Die in /CHO 07/ angegebenen Regressionskurven für austenitische Stähle beruhen auf Messungen, welche mit unstabilisierten Chrom-Nickel-Stählen an Luft durchgeführt wurden. Gleiches gilt für die daraus abgeleiteten Regressionskurven mit Medium-einfluss. Zur Überprüfung, inwieweit diese Regressionskurven auch stabilisierte auste-

^{h)} im Original steht hier: $T' = T - 150$

nitische Stähle abdecken, wurden von der MPA entsprechende Versuchsergebnisse in /ROO 09/ veröffentlicht.

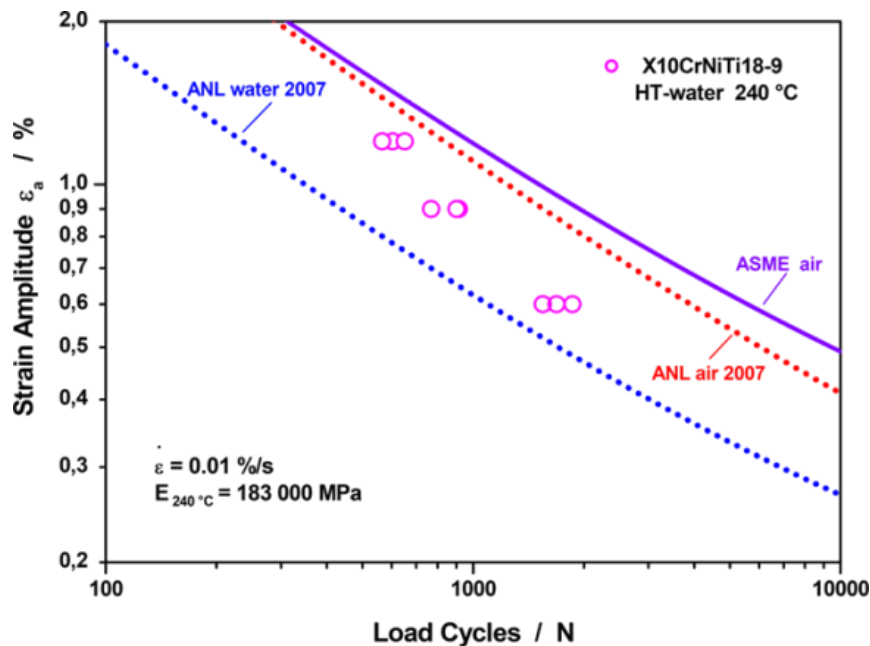


Abb. 3-12 Ermüdungskurven nach ASME und ANL zusammen mit Messungen der MPA für Ti-stabilisierte austenitische Stähle /ROO 09/

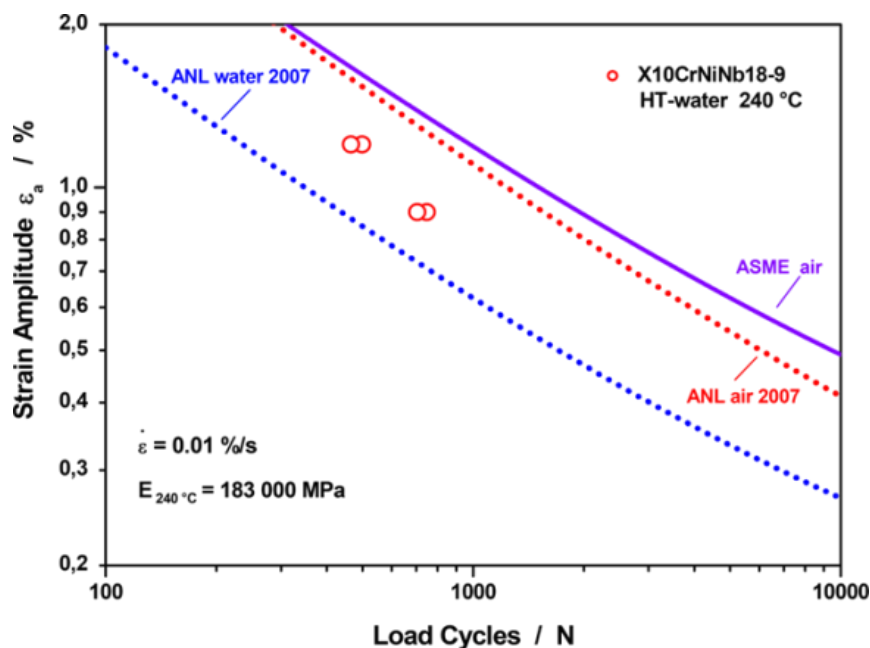


Abb. 3-13 Ermüdungskurven nach ASME und ANL zusammen mit Messungen der MPA für Nb-stabilisierte austenitische Stähle /ROO 09/

In **Abb. 3-12** und **Abb. 3-13** sind die Messergebnisse zusammen mit den Regressionskurven „ASME air“, „ANL air 2007“ und der zu den Versuchsparametern gehörenden „ANL water 2007“-Kurve wiedergegeben. Hiernach zeigt sich einerseits auch für diese

Stähle ein Einfluss des Mediums – die Punkte liegen systematisch unter der Mittelwertkurve für Luft. Andererseits sind die Regressionskurven mit Medieneinfluss als konservativ zu bewerten und decken auch in Deutschland gebräuchliche stabilisierte austenitische Stähle hinreichend ab.

Im selben Bericht wurden auch niedrig legierte Stähle unter Medieneinfluss geprüft (siehe **Abb. 3-14**).

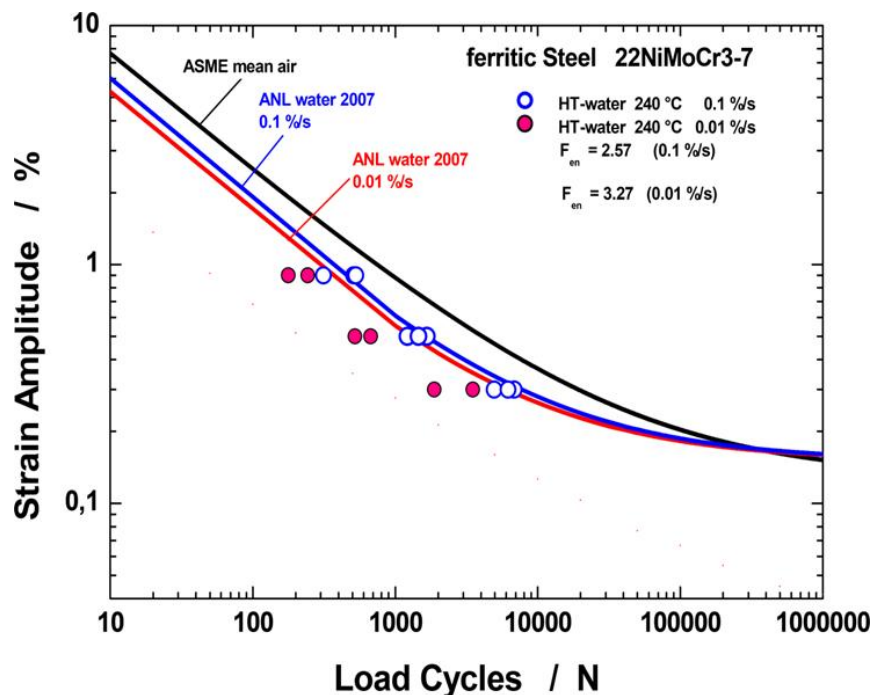


Abb. 3-14 Ermüdungskurven nach ASME und ANL zusammen mit Messungen der MPA für 22NiMoCr3-7 /ROO 09/

In diesem Fall liegen die Messpunkte der MPA tendenziell unter den Regressionskurven von ANL bei nominell gleichen Bedingungen. Die Abweichungen unter Medieneinfluss von den Regressionskurven von ANL fallen hier umso stärker aus je kleiner die Dehnraten sind. Dennoch wären die Messdaten durch die vorgeschlagene Auslegungskurve unter Medieneinfluss aufgrund der Verschiebung der Regressionskurve um 2 und 12 noch abgedeckt. Die bisherigen Auslegungskurven wurden durch Verschiebung der Regressionskurve um die Faktoren 2 und 20 gebildet.

Neben diesen Versuchen wurden weitere durchgeführt, um zu klären inwieweit das Belastungsprofil – in diesem Fall die Haltezeiten – einen Einfluss auf die Lebensdauer bzw. Risswachstumsgeschwindigkeit zyklisch belasteter Komponenten hat. Für den austenitischen Stahl AISI 316L konnte in /SEI 11/ kein positiver oder negativer Effekt

durch verlängerte Haltezeiten, weder unter oxidierenden noch unter reduzierenden Bedingungen (siehe **Abb. 3-15** und **Abb. 3-16**), festgestellt werden.

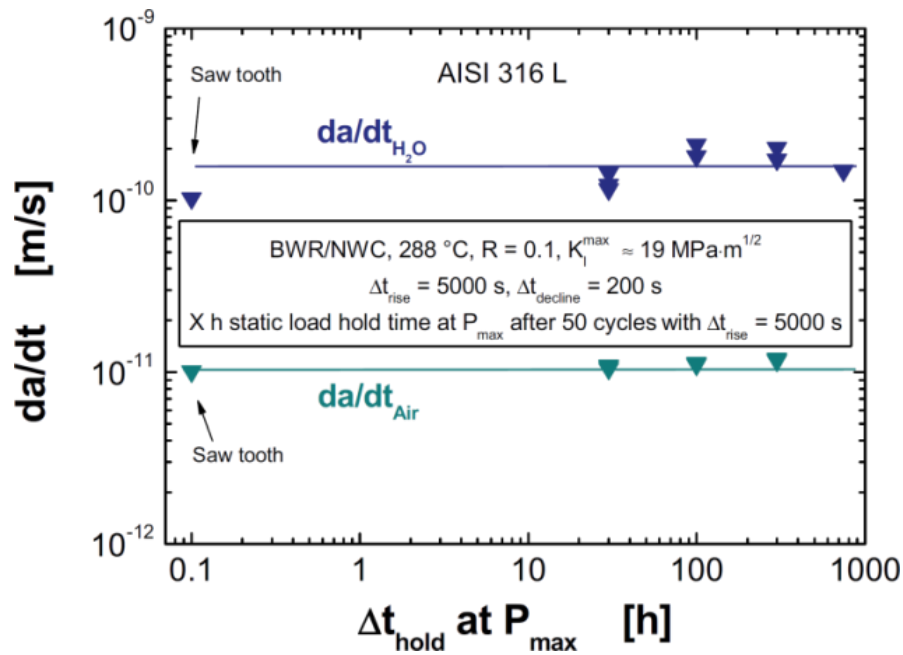


Abb. 3-15 Einfluss von Haltezeiten auf die Risswachstumsgeschwindigkeit für AISI 316L unter oxidierenden Bedingungen /SEI 11/

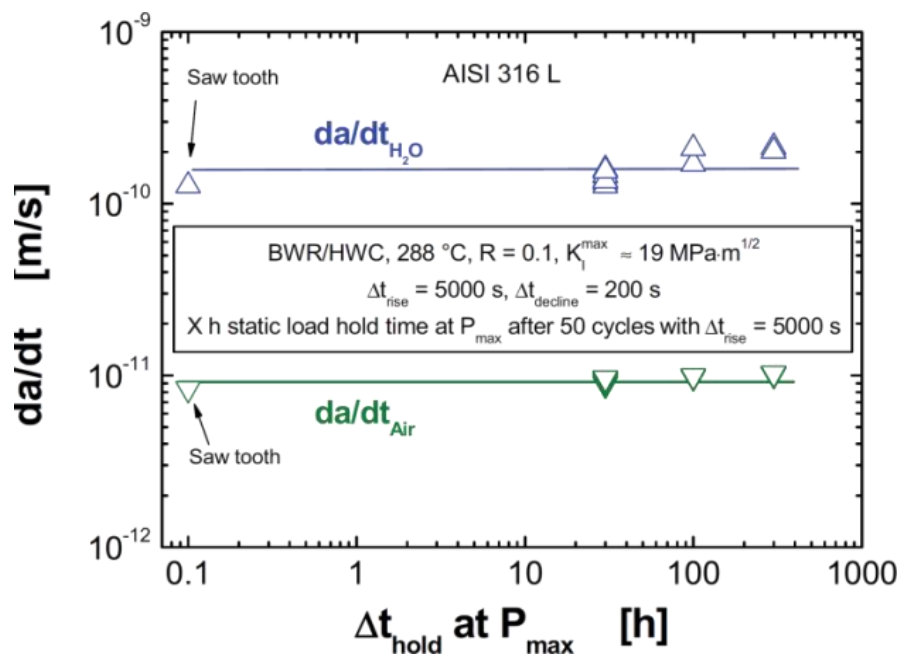


Abb. 3-16 Einfluss von Haltezeiten auf die Risswachstumsgeschwindigkeit für AISI 316L unter reduzierenden Bedingungen /SEI 11/

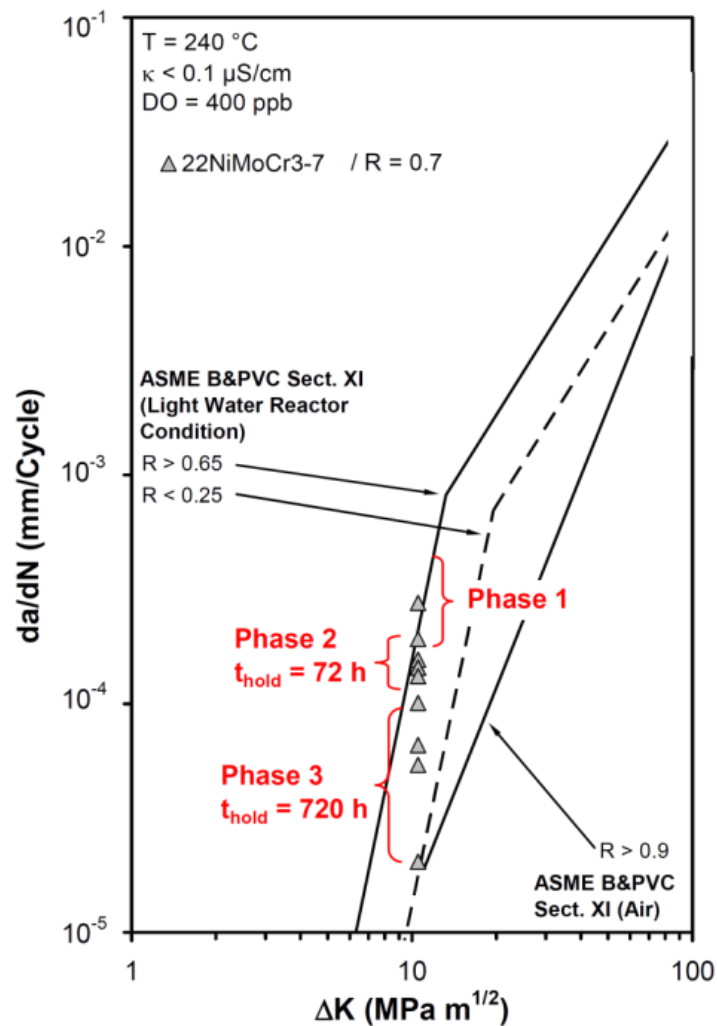


Abb. 3-17 Einfluss von Haltezeiten auf die Risswachstumsgeschwindigkeit für 22NiMoCr3-7 unter LWR-Bedingungen /ROT 10/

Für den niedrig legierten Stahl 22NiMoCr3-7 wurde in /ROT 10/ eine Verringerung der Risswachstumsgeschwindigkeit für längere Haltezeiten bei oxidierenden Bedingungen und $240\text{ }^{\circ}\text{C}$ festgestellt (siehe **Abb. 3-17**), was jedoch noch mit weiteren Untersuchungen validiert werden soll. Untersuchungen zum Einfluss von Haltezeiten werden auch in /STE 11/ angeregt. Darüber hinaus sollen die konstanten Beiträge in den Korrekturfaktoren F_{en} – z. B. 0,734 in Gleichung (2) für austenitische Chrom-Nickel-Stähle – als auch die Verschiebungsfaktoren (2/12) geprüft werden und weitere Ermüdungsdaten gesichtet werden, um mögliche Konservativitäten abzubauen.

4 Analyse und Bewertung der Möglichkeiten von Prüfverfahren und -techniken zur Erkennung und Charakterisierung relevanter korrosionsgestützter Rissbildungen

In der Kerntechnik stellen zerstörungsfreie Prüfungen (ZfP) eine Säule der Qualitätssicherung bei Herstellung und Betrieb sicherheitsrelevanter Komponenten dar /JEN 11/. Die Notwendigkeit betriebsbegleitender ZfP ergibt sich aus den Unsicherheiten einer rein rechnerischen Bestimmung der Lebensdauer einer Komponente. Diese ergeben sich insbesondere aufgrund des Zufälligkeitscharakters von betrieblichen Beanspruchungskollektiven sowie Streuungen in den mechanischen Kennwerten der Werkstoffe.

Durch betriebsbegleitende ZfP wird einem unvorhergesehenen Versagen der Komponenten aufgrund betriebsbedingter Schädigungsmechanismen entgegengewirkt. Hierzu müssen die eingesetzten Prüfverfahren und -techniken geeignet sein, die ihnen zugeordnete Aufgabe zu erfüllen. Im kerntechnischen Regelwerk /KTA 10/ werden die Anforderungen an (zerstörungsfreie) Prüfverfahren wie folgt beschrieben: „Bei den wiederkehrenden Prüfungen werden Prüfverfahren angewendet, mit denen die im Betrieb auftretenden Fehler ... rechtzeitig vor Erreichen der Zulässigkeitsgrenze erkannt werden.“ Die Aufgabe der ZfP geht also über das reine Auffinden von Fehlern hinaus. Der Zusatz „rechtzeitig vor Erreichen der Zulässigkeitsgrenze“ beinhaltet implizit die Forderung nach einer Bewertung erkannter Fehlstellen, die die Frage nach der Zulässigkeit klären soll.

Im Hinblick auf rissartige Fehler kann hieraus abgeleitet werden, dass zerstörungsfreie Prüftechniken, die bei Wiederkehrenden Prüfungen (WKP) zum Einsatz kommen, in der Lage sein müssen, Fehler ab der Größe zu erkennen und hinsichtlich der Größe zu charakterisieren, ab der bei gegebener Rissfortschrittsgeschwindigkeit die Integrität einer Komponente innerhalb des Prüfintervalls gefährdet wäre. Da die Rissfortschrittsgeschwindigkeit z. B. im Falle von Spannungskorrosionsrissen relativ hoch sein kann, bedeutet dies, dass die ZfP bereits sehr kleine Fehler nachweisen muss. Darin liegt eine Herausforderung für die ZfP. Eine weitere Herausforderung stellt häufig die Bewertung identifizierter Fehler dar. Die Schwierigkeiten hierbei, wie sie sich etwa bei der Prüfung von austenitischen Schweißnähten bzw. Mischschweißnähten ergeben, sind meist materialspezifisch.

Ziel der durchgeführten Arbeiten war es, die Möglichkeiten von Prüfverfahren und Prüftechniken zur Erkennung und Charakterisierung relevanter korrosionsgestützter Riss-

bildungen zu analysieren und zu bewerten. Dabei konnte auf frühere Arbeiten der GRS /REC 09/ aufgesetzt werden. Da aus Sicht der ZfP eine Unterscheidung zwischen korrosionsgestützten Rissbildungen und anderen rissbildenden Schädigungsmechanismen, z. B. Ermüdung, nicht zwingend erforderlich ist, wurde der Betrachtungsumfang grundsätzlich auf die „Erkennung von Rissbildungen“ erweitert. Dabei galt es jedoch zu beachten, dass korrosionsgestützte Rissbildungsmechanismen charakteristische Rissmorphologien aufweisen, die zu spezifischen Schwierigkeiten bei der Ultraschallprüfung führen können, wie dies insbesondere für ISpRK-Risse der Fall ist.

Zur Aufarbeitung des für das Vorhaben relevanten Wissenstandes wurden zunächst die Anforderungen des kerntechnischen Regelwerks, insbesondere der KTA 3201.4, an die zerstörungsfreie Rissprüfung von kerntechnischen Komponenten und deren Weiterentwicklung analysiert. Ferner wurden die neuere Fachliteratur und Fachkonferenzen, insbesondere auch ein durch den TÜV-Nord 2011 veranstaltetes ZfP-Symposium „Neue Entwicklungen bei zerstörungsfreien Prüfungen in der Kerntechnik“, im Hinblick auf die folgenden Themen ausgewertet:

- Qualifizierung von ZfP-Techniken,
- Potential zur Erkennung und Tiefenbestimmung von rissartigen Fehlern,
- neue Entwicklungen bei zerstörungsfreien Prüfmethoden,
- Charakterisierung und Fehlergrößenbestimmung von Fehlstellen und
- Bewertung von Anzeigen in der Praxis.

Die durchgeführten Untersuchungen konzentrieren sich dabei auf die Auffindung und Bewertung oberflächennaher Rissbildungen mittels Ultraschall- und Wirbelstromprüfung.

4.1 Weiterentwicklung des kerntechnischen Regelwerks für Wiederkehrende Prüfungen (KTA 3201.4)

Maßgeblich für Wiederkehrende Prüfungen (WKP) von Komponenten der Druckführenden Umschließung in Kernkraftwerken ist die KTA 3201.4 /HEI 11/. Mit Bezug zu rissartigen Fehlern war bereits in der Fassung 1999-06 dieser Regel allgemein gefordert, dass Prüfverfahren und -techniken so auszuwählen sind, dass betriebsbedingte

Fehler mit ihren möglichen Orientierungen erfasst werden können. Als solche Orientierungen wurden genannt:

- die senkrecht zu den Hauptspannungsrichtungen verlaufende Ebene,
- die parallel zu den Schmelzflächen an Schweißnähten verlaufende Ebene (Längsfehler) und
- die zur Schweißfortschrittsrichtung von Schweißnähten senkrecht verlaufende Ebene (Querfehler).

Ferner war in Bezug auf die Auswahl von Prüfverfahren und -techniken für die Prüfung von Dampferzeuger-Heizrohren gefordert, dass Fehler an der Innen- und Außenseite und lokale Wanddickenschwächungen erfasst werden können.

Im Rahmen der Überarbeitung dieser Regel wurden mit der Fassung 2010-11 die Anforderungen an die WKP in Kernkraftwerken an den Stand von Wissenschaft und Technik herangeführt. Im Folgenden werden die wesentlichen Änderungen gegenüber der Vorgängerfassung mit Bezug zu rissartigen Fehlern wiedergegeben.

4.1.1 Allgemeine Anforderungen

In der neuen Fassung der KTA 3201.4 /HEI 11/ wurden Anforderungen an die Prüfung von Grundwerkstoffbereichen aus austenitischen Stählen auf Schädigungen durch Spannungsrisskorrosion aufgenommen. Dadurch wurde dem vermehrten Auftreten dieses Schädigungsmechanismus im Betrieb Rechnung getragen. Hinsichtlich der Auswahl der Prüfverfahren und -techniken für die Prüfung von Grundwerkstoffbereichen aus austenitischen Stählen auf Schädigung durch Spannungsrisskorrosion wird gefordert, dass sowohl axial als auch in Umfangsrichtung verlaufende Fehler erfasst werden können.

Die Prüfungen hinsichtlich Spannungsrisskorrosion sind anlagenbezogen festzulegen und sollen neben austenitischen Rohrleitungen und Komponenten auch Mess- und Steuerleitungen einschließen. Die Festlegung der Prüfbereiche hat nach den Kriterien

- stagnierendes Medium im Betrieb, Toträume,
- teilgefüllte waagrecht verlaufende Rohrleitungsabschnitte,

- Armaturen, Flanschverbindungen mit der Möglichkeit des Eintrages von Fremdstoffen

zu erfolgen.

Des Weiteren wurden Anforderungen zur Durchführung mechanisierter Prüfungen neu aufgenommen. Demnach sind mechanisierte Ultraschallprüfungen erforderlich, wenn eine Bewertung ohne umfangreiche Aufzeichnung und Darstellung der Messdaten gemäß DIN 25435-1 nicht möglich ist (z. B. bei Störanzeigen an austenitischen Schweißnähten, bei formbedingten Anzeigen aufgrund von Wurzelkerben, bei komplizierter Geometrie) oder wenn hierdurch eine Verringerung der Strahlenexposition des Prüfpersonals erreicht werden kann.

Hinsichtlich der Eignung von Prüfverfahren und -techniken, deren Anwendung für die Prüfaufgabe nicht ausreichend in Normen beschrieben ist, wurde festgelegt, dass deren Eignung grundsätzlich nach der Methodik der Richtlinie VGB-R 516 /VGB 10/ (VGB-ENIQ-Richtlinie) nachzuweisen ist.

4.1.2 Anforderungen zum Nachweis der Eignung von Ultraschalltechniken

In der neuen Fassung der KTA 3201.4 wurden Anforderungen zum Nachweis der Eignung von Ultraschalltechniken und zur Einstellung der Prüfempfindlichkeit neu aufgenommen. Hierbei wurde auf Festlegungen in der KTA 3201.3 (Fassung 2007-11) zurückgegriffen und unter Berücksichtigung des seitdem fortgeschrittenen Kenntnisstandes, insbesondere detaillierte Anforderungen an die Ultraschallprüfung von Oberflächen von Schweißnähten zwischen ferritischen und austenitischen Stählen, an die Prüfung auf Querfehler und an die Prüfung plattierter Bauteilbereiche, festgelegt.

Nach dem aktuellen Regelwerk ist der Nachweis der Eignung einer Prüftechnik für schwer prüfbare Werkstoffe wie z. B. austenitische Schweißnähte, Mischschweißnähte oder komplizierte Geometrie an einem Vergleichskörper zu erbringen. Der Vergleichskörper wird hierbei als ein Körper beschrieben, der in den prüftechnisch relevanten Eigenschaften (z. B. Werkstoff, Schweißnahtausführung, Form, Wanddicke, eventuell vorhandene Plattierung) dem Prüfgegenstand entspricht und Bezugsmerkmale aufweist, die an die Prüfaufgabe angepasst sind.

Die Eignung der Prüftechnik ist an Vergleichskörpern mit Nuten verschiedener Tiefe, bei Schweißverbindungen separat für jede Einschallrichtung, nachzuweisen. Hinsichtlich Lage, Anzahl und Tiefe der in den Vergleichskörper einzubringenden Nuten wurden detaillierte Anforderungen neu aufgenommen. Unter bestimmten Randbedingungen können auch realistische Vergleichsfehler als Bezugsmerkmale in den Vergleichskörper eingebracht werden.

In **Abb. 4-1** sind beispielhaft die Lage der Nuten und die Einschallrichtungen für die Längsfehler-Prüfung der Innenoberfläche von Schweißverbindungen zwischen ferritischen und austenitischen Stählen mit Schweißgut aus Austenit oder Nickellegierung, wie sie in der aktuellen Fassung der KTA 3201.4 festgelegt sind, dargestellt. Entsprechende Festlegungen wurden insbesondere auch für die Querfehlerprüfung von Schweißverbindungen mit Schweißgut aus Nickellegierungen getroffen.

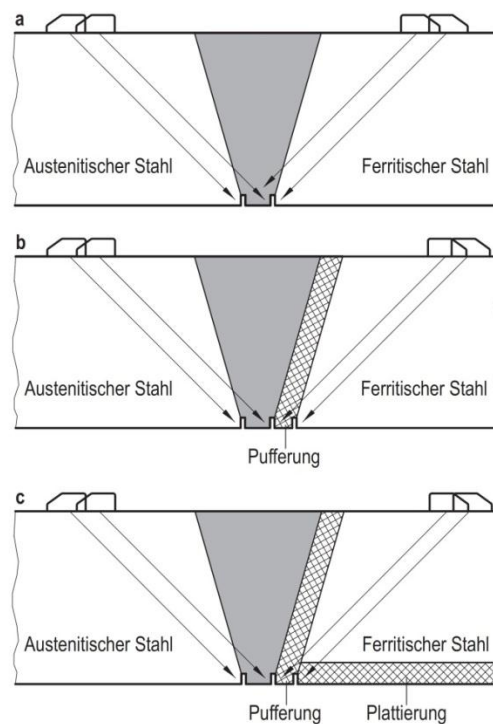


Abb. 4-1 Lage der Nuten und Einschallrichtungen für die Längsfehlerprüfung von Mischschweißnähten /KTA 10/

Ferner wurden Kriterien definiert, anhand derer die Eignung einer Prüftechnik nachgewiesen werden kann. Hierbei werden 4 verschiedene Fälle unterschieden. Die Festlegung der Kriterien beruht auf dem Prinzip der Amplitudenbewertung. In **Abb. 4-2** sind beispielhaft die Kriterien für den Eignungsnachweis der Ultraschallprüfung von Stumpf-

nähten und von nichtplattierten Grundwerkstoffbereichen gemäß Fall 1 veranschaulicht.

Eine Prüftechnik ist gemäß **Abb. 4-2** dann uneingeschränkt geeignet, wenn die an der Bezugsnut festgestellte Echohöhe den Rauschpegel um 12 dB oder mehr überschreitet und das Kantenecho die Echohöhe an der Bezugsnut um mindestens 4 dB überschreitet. Darüber hinaus müssen die Echohöhen bei Anschallung durch den Grundwerkstoff des Vergleichskörpers mit der Nuttiefe ansteigen. Bei Anschallung durch das Schweißgut oder durch die Pufferung des Vergleichskörpers dürfen die Echohöhen nicht unter die Echohöhe der Bezugsnut abfallen.

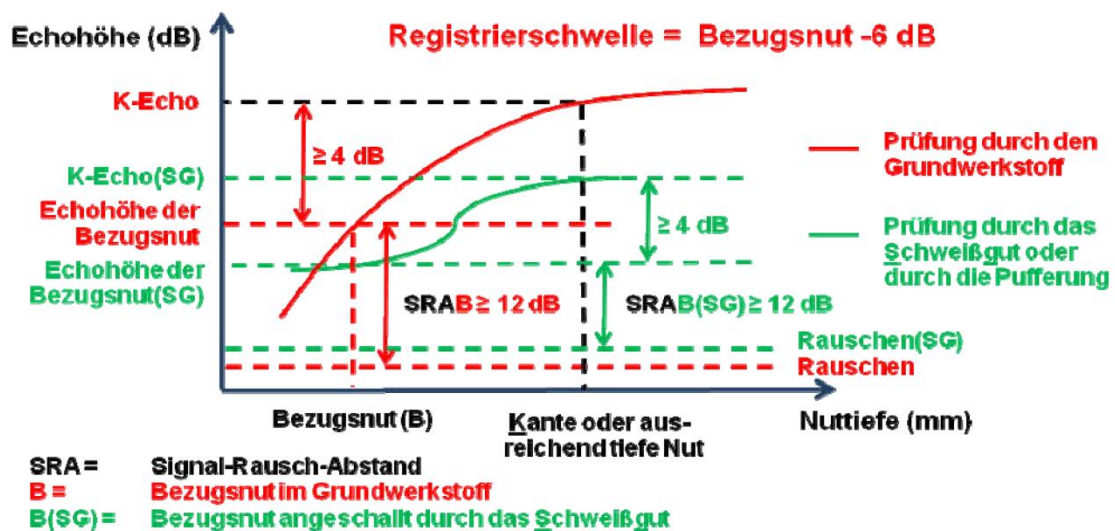


Abb. 4-2 Nachweis der Eignung von Ultraschallprüftechniken für die Prüfung von Stumpfnähten und nicht plattierten Grundwerkstoffbereichen (Fall 1)
/HEI 11/

Die Registrierschwelle entspricht der Echohöhe des Bezugsreflektors zuzüglich eines Empfindlichkeitszuschlags von 6 dB, der Unterschiede zwischen der Reflektivität einer Nut und eines unregelmäßig geformten natürlichen Risses berücksichtigen soll.

Können obige Kriterien z. B. für schwer prüfbare Werkstoffe wie austenitische Schweißnähte oder Mischschweißnähte nicht eingehalten werden, so ist für diese Fälle eine Ersatzvorgehensweise (Fall 2a, Fall 2b, Fall 3) festgelegt, anhand derer eine Eignung der Prüftechnik (unter Zusatzbedingungen für eine ausreichende Aussagefähigkeit der Prüfung) dennoch nachgewiesen werden kann. Detaillierte Erläuterungen zu den Fällen 2a, b und 3 finden sich in /HEI 11/.

Für die Prüfung plattierter Oberflächen sind spezielle Bezugsreflektoren festgelegt. Durch die vorgegebene Wahl des Bezugsreflektors in Abhängigkeit der Wanddicke wird eine Prüfempfindlichkeit vorgeschrieben, bei welcher Fehler erkannt werden, bevor sie die Plattierung durchdringen. Ist zusätzlich für den Sprödbruchsicherheitsnachweis eine Bestätigung der Integrität der Plattierung erforderlich, so ist eine Prüfempfindlichkeit gefordert, bei der Fehler mit Ausdehnungen festgestellt werden, bei denen die Tragfähigkeit der Plattierung noch nicht beeinträchtigt ist /KTA 10/.

4.1.3 Anforderungen zum Nachweis der Eignung sowie zur Einstellung der Empfindlichkeit von Wirbelstromtechniken

Mit der Überarbeitung der KTA 3201.4 wurden ebenfalls die Anforderungen an die Wirbelstromprüfung an den Stand der Technik angepasst. Die wesentlichen Erneuerungen mit Bezug zur Wirbelstromprüfung von Dampferzeuger-Heizrohren werden im Folgenden genannt.

Je nach Prüfaufgabe sind Wirbelstromtechniken einzusetzen, die entweder eine Bestimmung von Form und Orientierung von Fehlern oder eine Bestimmung der Fehlertiefe ermöglichen. Geeignete Wirbelstromtechniken, darunter die Prüfung mit sogenannten Pancake-Sonden zum Nachweis von Fehlern beliebiger Orientierung, die Prüfung mit Pluspunkt-Sonden zum Nachweis von Fehlern mit Orientierungen längs und quer zur Verfahrrichtung der Sonde, sowie die Prüfung mit Arraysonden ebenfalls zum Nachweis von Fehlern mit Orientierungen längs und quer zur Verfahrrichtung der Sonde werden genannt.

Bei der Prüfung von Dampferzeuger-Heizrohren ist die Einstellung der Prüfempfindlichkeit gemäß DIN 25435-6 /DIN 03/ vorzunehmen. Die Prüfempfindlichkeit ist an Vergleichskörpern vorzunehmen, wobei als Bezugsmerkmale Nuten für den Nachweis von rissartigen Fehlern und Bohrungen für den Nachweis von Wanddickenschwächungen zu verwenden sind. Bei der geforderten Vorgehensweise zur Einbringung der Bezugsmerkmale in den Vergleichskörper werden die Erkenntnisse aus der Betriebserfahrung zu Schädigungen an Dampferzeugerheizrohren in Bezug auf Lage, Art und Orientierung potenzieller Fehler berücksichtigt.

Ferner wurden Kriterien festgelegt, bei deren Erfüllung der Nachweis der Eignung der Prüftechnik gezeigt ist.

Darüber hinaus wurde die Bewertungsgrenze für die Wirbelstromprüfung von Dampferzeugerheizrohren präzisiert und der Prüfumfang an Dampferzeugerheizrohren zwecks Erhöhung der Aussagesicherheit der Stichprobenprüfung auf 20% verdoppelt. Die Bewertungsgrenze ist überschritten, wenn die Anzeige auf flächige Trennungen (Risse) oder auf Wanddickenschwächungen von 30% oder mehr schließen lässt.

4.2 Qualifizierung von zerstörungsfreien Prüftechniken

Um sicherzustellen, dass die zum Einsatz kommenden Prüfverfahren, Prüftechniken und Prüfgeräte geeignet sind, eine geforderte Prüfaufgabe unter Praxisbedingungen zu erfüllen, müssen diese qualifiziert werden. Die große Bedeutung der Qualifizierung lässt sich leicht anhand der zahlreichen Beiträge zu den jüngsten Fachkonferenzen zu diesem Thema abschätzen. Einige übergeordnete Diskussionsschwerpunkte zu diesem Thema werden im Folgenden wiedergegeben.

4.2.1 Revision der VGB-ENIQ-Richtlinie VGB-R516

Die Methodik zur Qualifizierung von zerstörungsfreien Prüftechniken in der Kerntechnik ist in der VGB-ENIQ-Richtlinie festgeschrieben. Anwendungsbereich, Zielsetzung und die generelle Vorgehensweise gemäß der ersten Ausgabe dieser Richtlinie /VGB 01/ wurden in /REC 09/ beschrieben. In der aktuellen zweiten Ausgabe /VGB 10/ wurden die Erfahrungen aus der praktischen Anwendung der ersten Ausgabe eingearbeitet sowie die Inhalte der einzelnen Kapitel präzisiert bzw. weitere Unterkapitel ergänzt.

Eine wesentliche Erneuerung stellt die Präzisierung der sogenannten technischen Begründung dar. Hierbei handelt es sich um eine schriftliche Zusammenstellung der Nachweise dafür, dass das zu qualifizierende Prüfsystem ausreichendes Potential aufweist, die ZfP-Aufgabe zu lösen. Sie besteht aus einer jeweils geeigneten Kombination von physikalischer Beweisführung, praktischen Versuchen, theoretischen Überlegungen und Berechnungen.

Das Ergebnis einer zerstörungsfreien Prüfung kann durch eine große Anzahl von Parametern, sogenannte Einflussparameter, beeinflusst werden. Die Einflussparameter sind abhängig von der Prüfaufgabe, für die ein zerstörungsfreies Prüfverfahren qualifiziert werden soll, wobei nicht alle wesentlich für das Erreichen des Qualifizierungszieles sein müssen. Die Auswahl der jeweiligen Einflussparameter ist in der technischen

Begründung darzustellen und ihr Einfluss auf das Prüfergebnis zu beschreiben. Diejenigen Einflussparameter, bei deren Änderung das Qualifizierungsziel nicht mehr erreicht wird, werden essentielle Parameter genannt. Die Grundlage für die Auswahl und Verifikation der essentiellen Parameter des zu qualifizierenden Prüfsystems wird durch die technische Begründung gebildet.

Gemäß der aktuellen Fassung der Richtlinie können die Einflussparameter in „Eingangsparameter“ und „Prüfgerätesystemparameter“ aufgeteilt werden. Die Eingangsparameter (z. B. Komponenteneigenschaften, Fehlercharakteristik) definieren die Prüfaufgabe. Die Prüfgerätesystemparameter sollen gewährleisten, dass ein zerstörungsfreies Prüfverfahren an die Komponenteneigenschaften angepasst ist, dass das geforderte Nachweisvermögen sichergestellt ist und insgesamt das Prüfziel damit erreicht wird.

In der aktuellen Fassung wurden auch die Verantwortung und Zuständigkeiten der an der Qualifizierung beteiligten Parteien (Betreiber/Hersteller, Sachverständiger, Prüfdienstleister) präzisiert. In Bezug auf die Fachkunde des Prüfpersonals wurde festgelegt, dass das Prüfpersonal die Anforderungen der DIN 25435-Serie „Wiederkehrende Prüfungen der Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren“ erfüllen muss. Eine Zertifizierung gemäß DIN EN 473 /DIN 08/ oder gleichwertig wird nicht mehr gefordert.

In diversen Anhängen wurden die wesentlichen Schritte einer Qualifizierung unter Angabe der Zuständigkeiten, detaillierte Angaben zum möglichen Inhalt der Qualifizierungsdokumentation, sowie die wesentlichen Inhalte einer technischen Begründung (Benennung von Kapiteln/Abschnitten) dargestellt. Hiermit soll ein vereinheitlichtes Vorgehen bei der Umsetzung der Richtlinie erreicht werden.

Die Bedeutung dieser Richtlinie wurde durch ihre Benennung in der KTA 3201.4 aufgewertet.

4.2.2 Einsatz von Vergleichskörpern mit realistischen Testfehlern

In der neuen Fassung der KTA 3201.4 wurden die Anforderungen an die Ausführung von Vergleichskörpern zur Qualifizierung von zerstörungsfreien Prüfungen neu formuliert (siehe **Abschnitt 4.1.2**). Bei der Qualifizierung von Ultraschallprüftechniken wurde insbesondere die Möglichkeit eröffnet, den Nachweis der Eignung der Prüftechnik, so-

wie die Einstellung der Prüfeempfindlichkeit an Vergleichskörpern mit realistischen Bezugsmerkmalen zu führen.

Künstliche und realistische Testfehler unterscheiden sich deutlich in ihrem Ultraschall-reflexionsverhalten. Während künstliche Reflektoren sehr glatte und gleichmäßige Oberflächen mit optimalen Reflektionsbedingungen aufweisen, sind realistische Fehler (Risse) meist uneben und verlaufen häufig im Gegensatz zu künstlich eingebrachten Nuten schräg zur Oberfläche des Bauteils. Die einfallende Schallwelle wird daher nicht gleichmäßig zum Prüfkopf zurückgeworfen, sodass beträchtliche Schallanteile verloren gehen. Dies gilt insbesondere für ISpRK-Risse, da diese in der Regel stark verzweigt sind und keine glatten Rissflächen aufweisen.

Untersuchungen an Testkörpern mit künstlichen und realistischen Testfehlern durch die MPA /DUG 11/ haben ergeben, dass die Vorgehensweise, die Einstellung der Prüfeempfindlichkeit an künstlichen Testfehlern vorzunehmen, grundsätzlich sinnvoll ist. Als Referenzfehler zum Nachweis der Eignung der Prüftechnik und zur reproduzierbaren Einstellung der Prüfeempfindlichkeit seien klar definierte Testfehler erforderlich. Hierzu eignen sich künstliche Testfehler besser als realistische.

Es wird jedoch darauf hingewiesen, dass die Verwendung von Vergleichskörpern mit realistischen Testfehlern zum Nachweis der Leistungsfähigkeit einer Prüftechnik eine wichtige Ergänzung bei der Qualifizierung einer Prüftechnik oder des Prüfpersonals darstellen kann /DUG 11/. Hierdurch kann das Verständnis des Prüfpersonals für das Aussehen von Signalmustern realistischer Fehler besser geschult werden, wodurch sich beispielsweise Vorteile bei der Unterscheidung von Ultraschallanzeigen von Nuten und Rissen ergeben können.

4.2.3 Unterstützung von Qualifizierungen durch Simulation

In der Fachliteratur (z. B. /CZU 11/) wird zunehmend der Einsatz von Simulationswerkzeugen zur Unterstützung von Qualifizierungsvorhaben diskutiert. Ein häufig verwendetes Instrument hierfür ist die CIVA-Software ¹⁾.

¹⁾ Benannt nach der hinduistischen Gottheit *Shiva*, deren viele Arme es ihr ermöglichen, verschiedene Aufgaben zu verrichten.

Die CIVA-Software ist aufgebaut aus Simulations-, Analyse- und Bildgebungsmodulen für verschiedene Prüftechniken wie Ultraschall-, Durchstrahlungs- und Wirbelstromverfahren. Mit Hilfe der CIVA-Software ist es möglich, Prüftechniken besser zu verstehen, sie zu optimieren und deren Leistungsfähigkeit unter realistischen Bedingungen vorherzusagen.

Das CIVA-Ultraschall-Tool ermöglicht die Simulation der Schallausbreitung und Wechselwirkung mit Fehlern in verschiedenen Werkstoffen. Es können Schallfelder für verschiedene Prüfköpfe definiert und berechnet werden, verschiedene Reflektoren können vorgegeben und deren Reflektivität ermittelt werden. Der Einfluss von verschiedenen Lagen und Orientierungen von Reflektoren auf die Ultraschallamplitude kann bestimmt werden. Weiterhin können auch Schallstrahlverläufe an komplizierter Geometrie (Stützen, Schweißnähte etc.) sowie der Werkstoffeinfluss (Anisotropie, Schallschwächung) auf die Schallausbreitung ermittelt werden.

Untersuchungen haben gezeigt, dass die CIVA-Software bei Qualifizierungsprozessen von Ultraschallprüftechniken für den Einsatz in der Kerntechnik eine Unterstützung leisten kann, indem sie wertvolle Informationen in Bezug auf die Auswahl einer an die Prüfaufgabe angepassten Prüftechnik, die Gestaltung von Vergleichskörpern oder die Auswahl von Vergleichsfehlern liefert /CZU 11/. So können bereits im Vorfeld zu einer anstehenden Ultraschallprüfung an kompliziert gestalteten Prüfgegenständen optimale Einschallparameter mittels der CIVA-Software erprobt und simuliert werden /SCH 11/.

Da aber viele Einflüsse, z. B. der einer Schweißnahtausführung auf die Ultraschallprüfung, durch die Simulation nicht abgebildet werden, kann auf die Verwendung eines Vergleichskörpers nicht verzichtet werden. Weiterhin wird darauf hingewiesen, dass der Einsatz und die Bewertung von CIVA eine umfangreiche ZfP-Erfahrung erfordert /SCH 11/.

4.3 Potential von zerstörungsfreien Prüfverfahren zur Erkennung und Tiefenbestimmung von rissartigen Fehlern

Im Bereich der Kerntechnik kommen verschiedene ZfP-Verfahren zum Einsatz. Im Folgenden werden die wichtigsten Verfahren unter Nennung ihres Einsatzgebietes sowie ihres Potentials zur Erkennung und Tiefenbestimmung von rissartigen Fehlern vorgestellt.

4.3.1 Sichtprüfung

Die Sichtprüfung eignet sich in erster Linie zur Erkennung von großflächigen Oberflächenfehlern. Rissartige Fehler können in der Regel nur erkannt werden, wenn diese eine große Rissöffnung an der Oberfläche aufweisen und / oder Sekundärererscheinungen wie Ablagerungen vorhanden sind /WAI 97/. Weitere Voraussetzungen sind Zugänglichkeit und Sauberkeit des Prüfbereichs. Das Fehlernachweisvermögen verbessert sich durch die Nutzung von Hilfsmitteln wie Lupe, Spiegel, Endoskop, Videokameras etc.. Eine Risstiefenbestimmung ist mittels Sichtprüfung nicht möglich.

4.3.2 Farbeindringprüfung

Die Farbeindringprüfung ist eine Methode zur Anzeige von zur Oberfläche hin offenen Rissen in beliebigen Werkstoffen. Bedingungen für die Anwendbarkeit der Farbeindringprüfung sind Zugänglichkeit und Sauberkeit der Prüfflächen sowie die Abwesenheit von Oberflächenschichten wie Lacken. Die Prüfung ist geeignet, um Oberflächenrisse mit einer Breite im μm -Bereich und einer Risslänge ab ca. 1 mm anzuzeigen. Bei rauen und / oder porösen Oberflächen kann es zu Fehlanzeigen kommen. Eine Aussage über die Risttiefe, etwa über die Farbintensität, ist nicht möglich.

4.3.3 Magnetpulverprüfung und Magnetische Streuflussprüfung

Die Magnetpulverprüfung ist wie die Farbeindringprüfung ein Oberflächenprüfverfahren und eignet sich zur Erkennung von Fehlstellen an oder dicht unter der Oberfläche des Prüfobjekts wie Rissen, Lunker und Einschlüsse. Der Fehlernachweis erfolgt durch Sichtbarmachen der durch einen Fehler verursachten magnetischen Streufelder mittels feiner ferromagnetischer Eisenpartikel. Da hierzu eine Magnetisierung des Prüfobjekts erforderlich ist, ist die Anwendung der Magnetpulverprüfung auf ferromagnetische Werkstoffe beschränkt. In diesem Anwendungsbereich stellt sie das einfachste und sicherste Verfahren zur Risserkennung dar und ist der Farbeindringprüfung an Anzeigengenauigkeit weit überlegen. Die Nachweisempfindlichkeit von Fehlern unterhalb der Oberfläche nimmt mit zunehmendem Abstand zur Oberfläche ab.

Oberflächenrisse sind nachweisbar, wenn deren Breite klein gegenüber der Länge und Tiefe ist, wobei für ausreichende Ergebnisse zusätzlich das Verhältnis Fehllertiefe zu Fehlerbreite > 5 und die Rissbreite zwischen $10^{-3} - 10^{-4}$ mm sein sollte. Die minimale

nachweisbare Risstiefe liegt im Bereich von 50 μm /PEL 10/. Eine Bestimmung der Risstiefe ist mit der Magnetpulverprüfung nicht möglich. Gemäß KTA 3201.4 ist die Magnetpulverprüfung bei ferritischen Bauteilen bevorzugt durchzuführen.

Verwandt mit der Magnetpulverprüfung ist die sogenannte Magnetische Streuflussprüfung, bei der das Streufeld einer Fehlstelle mit Hilfe geeigneter Sonden (Hall-Sonden, SQUID-Sonden, GMR-Sonden) quantitativ gemessen wird. Der Vorteil gegenüber der Magnetpulverprüfung liegt darin, dass das gemessene Signal in direkter Beziehung zur Fehlergeometrie steht, wodurch Aussagen über die Fehlerabmessungen möglich sind.

Eine Vorgehensweise zur Rekonstruktion der Rissparameter (Risslänge, Risstiefe, Klaffung) durch Auswertung von, mittels speziell auf ZfP-Anwendungen angepassten GMR-Sensoren, quantitativ gemessenen Streufeldsignalen wird in /KRE 11/ und /PEL 10/ beschrieben. GMR-Sensoren zeichnen sich neben einer hohen Empfindlichkeit und einem damit einhergehenden hohen Signal-Rausch-Abstand dadurch aus, dass sie eine hohe Ortsauflösung im mittleren μm -Regime erreichen. Mit Hilfe von für die ZfP optimierten GMR-Sensoren konnten mittels Funkenerosion in einem Referenzbauteil eingebrachte Risse durch präzise Messung des Streufeldes detektiert und sehr gut hinsichtlich Länge und Tiefe charakterisiert werden /PEL 10/. Der minimale, noch mit ausreichendem Signal-Rausch-Abstand nachweisbare, Riss hatte eine Tiefe von 44 μm .

4.3.4 Potentialsondenprüfung

Das Potentialsondenverfahren nutzt den Zusammenhang zwischen dem elektrischen Widerstand eines rissbehafteten Körpers und der Risstiefe /WAI 97/. Hierbei wird über zwei Elektroden ein Strom (Gleich- oder Wechselstrom) in einen elektrisch leitenden Prüfkörper eingespeist und mittels zweier Potentialsonden die Potentialdifferenz (Spannung) an zwei beliebigen Punkten zwischen den beiden Strompolen gemessen. Solange im Prüfobjekt keine Fehler vorliegen ist diese Potentialdifferenz überall zwischen den beiden Strompolen näherungsweise konstant. Liegt jedoch ein Riss an der Oberfläche des Prüflings vor, steigt die Potentialdifferenz stark an, sobald der Fehler zwischen die Spannungspole zu liegen kommt. Bei entsprechender Justierung an Testkörpern kann die Veränderung der Potentialdifferenz als Maß für die vorliegende Risstiefe verwendet werden. Bei Verwendung von Wechselstrom ist die Prüfempfind-

lichkeit an der äußeren Oberfläche hoch, die Tiefenwirkung jedoch gering. Bei Gleichstrom hingegen erhält man eine ausgeprägte Tiefenwirkung.

Das Potentialsondenverfahren wird selten als Riss-Suchverfahren eingesetzt. Es wird vielmehr zur Tiefenbestimmung bzw. Dauerüberwachung eines vorher durch ein anderes Oberflächenprüfverfahren aufgefundenen Risses verwendet. Ein Gleichstrom-Potentialsondenverfahren zur Überwachung bereits bekannter Anrisse wird in /OPP 95/ beschrieben. Dieses Verfahren ist in der Lage, bis zu einer Wanddicke von 50 mm von der Innenoberfläche ausgehende Rissbildungen auch bei höheren Temperaturen von der Außenoberfläche her zu überwachen. Das Verfahren wurde versuchsweise auch in einigen deutschen Kraftwerken eingesetzt.

4.3.5 Wirbelstromprüfung

Die Anwendung der Wirbelstromprüfung ist auf elektrisch leitfähige Werkstoffe beschränkt. Das wichtigste Einsatzgebiet der Wirbelstromprüfung im Bereich der Kerntechnik ist die Prüfung von Dampferzeugerheizrohren. Aufgrund der relativ dünnen Heizrohrwandungen handelt es sich hierbei um eine Volumenprüfung. Der Kenntnisstand zur Erkennung und Charakterisierung von Dampferzeugerheizrohrschäden wurde in /REC 09/ beschrieben. Die Auswertung der neueren Fachliteratur hat keine nennenswerten Fortschritte in diesem Zusammenhang ergeben.

Die Wirbelstromprüfung von dickwandigen Komponenten ist den Oberflächenprüfverfahren zuzurechnen. Dies hängt mit der relativ geringen Eindringtiefe des Wirbelstromfeldes bezogen auf die Bauteildicke zusammen. Oberflächennahe Risse können unabhängig von ihrer Orientierung sicher aufgefunden werden, eine Tiefenbestimmung ist jedoch schwierig. Einige neuere Entwicklungen in der Wirbelstromprüfung von dickwandigen Komponenten werden in **Abschnitt 4.4.2** dargestellt.

4.3.6 Durchstrahlungsprüfung

Die Durchstrahlungsprüfung ist neben der Ultraschallprüfung das einzige ZfP-Verfahren, das für die Volumenprüfung massiver Bauteile geeignet ist. Das Verfahren kann bei allen Werkstoffen unabhängig von der Gefügestruktur angewendet werden. Einschränkungen ergeben sich jedoch hinsichtlich der werkstoffabhängig maximal durchstrahlbaren Bauteildicken. Da die Durchstrahlungsprüfung sensitiv für Dichte-

schwankungen im Prüfobjekt ist, eignet sie sich insbesondere für die Erkennung von voluminösen Fehlern. Der Nachweis von flächigen Fehlern gelingt nur, wenn diese in ihrer Ausbreitungsebene getroffen werden /WAI 97/. Bereits bei geringen Abweichungen können Risse übersehen werden. Bei verästelten und krumm verlaufenden Rissen werden nur die in Durchstrahlungsrichtung liegenden Rissanteile erfasst. Eine Risstiefenbestimmung gelingt allenfalls mit der Röntgencomputertomographie. Mit den übrigen Durchstrahlungstechniken wie Radiographie und Radioskopie ist dies nicht möglich.

4.3.7 Ultraschallprüfung

Die Ultraschallprüfung stellt das wichtigste ZfP-Werkzeug in der Kerntechnik dar. Der wesentliche Vorteil der Ultraschallprüfung gegenüber reinen Oberflächenprüfverfahren liegt darin, dass von der Außenoberfläche auf Fehler, die von der Innenoberfläche ausgehen, geprüft werden kann. Dadurch können Komponentenbereiche geprüft werden, die für die Sicht-, Farbeindring-, Magnetpulver- und Wirbelstromprüfung nicht zugänglich sind.

Das Verfahren eignet sich sowohl zum Nachweis von Oberflächen- als auch von Volumenfehlern in nahezu allen Werkstoffen. Die Empfindlichkeit fortschrittlicher Ultraschalltechniken ist selbst für kleinste Rissabmessungen sehr hoch.

Eine Risserkennung und Charakterisierung mittels Ultraschall ist bei Werkstoffen mit homogener Gefügestruktur, wobei die Körner akustisch isotrop und im Vergleich zur Ultraschallwellenlänge hinreichend klein sind, sehr gut möglich. Dies trifft insbesondere auf ferritische Stähle und Schweißungen zu. Dies trifft aber auch auf austenitische Grundwerkstoffbereiche zu, wo die Körner zwar anisotrop sind, jedoch keine Vorzugsrichtung aufweisen, weshalb sich die mikroskopische Anisotropie makroskopisch nicht auswirkt.

Im Bereich von austenitischen Schweißungen entstehen jedoch große Kristallite (sogenannte Stengelkristallite oder Dendriten), die in Abhängigkeit von den Abkühlbedingungen eine Vorzugsrichtung aufweisen, sodass ein anisotropes inhomogenes Gefüge mit einer charakteristischen Textur vorliegt. Da die Wellenfront an den Korngrenzen der Stengelkristalle der Brechung unterliegt, breitet sich die Ultraschallwelle im Gegensatz zu homogenen Materialien nicht mehr geradlinig aus. Dies kann zu Verzerrungen, Auftreten von Störsignalen, vermindertem Signal-Rausch-Verhältnis und damit zu einem

herabgesetzten Fehlernachweisvermögen führen. Daraus ergeben sich große Schwierigkeiten bei der Bestimmung der Fehlerlage und -größe.

Der gleiche Effekt tritt auch bei Mischschweißnähten mit Schweißzusätzen aus Nickellegierungen auf. Die Ultraschallprüfbarkeit erschwert sich jedoch zusätzlich durch die üblicherweise vorhandene Pufferungsschweißung auf der ferritischen Seite der Schweißnaht, die zu einer Erhöhung des anisotropen Prüfvolumens führt. Hinzu kommt eine unterschiedliche Ausrichtung der Dendriten im Schweißgut, der Pufferung und Plattierung der ferritischen Seite.

Aufgrund dieser nach wie vor nicht gelösten Probleme ist die Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißnähten und Mischschweißnähten Gegenstand zahlreicher Forschungsvorhaben. Über neuere Entwicklungen in diesem Zusammenhang wird in **Abschnitt 4.4** dieser Ausarbeitung berichtet. Ferner werden in **Abschnitt 4.5** einige auf Ultraschallmessdaten basierende Methoden zur Charakterisierung und Größenbestimmung von aufgefundenen Fehlstellen vorgestellt.

4.4 Neue Entwicklungen bei zerstörungsfreien Prüfmethoden

Die Analyse der Fachliteratur hinsichtlich neuer Entwicklungen bei zerstörungsfreien Prüfmethoden hat ergeben, dass in der jüngeren Vergangenheit keine bahnbrechenden neuen Lösungsansätze vorgestellt wurden. Für bestimmte Anwendungen, z. B. die Mischnahtprüfung, wurden jedoch Fortschritte erzielt. Diese bestehen im Wesentlichen in Anpassungen vorhandener Prüftechniken an spezielle Fragestellungen.

Im Folgenden werden beispielhaft jüngere Fortschritte bei der Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißnähten und Mischschweißnähten sowie bei der Wirbelstromprüfung vorgestellt.

4.4.1 Fortschritte bei der Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißnähten und Mischschweißnähten

In /REC 09/ wurde das Prinzip der Ultraschall-Gruppenstrahlertechnik erläutert und die „Sampling Phased Array“-Technik (SPA-Technik) als eine Weiterentwicklung vorgestellt. Darüber hinaus wurden die Vorteile des fortschrittlichen Ultraschallanalysewerkzeugs SAFT (Synthetische Apertur Fokus Technik) dargestellt. Die Anwendung

der Gruppenstrahlertechnik ist inzwischen im kerntechnischen Regelwerk fest verankert und gehört zur gängigen Prüfpraxis im kerntechnischen Bereich.

Eine Weiterentwicklung der SPA-Technik, die sogenannte SPA-Technik mit inverser Phasen Anpassung wurde vom IZfP-Saarbrücken durchgeführt /BUL 10/. Man spricht über die inverse Phasen Anpassung, wenn die Ultraschallbildrekonstruktion unter Berücksichtigung der Richtungsabhängigkeit der akustischen Eigenschaften durchgeführt wird. Im einfachsten Fall eines anisotropen homogenen Mediums besteht die inverse Phasen Anpassung in einer relativ einfachen winkelabhängigen Korrektur des Schallgeschwindigkeitswertes bei der Berechnung der Ultraschalllaufzeiten zu den einzelnen Volumenpunkten.

Die SPA mit inverser Phasen Anpassung nutzt für die ortstreue Rekonstruktion von Ultraschall-Ergebnisbildern den neu entwickelten Ray-Tracing-Algorithmus (Schallstrahlverfolgung unter Berücksichtigung des Brechungsgesetzes) aus. Dieser berücksichtigt die Anisotropie und Inhomogenität des Mediums bei der Ausbreitung von elastischen Wellen durch eine austenitische Schweißnaht. .

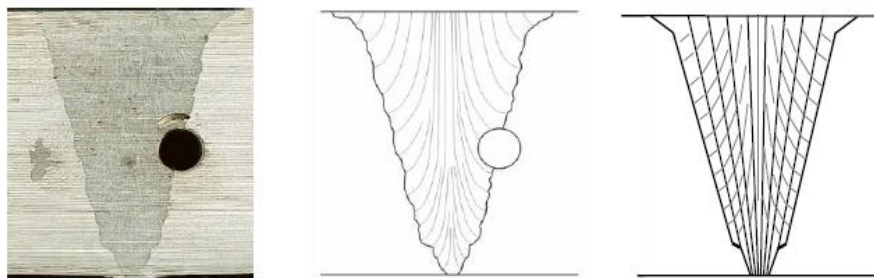


Abb. 4-3 Erstellung des Schweißnahtmodells anhand eines Schliffbildes (Links: Schliffbild; Mitte: Ausrichtung der Stengelkristalle; Rechts: Schweißnahtmodell) /BUL 10/

Die Anwendung des Ray-Tracing-Algorithmus setzt die Kenntnis sowohl der Schweißnahtstruktur, insbesondere Verlauf der Stengelkristalle, als auch ihrer elastischen Eigenschaften (Werte der Steifigkeitsmatrix) voraus. Für die Gefügestruktur einer austenitischen Schweißnaht kann anhand eines Schliffbildes ein Schweißnahtmodell erstellt werden (**Abb. 4-3**).

Schwieriger erweist sich die Bestimmung der elastischen Eigenschaften. Hierzu wurde vom IZfP-Saarbrücken die „Gradient Elastic Constants Descent-Methode“ (GECDM) entwickelt, die es gestattet, eine automatische Bestimmung der elastischen Konstanten

an einer Schweißnaht mit angenommener Kristallstruktur durchzuführen. Der Ansatz besteht in der inversen Anpassung der elastischen Eigenschaften. Als Optimierungskriterium dient dabei die ortsgetreue Rekonstruktion eines Modellreflektors im Vergleichskörper, dessen genaue Lage und Größe bekannt sind.

Zunächst erfolgt die Simulation der Wellenausbreitung mit angenommenen, im Allgemeinen falschen elastischen Konstanten. Anhand von damit berechneten Laufzeitwerten wird ein Ultraschall-Sektorbild rekonstruiert. Da die elastischen Konstanten nicht korrekt sind, erscheint die Ultraschallanzeige von dem bekannten Reflektor unfokussiert und an einer falschen Position. Nach dem GECDM-Verfahren werden die elastischen Konstanten im Folgenden gemäß **Abb. 4-4** solange iterativ angepasst, bis die Anzeige im Sektorbild ihre richtige Position (von A nach B) sowie die Amplitude und die Fokussierung der Anzeige optimale Werte erreicht haben.

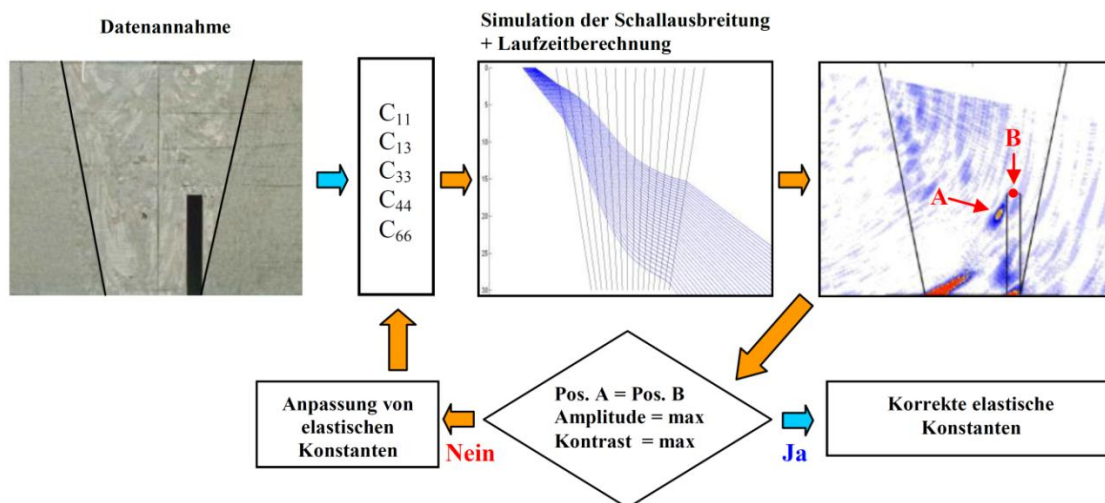


Abb. 4-4 Iterative Bestimmung der elastischen Konstanten einer Schweißnaht mit dem GECDM-Algorithmus /BUL 10/

Die SPA-Technik mit inverser Phasen Anpassung stellt eine Anpassung der konventionellen SPA-Technik für die Prüfung von austenitischen Schweißnähten dar. Anhand der mittels GECDM-Algorithmus ermittelten elastischen Konstanten gestattet sie einen quantitativen Fehlernachweis in austenitischen Schweißnähten mit unbekannter Anisotropie. Die Funktionalität des Ray-Tracing-Algorithmus und der GECDM-Methode wurde durch mehrere Prüfexperimente validiert. Für die praktische Anwendung der entwickelten Prüfmethode wurden entsprechende Prüfstrategien ausgearbeitet, die je nach Prüfsituation eingesetzt werden können.

In /LEU 10/ wird ein neuartiges Manipulator-System für die mechanisierte Ultraschallprüfung von Mischschweißnähten im Primärkreis von Kernkraftwerken beschrieben. Das System wurde insbesondere für die Ultraschallprüfung von schwer zugänglichen Bereichen, wie sie z. B. im Bereich des biologischen Schildes vorliegen, entwickelt. Der Manipulator kann sowohl mit konventionellen als auch mit Phased-Array-Prüfköpfen bestückt werden. Der Prüfbereich kann axial und in Umfangsrichtung auch in Bereichen mit Waddickenübergängen abgetastet werden. Das System wurde 2009 gemäß den Anforderungen der ENIQ-Richtlinie an einem Vergleichskörper mit den gleichen ZfP-relevanten Werkstoffeigenschaften (Geometrie, Werkstoffkombination, Schweißparameter), wie sie in der Anlage vorliegen, qualifiziert. Die eingebrachten Vergleichsfehler in Form von Nuten konnten bei einem hohen Signal-Rausch-Verhältnis nachgewiesen werden.

In /GAD 10/ wird über Fortschritte in der mechanisierten Ultraschallprüfung von Mischschweißnähten an RDB-Stutzen (Stutzen / RDB-Wand, Stutzen / Vorschuhende, Vorschuhende / Hauptkühlmittelleitung) in spanischen Anlagen berichtet. Es wurde ein spezieller Manipulator für diese Nähte entwickelt und nach der ENIQ-Methode qualifiziert. Mit Hilfe des neuartigen Manipulators kann die RDB-Belegungszeit sowie die benötigte Fläche auf der Beladepattform für die Durchführung der Ultraschallprüfung deutlich reduziert werden, wodurch auch kürzere Prüfintervalle möglich sind.

Zwecks Prüfung wird der Manipulator in die Hauptkühlmittelleitung eingeführt und im Prüfbereich positioniert. Die Vorrichtung besteht aus einer Tragekonstruktion auf die der Sondenhalter montiert ist. Mit Hilfe eines Rotations- sowie eines axialen Antriebs kann die Sonde axial und in Umfangsrichtung verfahren werden. Die wesentliche Neuentwicklung besteht darin, dass das Gewicht des Manipulators im Wasser nahezu Null ist. Dies wird durch Auftriebsmittel, die sich an beiden Enden des Manipulators befinden, erreicht. Hierdurch erleichtert sich die Handhabung des Manipulators für das Prüfpersonal.

Der Manipulator wurde unter realistischen Bedingungen an Vergleichskörpern gemäß der spanischen Konkretisierung der europäischen ENIQ qualifiziert und 2010 erstmalig in einer Anlage für die Prüfung der Mischschweißnähte eingesetzt.

In /SAK 10/ werden die vorläufigen Ergebnisse eines von der japanischen JNES initiierten fünfjährigen Forschungsprogramms zur Ultraschallprüfung von Schweißnähten in austenitischem Stahlguss (Schweißnaht zwischen Schleuderguss und Formguss) vor-

gestellt. Im Rahmen des Programms wurden Ultraschallprüfungen von Außen mit verschiedenen Prüfköpfen an Schweißnahtproben aus austenitischem Stahlguss, mit eingebrachten von den Innenoberflächen ausgehenden Ermüdungsrissen, durchgeführt. Die Proben sollten die Hauptkühlmittelleitungen in japanischen DWR simulieren und stimmten daher in Bezug auf Werkstoff, Abmessungen und der angewandten Schweißmethode mit diesen überein.

Die Untersuchungen wurden mit konventionellen Prüfköpfen (36°-Longitudinalwellenprüfkopf, 45°-Longitudinalwellenprüfkopf), Matrix-Phased-Array Prüfköpfen und großen Prüfköpfen durchgeführt. In Bezug auf die Fehlererkennung erwiesen sich die großen Prüfköpfe als am besten geeignet, gefolgt von den Phased-Array Prüfköpfen. Die konventionellen 36°-Prüfköpfe waren noch in der Lage, den Fehler zu erkennen. Das Nachweisvermögen des konventionellen 45°-Prüfkopfs hingegen war sehr gering.

In Bezug auf die Fehlerlängencharakterisierung lieferten die großen Prüfköpfe die besten Ergebnisse, gefolgt von den Phased-Array-Prüfköpfen. Die Fehlerlängenbestimmung mittels der konventionellen Prüfköpfe erwies sich als am schwierigsten. Im Mittel wurden die Fehlerlängen um 19 mm unterschätzt. Eine Fehlertiefenbestimmung war mit keiner der angewandten Prüftechniken möglich, wodurch geschlossen werden konnte, dass eine Fehlertiefenbestimmung bei Fehlern mit geringer Tiefenausdehnung (hier ca. 10% Nennwanddicke) mit den gegenwärtigen Prüftechniken nicht möglich ist.

In /HIR 10/ wird über Fortschritte in der Fehlertiefenbestimmung von durch PWSCC verursachten axialen Rissen in Schweißnähten aus Alloy 600 berichtet. Der Schädigungsmechanismus war in vielen japanischen und anderen ausländischen Druckwasserreaktoren in Schweißnähten aus Nickellegierungen von verschiedenen Primärkreis Komponenten aufgetreten. Insbesondere im Bereich der Schweißnaht RDB-Stützen / Vorschuhende hatte sich eine Fehlertiefenbestimmung mit konventionellen Ultraschalltechniken als unmöglich erwiesen. Ziel der Untersuchungen war die Anpassung einer Ultraschall-Gruppenstrahlertechnik zur Fehlertiefenbestimmung von Rissen infolge Spannungsrisskorrosion an Schweißnähten aus Nickellegierungen. Die Untersuchungen wurden mit zwei verschiedenen Gruppenstrahlerprüfköpfen (jeweils mit der Frequenz 2 MHz, Anzahl Kanäle jeweils 64, Abmessungen Einzelschwinger: 10 mm x 0,8 mm und 20 mm x 0,6 mm) an einer Schweißnaht aus Alloy 600 mit mittels Funkenerosion sowohl im Schweißwerkstoff als auch in der Pufferung eingebrachten Nuten mit einer Breite von 10 mm und den Tiefen 2 mm, 5 mm, 10 mm und 20 mm durchgeführt. Zuvor waren die beiden Prüfköpfe an einem Testkörper mit in verschie-

denen Tiefenlagen eingebrachten Querbohrungen hinsichtlich der Wahl wichtiger Parameter wie der Fokuslänge optimiert worden. Hierbei wurde ein Prüfkopf für die Detektion von oberflächennahen Anzeigen und der andere für tiefer gelegene Anzeigen optimiert.

Die Auswertung der Fehlertiefe für die Nuten in der Schweißnaht und der Pufferung erfolgte mit der Rissspitzensignaltechnik. Die Tiefe der Nuten im Schweißwerkstoff konnte für Nuten zwischen 5 – 20 mm innerhalb eines Fehlerbands von +3 mm bestimmt werden, d. h. die Fehlertiefe wurde in allen Fällen überschätzt. Die Tiefe der Nuten (5 – 20 mm) in der Pufferung lag innerhalb eines Fehlerbands von ± 2 mm. Eine Fehlertiefenbestimmung der 2 mm-Nut konnte in beiden Fällen aufgrund des zu geringen Abstands des Rissspitzenechos zum Rauschpegel nicht bestimmt werden.

Trotz der geringen Anzahl der Datenpunkte (6) wurde eine statistische Fehleranalyse durchgeführt. Der quadratische Mittelwert für den Fehler (gemittelt über alle 6 Nuten) lag bei 1,58 mm. Das Ergebnis kann insofern als vielversprechend erachtet werden, da der ASME Code Sec. XI App. VIII eine Genauigkeit von 3,2 mm fordert.

Die Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißnähten und Mischschweißnähten wird zusätzlich im Falle von vorhandenen Decklagenüberhöhungen erschwert. Aufgrund der unebenen Oberfläche erschwert sich in diesem Fall die Ankoppelung der Ultraschallsonde an die Oberfläche des Prüfobjekts. Bei der Verwendung von herkömmlichen Prüfköpfen mit starren Keilen ist das Ankoppelungsvermögen aufgrund der komplexen Geometrie der Schweißnahtoberfläche daher eingeschränkt. Daher wurden speziell für diese Anwendung sogenannte membrangekoppelte Prüfköpfe entwickelt, mit denen die Ankoppelung an die Oberfläche des Prüflings signifikant verbessert werden kann. Bei diesen befindet sich eine flexible Gummimembran an der Unterseite der Prüfköpfe, die das Koppelmedium (Wasser) verlustarm einschließt und dadurch eine Verbesserung der Ankoppelung bewirkt. Die zweite und dritte Generation der membrangekoppelten Ultraschallprüfköpfe war noch mit einem einzelnen konventionellen linearen Gruppestrahler-Array bestückt. Vorteile im Vergleich zu herkömmlichen Prüfköpfen ergaben sich neben der besseren Ankoppelung auch durch eine erhöhte Prüfgeschwindigkeit, Flexibilität und verbesserte Fehlererkennung. Bemängelt wurden jedoch die geringe Empfindlichkeit für oberflächennahe Fehler, tiefer gelegene Fehler sowie die Anwesenheit eines geräteabhängigen internen Störsignals.

Eine Weiterentwicklung des membrangekoppelten Ultraschallprüfkopfes, das sogenannte „Twin Crystal Membrane Coupled Device“, wird in /RUS 10/ beschrieben (s. **Abb. 4-5**). Bei diesem sind zwei lineare Gruppenstrahler, getrennt durch eine akustische Barriere, in einem Prüfkopf untergebracht. Sie bilden so eine symmetrische Sender-Empfänger-Konfiguration mit Longitudinalwellen. Während der Keilwinkel fest vorgegeben ist, kann der Dachwinkel mechanisch variiert werden. Hierdurch kann der gewünschte Schallstrahlwinkel bzw. Einschallwinkel eingestellt werden. Bei gegebenem Dachwinkel und symmetrischer Konfiguration beider Gruppenstrahler (gleicher Dachwinkel für Sender und Empfänger) wird eine „Fokussierung“ am Schnittpunkt beider Schallstrahlen innerhalb des Werkstoffs erreicht. Die Empfindlichkeit des Prüfkopfes ist an diesem Punkt maximal und wird mit wachsendem Abstand oberhalb und unterhalb davon geringer. Durch Fokussierung in tiefer gelegene Bereiche kann die Empfindlichkeit für diese Orte erhöht werden.

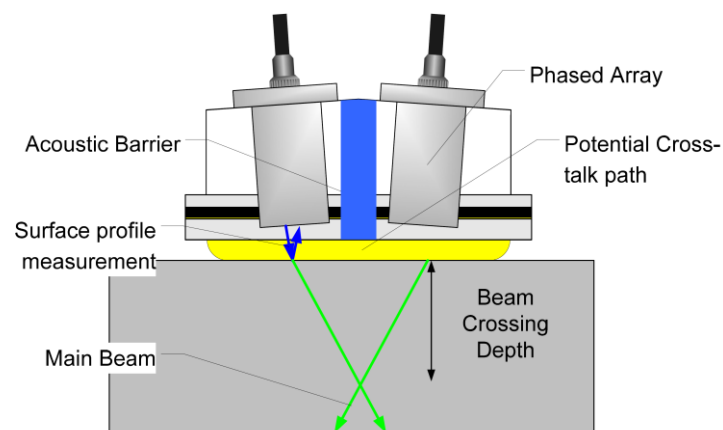


Abb. 4-5 Schematische Darstellung der Ultraschallprüfung mit dem „Twin Crystal Membrane Coupled Device“ /RUS 10/

Durch experimentelle Untersuchungen an einer austenitischen Schweißnaht mit eingebrachtem Flankenbindefehler konnte die Überlegenheit des „Twin Crystal Membrane Coupled Device“ gegenüber der Vorgängergeneration der membrangekoppelten Prüfköpfe demonstriert werden: bei leicht verbessertem Signal-Rausch-Verhältnis konnte das interne Störsignal vollständig eliminiert werden. Ein spezifischer Nachteil beim „Twin Crystal Membrane Coupled Device“ ergibt sich jedoch dadurch, dass ein Teil des Schalls durch die Gummimembrane vom Sender zum Empfänger überkoppelt und dadurch ein kleines Störecho erzeugt.

Neben obigen praxisbezogenen Weiterentwicklungen zur Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißnähten bzw. Mischschweißnähten wurden auch Fortschritte bei theoretischen Überlegungen zur Ultraschallausbreitung in schwer prüfbaren Werkstoffen erzielt (siehe z. B. /KOL 10/). Solche Arbeiten tragen nicht nur zum besseren Verständnis der Ultraschallausbreitung bei, sie bieten auch ein Potential für zukünftige Verbesserungen der Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißnähten bzw. Mischschweißnähten.

4.4.2 Weiterentwicklung der Wirbelstromprüfung

Der Stand der Technik bei der Wirbelstromprüfung von Dampferzeugerheizrohren wurde von der GRS bereits in /REC 09/ aufgezeigt. Hierbei wurden die fortschrittlichen Wirbelstromtechniken vorgestellt und hinsichtlich ihres Einsatzgebietes charakterisiert.

Eine Literaturrecherche im Rahmen der vorliegenden Arbeit hat keine wesentlichen Neuentwicklungen bei der Wirbelstromprüfung von Dampferzeugerheizrohren ergeben. Auf den letzten ZfP-Fachveranstaltungen wurde jedoch über die Anwendung der Wirbelstromprüfung für die Erkennung und Charakterisierung von Spannungsrisskorrosion an anderen Komponenten von kerntechnischen Anlagen diskutiert.

In /BEC 10/ wird über die Entwicklung eines neuartigen Wirbelstromprüfsystems für die Wirbelstromprüfung des Dichtungsbereichs von austenitischen Hauptkühlmittelpumpengehäusen berichtet. Ziel der Neuentwicklung ist es, ergänzend zu den herkömmlichen Prüftechniken (Sichtprüfung und Farbeindringprüfung), eine Prüftechnik zu erproben, die neben der Risserkennung in der Lage ist, eine Aussage über die Risttiefe von tiefer liegenden Rissen zu machen.

Das Auftreten von Spannungsrisskorrosion am Grundwerkstoff von RDB-Deckeldurchführungen wie z. B. von Steuerstabantriebsstutzen in verschiedenen US-amerikanischen und europäischen DWR-Anlagen sowie eine Wirbelstromanzeige an einem Instrumentierungsstutzen im Bereich der RDB-Bodenkalotte in einer japanischen Anlage haben die Notwendigkeit von angepassten Prüftechniken zur sicheren Erkennung und Charakterisierung dieser Risse aufgezeigt. Die Prüfbarkeit der genannten Bereiche wird durch die engen Abmessungen der Stutzen erschwert. Aus diesem Grund wurde durch die japanische JNES eine Untersuchung von verschiedenen ZfP-Verfahren, darunter auch Wirbelstromtechniken, hinsichtlich ihrer Eignung für die Erkennung und Größencharakterisierung von Rissen im Bereich der RDB-Deckel- und Bodendurchfüh-

rungen initiiert /ARA 10/. Die Untersuchungen zu Wirbelstromverfahren wurden an Testkörpern (Nachbildung von RDB-Deckelstutzen und Instrumentierungsstutzen an der RDB-Bodenkalotte) aus einer Nickellegierung mit künstlich erzeugten axial und umfangsorientierten SpRK-Rissen unterschiedlicher Tiefe, die sowohl von den Innen- als auch den Außenoberflächen ausgingen, durchgeführt. Die Untersuchungen erfolgten mittels Wirbelstromsonden vom Typ Pluspunkt mit einer Prüffrequenz von 400 kHz.

Hinsichtlich Erkennung und Längencharakterisierung konnten sehr gute Ergebnisse erzielt werden. Die Risstiefenbestimmung, welche entscheidend für die Beurteilung der Integrität der Stutzen ist, erwies sich jedoch als ziemlich ungenau.

4.5 Möglichkeiten zur Charakterisierung und Fehlergrößenbestimmung von identifizierten Fehlstellen mit Ultraschall

Der erste Schritt bei einer zerstörungsfreien Prüfung besteht darin, fertigungsbedingte oder betriebsbedingte Anzeigen aufzufinden. Die weitere Vorgehensweise gemäß KTA 3201.4 /KTA 10/ ist wie folgt: Zunächst ist zu bewerten, ob vorhandene Anzeigen die Bewertungsgrenze überschritten haben. Ist dies der Fall – man spricht dann von Befunden – so ist anhand eines Vergleiches mit den Ergebnissen der vorangegangenen Prüfung (WKP_{n-1}) zu klären, ob ein Befund neu aufgetreten ist oder ein vorhandener sich vergrößert hat. Trifft einer dieser Punkte zu, so ist eine Analyse hinsichtlich Art, Lage und Größe des Fehlers durchzuführen. Bestätigt sich, dass der Fehler neu entstanden ist oder sich vergrößert hat, dann ist anhand einer Ursachenermittlung und anschließender Sicherheitsanalyse zu entscheiden, ob der Fehler belassen werden darf oder nicht. Darf der Fehler nicht belassen werden, so ist eine Reparatur oder Austausch der Komponente einzuleiten und anschließend die Wirksamkeit dieser Maßnahmen zu kontrollieren.

Häufig und insbesondere bei rissartigen Fehlern erweist sich die Bestimmung der Fehlerabmessungen am schwierigsten. Im Folgenden sind einige Möglichkeiten zur Charakterisierung und Bestimmung der Fehlerabmessungen von rissartigen Fehlern zusammengestellt.

4.5.1 Charakterisierung von Anzeigen mit Mustererkennung

Bei der Ultraschallprüfung einer Schweißnaht können neben den Anzeigen von betriebsbedingten Fehlern auch Geometrie- und Gefügeanzeigen („Scheinanzeigen“) auftreten. Letztere sind sicherheitstechnisch unbedenklich und müssen eindeutig von sicherheitsrelevanten betriebsbedingten Anzeigen z. B. von korrosionsgestützten Rissen unterschieden werden. Ohne Zusatzinformationen kann solch eine Unterscheidung nicht auf Basis einer Amplitudenbewertung durchgeführt werden. Eine Unterscheidung zwischen voluminösen- und rissartigen Fehlern ist beispielsweise mit Hilfe des Reflexionsverhaltens bei unterschiedlichen Einschallwinkeln und -richtungen möglich /WAI 97/.

Eine Möglichkeit zur Unterscheidung von Ultraschallanzeigen, die auch im kerntechnischen Regelwerk verankert ist, bietet die sogenannte Mustererkennung /ERN 11/. Hierbei steht dem Prüfer ein Katalog von typischen Anzeigemustern von betriebsbedingten Fehlern, Gefüge und von Geometrie zur Verfügung. Die Charakterisierung einer Anzeige, also auch die Unterscheidung zwischen unbedenklichen Anzeigen und sicherheitsrelevanten Rissanzeigen, erfolgt dann durch Vergleich von vorliegenden Ultraschallanzeigen mit den typischen Anzeigemustern aus dem Katalog. Die Definition und Zusammenstellung von typischen Anzeigemustern erfolgt in der Regel experimentell an repräsentativen Testkörpern. Wichtig ist, dass die Testkörper das Prüfobjekt in den relevanten Eigenschaften (Geometrie, Werkstoff, Gefüge) ausreichend gut abbilden und darüber hinaus Testfehler enthalten, die dem aufzufindenden Fehlertyp entsprechen. Durch Fortschritte in der Leistungsfähigkeit von Ultraschallsimulationswerkzeugen wie der kommerziellen CIVA-Software eröffnet sich die Möglichkeit, die Definition und Zusammenstellung von typischen Anzeigemustern mit Hilfe von Modellrechnungen kostengünstig und schnell durchzuführen.

Die Mustererkennung in Kombination mit fortschrittlichen Ultraschalltechniken, wie der Gruppenstrahlertechnik, verspricht den größten Erfolg. Das Erkennen von typischen Anzeigemustern erleichtert sich hierbei insofern, als im Sektorbild Informationen aus einem großen Winkelbereich integral dargestellt werden, wodurch eine intuitive Fehlercharakterisierung möglich ist.

Die Vorgehensweise zur Charakterisierung von Anzeigen mit Mustererkennung konnte im Fall der Ultraschallprüfung von Rohrleitungsschweißnähten bereits in Form von Prüfvorschriften standardisiert werden. Das Vorgehen ist eingeschränkt gültig für von

der Innenoberfläche im Bereich der Wärmeeinflusszone von austenitischen Schweißnähten ausgehenden ISpRK-Rissen und Ermüdungsrissen. Eine weitere Einschränkung bei austenitischen Materialien besteht darin, dass sich die Risse auf der prüfkopfnahen Seite der Schweißnaht befinden müssen.

4.5.2 Fehlergrößenbestimmung mit Ultraschalltechniken

Wurde eine Anzeige etwa durch Mustererkennung als Riss klassifiziert, stellt sich als nächstes die Frage nach den Rissabmessungen. Die Bestimmung der Risslänge ist in der Regel über eine Amplitudenbewertung möglich, insbesondere dann, wenn die Risslänge groß ist. Eine Möglichkeit zur Längenbestimmung wird in /ERN 11/ beschrieben.

Die Bestimmung der Risttiefe ist hingegen über eine Amplitudenbewertung nicht möglich, die Bestimmung der Risttiefe erfordert daher größere Anstrengungen /WAI 97/. Dies stellt ein generelles Problem der Ultraschallprüfung dar, welche im Falle von akustisch anisotropen Werkstoffen, wie austenitischen Schweißnähten, zusätzlich erschwert wird.

Zur Ermittlung der Risttiefe mittels Ultraschall werden in der Fachliteratur verschiedene Methoden diskutiert /ERN 11, JUS 94, KRE 11, WAI 97, WAL 10/. Die meisten dieser Methoden basieren letztendlich auf einer Auswertung der Rissspitzenechos. Hierbei ergeben sich Vorteile, wenn zur Auswertung auf Sektorbilder, wie sie bei der Gruppenstrahlertechnik zur Verfügung gestellt werden, zurückgegriffen werden kann. Das Sektorbild vermittelt einen räumlichen Eindruck des Prüfvolumens, sodass sich die Anzeigemuster den Reflektoren intuitiv zuordnen lassen. Eine Einschränkung der Rissspitzenmethode ergibt sich dadurch, dass Rissspitzenechos nicht immer auffindbar sind /WAI 97/.

- **Bestimmung der Fehlergröße durch Amplitudenbewertung**

Gemäß KTA 3201.4 ist die Einstellung der Prüfempfindlichkeit zwecks Reproduzierbarkeit an einem Bezugsreflektor (Nut) mit wanddickenabhängiger Tiefe vorzunehmen. Die Registrierschwelle für Anzeigen wird dann in Abhängigkeit von der Echohöhe des Bezugsreflektors festgelegt. Hierdurch ergibt sich die Möglichkeit durch den Vergleich der Echohöhe einer aufgefundenen Anzeige mit der Echohöhe des Bezugsreflektors einen Bezug zur Größe des Fehlers herzustellen. Dieses Prinzip der Amplitudenbewer-

tung ist gemäß KTA 3201.4 vorrangig für die Bewertung der Ergebnisse Wiederkehrender Prüfungen anzuwenden.

In der Praxis konnten jedoch Verfahren zur Fehlergrößenbestimmung, wie die Bezugslinien- oder AVG-Methode, welche ausschließlich auf der Amplitude basieren, keine ausreichende Korrelation zu den tatsächlichen Fehlerabmessungen liefern. Dies hängt u. a. mit dem in **Abschnitt 4.2.2** beschriebenen Unterschied zwischen der Reflektivität künstlicher Testfehler und natürlicher Risse zusammen. Als Konsequenz hieraus können ISpRK-Risse bei gleicher Fehlertiefe eine deutlich verminderte Echoamplitude aufweisen als künstliche Reflektoren /DUG 10/. Bei reiner Amplitudenbewertung kann dies in der Praxis zu Fehleinschätzungen von Ultraschallanzeigen führen. Eine reine Amplitudenbewertung ist daher im Falle der ISpRK nicht ausreichend. Abhilfe kann hier eine detaillierte Analyse der Signalmuster leisten.

- **Fehlertiefenbestimmung mittels der Rissspitzensteuertechnik**

Bei der Rissspitzensteuertechnik wird in einem ersten Schritt die Anzeige der Fehlerbasis im Sektorbild ermittelt. Anschließend wird das dazugehörige Rissspitzensteuersignal, das sich in der Regel bei der gleichen horizontalen Bildschirmposition oberhalb der Fehlerbasis im Sektorbild befindet, gesucht. Aus der entsprechenden Laufzeit und dem Einschallwinkel kann die Risstiefe direkt berechnet werden.

Mittels der Rissspitzensteuertechnik konnte ein Ermüdungsriß in einer ferritischen Schweißnaht hinsichtlich seiner Tiefenerstreckung sehr gut quantifiziert werden /ERN 11/. Bei austenitischen Schweißnähten war eine sichere Risstiefenbestimmung nur im Bereich des isotropen Gefüges in der Wärmeeinflusszone und nur auf der prüfkopfnahen Seite der Schweißnaht möglich. Ursache hierfür ist wieder das heterogene anisotrope Gefüge innerhalb der Schweißnaht, das bei Durchschallung zu Streuung und Schallstrahlablenkung führt, wodurch sich der Signal-Rausch-Abstand verschlechtert und Fehler bei der Positionierung eines Rissspitzensteuersignals provoziert. Bei einer komplexeren Fehlermorphologie, wie einem SpRK-Riss in einer Mischschweißnaht, gerät die Rissspitzensteuertechnik aufgrund des schlechten Reflexionsverhaltens an ihre Grenzen. Eine Risstiefenbestimmung ist dann nicht möglich.

- **Fehlertiefenbestimmung mittels Time of Flight Diffraction Technik (TOFD)**

Ende der 70er Jahre wurde die sogenannte Time of Flight Diffraction Technik (TOFD) speziell für die Detektion und Auswertung von Rissspitzensignalen entwickelt. Bei dieser Technik sind zwei Longitudinalwellen-Prüfköpfe gemäß **Abb. 4-6** in Durchschallungsanordnung beiderseits der zu erwartenden Fehlstelle angeordnet. Die Einschallwinkeln werden zwischen 45° bis 70° gewählt. Ist im Prüfobjekt eine Fehlstelle in Form eines Risses vorhanden, so erscheinen im A-Bild neben Impulsen von Oberflächenwelle und Rückwand zusätzliche Impulse von der oberen und unteren Rissspitze. Durch Messung der unterschiedlichen Laufzeiten der an der oberen und unteren Rissspitze gebeugten Wellen kann bei bekannter Bauteilgeometrie und bekanntem Prüfkopfstand die Tiefenlage und -erstreckung eines Risses bestimmt werden. Das TOFD-Verfahren wird vorrangig für die Schweißnahtprüfung eingesetzt, da es sich besonders gut für die Längsfehlerprüfung eignet.

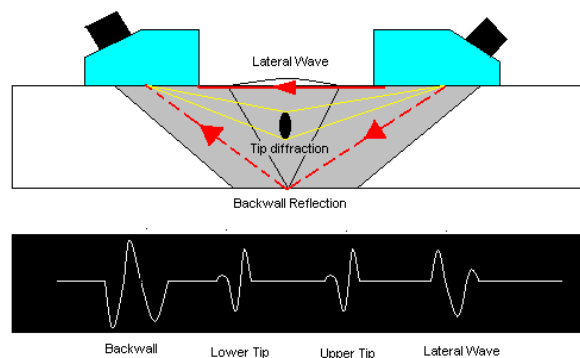


Abb. 4-6 Prinzip der TOFD-Technik

Bei Durchrissen versagt die TOFD-Technik (ebenso auch die Rissspitzensignaltechnik), weil die Laufzeit der Beugungssignale vom oberen Fehlerrand nicht mehr messbar ist.

- **Fehlergrößenbestimmung mit bildgebenden Rekonstruktionsverfahren**

Zunehmend wird auch die Möglichkeit der Fehlergrößenbestimmung mit bildgebenden Rekonstruktionsverfahren wie TFM /ERN 11/ und SAFT /KRE 11/ diskutiert. Hierbei wird die Fehlertiefe anhand des Abstands der beiden Rissspitzensignale im Rekonstruktionsbild abgeschätzt. Insofern handelt es sich hierbei im Grunde genommen ebenfalls um eine Rissspitzensignaltechnik. Bei einem direkten Vergleich des TFM-Rekonstruktionsverfahrens mit der herkömmlichen Rissspitzensignaltechnik konnten

keine Verbesserungen der Prüfaussage durch das Rekonstruktionsverfahren festgestellt werden /ERN 11/.

Ferner hat ein Vergleich von SAFT und TOFD bezüglich ihrer Eignung zur Fehlerdetektion und Fehlergrößenbestimmung /KIT 10/ gezeigt, dass SAFT zur Fehlergrößenbestimmung besser geeignet ist als TOFD. Die Vorteile der TOFD wurden im Auffinden von Fehlern gesehen.

4.6 Bewertung von Anzeigen in der Praxis

Trotz großer Fortschritte in der ZfP stellt die Bewertung von aufgefundenen Anzeigen nach wie vor eine große Herausforderung dar. Anhand von zwei Beispielen aus der Praxis soll dies im Folgenden erläutert werden.

- **Anzeigen im Vorschuhende des Stutzens der Hauptkühlmittelleitung zur Volumenausgleichsleitung**

Im Kernkraftwerk Grafenrheinfeld wurde während der von März bis Juni 2010 durchgeführten Revision am Stutzen der Hauptkühlmittelleitung zur Volumenausgleichsleitung (Surgeline) eine wiederkehrende mechanisierte Ultraschallprüfung durchgeführt /WLN 11/. Dabei wurde im Anschlussbereich des Wärmeschutzrohres, am oberen Ende des Verrundungsbereiches im Vorschuhende des Stutzens eine umlaufende Anzeige detektiert. Die Anzeige wurde mit der Ultraschall-Prüftechnik 45° ET2 (Einschwinger-technik mit Transversalwellen) gefunden und zeigte zur Außenwand des Vorschuhendes hin. Die Anzeige war voll umlaufend; die Echohöhe überschritt im Umfangsbereich von ca. 330° bis 60° über die 12:00-Uhr Position hinweg stellenweise die Registrierschwelle um 5 dB.

Bei einer Kontrollmessung mit der 52° SET-Prüftechnik (Sender-Empfänger mit Transversalwellen) zeigte sich die gleiche Anzeigenstruktur, allerdings lagen die Echohöhen vollständig unterhalb der Registrierschwelle. Die Anzeigentiefe wurde mit Laufzeit-Analysen mit einem Gruppenstrahlerkopf überprüft. Die so ermittelte Anzeigentiefe betrug aus einer Einschallrichtung ca. 2,7 mm und aus der Gegeneinschallrichtung ca. 2,2 mm. Alle angewandten Ultraschallprüftechniken wurden an einem baugleichen Vergleichskörper qualifiziert.

In der Revision 2011 wurden erneut Ultraschallprüfungen durchgeführt und die Ergebnisse mit den vorangegangenen Prüfergebnissen aus 2010 verglichen. Es wurde die gleiche Prüftechnik wie in 2010 angewandt. Die Ergebnisse zeigten einen wiederum umlaufenden Anzeigenbereich mit gleicher Erstreckung. Die Echohöhenüberschreitung der Registrierschwelle war jedoch um 3 dB vermindert gegenüber den Messungen aus 2010. Der Bereich der Überschreitung der Registrierschwelle entsprach auch dem Bereich aus der Prüfung in 2010. Mit der gleichen auch in 2010 eingesetzten Ultraschall-Analysemethode wurde erneut eine Anzeigentiefe von 2,7 mm gemessen.

Aufgrund der festgestellten Änderung in der Anzeigenamplitude sollte die Prüftechnik überprüft und neu qualifiziert werden. Darüber hinaus sollte auch eine Prüftechnik zur Größenbestimmung von Ungängen qualifiziert werden /MOH 11/. Die Qualifizierungen wurden an einem Testkörper mit vergleichbarer Geometrie und vergleichbarem Werkstoff durchgeführt. Als Vergleichsfehler wurden Nuten in den Testkörper eingebracht. Die Auswahl der Nuten orientierte sich am Regelwerk und sollte gewährleisten, dass die ausgewählte Prüftechnik die unterschiedlichen Tiefen erkennen und mit einer gewissen Toleranz bewerten kann. Um auch Risse mit Verästelungen und Schräglagen simulieren zu können, wurden auch verdrehte und gekippte Nuten aufgenommen. Die kleinste Reflektorgröße betrug 0,5 mm. Die Auswertung der Qualifizierungsmessungen am Testkörper ergab, dass die ausgewählte Prüftechnik alle Reflektoren inklusive der Reflektoren mit Schräglage mit ausreichendem Signal-Rausch-Abstand detektieren kann. Eine Nuttiefenbestimmung war jedoch nur für Nuten ab einer Tiefe ≥ 2 mm mit ausreichender Genauigkeit möglich. Bei kleineren Reflektoren war das Nutspitzenecho nicht mehr eindeutig detektierbar, sodass für die Bestimmung der Tiefenausdehnung kleinerer Reflektoren nur eine Abschätzung möglich war.

Anschließend wurde mit der neu qualifizierten Analysetechnik eine Nachbewertung der (realen) Anzeige durchgeführt und die Anzeige mit höchstens 2 mm Tiefenausdehnung bewertet.

Da ein mögliches Risswachstum nicht auszuschließen war, wurde das Vorschuhende ausgebaut, geschnitten und metallographisch untersucht. Die Untersuchungen ergaben einen umlaufenden Anriss, der anscheinend infolge thermischer Wechselbeanspruchungen durch Ermüdung entstanden war. Dieser stimmte bezüglich seiner Lage mit den Ergebnissen der Ultraschallprüfung überein. Die tatsächliche maximale Anrisstiefe lag jedoch deutlich unterhalb der mittels Ultraschallprüfungen ermittelten Risstiefe. Die ermittelte maximale Tiefe betrug ca. 0,3 mm in der 0°-Position.

Durch eine visuelle Inspektion wurde festgestellt, dass die tatsächliche Geometrie der Verrundung des Wärmeschutzrohrs deutlich von den Zeichnungsvorgaben abwich. Statt des Verrundungsbereichs mit einem Radius von 2,5 mm wurde ein fast rechteckiger Nutquerschnitt überlagert mit geometrischen Unstetigkeiten, Drehriefen und Ratemarken aus der Fertigung vorgefunden.

- **Qualifizierung einer Ultraschallprüftechnik an Stutzeinschweißnähten**

Aufgrund einer Regelwerksvorgabe sollte eine Prüftechnik für die Prüfung an austenitischen Stutzeinschweißnähten auf betriebsinduzierte Fehlstellen entwickelt werden /MOH 11/. Die Prüftechnik sollte in der Lage sein, die geforderten Reflektoren aufzufinden und sie nach dem Amplitudenkriterium zu bewerten.

Die Technik wurde an einem Testkörper mit eingebrachten Nuten und künstlichen Reflektoren optimiert. Alle Reflektoren im Testkörper konnten mit der geforderten Genauigkeit aufgefunden und bewertet werden.

Beim ersten Einsatz der Prüftechnik an einem realen Prüfobjekt wurden Reflektoren detektiert, deren Fehlerbild nicht auf Risse schließen ließ. Anschließend sollte die Ausdehnung der detektierten Reflektoren bestimmt, sowie geklärt werden, ob es eine Verbindung des Reflektors zur Außenoberfläche gibt. Die zunächst bestimmte Ausdehnung lag im unteren Bereich der Vergleichsreflektoren.

Um eine bessere Aussage über die Reflektorausdehnung zu treffen, wurde die Prüftechnik durch verschiedene Maßnahmen optimiert. U. a. wurde eine Fokussierung auf den Bereich der Reflektorlage angestrebt. Um dies zu erreichen, bediente man sich der rechnergestützten Fokussierung durch den SAFT-Algorithmus. Diese Optimierung wurde am Testkörper mit den eingebrachten künstlichen Reflektoren durchgeführt. Durch die Nachauswertung der Messdaten unter Zuhilfenahme des SAFT-Algorithmus konnten die Anzeigen konkretisiert und eine Verbesserung der Genauigkeit in der Bewertung der im Testkörper vorliegenden Reflektoren erreicht werden. Der kleinste so untersuchte Reflektor hatte eine Höhenausdehnung von 3 mm und befand sich in einem Abstand von 2 mm von der Außenoberfläche.

Trotz der erreichten Verbesserungen war eine eindeutige Bewertung der vor Ort gefundenen Anzeigen immer noch nicht möglich. Um den Sachverhalt dennoch aufzuklären wurden Vergleichsmessungen an einem realen Bauteil im Kernkraftwerk Tullnerfeld durchgeführt. Durch Messungen mit der gleichen Ultraschalltechnik konnten Anzeigen,

die von ihrem Anzeigenbild her absolut mit der vor-Ort-Anzeige vergleichbar waren, identifiziert werden. Die Bewertung für eine dieser Anzeigen mittels SAFT ergab eine Höhenausdehnung von 2,5 mm. Durch metallographische Untersuchungen der herausgetrennten Probe konnte der Reflektor eindeutig als Fertigungsfehler (Lagebindefehler) charakterisiert werden. Die mittels Metallographie ermittelte Höhenausdehnung betrug 0,35 mm.

Die Diskrepanz zwischen der mittels SAFT ermittelten und der tatsächlichen Höhenausdehnung wurde dadurch erklärt, dass die Prüftechnik auf die Bewertung von Fehlern ab 2,0 mm Höhenausdehnung optimiert war. Für kleinere Reflektoren lagen keine Vergleichswerte vor. Möchte man noch kleinere Reflektoren bewerten können, sind für die Qualifikation der Prüftechnik entsprechend kleinere Vergleichsreflektoren nötig. Hier stößt man auf eine Grenze, da kleinere künstliche Reflektoren, wenn überhaupt, dann nur sehr schwer definiert herstellbar sind.

- **Zusammenfassende Bewertung**

Anhand dieser praktischen Beispiele werden die Grenzen der heutigen Leistungsfähigkeit der ZfP mit Ultraschall aufgezeigt. Einer empfindlichen Nachweisbarkeit selbst von kleinsten Ungängen weit unterhalb der Registriergrenze stehen Schwierigkeiten bei der Fehlerbewertung, insbesondere der Fehlertiefenbestimmung kleiner Reflektoren gegenüber.

Betrachtet man den Qualifizierungsprozess, so sind dort die Gültigkeitsgrenzen, innerhalb derer eine Prüftechnik verlässliche Ergebnisse liefert, genau definiert. In der Praxis wird wie obige Beispiele zeigen, versucht, Anzeigen zu bewerten, die sich außerhalb des Gültigkeitsbereichs befinden können. Dies kann zu einer starken Überschätzung kleiner Fehler führen.

Die Untersuchungen haben gezeigt, dass selbst kleinste Reflektoren mit großem Signal-Rausch-Abstand aufgefunden werden können. Aus sicherheitstechnischer Sicht liegt man mit ihrer Überschätzung auf der sicheren Seite. Das beschriebene Beispiel „Anzeigen im Vorschuhende des Stutzens im KKW Grafenrheinfeld“ hat jedoch gezeigt, dass eine erhebliche Überschätzung der Ausdehnung von Anzeigen zur Einleitung von Maßnahmen führen kann, die sich im Nachhinein als unverhältnismäßig erweisen.

Weitere mögliche Quellen für Fehlbewertungen können neben den bereits erläuterten Unterschieden zwischen der Reflektivität von künstlichen Fehlern (Nuten) und natürlichen Fehlern (Rissen) auch Unterschiede in der Geometrie von Vergleichskörper und realem Bauteil darstellen.

4.7 Zusammenfassung und Schlussfolgerung

Die zerstörungsfreie Prüfung stellt eine wichtige Säule der Qualitätssicherung bei Herstellung und Betrieb von sicherheitsrelevanten kerntechnischen Komponenten dar. Die wichtigste ZfP-Methode zur Erkennung und Charakterisierung von rissartigen Fehlern an mechanischen Komponenten ist die Ultraschallprüfung. Daneben kommt der Wirbelstromprüfung, insbesondere bei der Prüfung von Dampferzeuger-Heizrohren, eine wichtige Rolle zu.

Die Anforderungen an Wiederkehrende Prüfungen von Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren in deutschen Kernkraftwerken sind in der KTA-Regel 3201.4 festgeschrieben. Die Regel wurde entsprechend dem Stand der Technik kontinuierlich fortgeschrieben. Die Analyse der aktuellen Fassung der KTA 3201.4 zeigt unter Berücksichtigung der neueren Betriebserfahrung und der ZfP-Fachliteratur, dass die dort formulierten Anforderungen an die Ultraschall- und Wirbelstromprüfung dem Stand der Technik entsprechen.

Um sicherzustellen, dass die zum Einsatz kommenden Prüfverfahren, Prüftechniken und Prüfgeräte geeignet sind, eine geforderte Prüfaufgabe unter Praxisbedingungen zu erfüllen, müssen diese im Vorfeld einem Eignungsnachweis (Qualifizierung) unterzogen werden. Die Bedeutung der Qualifizierung liegt darin, dass durch sie ein Rahmen festgelegt wird, innerhalb dessen eine Prüftechnik verlässliche Aussagen liefert. In den letzten Jahren wurden erhebliche Anstrengungen unternommen, den Qualifizierungsprozess einheitlicher und effizienter zu gestalten. So wurden in der Neufassung der KTA 3201.4 präzise Kriterien definiert, anhand derer die Eignung einer Prüftechnik nachgewiesen werden kann. Ferner wurde durch die Revision der VGB-ENIQ-Richtlinie VGB-R516 die Vorgehensweise zur Qualifizierung von Prüftechniken weiter präzisiert und vereinheitlicht. Im Ergebnis führen diese Maßnahmen zu einer verbesserten und umfassenderen Prüfaussage.

Eine große Herausforderung stellt nach wie vor die Ultraschallprüfung von sogenannten schwer prüfbar Werkstoffen wie austenitischen Schweißnähten und Misch-

schweißnähten dar. Durch die Präzisierung der Anforderung an die Qualifizierung von Ultraschalltechniken wurde zwar eine wesentliche Verbesserung in diesem Zusammenhang erreicht. Auch wurden für bestimmte Prüfziele Fortschritte erzielt, sei es durch die Weiterentwicklung der Gerätetechnik oder durch besseres Verständnis für die Ultraschallausbreitung in anisotropen Werkstoffen. Eine bahnbrechende Lösung liegt derzeit aber nicht vor. Einen vielversprechenden Ansatz könnte die vom IZfP-Saarbrücken neu entwickelte GECDM-Methode bieten. Der Eignungsnachweis für diese Methode ist noch in der Prüfpraxis unter realistischen Bedingungen zu erbringen.

Die Erfahrungen aus der Prüfpraxis lassen darauf schließen, dass die Sensitivität fortschrittlicher Prüftechniken so hoch ist, dass im Allgemeinen das Auffinden von Materialfehlern, darunter auch rissartigen Fehlern, kein Problem darstellt. Die Schwierigkeiten liegen vielmehr bei der Charakterisierung und Bewertung der Anzeigen, insbesondere wenn diese eigentlich außerhalb des durch die Qualifizierung festgelegten Gültigkeitsrahmens der Prüftechniken liegen. Beispiele aus der Prüfpraxis zeigen, dass in solchen Fällen versucht wird, die Aussage des Prüftechnikerns im „unzulässigen Bereich“ stärker zu werten, was dann zu großen Diskrepanzen zwischen den ermittelten und den tatsächlichen Fehlerabmessungen führen kann.

5 Bewertung der in deutschen Anlagen implementierten Maßnahmen

Druckführende Komponenten und RDB-Einbauten in Kernkraftwerken werden grundsätzlich – entsprechend dem jeweils vorhandenen Wissenstand – so ausgelegt, dass keine korrosionsgestützte Rissbildung auftreten kann, d. h. entsprechenden Schädigungsmechanismen wird durch die Wahl geeigneter Werkstoffe, Dimensionierung, konstruktiver und spannungsgerechter Gestaltung, verfahrenstechnischer Maßnahmen oder fertigungstechnischer Maßnahmen begegnet. Bei im Betrieb erkannten Schwachstellen wurden in deutschen Kernkraftwerken bereits frühzeitig Maßnahmen zur Vermeidung des weiteren korrosionsgestützten Risswachstums getroffen. Einige dieser Maßnahmen sind in **Abb. 5-1** auf einer Zeitachse zusammengestellt.

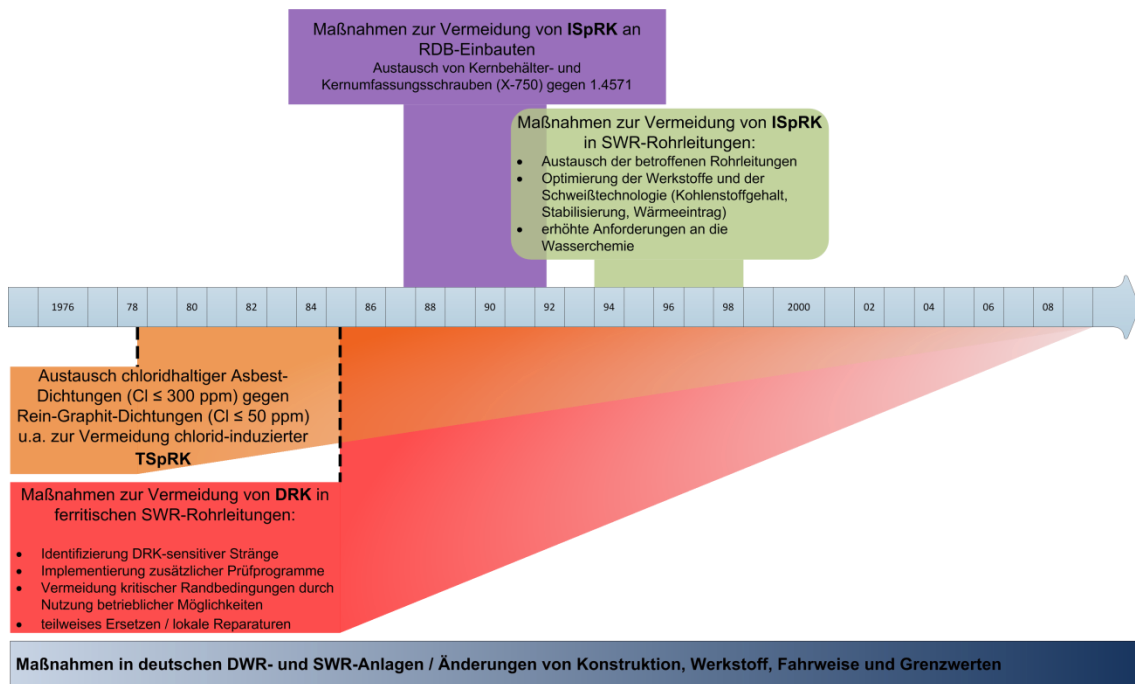


Abb. 5-1 Ausgewählte in deutschen KKW vorgenommene Maßnahmen zur Vermeidung korrosionsgestützter Rissbildungen

Ziel der durchgeführten Arbeiten war es, die wesentlichen in deutschen Anlagen zur Vermeidung bzw. rechtzeitigen Erkennung und Beherrschung korrosionsgestützten Risswachstums implementierten Maßnahmen zu analysieren und zu bewerten.

Im Folgenden wird zunächst auf den Bewertungsmaßstab eingegangen. Dann werden die wesentlichen Maßnahmen zu den verschiedenen Mechanismen zusammengestellt

und auf Grundlage der Betriebserfahrung hinsichtlich ihrer Wirksamkeit bewertet. Ergänzend sind Maßnahmen zur Beherrschung relevanter Schädigungsmechanismen in ausländischen Anlagen zusammengestellt.

5.1 Zum Bewertungsmaßstab

Grundsätzlich stellt sich die Frage nach dem Maßstab zur Bewertung der Wirksamkeit der eingeleiteten Maßnahmen. Wirksam ist eine Maßnahme dann, wenn Ereignisse aufgrund eines bestimmten Schädigungsmechanismus ausbleiben bzw. die Anzahl solcher Ereignisse signifikant zurückgeht und dies auch durch entsprechende Wiederkehrende Prüfungen bestätigt ist. Dabei sind die folgenden Aspekte zu beachten:

- Die Verringerung der Anzahl von Ereignissen aufgrund eines spezifischen Schädigungsmechanismus bzw. ihr Ausbleiben kann verschiedene Gründe haben. Die Frage nach der relativen Bedeutung der im Rahmen eines Maßnahmenpaketes eingeleiteten Einzelmaßnahmen kann auf Basis der Betriebserfahrung allein nicht beantwortet werden.
- Die Bewertung der Wirksamkeit der getroffenen Maßnahmen wird dadurch erschwert, dass die Einleitung einiger Maßnahmen (z. B. Austausch von chloridhaltigen Dichtungen, Umstellung der Wasserchemie) nicht zeitgleich in allen Anlagen erfolgte. Dadurch sind Veränderungen in der Häufigkeit des Auftretens von spezifischen Schädigungsmechanismen bei der anlagenübergreifenden Auswertung der Betriebserfahrung schwerer zu erkennen.
- Die sicherheitstechnische Bedeutung von Ereignissen im Zusammenhang mit korrosionsgestütztem Risswachstum hängt nicht einfach von der Häufigkeit ihres Auftretens ab, d. h. verschiedene Einzelereignisse können eine höhere sicherheitstechnische Bedeutung aufweisen als häufig gemeldete Ereignisse. Dies ist beispielsweise der Fall bei Ereignissen im Zusammenhang mit chloridinduzierter TSpRK-A.

5.2 Maßnahmen in deutschen Anlagen

Die verschiedenen, in deutschen Anlagen durchgeführten Maßnahmen zur Beherrschung der Schädigungsmechanismen DRK, ISpRK-Ni, ISpRK-A, ISpRK-800 und TSpRK werden im Folgenden im Hinblick auf ihre Wirksamkeit diskutiert. Hinsichtlich

von Maßnahmen zur Berücksichtigung des Medieneinflusses bei der Ermüdungsanalyse wird auf **Kap. 6** verwiesen, in dem regulatorische Anforderungen behandelt werden.

5.2.1 DRK in deutschen Anlagen mit SWR

Rissbildungen infolge DRK sind bereits Ende der 70er Jahre in größerem Umfang in SWR-Anlagen der Baulinie 69 gefunden worden, in denen Rohrleitungen aus höherfesten Feinkornbaustählen (WB 35) eingesetzt wurden. Alle Rohrleitungen der Druckführenden Umschließung, die aus diesem Werkstoff gefertigt waren, wurden bereits Anfang bis Mitte der 80er Jahre durch solche ausgetauscht, die – entsprechend der Rahmenspezifikation Basissicherheit – aus ferritischen Werkstoffen mit hoher Zähigkeit gefertigt wurden. Danach sind keine Ereignisse infolge DRK gemeldet worden, die innerhalb der Druckführenden Umschließung aufgetreten sind.

Zur Vermeidung von DRK außerhalb der Druckführenden Umschließung wurden verschiedene Maßnahmen implementiert, insbesondere:

- Identifizierung DRK-sensitiver Stränge,
- zusätzliche Prüfprogramme,
- Vermeidung kritischer Randbedingungen durch betriebliche Maßnahmen (Optimierung der Fahrweise),
- Austausch von Leitungen durch solche aus weniger anfälligen Werkstoffen.

Während in den 90er Jahren noch eine Reihe von Ereignissen infolge DRK gemeldet wurden, die außerhalb der ruckführenden Umschließung aufgetreten sind, ist die Anzahl solcher Ereignisse nach dem Jahr 2000 deutlich zurückgegangen, wobei diese neueren Ereignisse auf besondere Einflüsse (insbesondere schwergängige oder fest-sitzende Gleitlager mit der Folge von Zwängungen) zurückzuführen waren. Es wird geschlussfolgert, dass die eingeleiteten Maßnahmen langfristig weitgehend gegriffen haben.

5.2.2 ISpRK-Ni in deutschen Anlagen mit DWR und SWR

Nickellegierungen kamen in deutschen Anlagen im Unterschied zu ausländischen Anlagen in wesentlich geringerem Umfang zum Einsatz. Insbesondere daraus erklärt sich die vergleichsweise geringe Anzahl der infolge ISpRK aufgetretenen Schäden.

In deutschen Anlagen mit DWR trat ISpRK-Ni vorwiegend an RDB-Einbauten, insbesondere an Kernbehälter- und Kernumfassungsschrauben, auf. Diese Schrauben aus der Nickellegierung Alloy X-750 wurden in großem Umfang durch solche ausgetauscht, die aus austenitischen Chrom-Nickel-Stählen gefertigt wurden. Infolge dieser Maßnahme sind keine entsprechenden Ereignisse mehr gemeldet worden.

In Anlagen mit SWR waren insbesondere die Befestigungsschrauben der Brennelementkästen betroffen. Die Gegenmaßnahmen bestanden im Austausch der Schrauben durch solche mit einer günstigeren Wärmebehandlung und konstruktiven Änderungen, welche Eigenspannungen vermeiden bzw. minimieren sollten. Neuere Ereignisse mit Schäden an Befestigungsschrauben sind aus der Betriebserfahrung nicht bekannt geworden.

Im Zusammenhang mit den in ausländischen Anlagen aufgetretenen Schäden an Mischschweißnähten, bei denen Nickellegierungen für Schweißzusatzwerkstoffe zur Anwendung kamen (insbesondere V.C. Summer, Ringhals), wurden in deutschen Anlagen mit DWR und SWR umfangreiche Sonderprüfungen an vergleichbaren Mischnähten durchgeführt. Dabei ergaben sich keine Befunde, die auf ISpRK zurückzuführen waren, was mit im Vergleich zu ausländischen Anlagen günstigeren Fertigungsbedingungen begründet wurde. Detaillierte Regelungen für Wiederkehrende Prüfungen an Mischnähten enthält die 2010 erschienene Neuauflage der KTA 3201.4 (s. **Kap. 6**). Im Jahr 2010 ist in einer DWR-Anlage der vierten Generation eine Kleinstleckage an der Mischnaht einer kleinen Entleerungsleitung am Dampferzeuger aufgetreten, die auf das Zusammenwirken von bei der Fertigung entstandenen Ungängen und Heißrissen mit während des Betriebes aufgetretener interkristalliner Spannungsrisskorrosion zurückgeführt wurden. Der Betreiber hat alle vergleichbaren Stutzen an den Dampferzeugern, der Hauptkühlmittelleitung und am Druckhalter der Blöcke 1 und 2 einer visuellen Prüfung unterzogen. Anzeichen für Leckagen wurden nicht festgestellt. Zur Vermeidung derartiger Leckagen für die an die Druckführende Umschließung von Druck- und Siedewasserreaktoren anschließenden Stutzenrohre mit vergleichbarem konstruktivem Aufbau hat die GRS insbesondere empfohlen /WLN 11/:

- Die Herstellungsdocumentation der Stutzenrohre dahingehend zu überprüfen, ob Anzeigen aus der Fertigung im Schweißnahtbereich vorliegen und falls Anzeigen vorliegen, die Außenoberflächen dieser Stutzenrohre im Rahmen von Wiederkehrenden Prüfungen bei der nächsten Revision einer gezielten Sichtprüfung auf Leckagen zu unterziehen.
- Die Außenoberflächen der übrigen Stutzenrohre im Rahmen von Wiederkehrenden Prüfungen stichprobenartig einer gezielten Sichtprüfung auf Leckagen zu unterziehen.

Weitergehende Maßnahmen werden zurzeit nicht als erforderlich angesehen.

5.2.3 ISpRK-A in deutschen Anlagen mit SWR

Ereignisse infolge ISpRK an austenitischen Chrom-Nickel-Stählen sind Anfang der 90er Jahre aus deutschen Anlagen mit SWR gemeldet worden. Alle betroffenen Rohrleitungen wurden ausgetauscht. Zur Vermeidung von weiteren Schäden infolge ISpRK wurden verschiedene Gegenmaßnahmen ergriffen, insbesondere:

- Einsatz resistenterer Werkstoffe,
- optimierte Schweißmethoden zur Vermeidung von Sensibilisierung,
- erhöhte Anforderungen an die wasserchemische Fahrweise.

Im Rahmen der danach durchgeführten Wiederkehrenden Prüfungen wurden keine entsprechenden neuen Rissbildungen gefunden. Das Ausbleiben von weiteren Ereignissen bestätigt die bisherige Wirksamkeit der getroffenen Maßnahmen.

5.2.4 ISpRK-A in deutschen Anlagen mit DWR

In den Jahren 2005 / 2006 sind in Anlagen der zweiten DWR-Generation an einzelnen, aus austenitischem Chrom-Nickel-Stahl (1.4571) gefertigten Kernbehälter- / Kernumfassungsschrauben interkristalline Rissbildungen gefunden worden, deren Auftreten im Zusammenhang mit ISpRK unter dem Einfluss von Kaltverformungen diskutiert wurde. Eine Notwendigkeit für die Einleitung von Maßnahmen, die über geeignete Prüfmaßnahmen zur rechtzeitigen Erkennung entsprechender Schäden an den Kernbehälter- /

Kernumfassungsschrauben hinausgehen, wurde zum damaligen Zeitpunkt – insbesondere auch aufgrund der begrenzten Anzahl von Schäden – nicht gesehen.

Aufgrund der im Jahre 2011 mit der Änderung des Atomgesetzes beschlossenen Beendigung des Leistungsbetriebs der Anlagen der zweiten DWR-Generation besteht aus heutiger Sicht für die betroffenen Anlagen keine sicherheitstechnische Notwendigkeit für die Implementierung weiterer Maßnahmen. Allerdings ist das Thema „ISpRK-A unter dem Einfluss von Kaltverformungen“ auch für die in Anlagen der dritten DWR-Generation eingesetzten Kernbehälter- / Kernumfassungsschrauben anderer Konstruktion (Innensechskantschrauben) sowie weitere, aus austenitischen Chrom-Nickel-Stählen gefertigte Bauteile grundsätzlich von Bedeutung. Die Erkenntnisse aus laufenden F&E-Arbeiten im Ausland zu dieser Thematik (vgl. **Abschnitt 3.2.1**) sollten daher weiterverfolgt werden.

5.2.5 ISpRK-800 in deutschen Anlagen mit DWR

Wie in **Abschnitt 2.2.2** ausgeführt, sind in Kernkraftwerken der zweiten Generation in den Jahren 2005 und 2007 vereinzelte Schäden an Dampferzeuger-Heizrohren an aus Incoloy® 800 gefertigten Dampferzeuger-Heizrohren im Einwalzbereich des Heizrohrbodens, aber auch oberhalb davon im Bereich der Halterungen festgestellt worden, die auf ISpRK zurückgeführt wurden (WLN 05a, WLN 08b). Um sicherzustellen, dass eventuelle weitere Schäden rechtzeitig erkannt werden, wurden insbesondere die Prüftechniken optimiert und der Prüfumfang für die Dampferzeuger-Heizrohren in der KTA 3201.4 auf 20% erweitert (vgl. **Tab. 9-4** auf S. 120 ff und **Kap. 6**). Weitere Schadensmeldungen liegen der GRS nicht vor.

5.2.6 TSpRK-A

Ereignisse infolge chloridinduzierter transkristalliner Spannungsrisskorrosion an aus austenitischem Chrom-Nickel-Stahl gefertigten Bauteilen sind seit der Inbetriebnahme der Anlagen bis in die Gegenwart immer wieder aus deutschen Anlagen mit DWR und SWR gemeldet worden. Die Rissbildungen gingen dabei sowohl von der Außenseite (s. z. B. WLN 98/) als auch von der mit Medium beaufschlagten Innenseite (s. z. B. WLN 01, WLN 05b, WLN 08a/) aus. Die Mehrzahl dieser Ereignisse war dabei allerdings von geringer sicherheitstechnischer Bedeutung.

Maßnahmen zur Beherrschung dieses Schädigungsmechanismus zielen insbesondere auf die Vermeidung der Verunreinigung der Oberflächen mit Chloriden und damit auf die Vermeidung des Einsatzes chloridhaltiger Materialien ab. Insbesondere betrifft das

- den sukzessiven Austausch chloridhaltiger Asbestdichtungen gegen Rein-Graphit-Dichtungen seit ca. 1985,
- administrative Vorgaben zum Einsatz chloridarmer Hilfsmittel bei Instandhaltungs-, Reparatur- und Prüfmaßnahmen sowie die
- Einhaltung der DIN-Normen zur Oberflächensauberkeit.

Trotz der ergriffenen Maßnahmen hat sich die Anzahl der pro Zeiteinheit gemeldeten Ereignisse bisher nicht verringert. Dabei ist ebenso zu beachten, dass das Auffinden entsprechender Schäden an bestimmten Bauteilen in der Regel eine Ausweitung des Prüfumfangs zur Folge hatte. Ferner ist zu beachten, dass entsprechende Schäden bevorzugt an der Innenseite von Bauteilen auftreten, die nicht ständig durchströmt sind und an denen es durch wechselnde Trocknung und Befeuchtung zur Aufkonzentration kleinster, im Medium vorhandener Chloridmengen kommen kann, wie dies z. B. bei Deckeldichtungsleitungen der Fall ist.

5.2.7 Korrosionsermüdung

Schäden durch Korrosionsermüdung sind aus der Betriebserfahrung nicht bekannt geworden. Aktuelle Erkenntnisse aus Forschung und Entwicklung zum Schädigungsmechanismus Korrosionsermüdung sind im **Abschnitt 3.2.2** zusammengefasst. Daraus ergibt sich insbesondere die Frage nach der Berücksichtigung des Medieneinflusses in den Regelwerken. Hierzu wird auf die Ausführungen in **Kap. 6** verwiesen.

5.3 Maßnahmen in ausländischen Anlagen

In ausländischen Anlagen westlicher Bauart sind aufgrund des umfangreichen Einsatzes von Nickellegierungen und nicht stabilisierten austenitischen Chrom-Nickel-Stählen und deren nun bekannter Anfälligkeit für ISpRK entsprechende Schadensschwerpunkte vorhanden. Zu ihrer Beherrschung wurden bzw. werden umfangreiche F&E-Arbeiten durchgeführt und darauf basierend Maßnahmen in den Anlagen umgesetzt. Diese Maßnahmen können grundsätzlich in drei Kategorien eingeteilt werden:

- Maßnahmen zur Optimierung der Werkstoffbedingungen, insbesondere Einsatz korrosionsresistenterer Werkstoffe, Verbesserung von Schweißverfahren mit optimierter Wärmeeinbringung,
- Maßnahmen zur Optimierung der mechanischen Beanspruchung, insbesondere Verminderung von Zugspannungen bis hin zum Einbringen von Druckspannungen in gefährdeten Bereichen, Verbesserung von Schweißverfahren,
- Maßnahmen zur Optimierung der Mediumbedingungen, insbesondere optimierte Fahrweisen, Zugabe geeigneter Zusätze.

5.3.1 ISpRK-Ni

In verschiedenen westlichen Ländern, insbesondere in Frankreich und den USA, wurden in größerem Umfang Austauschmaßnahmen durchgeführt, wobei im Wesentlichen der korrosionsanfällige Werkstoff Alloy 600 durch einen nachweislich korrosionsresistenteren Werkstoff ersetzt wurde. Entsprechende Maßnahmen betrafen vor allem die RDB-Deckel und die Dampferzeuger:

- RDB-Deckel: Verwendung des Werkstoffs Alloy 690 an Stelle von Alloy 600 für die Stutzenrohre und chemisch ähnlicher Schweißgüter für die Einschweißnähte,
- Dampferzeuger: Verwendung des Werkstoffs Alloy 690 an Stelle von Alloy 600 für die Heizrohre.

Daneben wurden verschiedene Reparatur- und weitere Maßnahmen zur Optimierung der Werkstoff- und Beanspruchungsbedingungen für Komponenten aus korrosionsanfälligen Nickellegierungen entwickelt, die in den einzelnen Anlagen zur Anwendung kamen / kommen. Einen Überblick zu den in verschiedenen Ländern (Frankreich, Japan, Schweden, Südkorea, USA) durchgeführten Maßnahmen gibt **Tab. 5-1**, in der die Ergebnisse einer von der OECD/NEA durchgeführten Untersuchung zusammengefasst sind.

Tab. 5-1 Austausch-, Reparatur- und Vorsorge-Maßnahmen zur Vermeidung von PWSCC (ISpRK-Ni im Primärkreis von DWR) in ausländischen Anlagen /OEC 11/

Component	Reactor Pressure Vessel			Core Internals	Pressurizer		Steam Generator		
Technique	RPV Nozzle	Upper Head	Lower Head Nozzle	Split Pins	Nozzles	Heater Sleeves	Complete Steam Generators	Inlet/Outlet Nozzles	Channel Head
Replacement		F J S U		F J K S U	F	F U	F J K S U ^{j)}		K S U
Spool Piece Replacement	U				J			J	
Cutting, Drilling, Grinding	J S U				U			J	
Temper Bed Welding	J U		J U		F J				S U
MSIP ^{k)}					U				
Overlay Clad (external, full structural)	U	U			U				
Overlay Clad (internal)		U			U				
Inlay Clad (internal)	J S							J	
Half Nozzle Repair			U						
Seal Welding		J U							
Shot Peening								J	U
Water Jet Peening	J		J						
Laser Stress Improvement					J				

^{j)} F – Frankreich, J – Japan, K – Korea, S – Schweden, U - USA

^{k)} Mechanical stress improvement process

5.3.2 ISpRK-A

Zur Beherrschung von ISpRK an nicht stabilisierten Chrom-Nickel-Stählen in SWR-Anlagen war es im Ausland erforderlich, eine Reihe von Austauschaktionen durchzuführen sowie entsprechende Reparatur- und Vorsorgemaßnahmen zu entwickeln. Wesentliche Austausch-, Reparatur- und Vorsorgemaßnahmen zur Vermeidung von interkristalliner Spannungsrisskorrosion an unstabilisierten austenitischen Chrom-Nickel-Stählen und Anwendungsbereiche für US-amerikanische und japanische Anlagen sind einschließlich ihres Entwicklungs- bzw. Anwendungsstadiums in **Tab. 9-6** und **Tab. 9-7** aufgeführt (s. S. 128 und S. 129).

Hinsichtlich des Werkstoffeinsatzes wurden insbesondere die zulässigen Kohlenstoffkonzentrationen bei austenitischen Chrom-Nickel-Stählen auf maximal 0,035 Gew.-% herabgesetzt (Low Carbon Grades).

Zu den Verfahren, welche der Spannungsreduzierung bis hin zum Einbringen von zusätzlichen Druckspannungen in die Oberflächen der Materialien dienen und somit die mechanischen Eigenschaften beeinflussen, zählen insbesondere:

- Mechanische Verfahren (Mechanical Stress Improvement Process, MSIP),
- Auftragsschweißen (Overlay welding),
- Strahlen mittels Laser oder Wasserstrahl (Peening),
- Verspannen einzelner Ringsegmente des Kernbehälters gegeneinander („Tie Rod“-Methode).

Des Weiteren wurde eine Reihe verbesserter Schweißverfahren entwickelt (z. B. temper bed welding, heat sink welding, last pass heat sink welding), welche neben der Spannungsoptimierung, auch die Gefahr einer thermischen Sensibilisierung der Werkstoffe durch eine optimierte Wärmeeinbringung minimieren sollen.

Zur Optimierung der Mediumbedingungen wurden die Anforderungen an die Wasserqualität in den EPRI-Guidelines verschärft. Weiterführende Maßnahmen stellen hier die Wasserstofffahrweise (Hydrogen Water Chemistry, HWC) sowie die Entwicklung der so genannten Zinc Injection Passivation und der Noble Metal Chemical Addition (NMCA) dar.

6 Weiterentwicklung der regulatorischen Anforderungen

Erkenntnisse zum korrosionsgestützten Risswachstum und seiner Vermeidung sind bei der Fortschreibung der relevanten Richtlinien und Regelwerke zu berücksichtigen. Dies betrifft insbesondere die Richtlinien und Regelwerke, die Anforderungen an die Wasserchemie sowie an die Werkstoffe, Auslegung, Herstellung sowie Wiederkehrende Prüfung und Betriebsüberwachung der Komponenten.

Ziel der durchgeführten Arbeiten war es, relevante regulatorische Anforderungen zusammenzustellen und die geltenden Anforderungen unter Nutzung der in den vorangegangenen Arbeitspaketen gewonnenen Erkenntnissen zu bewerten, und – soweit notwendig – Ansätze für ihre Weiterentwicklung zu diskutieren. Dabei wurde untersucht, inwieweit die aktuellen Richtlinien und Regelwerke Anforderungen enthalten, bei deren Einhaltung die nach dem Stand von Wissenschaft und Technik erforderliche Vorsorge gegen Schäden infolge korrosionsgestützten Risswachstums getroffen ist. Dabei wurde auch der Diskussionsstand in relevanten Fachgremien mit berücksichtigt.

6.1 Anforderungen an die Wasserchemie

Anforderungen an das Wasser in deutschen Kernkraftwerken mit Leichtwasserreaktoren enthalten die VGB-Richtlinien. Diese wurden unter Berücksichtigung der relevanten Erkenntnisse aus der Betriebserfahrung und aus Forschung und Entwicklung sowie aus der Fortschreibung von entsprechenden Richtlinien im Ausland, insbesondere EPRI (USA) und EDF (Frankreich), kontinuierlich fortgeschrieben /VGB 88, VGB 96, VGB 06/. Insbesondere betrifft das eine Differenzierung in grundsätzlich einzuhaltende Kontrollparameter und ergänzende Diagnoseparameter, die Einführung von differenzierten Handlungsschwellwerten (Action Level) und die Verschärfung der Spezifikationen für Wasserinhaltsstoffe wie Chlorid und Sulfat.

In **Tab. 6-1** sind beispielhaft die Spezifikationen für das Reaktorwasser in SWR-Anlagen im kalten Zustand aufgelistet. Darin sind insbesondere die zulässigen Chlorid- und Sulfatgehalte als Kontrollparameter und die Leitfähigkeit sowie der Gehalt an Kieselsäure als Diagnoseparameter spezifiziert. Die Definition der Normalbetriebswerte und „Action Level“ für das Reaktorwasser in SWR-Anlagen bei Dauerbetrieb sind in **Tab. 6-2** zusammengefasst. **Abb. 6-1** zeigt die Spezifikationen des Reaktorwassers in SWR-Anlagen im Normalbetrieb.

Tab. 6-1 Spezifikationen für das Reaktorkühlwasser in SWR-Anlagen im kalten Zustand (< 100 °C) und für Anfahrbereitschaft nach /VGB 06/

	Definition / Konsequenz
Normalbetriebswert (kalter Zustand)	Wert, der bei ungestörtem Betrieb eingehalten wird: Chlorid und Sulfat < 20 µg/kg, Leitfähigkeit < 1 µS/cm bei 25 °C , Kieselsäure < 200 µg/kg
Action Level 1 (kalter Zustand)	Chlorid und Sulfat > 50 µg/kg
Anfahrbereitschaft	Vor dem Erreichen der Kritikalität sollen diese Werte erreicht bzw. unterschritten werden: Chlorid < 5 µg/kg, Sulfat < 10 µg/kg, Leitfähigkeit < 1 µS/cm bei 25 °C, Kieselsäure < 200 µg/kg

Tab. 6-2 Definition der „Action Level“ für das Reaktorwasser in SWR-Anlagen bei Dauerbetrieb nach /VGB 06/

	Definition / Konsequenz
Normalbetriebswert	Wert, der bei ungestörtem Betrieb eingehalten wird: Leitfähigkeit < 0,15 µS/cm bei 25 °C, Chlorid < 2 µg/kg, Sulfat < 5 µg/kg, Kieselsäure < 200 µg/kg
Action Level 1	Ermittlung und Beseitigung der Ursachen der Verschlechterung der Wasserqualität in angemessener Zeit nach anlagenspezifischer Fachanweisung
Action Level 2	Rückführung des betroffenen Parameters in den erlaubten Bereich innerhalb von 36 h ohne Leistungsreduzierung, sonst Abfahren, wenn nicht absehbar ist, dass Unterschreitung des Wertes für Action Level 2 in dem Zeitraum gelingt, der für die Erreichung von < 100 °C im Reaktordruckgefäß benötigt wird.
Action Level 3	Einleiten des Abfahrvorganges gemäß BHB innerhalb von 12 h , wenn nicht absehbar ist, dass Unterschreitung des Wertes für Action Level 3 in dem Zeitraum gelingt, der für die Erreichung von < 100 °C im Reaktordruckgefäß benötigt wird.

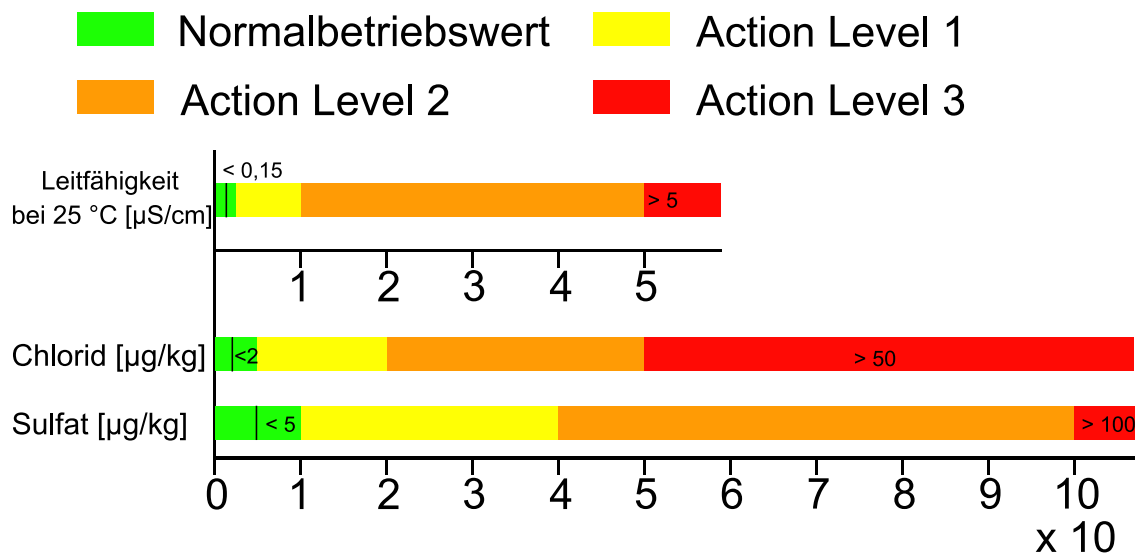


Abb. 6-1 Spezifikationswerte für Reaktorwasser in SWR-Anlagen bei Betrieb
/VGB 06/

Insgesamt sind die in der aktuellen VGB-Richtlinie /VGB 06/ enthaltenen Anforderungen an die wasserchemische Fahrweise des Reaktorkühlkreislaufer und des Wasserdampf-Kreislaufer von Anlagen mit DWR sowie des Reaktorwassers und Wasserdampf-Kreislaufer von Anlagen mit SWR nach Einschätzung der GRS geeignet, korrosionsgestützte Rissbildungen an den in diesen Kreisläufen eingesetzten und mit Medium beaufschlagten Komponenten soweit wie praktisch möglich zu vermeiden.

6.2 Anforderungen in den KTA-Regeln

Die KTA-Regeln enthalten eine Reihe von Anforderungen die explizit oder implizit auf die Vermeidung bzw. Beherrschung korrosionsgestützter Rissbildungen abzielen. Im Rahmen der durchgeführten Arbeiten wurde vor allem untersucht, inwieweit entsprechende neuere Erkenntnisse aus der Betriebserfahrung und des Standes von F&E in die KTA-Regeln 3201.1-4 und 3211.1-4 eingeflossen sind. Hierzu wurde ein Vergleich der jeweils aktuell gültigen Fassung bzw. der aktuellen Änderungsentwürfe der genannten KTA-Regeln mit der jeweiligen Vorgängerversion durchgeführt. Dabei wurde versucht, die Anforderungen den verschiedenen Schädigungsmechanismen zuzuordnen. Dies ist nicht immer möglich, da viele Änderungen nicht mit Blick auf die Vermeidung eines spezifischen Schädigungsmechanismus vorgenommen wurden bzw. für mehrere von Bedeutung sind. Die Ergebnisse sind in den **Tab. 9-4** und **Tab. 9-5** (siehe S. 120 ff) zusammengestellt.

Es konnte eine größere Anzahl von Änderungen in den analysierten KTA-Regeln identifiziert werden, die auf die Vermeidung korrosionsgestützter Rissbildungen bzw. ihre rechtzeitige Erkennung entsprechend dem aktuellen Kenntnisstand abzielen. Beispiele für solche Änderungen sind:

- die Beschränkung auf den Werkstoff X6CrNiNb 18-10 S für heißgehende ($> 200\text{ °C}$) Reaktorwasser führende Leitungen in SWR-Anlagen in den KTA-Regeln 3201.1 und 3211.1 zur Vermeidung von ISpRK,
- die Berücksichtigung eines möglichen Medieneinflusses auf die Ermüdung durch Aufmerksamkeitsschwellen mit nachfolgenden Maßnahmen in den KTA-Regeln 3201.2 und 3211.2,
- die zu beachtenden Vorkehrungen bei der Bearbeitung von Oberflächen in den KTA-Regeln 3201.3 und 3211.3,
- die Einbeziehung von Rohrleitungen $\leq 50\text{ mm}$ in den KTA-Regeln 3201.4 und 3211.4,
- Erweiterung des Prüfumfangs an den DE-Heizrohren auf 20% der Rohre bis zur unteren Einwalzung zur rechtzeitigen Erkennung korrosionsgestützter Rissbildungen in der KTA-Regel 3201.4.

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass die in der aktuellen Fassung der KTA-Regel 3201.4 an die Ultraschall- und Wirbelstromprüfung formulierten Anforderungen bereits in **Kap. 4**, welches sich mit den Möglichkeiten von Prüfverfahren und -techniken zur Erkennung und Charakterisierung relevanter korrosionsgestützter Rissbildungen beschäftigte, ausführlich diskutiert und bewertet wurden. Es wurde geschlussfolgert, dass diese dem Stand der Technik entsprechen.

Insgesamt hat sich gezeigt, dass die neueren Erkenntnisse zu korrosionsgestützten Rissbildungen und ihrer Vermeidung bereits weitestgehend in das KTA-Regelwerk eingeflossen sind. Eine Ausnahme stellt insbesondere die Anpassung der Ermüdungskurven zur Berücksichtigung des Medieneinflusses dar. Ein Überblick zum Diskussionsstand in den Fachgremien wird im folgenden **Abschnitt 6.3** gegeben.

6.3 Diskussionsstand in den Fachgremien

Im Hinblick auf regulatorische Aspekte zum korrosionsgestützten Risswachstum wurden in den Fachgremien in jüngster Zeit insbesondere die folgenden Aspekte diskutiert:

- Wiederkehrende Prüfungen an Dampferzeuger-Heizrohren,
- Anforderungen an die prüfgerechte Gestaltung der Mischnähte und deren Oberflächenzustand,
- Berücksichtigung des Medieneinflusses bei der Ermüdungsanalyse.

Der aktuelle Diskussionsstand hierzu kann wie folgt zusammengefasst werden:

- Der RSK-Ausschuss „Druckführende Komponenten und Werkstoffe“ (DKW) hat sich mit den aufgetretenen Fällen von Spannungsrisskorrosion an Dampferzeuger-Heizrohren befasst. Dies resultierte in einer Stellungnahme der RSK im Jahre 2010 /RSK 10/. Diese empfiehlt die später in KTA 3201.4 umgesetzte Erweiterung des Prüfumfangs auf 20% der Heizrohre einschließlich des Rohrbodenbereichs für alle Anlagen. Weiterhin wurden Empfehlungen für die anzuwendende Prüfmethode (Array-Pancake-Sonden) und für solche Anlagen abgegeben, bei denen Hinweise auf ISpRK an den Dampferzeuger-Heizrohren vorliegen.
- Für die KTA-Regel 3211.3 wird eine Übernahme der Anforderungen aus der KTA-Regel 3201.3 bezüglich der prüfgerechten Gestaltung der Mischnähte und deren Oberflächenzustand für Längs- und Querfehlerprüfung mit Ultraschall angestrebt. Dabei soll auch eine Basisprüfung auf Querfehler erfolgen, um diese als Vergleichsmaßstab für Wiederkehrende Prüfungen heranziehen zu können, auch wenn derartige Fehler aus der Herstellung nicht zu erwarten sind.
- Der RSK-Ausschuss DKW spricht sich für eine Übernahme der ASME-Auslegungskurve für Ermüdung von austenitischen Werkstoffen an Luft aus, die sich durch die Abminderungsfaktoren 2 auf die Spannungsschwingbreite und 12 auf die Lastspielzahl aus der Mittelwertskurve von ANL ergibt /DKW 11/. Der gegenüber der früheren Festlegung geringere Faktor 12 werde durch eine Neubewertung der Einflussfaktoren gerechtfertigt, wie er in NUREG/CR 6909 vorgenommen wurde. Damit könne die bisherige Bewertungsmethodik beibehalten werden.

- Für die KTA-Regel 3201.2 werden zurzeit die Ermüdungskurven an Luft für austenitische Werkstoffe vor dem Hintergrund der neuen ASME-Kurve überprüft. Damit verbunden wäre auch eine Anpassung der Aufmerksamkeitsschwelle für Austenit, da diese schon eine als nicht ausreichend konservativ angesehene Auslegungskurve berücksichtigt hatte. Die genannten Anpassungen in KTA 3201.2 hätten gegebenenfalls auch Auswirkungen auf die heranzuziehenden Ermüdungskurven in anderen KTA-Regeln (3211.2, 3201.4, 3211.4 und 3204).

7 Zusammenfassung, Schlussfolgerungen und Ausblick

Ziel des Vorhabens war es, den aktuellen Wissensstand zum korrosionsgestützten Risswachstum an sicherheitstechnisch bedeutsamen druckführenden Komponenten in Kernkraftwerken aufzuarbeiten. Ergänzend sollten auch Aspekte des korrosionsgestützten Risswachstums an RDB-Einbauten mitbetrachtet werden. Hierzu erfolgte eine Analyse der neueren nationalen und internationalen Betriebserfahrung, der aktuellen Erkenntnisse aus Forschung und Entwicklung zu relevanten Schädigungsmechanismen sowie der Möglichkeiten von zerstörungsfreien Prüfverfahren und -techniken zur Erkennung und Charakterisierung korrosionsgestützter Rissbildungen. Darauf aufbauend wurden die in deutschen Anlagen zur Vermeidung bzw. rechtzeitigen Erkennung und Beherrschung korrosionsgestützten Risswachstums implementierten Maßnahmen und regulatorischen Anforderungen analysiert und bewertet.

Zur Aufarbeitung der neueren Betriebserfahrung wurden insbesondere die GRS-Datenbanken KomPass und INTERNALS sowie die OPDE-Datenbank der OECD/NEA ausgewertet. Für jeden Schädigungsmechanismus wurde die Anzahl der zwischen den Jahren 2000 und 2009 gemeldeten Ereignisse der Anzahl der in den vorangegangenen zwei Jahrzehnten aufgetretenen Ereignisse gegenübergestellt. Im Weiteren wurde die Betriebserfahrung mechanismusspezifisch für deutsche und ausländische Anlagen diskutiert. Bei den Schadensschwerpunkten zeigten sich deutliche Unterschiede. Aufgrund des gewählten Werkstoffkonzeptes dominiert in ausländischen Anlagen interkristalline Spannungsrisskorrosion an Nickellegierungen (DWR) und unstabilisierten Chrom-Nickel-Stählen (SWR). In deutschen Anlagen mit DWR und SWR traten korrosionsgestützte Rissbildungen in den letzten Jahren vorwiegend infolge chloridinduzierter transkristalliner Spannungsrisskorrosion an verschiedenen Komponenten auf, welche zum Großteil von der Innenseite ausgingen.

Zur Auswertung der Erkenntnisse aus Forschung und Entwicklung zu korrosionsgestützten Rissbildungsmechanismen wurden vor allem neuere internationale Fachtagungen ausgewertet. Aufgrund der im Ausland vorhandenen Schadensschwerpunkte steht insbesondere das Spannungsrisskorrosionsverhalten von Nickellegierungen im Fokus. Daneben spielen Untersuchungen zum Spannungsrisskorrosionsverhalten von Chrom-Nickel-Stählen sowie zur strahlungsbeeinflussten Spannungsrisskorrosion und zur Korrosionsermüdung eine wichtige Rolle.

Wegen ihrer potenziellen Bedeutung für deutsche Anlagen wurden zu den Themen „Einfluss der Kaltverformung auf die interkristalline Spannungsrisskorrosion an austenitischen Chrom-Nickel-Stählen“ und „Berücksichtigung des Medieneinflusses bei Ermüdungsanalysen“ weitergehende Recherchen durchgeführt. Die bisher zum Einfluss der Kaltverformung an unstabilisierten Chrom-Nickel-Stählen durchgeführten F&E-Arbeiten zeigen, dass Kaltverformungen grundsätzlich auch ohne eine aus dem Schweißprozess herrührende thermische Sensibilisierung und auch unter reduzierenden Umgebungsbedingungen, wie sie in Primärkreisläufen in Anlagen mit DWR vorliegen, zu interkristalliner Spannungsrisskorrosion führen können. Hinsichtlich des Einflusses der einzelnen Parameter auf Rissanfälligkeit und Risswachstumsgeschwindigkeit besteht noch eine Reihe ungeklärter Fragen. Zur Berücksichtigung des Medieneinflusses bei der Ermüdungsanalyse wurden insbesondere in den USA umfangreiche Untersuchungen durchgeführt und auf dieser Grundlage neue Auslegungskurven für unlegierte und niedrig legierte ferritische Stähle sowie austenitische Chrom-Nickel-Stähle festgelegt, die grundsätzlich für die Bewertung neuer Anlagen herangezogen werden sollen.

Zur Bewertung der Möglichkeiten von Prüfverfahren und -techniken zur Erkennung und Charakterisierung korrosionsgestützter Rissbildungen wurden die Anforderungen der KTA 3201.4 an die zerstörungsfreie Rissprüfung von kerntechnischen Komponenten analysiert und die neuere Fachliteratur und -konferenzen ausgewertet, insbesondere im Hinblick auf die Aspekte Qualifizierung von zerstörungsfreien Prüftechniken, Potential zur Erkennung und Tiefenbestimmung von rissartigen Fehlern, neue Entwicklungen bei zerstörungsfreien Prüfmethoden, Charakterisierung und Fehlergrößenbestimmung von Fehlstellen und Bewertung von Anzeigen in der Praxis. Die durchgeführten Untersuchungen konzentrierten sich dabei auf die Auffindung und Bewertung oberflächennaher Rissbildungen mittels Ultraschall- und Wirbelstromprüfung. Eine Herausforderung bei zerstörungsfreien Prüfungen stellt insbesondere die Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißnähten und Mischschweißnähten dar. Wesentliche Verbesserungen wurden in den letzten Jahren durch die Präzisierung der Anforderung an die Qualifizierung von Ultraschalltechniken, ein besseres Verständnis für die Ultraschallausbreitung in anisotropen Werkstoffen sowie die Weiterentwicklung der Gerätetechnik erzielt. Vielversprechende neue Methoden befinden sich noch in der Entwicklung bzw. der Eignungsnachweis für diese Methoden ist noch in der Prüfpraxis unter realistischen Bedingungen zu erbringen.

Für die verschiedenen Schädigungsmechanismen wurden die in deutschen Anlagen zur Vermeidung bzw. rechtzeitigen Erkennung und Beherrschung korrosionsgestützten Risswachstums implementierten Maßnahmen zusammengestellt und unter Würdigung der Betriebserfahrung hinsichtlich ihrer Wirksamkeit bewertet. Ergänzend wurden Maßnahmen zur Beherrschung relevanter Schädigungsmechanismen in ausländischen Anlagen zusammengetragen. Die Ergebnisse zeigen, dass in deutschen Anlagen bei erkannten Schwachstellen zeitnah umfangreiche Austauschmaßnahmen durchgeführt und weitere Maßnahmen eingeleitet wurden, die sich als weitestgehend wirksam erwiesen haben. Lediglich im Zusammenhang mit chloridinduzierter Spannungsrisskorrosion sind auch in den letzten Jahren trotz eingeleiteter Maßnahmen gehäuft Ereignisse gemeldet worden. In ausländischen Anlagen waren insbesondere umfangreiche Austauschmaßnahmen aufgrund der Anfälligkeit der Nickellegierung Alloy 600 für interkristalline Spannungsrisskorrosion erforderlich. Daneben wurden verschiedene Maßnahmen entwickelt, die insbesondere auf die Verminderung der Risswachstumsgeschwindigkeit bei vorhandenen Rissbildungen abzielen.

Zur Bewertung der regulatorischen Anforderungen wurde untersucht, inwieweit die aktuellen Richtlinien und Regelwerke Anforderungen enthalten, bei deren Einhaltung die nach dem Stand von Wissenschaft und Technik erforderliche Vorsorge gegen Schäden infolge korrosionsgestützten Risswachstums getroffen ist. Dabei wurde der Diskussionsstand in den zuständigen Fachgremien berücksichtigt. Die Ergebnisse zeigen, dass die neueren Erkenntnisse zu korrosionsgestützten Rissbildungen und ihrer Vermeidung weitestgehend in die relevante VGB-Richtlinie (VGB-R 401 J) und die für Druckführende Komponenten relevanten KTA-Regeln (KTA 3201, KTA 3211) eingeflossen sind und dass die in den aktuellen Fassungen enthaltenen Anforderungen entsprechend dem aktuellen Stand von Wissenschaft und Technik geeignet sind, korrosionsgestützte Rissbildungen an den eingesetzten Komponenten und Bauteilen weitestgehend zu vermeiden bzw. rechtzeitig zu erkennen. Eine Ausnahme stellt die Frage nach der Berücksichtigung des Medieneinflusses bei der Ermüdungsanalyse dar, zu der die Arbeiten in den zuständigen KTA-Gremien noch nicht abgeschlossen sind.

Um frühzeitig Trends bzw. eventuelle neue Schadensschwerpunkte und Schädigungsmechanismen infolge korrosionsgestützter Rissbildung zu erkennen, sollte die nationale und internationale Betriebserfahrung weiterhin systematisch und zeitnah verfolgt werden. Dies kann vor allem im Rahmen des laufenden Vorhabens 3612R01320 erfolgen, in dem vertiefte Untersuchungen von Betriebserfahrungen durchgeführt werden. Informationen zur internationalen Betriebserfahrung mit korrosionsgestützter Rissbil-

dung sollen insbesondere im Rahmen des geplanten Vorhabens 3612R01700, vor allem durch die weitere Mitarbeit am OECD/NEA-Vorhaben CODAP, gewonnen werden. Des Weiteren bedarf der Stand von Wissenschaft und Technik zur strahlungsbeeinflussten Spannungsrisskorrosion an RDB-Einbauten einer systematischen Aufarbeitung. Die hierzu erforderlichen Arbeiten sollen im Rahmen von Untersuchungen zur Sicherstellung der Integrität von Druckbehälter-Einbauten in deutschen Kernkraftwerken durchgeführt werden, deren Beginn für das Jahr 2013 vorgesehen ist.

8 Literatur

- /ARA 10/ K. Arai; M. Otaka; K. Kono und K. Sakamoto: Non-destructive Inspection of Stress Corrosion Cracking in the Narrow Portion of Vessel Penetrations using Eddy Current Testing. *8th International Conference on NDE in Relation to Structural Integrity for Nuclear and Pressurised Components*. **2010**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /BEC 10/ I. Becker: New Eddy Current Inspection Technology for Detection and Differentiation of Deep Stress Corrosion Cracking (SCC) at Main Circuit Cooling Pumps. *8th International Conference on NDE in Relation to Structural Integrity for Nuclear and Pressurised Components*. **2010**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /BUL 10/ A. Bulavinov und S. Pudovikov: Verbesselter Fehlernachweis und Analyse von Anzeigen bei der Ultraschallprüfung von kerntechnischen Komponenten. BMWI - Vorhaben 1501344. **2010**. Saarbrücken, Hrsg. Fraunhofer Institut zerstörungsfreie Prüfung (IZfP).
- /CHO 07/ O. K. Chopra und W. J. Shack: Effect of LWR Coolant Environments on the Fatigue Life of Reactor Materials. **2007**. Hrsg. US NRC, Office of Nuclear Reactor Regulation.
- /CZU 11/ M. Czubanowski: Unterstützung von Qualifizierungen durch Simulation/Modellierungssoftware CIVA-UT. *TÜV NORD Akademie-Symposium 2011 "Neue Entwicklungen bei Zerstörungsfreien Prüfungen in der Kerntechnik"*. **2011**. Hamburg. Hrsg. TÜV NORD SysTec GmbH & Co. KG.
- /DIN 03/ DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: Wiederkehrende Prüfungen der Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren - Teil 6: Wirbelstromprüfung von Dampferzeuger-Heizrohren. DIN 25435-6 Ausgabe 2003-03. **2003**.
- /DIN 08/ DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: Zerstörungsfreie Prüfung - Qualifizierung und Zertifizierung von Personal der zerstörungsfreien Prüfung - Allgemeine Grundlagen; Deutsche Fassung. DIN EN 473 Ausgabe 2008-09. **2008**.
- /DKW 11/ Ergebnisprotokoll der 113. Sitzung des RSK-Ausschusses „Druckführende Komponenten und Werkstoffe“ am 05.10.2011. **2011**.
- /DUG 10/ S. Dugan; S. Wagner und S. Zickler: Herstellung von Testkörpern mit realistischen Fehlern für die Ultraschallprüfung. *DGZfP-Jahrestagung 2010*. **2010**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.

- /DUG 11/ S. Dugan: Anforderungen an Vergleichskörper / Einsatz realistischer Testfehler. *TÜV NORD Akademie-Symposium 2011 "Neue Entwicklungen bei Zerstörungsfreien Prüfungen in der Kerntechnik"*. **2011**. Hamburg. Hrsg. TÜV NORD SysTec GmbH & Co. KG.
- /EPR 04/ C. Wood: BWRVIP-130: BWR Vessel and Internals Project, BWR Water Chemistry Guidelines - 2004 Revision. 1008192. **2004**. Palo Alto, CA, Hrsg. EPRI.
- /ERN 11/ H. Ernst; D. Algernon und K. Dressler: Charakterisierung und Größenbestimmung sicherheitstechnisch relevanter Fehler mit Ultraschall, Einsatz von Phased Array Technik und Rekonstruktionsalgorithmen. *Seminar des Fachausschusses Ultraschallprüfung: Verbesserung der Prüfaussage für spezielle Prüfaufgaben*. **2011**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /FOR 10/ F. P. Ford: Stress Corrosion cracking of Stainless Steels in Boiling Water Reactors. S. 1-128. **2010**. Hrsg. Organization for Economic Co-operation and Development.
- /GAD 10/ J. R. Gadea; A. Willke und J. J. Regidor: MRP-139 Recommendations: Inspection of Dissimilar Metal Welds in Reactor Pressure Vessels in Spain. *8th International Conference on NDE in Relation to Structural Integrity for Nuclear and Pressurised Components*. **2010**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /GAR 09/ Y. S. Garud und G. O. Ilevbare: A Review and Assessment of Cold-Work Influence on SCC of Austenitic Stainless Steels in Light Water Reactor Environment. *14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*. S. 780 - 790. **2009**. Hrsg. ANS.
- /GHO 10/ S. Ghosh und V. Kain: Microstructural changes in AISI 304L stainless steel due to surface machining: Effect on its susceptibility to chloride stress corrosion cracking. *Journal of Nuclear Materials* 403[1-3], S. 62-67. **2010**.
- /HAZ 86/ W. S. Hazelton: Technical report on material selection and processing guidelines for BWR coolant pressure boundary piping. Draft report. Revision 2. NUREG-0313 Rev. 2. **1986**. Washington, DC (USA), Hrsg. US NRC, Office of Nuclear Reactor Regulation.
- /HEI 11/ S. Heise und G. Csapo: Auswirkung des novellierten KTA-Regelwerkes 3201.4 auf die Bewertung und Vergleichbarkeit der Prüfergebnisse wiederkehrender Prüfungen an Komponenten des Primärkreises. *DGZfP-Jahrestagung 2011*. **2011**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.

- /HIR 10/ T. Hirasawa und H. Fukutomi: Application of Phased Array UT Technique for Crack Depth Sizing in Nickel Based Alloy Weld. *8th International Conference on NDE in Relation to Structural Integrity for Nuclear and Pressurised Components*. **2010**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /HOS 10/ R. Hosler und J. Hall: Outside Diameter Initiated Stress Corrosion Cracking Revised Final White Paper. PA-MS-0474. **2010**. Hrsg. PWR Owners Group.
- /IRS 11/ IRS: Contaminants and Stagnant Conditions Affecting Stress Corrosion Cracking in Stainless Steel Piping in Pressurized Water Reactors: NRC Information Notice 2011-04. IRS Report No. 8158, Generic Main Report. **2011**. Hrsg. Incident Reporting System der OECD/NEA.
- /JEN 11/ U. Jendrich: Sicherheit durch Zerstörungsfreie Prüfungen? Welchen Beitrag sollen die Prüfungen leisten? *TÜV NORD Akademie-Symposium 2011 "Neue Entwicklungen bei Zerstörungsfreien Prüfungen in der Kerntechnik"*. **2011**. Hamburg. Hrsg. TÜV NORD SysTec GmbH & Co. KG.
- /JUS 94/ T. Just und G. Csapo: Ultraschall-Rißtiefenbestimmung an Korrosionsrissen in austenitischen Rohrleitungen. *DGZfP Workshop "Querschnittseminar Korrosionsüberwachung mit ZfP"*. **1994**.
- /KAK 09/ K. Kako; Y. Miyahara; T. Arai und M. Mayuzumi: Effect of Grain Size on Stress Corrosion Cracking of Low Carbon Austenitic Stainless Steel in High Temperature Water. *14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*. S. 722 - 730. **2009**. Hrsg. ANS.
- /KAN 09/ J. Kaneda; H. Tamako; R. Ishibashi; H. Hato; M. Miyagawa und N. Yamashita: Effects of Surface Treatments on Microstructure, Hardness and Residual Stress in Type 316L Stainless Steel. *14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*. S. 791 - 802. **2009**. Hrsg. ANS.
- /KIT 10/ J. Kitze; D. Brackrock; G. Brekow; J. Prager; M. Gaal; M. Kreutzbruck; D. Szabo; K. Kuti und G. Paczolay: SAFT und TOFD – Ein Vergleich im Analyseverhalten von Reflektoren. *DGZfP-Jahrestagung 2010*. **2010**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /KOL 10/ S. R. Kolkoori; M.-U. Rahman; J. Prager und M. Kreutzbruck: Acoustic Wave Energy Skewing and Coefficients for the Reflected and Transmitted Plane Waves in General Homogeneous Transversely-Isotropic Austenitic Materials. *8th International Conference on NDE in Relation to Structural Integrity for Nuclear and Pressurised Components*. **2010**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /KRA 10/ D. Krätschmer; K.-H. Herter und X. Schuler: Prevention of Unacceptable Material Fatigue considering the Coolant - Principles and Application. *36. MPA Seminar 2010*. **2010**. Hrsg. MPA Stuttgart.

- /KRE 11/ M. Kreutzbruck; R. Böhm; J. Kitze; J. Prager; G. Brekow; A. Neubauer und M. Pelkner: Progress in Defect Sizing NDT Methods for the inspection of Power-Plant Components. 37. MPA Seminar 2011. **2011**. Hrsg. MPA Stuttgart.
- /KTA 10/ Kerntechnischer Ausschuss: KTA3201.4: Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Teil 4: Wiederkehrende Prüfungen und Betriebsüberwachung. Fassung 2010-11. **2010**. Hrsg. Kerntechnischer Ausschuss.
- /LEU 10/ K. Leupold; M. Durst; B. Irzik und W. Meister: OPUS - A New System for the Inspection of Austenitic and Dissimilar Welds. 8th International Conference on NDE in Relation to Structural Integrity for Nuclear and Pressurised Components. **2010**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /MIC 10/ F. Michel; M. Elmas; U. Jendrich; H. Reck; D. Sayar; B. Schneider und R. Wenke: Bewertung der Wirksamkeit des Alterungsmanagements von technischen Einrichtungen in deutschen Kernkraftwerken. GRS-A-3574. **2010**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /MIL 09/ W. J. Mills: Stress Corrosion Cracking Response of 304 Stainless Steel in Aerated and Deaerated Water. 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. S. 129 - 153. **2009**. Hrsg. ANS.
- /MOH 11/ F. Mohr: Überprüfung der Aussagekraft der Ultraschallprüfung bei der Reflektorgößenbestimmung - Beispiele aus Qualifikationen und von realen Bauteilen. Seminar des Fachausschusses Ultraschallprüfung: Verbesserung der Prüfaussage für spezielle Prüfaufgaben. **2011**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /NRC 96/ NRC: Status Report: Intergranular Stress Corrosion Cracking of BWR Core Shrouds and Other Internal Components. NUREG-1544. **1996**. Hrsg. US NRC, Office of Nuclear Reactor Regulation.
- /NRC 07/ P. L. Andresen; F. P. Ford; K. Gott; R. L. Jones; P. M. Scott; T. Shoji; R. W. Staehle und R. L. Tapping: Expert Panel Report on Proactive Materials Degradation Assessment. NUREG/CR-6923. **2007**. Hrsg. US NRC, Office of Nuclear Reactor Regulation.
- /OBA 09/ R. Obata; M. Koshiishi; H. Anzai; K. Nakade; S. Ooki; K. Takamori und S. Suzuki: Correlation Between Oxide Film and Stress Corrosion Cracking Susceptibility of Surface Cold Worked L-grade Stainless Steels. 14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors. S. 622 - 634. **2009**. Hrsg. ANS.
- /OEC 08/ OECD: OPDE 2008:1 Coding Guideline (OPDE-CG) & OPDE 2008:1 User's Guide. **2008**. Hrsg. OECD/NEA.

- /OEC 11/ OECD/NEA: Technical Basis for Commendable Practices on Ageing Management - SCC and Cable Ageing Project (SCAP). NEA/CSNI/R(2010)15. **2011**. Hrsg. OECD/NEA.
- /OPP 95/ W. Oppermann; P. Hofstötter und H. P. Keller: Dauerinstallationen der Potentialsonden-Meßtechnik in 4 Kernkraftwerken und daraus abgeleitete Genauigkeiten für die Überwachung von Rißbildung und Rißwachstum. 21. *MPA Seminar 1995*. **1995**. Hrsg. MPA Stuttgart.
- /PEL 10/ M. Pelkner; V. Reimund; M. Blome; H.-M. Thomas und M. Kreutzbruck: 3D-GMR-Messung an Referenzbauteilen und Rekonstruktion der Rissparameter. *DGZfP-Jahrestagung 2010*. **2010**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /REC 91/ H. Reck und A. Höfler: Lebensdaueruntersuchungen und Auswertung von Betriebserfahrungen im Hinblick auf Schäden an Einbauten und Schäden infolge von Einflüssen aus Dichtungswerkstoffen, Schmier- und Prüfmitteln. GRS-A-1804. **1991**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /REC 04/ H. Reck: Auswertung der Betriebserfahrung hinsichtlich Schädigungen an druckführenden Komponenten und Reaktordruckbehälter-Einbauten infolge Wartungs-, Instandhaltungs- und Prüfarbeiten in deutschen Kernkraftwerken. GRS-A-3205. **2004**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /REC 09/ H. Reck; U. Jendrich; F. Michel und J. Rodriguez: Bewertung des Potentials für unentdeckten Schadensfortschritt an druckführenden Komponenten. GRS-A-3460 o. BfS-RESFOR-26/09. **2009**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /ROO 09/ E. Roos; K.-H. Herter; X. Schuler und T. Weißenberg: Proof of Fatigue Strength of Ferritic and Austenitic Nuclear Components. 35. *MPA Seminar 2009*. **2009**. Hrsg. MPA Stuttgart.
- /ROT 10/ A. Roth und B. Devrient: Environmental Effects on Fatigue – Possible Reasons for the Apparent Mismatch between Laboratory Test Results and Operational Experience. 36. *MPA Seminar 2010*. **2010**. Hrsg. MPA Stuttgart.
- /RSK 10/ Stellungnahme: Schäden an Dampferzeuger(DE)-Heizrohren durch Spannungsrisskorrosion – Ursache und Nachweis. Anlage zum Ergebnisprotokoll der 428. Sitzung der Reaktor-Sicherheitskommission am 15.07.2010. **2010**.
- /RUS 10/ J. Russell; R. Long und P. Cawley: Development of a Twin Crystal Membrane Coupled Conformable Phased Array for the Inspection of Austenitic Stainless Steel Welds. 8th *International Conference on NDE in Relation to Structural Integrity for Nuclear and Pressurised Components*. **2010**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.

- /SAK 10/ K. Sakamoto; K. Kono und M. Otaka: Study on the Ultrasonic Inspection for Cast Stainless Steel Piping in Pressurized Water Reactors. *8th International Conference on NDE in Relation to Structural Integrity for Nuclear and Pressurised Components*. **2010**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /SCH 11/ D. Schombach: Wiederkehrende Ultraschallprüfungen in Kernkraftwerken - Einsatz von optimierten Prüftechniken. *Seminar des Fachausschusses Ultraschallprüfung: Verbesserung der Prüfaussage für spezielle Prüfaufgaben*. **2011**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /SCO 10/ P. Scott: Primary Water Stress Corrosion Cracking of Nickel-base Alloys. **2010**. Hrsg. OECD/NEA.
- /SEI 11/ H. P. Seifert; S. Ritter und H. Leber: Effect of Static Load Hold Periods on the Corrosion Fatigue Behavior of Austenitic Stainless Steels in Simulated BWR Environments. *15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*. S. 547 - 560. **2011**. Hrsg. The Minerals, Metals and Materials Society (TMS).
- /SHO 10/ T. Shoji; K. Sakaguchi; Z. Lu; S. Hirano; Y. Hasegawa; T. Kobayashi; K. Fujimoto und Y. Nomura: Effects of Cold Work and Stress on Oxidation and SCC behavior of Stainless Steels in PWR Primary Water Environments. *International Symposium on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems encountered in Pressurized Water Reactors, Fontevraud VII, September 2010*. Paris. **2010**. Hrsg. Société Française d'Énergie Nucléaire (SFEN).
- /STE 11/ G. L. Stevens und R. L. Tregoning: NRC Research Activities on Environmentally-Assisted Fatigue. *15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*. S. 574 - 585. **2011**. Hrsg. The Minerals, Metals and Materials Society (TMS).
- /TIC 07/ D. R. Tice; J. W. Stairmand; H. J. Fairbrother und A. Stock: Crack Growth Testing of Cold Worked Stainless Steels in a Simulated PWR Primary Water Environment to Assess Susceptibility to Stress Corrosion Cracking. *13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems*. British Columbia, Canada. **2007**. Hrsg. Canadian Nuclear Society.
- /TIC 09/ D. R. Tice; S. Nouraei; K. J. Mottershead und J. W. Stairmand: Effects of Cold Work and Sensitization on Stress Corrosion Crack Propagation of Austenitic Stainless Steels in PWR Primary Coolant Conditions. *14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*. S. 158 - 171. **2009**. Hrsg. ANS.

- /VAI 09/ F. Vaillant; L. Tribouilloy-Buissé und T. Couvant: Stress Corrosion Cracking Propagation of Cold-Worked Austenitic Stainless Steels in PWR Environment. *14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*. S. 172 - 181. **2009**. Hrsg. ANS.
- /VGB 88/ VGB PowerTech e.V.: Richtlinien für das Wasser in Kernkraftwerken mit Leichtwasserreaktoren. VGB-R 401 J, Zweite Ausgabe. **1988**. Hrsg. VGB PowerTech e.V.
- /VGB 96/ VGB PowerTech e.V.: Revision der VGB-Richtlinien für das Wasser in Kernkraftwerken mit Leichtwasserreaktoren (VGB 401-J). *VGB Kraftwerkstechnik* 76, S. 238-239. **1996**. Hrsg. VGB PowerTech e.V.
- /VGB 01/ VGB PowerTech e.V.: Methodik für das Vorgehen bei der Qualifizierung von zerstörungsfreien Prüfungen. VGB-R 516, Erste Ausgabe. **2001**. Hrsg. VGB PowerTech e.V.
- /VGB 06/ VGB PowerTech e.V.: Richtlinien für das Wasser in Kernkraftwerken mit Leichtwasserreaktoren. VGB-R 401 J, Dritte Ausgabe. **2006**. Hrsg. VGB PowerTech e.V.
- /VGB 10/ VGB PowerTech e.V.: Methodik für das Vorgehen bei der Qualifizierung von zerstörungsfreien Prüfungen. VGB-R 516, Zweite Ausgabe. **2010**. Hrsg. VGB PowerTech e.V.
- /WAI 97/ H. Waidele: Erarbeitung von Unterlagen im Hinblick auf die Ergänzung und Weiterentwicklung des Kerntechnischen Regelwerkes. BMU - Vorhaben SR 2228. **1997**. Hrsg. MPA Stuttgart. 3. Technischer Bericht: Zerstörungsfreie Prüfung von austenitischen Schweißnähten und Plattierungen.
- /WAL 10/ F. Walte und X. Li: Vergleich von Ultraschallprüftechniken zum quantitativen Fehlernachweis und zur Fehlergrößenbewertung. *DGZfP-Jahrestagung 2010*. **2010**. Hrsg. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
- /WLN 84/ Weiterleitungsnachricht: Risse an Schrauben der Brennelementkastenbefestigung (in KKI-1, KKB). WLN 1984/07. **1984**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /WLN 98/ Weiterleitungsnachricht: Korrosionsangriff auf den Außenoberflächen von sicherheitsrelevanten austenitischen Rohrleitungen. WLN 1998/01. **1998**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /WLN 01/ Weiterleitungsnachricht: Rissbefunde am Austrittsstutzen der Nachkühl-Saugearmatur TH02 S001 (Erstabsperrarmatur) und in dem anschließenden Rohrleitungsteilstück im Kernkraftwerk Stade am 09. März 2001. WLN 2001/04. **2001**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.

- /WLN 05a/ Weiterleitungsnachricht: Wirbelstromanzeige an Heizrohren im Rohrbodenbereich von Dampferzeugern im Kernkraftwerk Biblis, Block A am 10.04.2005. WLN 2005/07. **2005**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /WLN 05b/ Weiterleitungsnachricht: Rissanzeigen an Komponenten des Notspeisesystems im Kernkraftwerk Grafenrheinfeld und weitere Schäden in anderen Anlagen infolge chloridinduzierter transkristalliner Spannungsrisskorrosion. WLN 2005/14. **2005**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /WLN 07/ Weiterleitungsnachricht: Befunde an Kernbehälter- und Kernumfassungsschrauben in den Kernkraftwerken Neckar I und Biblis B. WLN 2007/01. **2007**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /WLN 08a/ Weiterleitungsnachricht: Risse in austenitischen Armaturengehäusen infolge chloridinduzierter transkristalliner Spannungsrisskorrosion im Kernkraftwerk Krümmel. WLN 2008/03. **2008**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /WLN 08b/ Weiterleitungsnachricht: Befunde an Dampferzeuger-Heizrohren im Kernkraftwerk Unterweser. WLN 2008/04. **2008**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /WLN 09/ Weiterleitungsnachricht: Leckagen infolge transkristalliner Spannungsrisskorrosion an den Außenoberflächen der Zuleitungen zu den Steuerstabantrieben im Kernkraftwerk Cofrentes (Spanien). Weiterleitungsnachricht zu Ereignissen in Kernkraftwerken des Auslandes - WLN 2009/02. **2009**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /WLN 11/ Weiterleitungsnachricht: Anzeigen im Vorschuhende des Stutzens der Hauptkühlmittelleitung zur Volumenausgleichsleitung im Kernkraftwerk Grafenrheinfeld. Weiterleitungsnachricht zu Ereignissen in Kernkraftwerken des Auslandes - WLN 2011/05. **2011**. Köln, Hrsg. Gesellschaft für Anlagen- und Reaktorsicherheit (GRS) mbH.
- /YAM 09/ T. Yamada; T. Terachi; T. Miyamoto und K. Arioka: Crack Growth Behavior of Welded and Cast Stainless Steels in Hydrogenated and Oxygenated High-Temperature Water. *14th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*. S. 684 - 689. **2009**. Hrsg. ANS.

9 Tabellen

Tab. 9-1 Datenquellen für die Auswertung der deutschen und ausländischen Betriebserfahrung mit sicherheitstechnisch bedeutsamen druckführenden Komponenten und RDB-Einbauten

Datenbank	Einträge	Datenerfassungszeitraum	Erfasste Komponenten / Systeme	Kriterien für Datenaufnahme	Beteiligte Länder
VERA	~ 6000	ab 1965	Sicherheitstechnisch relevante Einrichtungen	Meldepflichtige Ereignisse	DE
KomPass	~ 1000	ab 1972	Druckführende Komponenten	Meldepflichtige Ereignisse	DE
INTERNALS	~ 100	ab 1973	RDB-Einbauten	Meldepflichtige Ereignisse	DE
IRS	~ 3600	ab 1978	Sicherheitstechnisch relevante Einrichtungen	Ausgewählte sicherheitstechnisch bedeutsame Ereignisse weltweit	Alle IAEA-Mitgliedstaaten
OPDE ¹⁾	~ 3600	ab 1970	Sicherheitsrelevante Rohrleitungen	Ausgewählte sicherheitstechnisch bedeutsame Ereignisse	CA, CH, CZ, DE, ES, FI, FR, JP, KR, SE, US
SCAP-SCC ¹⁾	~ 1600 (davon 1100 aus OPDE)	ab 1970	Sicherheitsrelevante Druckführende Komponenten und RDB-Einbauten (ohne DE-Heizrohre)	Ereignisse infolge korrosionsgestützter Rissbildung (Eintragung je nach Ermessen des jeweiligen Landes)	CA, CH, CZ, DE, ES, FI, FR, JP, KR, MX, SE, SK, US

¹⁾ Die Datenbanken OPDE und SCAP-SCC enthalten zum Teil auch Ereignisse von Ländern, die nicht mitgewirkt haben oder nicht mehr mitwirken.

Tab. 9-2 Weiterleitungsnachrichten aufgrund von korrosionsgestützten Rissbildungsmechanismen seit 2000

WL-Nr.	Titel	Schädigungsmechanismus
Deutsche KKW		
2001/04	Rissbefunde am Austrittsstutzen der Nachkühl-Saugearmatur TH02 S001 (Erstabsperarmatur) und in dem anschließenden Rohrleitungsteilstück im Kernkraftwerk Stade am 09. März 2001	TSpRK-Innen
2004/09	Potentieller Einfluss des Chloridgehalts auf das Spannungsrissskorrosionsverhalten ferritischer Stähle unter Heißwasserbedingungen	SpRK an ferritischen Stählen
2005/14	Rissanzeigen an Komponenten des Notspeisesystems im Kernkraftwerk Grafenrheinfeld und weitere Schäden in anderen Anlagen infolge chloridinduzierter transkristalliner Spannungsrissskorrosion	TSpRK-Innen
2007/01	Befunde an Kernbehälter- und Kernumfassungsschrauben in den Kernkraftwerken Neckar I und Biblis B	ISpRK-A
2008/03	Risse in austenitischen Armaturengehäusen infolge chloridinduzierter transkristalliner Spannungsrissskorrosion im Kernkraftwerk Krümmel	TSpRK-Innen
2008/04	Befunde an Dampferzeuger-Heizrohren im Kernkraftwerk Unterweser	ISpRK-800
2011/01	"Rissbefunde an den Reaktorwasserreinigungspumpen" in den Kernkraftwerken Brunsbüttel und Isar-1	TSpRK-Innen
2011/02	"Kleinstleckage an einer Entleerungsleitung am Dampferzeuger" im Kernkraftwerk Neckarwestheim-2 am 28.09.2010	ISpRK-Ni
Ausländische KKW		
2001/05	Schäden an Mischnähten der Reaktordruckbehälterstutzen in den Kernkraftwerken Virgil C. Summer (USA) und Ringhals 4 (Schweden) entdeckt im Herbst 2000	ISpRK-Ni
2009/02	Leckagen infolge transkristalliner Spannungsrissskorrosion an den Außenoberflächen der Zuleitungen zu den Steuerstabantrieben im Kernkraftwerk Cofrentes (Spanien)	TSpRK-Außen

Tab. 9-3 Anzahl der Dateneinträge für DWR- und SWR-Anlagen in der SCAP-SCC-Datenbank nach korrosionsgestütztem Rissbildungsmechanismus aufgeschlüsselt (Einträge für deutsche KKW wurden hier mitgezählt.)
/OEC 11/

Mechanismus	Reaktortyp	
	SWR	DWR
ISpRK (austenitische Stähle)	1027	85
ISpRK (Ni-Legierungen) – PWSCC	17	323
ECSCC	27	63
TSpRK (austenitische und ferritische Stähle)	50	33
DRK (hochfeste ferritische Stähle) ^{m)}	26	1
IASCC	8 ⁿ⁾	2

^{m)} Alle Einträge stammen von deutschen KKW.

ⁿ⁾ Alle Ereignisse traten an Steuerstäben auf.

Tab. 9-4 Änderungen der KTA 3201.1-4 bezüglich korrosionsgestützter Rissbildungsmechanismen (jeweils nur aktuell gültige Fassung bzw. Regeländerungsentwurf und Vorgänger-Fassung)

KTA (Fassung)	Vor- version	Abschnitt in aktuell gültiger Fassung	Typ	Beschreibung / Anforderung	Mecha- nismus
3201.1 (1998-06)	1990-06	22.1 (3), 23.1 (3), 24.1 (5),	SWR ^{o)}	Beschränkung auf den Werkstoff X6CrNiNb 18-10 S	ISpRK
		Tabelle A 3-1	SWR ^{p)}	Einschränkungen bezüglich C, P, S, Nb und Cr-Gehalt für den Werkstoff X6CrNiNb 18-10 S	ISpRK
3201.2 (2010-11) Ände- rungsent- wurf	1996-06	4.5	DWR SWR	Berücksichtigung des Mediums bei der Ermüdung durch Be- schränkung des zul. Erschöp- fungsgrades, betriebsnahe Expe- rimente oder geeignete Maßnah- men der BÜ oder WKP	CF
		7.8.3	DWR SWR	Aufmerksamkeitsschwellen für den Erschöpfungsgrad von Aus- tenit (D=0,2) und Ferrit (D=0,4) bei der elastischen Ermüdungs- analyse eingeführt	CF
		7.8.2, 7.8.3, 7.8.4, Bild 7.8-3 Ta- belle 7.8-3	DWR SWR	Ermüdungskurven für Austenit und hochzyklische Belastungen (N > 10 ⁶)	CF
3201.3 (2007-11)	1998-06	5.1 (1)	DWR SWR	Prüfgerechte Ausführung der Schweißnähte	Alle

^{o)} betrifft austenitische Reaktorwasser führende Rohrleitungen mit Betriebstemperaturen gleich oder größer als 200 °C

^{p)} mögliche Sensibilisierung

KTA (Fassung)	Vor- version	Abschnitt in aktuell gültiger Fassung	Typ	Beschreibung / Anforderung	Mecha- nismus
3201.3 (2007-11)	1998-06	5.1 (7)	DWR SWR	Bearbeitung von Oberflächen ohne Eintrag von Verunreinigun- gen (Halogeniden)	TSpRK
			DWR SWR	Bearbeitung von Oberflächen nur mit geringem Wärmeeintrag	ISpRK ^{p)}
			SWR ^{o)}	Bearbeitung von Oberflächen nur mit geringer Kaltverformung und Aufhärtung	ISpRK
		5.5.1 (11) 5.5.4 (9)	DWR SWR	zulässige Wärmeeinbringung in austenitische Schweißnähte und bei Anschweißungen an austeni- tische Bauteile und Anlauffarben	ISpRK ^{p)}
		5.6.2.1 (3)	SWR ^{o)}	Reparaturen im Wurzelbereich von Medium beaufschlagten Roh- ren	ISpRK ^{p)}
		6.3 (5)	SWR ^{o)}	zulässige Kaltverformung und Notwendigkeit einer Lösungsglü- hung	ISpRK ^{p)}
		9.7.1.1 (5)	DWR SWR	Härteprüfungsbereich von Misch- schweißnähten (Ferrit/Austenit)	ISpRK
		10.3.6	DWR SWR	Härteprüfung von ferritischen Schweißungen	DRK
		12.2.3.4 (7)	DWR SWR	kerbfrei und eben beschliffene Mischverbindungen	Alle
		12.5.4 (3)	DWR SWR	Ultraschall-Prüfung des Nahtnebenbereichs	Alle
		12.6.4.1 (2) b)	DWR SWR	Querfehlerprüfung bei Schweiß- gut aus einer Nickellegierung	ISpRK

KTA (Fassung)	Vor- version	Abschnitt in aktuell gültiger Fassung	Typ	Beschreibung / Anforderung	Mecha- nismus
3201.4 (2010-11)	1999-06	1 (8)	DWR SWR	Einbeziehung von Rohrleitungen gleich oder kleiner als DN 50	Alle
		3	DWR SWR	Sicherstellung der Komponenten- integrität – Präzisierung	Alle
		4.1.1 (5)	DWR SWR	axial und in Umfangsrichtung ver- laufende Schäden in austeniti- schen Grundwerkstoffen durch SpRK müssen erfasst werden können	ISpRK TSpRK
		4.2.3.3.4 4.2.4.3	DWR SWR	Einstellung der Prüfempfind- lichkeit zur Erkennung von Schä- digungen an austenitischen Grundwerkstoffen	TSpRK
		5.1 (6) 5.2.1.6 5.2.1.8	DWR SWR	Prüfung auf Schädigungen durch SpRK an austenitischen Rohrlei- tungen u. Komponenten (inkl. Mess- u. Steuerleitungen)	ISpRK TSpRK
		5.2.1.10 Tabellen 5-1, 5-2, 5-5, 5-9	DWR SWR	Prüfung von Schweißgut aus Ni- ckellegierung (Mischnähte)	ISpRK
		Tabelle 5-3	DWR	Prüfumfang der DE-Heizrohre erweitert auf 20% der Rohre bis zur unteren Einwalzung	ISpRK
		Tabellen 5-1 bis 5-5	DWR SWR	Gezielte visuelle Prüfung der In- nenoberflächen	Alle

KTA (Fassung)	Vor- version	Abschnitt in aktuell gültiger Fassung	Typ	Beschreibung / Anforderung	Mecha- nismus
3201.4 (2010-11)	1999-06	Tabelle 5-8	DWR SWR	Gezielte visuelle Prüfung der Schraubverbindungen	Alle
		9.2.1 (3)	DWR SWR	Überwachung der ungehinderten Verschiebung von Rohrleitungen	Alle
		9.2.1 (6)	DWR SWR	Präzisierung der Erschöpfungs- gradschwellwerte und Maßnah- men	CF

Tab. 9-5 Änderungen der KTA 3211.1-4 bezüglich korrosionsgestützter Rissbildungsmechanismen (jeweils nur aktuell gültige Fassung bzw. Regeländerungsentwurf und Vorgänger-Fassung)

KTA (Fassung)	Vorgänger	Abschnitt in aktuell gültiger Fassung	Typ	Beschreibung / Anforderung	Mechanismus
3211.1 (2000-06)	1991-06	4.3.3, 7.1.1, 7.2.1, 7.3.1, 7.4.2, 7.5.2, 7.6.2	SWR ^{q)}	Beschränkung auf den Werkstoff X6CrNiNb 18-10 S	ISpRK
3211.2 (2010-11) Änderungsentwurf	1992-06	4.5	DWR SWR	Berücksichtigung des Mediums bei der Ermüdung durch Beschränkung des zul. Erschöpfungsgrades, betriebsnahe Experimente oder geeignete Maßnahmen der Betriebsüberwachung oder WKP	CF
		7.8.3	DWR SWR	Aufmerksamkeitsschwellen für den Erschöpfungsgrad von Austenit (D=0,2) und Ferrit (D=0,4) bei der elastischen Ermüdungsanalyse eingeführt	CF
		7.8.2, 7.8.3, 7.8.4 Bild 7.8-3 Tabelle 7.8-3	DWR SWR	Ermüdungskurven für Austenit und hochzyklische Belastungen ($N > 10^6$)	CF
3211.3 (2003-11)	1990-06	5.3 (4)	DWR ^{r)} SWR ^{r)}	Wurzelbereich von Mischschweißnähten mit austenitischen Schweißzusätzen ausführen soweit möglich	ISpRK

^{q)} betrifft austenitische Reaktorwasser führende Rohrleitungen mit Betriebstemperaturen gleich oder größer als 200 °C

^{r)} betrifft Medium führende Rohrleitungen mit Betriebstemperaturen gleich oder größer als 200 °C

KTA (Fassung)	Vorgänger	Abschnitt in aktuell gülti- ger Fassung	Typ	Beschreibung / Anforderung	Mecha- nismus
3211.3 (2003-11)	1990-06	5.3 (4)	SWR ^{q)}	Schweißzusätze in Low-Carbon Qualität für Schweißnähte von Rohren und Komponenten	ISpRK ^{p)}
		5.7.1.3 (2)	DWR SWR	geringer Wärmeeintrag beim Be- schleifen von Schweißnähten	ISpRK ^{p)}
		6.4.2	DWR SWR	Nachweis der Korrosions- beständigkeit unter Berück- sichtigung der Kaltverformung	ISpRK ^{p)}
		6.5.3 (3)	DWR SWR	Oberflächenprüfung bei Über- schreitung der zulässigen Kaltver- formung und Härteprüfung für ferritische Werkstoffe (DRK)	ISpRK ^{p)}
		6.5.3 (4)	DWR SWR	Oberflächenprüfung bei Über- schreitung der zulässigen Kaltver- formung mit nachfolgender Wär- mebehandlung und Nachweis der Korrosionsbeständigkeit unter Berücksichtigung der Kaltverfor- mung	ISpRK ^{p)}
		8.1.2.5 (5)	DWR SWR	Härteprüfungsbereich von Misch- schweißnähten (Ferrit/Austenit)	ISpRK
		12.2.3.4 (7)	DWR SWR	kerbfrei und eben beschliffene Mischverbindungen	Alle
		11.3.5.1 (2)	DWR SWR	Ultraschall-Prüfung inkl. des Nahtnebenbereichs	Alle
		11.4.2.1	DWR SWR	Ultraschall-Prüfung inkl. Nahtnebenbereich, falls keine Oberflächenprüfung möglich	Alle

KTA (Fassung)	Vorgänger	Abschnitt in aktuell gülti- ger Fassung	Typ	Beschreibung / Anforderung	Mecha- nismus
3211.3 (2003-11)	1990-06	14	DWR SWR	bei Inanspruchnahme des Bruchausschlusses Spannungs- armglühung ferr. Einseitennähte	Alle
3211.4 (2011-11) Ände- rungs- entwurf	1999-06	1 (8)	DWR SWR	Einbeziehung von Rohrleitungen gleich oder kleiner als DN 50	Alle
		1 (7)	DWR SWR	Integritätskonzept nach KTA 3201.4 Abschnitt 3 bei Inan- spruchnahme von eingeschränk- ten Leck- und Bruchannahmen	Alle
		Bild 3-1	DWR SWR	Sicherstellung der erforderlichen Qualität	Alle
		4.1.1 (4)	DWR SWR	axial und in Umfangsrichtung ver- laufende Schäden durch SpRK an austenitischen Grundwerkstoffen müssen erfasst werden können	ISpRK TSpRK
		4.2.3.3.4 4.2.4.3	DWR SWR	Einstellung der Prüfeempfindlich- keit zur Erkennung von Schädi- gungen an austenitischen Grundwerkstoffen	TSpRK
		5.1 (5)	DWR SWR	Prüfung auf Schädigungen an austenitischen Rohrleitungen u. Komponenten (inkl. Mess- u. Steuerleitungen)	TSpRK
		5.2.1.1 (5)		anlagenbezogene Prüfungen auf Schädigungen durch Korrosion	Alle
		5.2.1.1 (7)		Seewasser- und flusswasserbe- aufschlagte Komponenten	TSpRK (Alle)

KTA (Fassung)	Vorgänger	Abschnitt in aktuell gülti- ger Fassung	Typ	Beschreibung / Anforderung	Mecha- nismus
3211.4 (2011-11) Ände- rungs- entwurf	1999-06	5.2.1.3 (2)	DWR SWR	Eindringprüfung für Bereiche mit einer Gefährdung durch SpRK an austenitischen Armaturen	TSpRK
		5.2.1.4 (2) Tabelle 5-3 Tabelle 5-4	DWR SWR	Prüfung und Überwachung kleiner Rohrleitungen $\leq$ DN 50	Alle
		Tabelle 5-2	DWR SWR	Prüfung der inneren Oberfläche des Armaturengehäuses von Armaturen mit $50 < \text{DN} < 150$	Alle
		9.1 (5)	DWR SWR	Präzisierung der Erschöpfungsgradschwellwerte und Maßnahmen	CF
		9.3	DWR SWR	Präzisierung der Überwachung der Wasser-/Dampfqualität	Alle
		9.4 (2)	DWR SWR	Überwachung der ungehinderten Verschiebung von Rohrleitungen	Alle

Tab. 9-6 Austausch-, Reparatur- und Vorsorgemaßnahmen zur Vermeidung von interkristalliner Spannungsrisskorrosion an unstabilisierten austenitischen Chrom-Nickel-Stählen in US-amerikanischen SWR-Anlagen /FOR 10/

Technique		Component													JSME Code	Guideline (GL)	Remarks
		Core Shroud	Shroud Support	Upper Grid	Core Support Plate	Jet Pump	Core Spray Pipe and Sparger	ICM Housing	CRD Housing	Boron Injection / Differential Pressure Detection Pipe	Steam Dryer	Moisture Separator	Piping	Other Components			
Replacement						●					●	●		●		X	Jet pump hold down beams, restrainer bracket wedges, and mixers have been replaced. Other components that have been replaced are whole steam dryers, separator shroud head bolts, shroud support access hole covers, and instrumentation dry tubes. Replacement components and repairs for various parts of the RPV (i.e., safe ends and WOLs) as well as replacement piping have all been done to updated versions of the ASME Code.
Mechanical Repair	Tie Rod Method	●													X		Also have implemented bolted plate repair for vertical welds.
	SMA Coupling Method					●											SMA used on JP sensing lines.
	Support Wedge Attachment			⊙	●										X		
	Mechanical Seal Application					●	●								X		For jet pumps, mechanical clamp(s) have been applied to riser (RS-1) welds; for Core Spray a number of locations.
	Tub Expansion Method							●	●						X	X	
	Drilling for Crack Propagation Prevention										●				X		
Repair by Welding, etc.	Underwater Welding (wet)						●				●	●			X	X	Flux core process developed for core spray; not deployed. Diver welding deployed for CS, MS and SD. Code Case exists.
	Underwater Welding (dry)	○	○	○	○			⊙	⊙						X	X	Underwater laser and PTA under development for high fluence applications. UW dry welding developed for CRD. Code Case exists.
	Seal Welding							○	○			●					Crack sealing applications.
	Sleeving							●									
	Patch Plate Welding																
	WOL						⊙			⊙		●	●		X	X	Flux core overlay developed for core spray-code case exists. WOL applied to RPV nozzle-to-safe end welds.

●: Already developed and applied to actual plants, ⊙: Already developed and applicable to actual plants, ○: under development or to be developed

Tab. 9-7 Austausch-, Reparatur- und Vorsorgemaßnahmen zur Vermeidung von interkristalliner Spannungsrisskorrosion an unstabilisierten austenitischen Chrom-Nickel-Stählen in japanischen SWR-Anlagen /FOR 10/

Technique		Component												JSME Code	Guideline (GL)	Remarks
		Core Shroud	Shroud Support	Upper Grid	Core Support Plate	Jet Pump	Core Spray Pipe and Sparger	ICM Housing	CRD Housing	Boron Injection / Differential Pressure Detection Pipe	Steam Dryer	Moisture Separator	Piping	Other Components		
Replacement		●	◎*	●	●	●	●	◎	●	●	●		●	◎		The core shroud, CS piping and ICM/CRD housing can be replaced independently. *Replacement of access hole covers has been already conducted
Mechanical Repair	Tie Rod Method	●													●*	*The Guidelines for shroud inspection and evaluation (the 3 rd version) has been published.
	SMA Coupling Method					●		●								
	Support Wedge Attachment					●										
	Mechanical Sea Application								●							This is not applicable to some defective locations.
	Tub Expansion Method							●	●						●	
	Drilling for Crack Propagation Prevention										◎					
Repair by Welding, etc.	Underwater Welding (wet)	◎*	◎	◎*	◎*	◎	◎	◎	◎	◎	●			◎	●	*The underwater welding method applicable to highly irradiated areas is under development.
	Underwater Welding (dry)	◎*	◎	◎*	◎*	◎	◎	◎	◎	◎	◎			◎	●	*The underwater welding method applicable to highly irradiated areas is under development.
	Seal Welding	◎	◎			◎	◎	◎	◎	◎					◎	
	Sleeving							●	◎						●	
	Patch Plate Welding						●				◎				●	
	WOL												◎		◎	

●: Already developed and applied to actual plants, ◎: Already developed and applicable to actual plants, ○: under development or to be developed,

"JSME Codes" column: ●: Described in JSME "Fitness-for-Service" Rules regarding repair, ◎: To be specified in JSME Codes, ○: To be studied if it is specified in JSME Codes

"GL" column: ●: Related GL has been published. ◎: Related GL is under discussion. ○: Related GL will be published.

Anhang

Bericht über die Teilnahme an der 15. Internationalen Konferenz „Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors”

A.1 Veranlassung und Vorgehensweise

Die GRS hatte mit Schreiben vom 24.05.2011 (Az.: mif/hab-820420) die Bewilligung einer Reise von Herrn Wenke zu der o. g. Konferenz im Rahmen des Vorhabens 3610R01380 „Weiterentwicklung der Anforderungen an die rechtzeitige Erkennung und Beherrschung des korrosionsgestützten Risswachstums an sicherheitstechnisch bedeutsamen druckführenden Komponenten“ beantragt. Ziel der Teilnahme an der Veranstaltung war es insbesondere, die neuesten Erkenntnisse zu korrosionsbedingten Schädigungsmechanismen aufzunehmen sowie die Gelegenheit zum Erfahrungsaustausch mit international anerkannten Fachleuten wahrzunehmen. Die gewonnenen Erkenntnisse sollen in geeigneter Form in verschiedenen Arbeitspaketen des Projektes implementiert werden. Damit soll eine dem Stand von Wissenschaft und Technik entsprechende Analyse und Bewertung von Korrosionsfragen im Sinne der Schadensvorsorge für die nächsten Jahre sichergestellt werden.

Das BfS hat dem Antrag mit Schreiben vom 06.07.2011 (Az.: AG-F 3.2 – 083202-3610 R01380) zugestimmt und die GRS mit der Erstellung eines Reiseberichts beauftragt, in dem insbesondere dargelegt werden soll, welche Erkenntnisse sich aus der Teilnahme an der Veranstaltung für die weitere Durchführung des Vorhabens 3610R01380 ableiten lassen.

Im hier vorliegenden Reisebericht sind zunächst die wesentlichen Eckdaten sowie der Ablauf der Veranstaltung dargestellt. Daran schließt sich eine Ersteinschätzung der Beiträge an. Dabei werden insbesondere die wesentlichen inhaltlichen Schwerpunkte der Veranstaltung herausgearbeitet und hinsichtlich ihrer Relevanz für deutsche Anlagen kommentiert. Der Erkenntnisstand wird mit demjenigen der vorhergehenden Konferenz verglichen. Abschließend werden die gewonnenen Erkenntnisse zusammenge-

fasst und es werden Schlussfolgerungen für die Informationsaufbereitung und vertiefte Auswertung, insbesondere im Hinblick auf das Vorhaben 3610R01380, gezogen.

A.2 Eckdaten und Ablauf der Konferenz

Die 15. internationale Konferenz „Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems“ (EDM 2011) fand vom 07. bis 11. August 2011 in Colorado Springs, Colorado, USA statt. Die jeweils im Abstand von 2 Jahren in den USA stattfindende Konferenz wurde insbesondere durch die „The Minerals, Metals & Materials Society“ (TMS) gesponsert und ist eine der namhaftesten Veranstaltungen für den Informationsaustausch der mit Korrosionsaspekten von Kernkraftwerkskomponenten beschäftigten Fachleute.

An der Konferenz nahmen über 200 Fachleute (Forschung, Behörden, Sachverständige, Betreiber und Hersteller) teil. Ca. 50% der Teilnehmer kamen dabei von renommierten US-amerikanischen Institutionen und Firmen (z. B. US NRC, EPRI, ANL, ORNL, GE, Westinghouse). Die weiteren Teilnehmer stammten aus Kanada, Asien (China, Indien, Japan, Südkorea, Taiwan) sowie aus Europa (Deutschland, Finnland, Frankreich, Großbritannien, Norwegen, Schweden, Schweiz, Tschechien). Die insgesamt 4 deutschen Teilnehmer wurden von Betreibern (E.ON), Herstellern (AREVA) und der GRS entsandt.

Die Veranstaltung wurde mit den Vorträgen von C. E. Carpenter von der U.S. NRC und Peter Ekström – vorgetragen von Karen Gott – von der Swedish Radiation Safety Authority eröffnet. Im ersten Beitrag wurde ein Überblick über die bisherige Erfahrung mit Alterungserscheinungen und daraus resultierenden Maßnahmen und Programmen, wie z. B. dem PMMD-Programm („Proactive Management of Materials Degradation“) aus Sicht der amerikanischen NRC berichtet. Auch im zweiten Vortrag standen Alterungserscheinungen, diesmal in Bezug zur schwedischen Betriebserfahrung, im Vordergrund. Weiterhin wurden in beiden Vorträgen neue Schwerpunkte von Programmen aufgezeigt, die sich mit dem Thema Alterung vor dem Hintergrund gegebenenfalls über 60 Jahre hinausreichender Laufzeiten befassen.

Insgesamt wurden 39 Fachsitzungen durchgeführt, in denen insbesondere über neueste Forschungsergebnisse sowie Betriebserfahrungen berichtet wurde. Aufgrund der Programmfülle wurden hierzu an den ersten drei Tagen 3 Parallelsitzungen und am letzten Tag 2 Parallelsitzungen durchgeführt. Ein Überblick über die Themen ist in der

Tab. A-1 zu finden. Für die vertiefend durchgeführte Auswertung des Standes von F&E zu ausgewählten Schwerpunkten im Rahmen des Projekts waren bis auf wenige Ausnahmen die Vorträge in den blau (dunkelgrau) unterlegten Sitzungen relevant. Darüber hinaus wurden noch Vorträge aus den grün (hellgrau) unterlegten Sitzungen gehört, um auch in diesen Themenschwerpunkten insbesondere zu weiteren korrosionsgestützten Rissbildungsmechanismen den aktuellen Stand zu verfolgen.

Tab. A-1 Titel der verschiedenen Sitzungen ohne zeitliche Angaben

PWR Symposium	BWR Symposium	PWR-BWR/ Common Topics Symposium
Alloy 690 And Its Weld Metals (4 Sitzungen)	BWR Initiation And Oxide Film Characterization (2 Sitzungen)	Fuel And Fuel Related Materials (3 Sitzungen)
SCC of Alloy 82, 182 Welds (2 Sitzungen)	BWR Stainless Steels CGR (3 Sitzungen)	Corrosion Fatigue – BWR, PWR (1 Sitzung)
PWR Oxide Films And Characterization (1 Sitzung)	BWR Low Alloy Steel (1 Sitzung)	PWR Secondary Side/ Balance Of Plant (2 Sitzungen)
PWR Alloy 600 Oxidation And Mechanism (2 Sitzungen)	Alloy 718 And X-750 (1 Sitzung)	Flow Assisted Corrosion (1 Sitzung)
PWR Alloy 600 SCC (2 Sitzungen)	IASCC Stainless Steels CGR (2 Sitzungen)	PWR Water Chemistry And Mitigation (1 Sitzung)
PWR Initiation And CGR Stainless Steels (2 Sitzungen)	Irradiation Effects On Deformation (1 Sitzung)	Super Critical Water (1 Sitzung)
	Irradiation Effects – General (2 Sitzungen)	PWR Degradation Management (1 Sitzung)
PWR Field Experience (2 Sitzungen)	BWR Water Chemistry And Mitigation (2 Sitzungen)	

Von deutscher Seite wurden 4 Beiträge vorgestellt:

- B. Devrient (AREVA) et al.: Einfluss von Kaltverformung im Volumen und an der Oberfläche auf die Rissinitiierung und die Risswachstumsgeschwindigkeit in austenitischen Stählen unter SWR-Bedingungen.

- M. Herbst (AREVA) et al.: Einfluss von Chloriden auf die Korrosion und Umgebungsbedingte Rissbildung von niedrig legierten Stählen in sauerstoffhaltigem Hochtemperaturwasser.
- R. Kilian (AREVA) et al.: Detaillierte Ursachenanalyse für die Rissanzeigen an der Außenoberfläche der Dampferzeuger-Heizrohre im Bereich des Rohrbodens im KWB-A.
- E. Novak (E.ON) et al.: Hauptmerkmale des Korrosionsschutzes von meer- und brackwasserführenden Komponenten in Kühlwassersystemen.

Insgesamt wurden 146 Fachbeiträge vorgestellt und diskutiert. Die Kurzfassungen der Beiträge wurden den Teilnehmern zu Beginn der Veranstaltung zur Verfügung gestellt. Eine CD-ROM mit den vollständigen Beiträgen einschließlich der Diskussion wird im Nachgang fertig gestellt und anschließend an die Teilnehmer verteilt werden.

A.3 Inhaltliche Ersteinschätzung

Inhaltliche Schwerpunkte sind bereits aus den in **Abschnitt A.2** in **Tab. A-1** dargestellten Sitzungsthemen erkennbar. Ebenso wie auf der vorhergehenden Konferenz stellen Nickellegierungen weiterhin einen wesentlichen Schwerpunkt dar. Im Unterschied zur vorhergehenden Konferenz wurden die Nickellegierung Alloy 690 und die zugehörigen Schweißzusatzwerkstoffe getrennt von den anderen Nickellegierungen betrachtet. Die Schwerpunkte der einzelnen Mechanismen und die Reihenfolge ihrer Bedeutung unterscheiden sich insgesamt jedoch nur geringfügig von den Einschätzungen zur 14. Konferenz.

- Spannungsrissskorrosions-(SpRK)-Verhalten an Nickellegierungen Alloy 600 (Grundwerkstoffe und Schweißzusatzwerkstoffe – Alloy 82, Alloy 182) unter den Bedingungen von Anlagen mit DWR und SWR,
- SpRK-Verhalten von austenitischen Chrom-Nickel-Stählen unter den Bedingungen von Anlagen mit DWR und SWR,
- Spannungsrissskorrosions-(SpRK)-Verhalten an der Nickellegierung Alloy 690 (Grundwerkstoffe und Schweißzusatzwerkstoffe – Alloy 52, Alloy 152) unter den Bedingungen von Anlagen mit DWR und SWR,

- Strahlungsbeeinflusste Spannungsrisskorrosion (IASCC) und generelle Strahlungsauswirkungen auf austenitische Chrom-Nickel-Stähle unter DWR- und SWR-Bedingungen,
- Korrosionsermüdung und Erosionskorrosion.

Neben den oben genannten Schwerpunkten der einzelnen Mechanismen sind noch folgende Hauptthemen, ebenso wie schon vor 2 Jahren, vertreten:

- Brennelemente und Zirkon-Legierungen,
- Wasserchemie in DWR- und SWR-Anlagen.

Die schon für die Konferenz 2009 durchgeführte Diskussion der Relevanz einzelner Schädigungsmechanismen soll hier fortgeführt werden (s. **Tab. A-2**). Wieder wird die Anzahl der Beiträge als Maß für die Relevanz betrachtet. Im Hinblick auf die Relevanz für deutsche Anlagen wird die bisherige Betriebserfahrung mit dem jeweiligen Mechanismus zusammengefasst und die potenzielle Bedeutung unter Berücksichtigung der in deutschen Anlagen gegebenen Randbedingungen eingeschätzt. Schließlich wird angegeben, ob eine vertiefte Auswertung der entsprechenden Beiträge durch die GRS vorgesehen ist bzw. das Projekt mit der zugehörigen Auswertung genannt.

Die noch vor zwei Jahren gemachte Abgrenzung zwischen Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff ist in den Aufteilungen der Sitzungen nicht mehr so deutlich zu erkennen und entfällt hier. Weiterhin wurde im Rahmen eines Projektes (3608R01314) eine vertiefte Auswertung des Einsatzes und der Schädigungsmechanismen von Nickellegierungen in deutschen Anlagen durchgeführt, sodass hier der aktuelle Stand von F&E ausreichend wiedergegeben ist.

Der größte Umfang an Sitzungen und Vorträgen im Programm wurde, wie schon in der vorhergehenden Konferenz, durch Beiträge zum Korrosionsrissverhalten von Nickellegierungen eingenommen. Der Bedarf an Forschungsarbeiten ist nach wie vor aufgrund der gewählten werkstofftechnischen Randbedingungen, insbesondere dem exzessiven Gebrauch von Alloy 600 in ausländischen Anlagen mit DWR (USA, Frankreich und Japan) nach wie vor gegeben. Die Arbeiten zu der Nickellegierung Alloy 690 wurden in gesonderten Sitzungen präsentiert und sind im Wesentlichen dadurch motiviert, dass mögliche zukünftige Schäden schon im Vorfeld vermieden werden sollen.

Die F&E-Arbeiten zur Spannungsrisskorrosion in Verbindung mit Kaltverformung an austenitischen Chrom-Nickel-Stählen sowohl unter den Bedingungen von Siedewasserreaktoren als auch von Druckwasserreaktoren befassten sich zu einem großen Teil mit mikrostrukturellen Veränderungen und Effekten auf mikroskopischen und mesoskopischen Längenskalen. Diese Beiträge stellten Ergebnisse dar, welche vorwiegend der Grundlagenforschung zugeordnet werden können. Hierdurch wird vor allen Dingen das Verständnis für den Schädigungsmechanismus verbessert. Die Ableitung von Gegenmaßnahmen oder Vorkehrungen zur Vermeidung aus diesen Beiträgen ist hierbei kaum möglich. Die Ergebnisse dieser Arbeiten fließen in die vertiefte Auswertung im Rahmen des Projektes mit ein.

Die große Anzahl an Beiträgen und Diskussionen zur strahlungsbeeinflussten Spannungsrisskorrosion (IASCC) und anderen strahlungsbedingten Einflüssen steht im Wesentlichen in Zusammenhang mit den mittlerweile erreichten langen Laufzeiten einiger Anlagen. Sie ist aber auch durch die Laufzeitverlängerungen in ausländischen Anlagen motiviert. Entsprechende Arbeiten wurden von verschiedenen Ländern durchgeführt und vorangetrieben. Hier erscheint eine vertiefte Auswertung der entsprechenden Arbeiten durch die GRS im Sinne der Vorbeugung zweckmäßig.

Sowohl die Titel als auch die Kurzfassungen der besuchten Sitzungen sind im **Abschnitt A.5** zusammengestellt und geben einen inhaltlichen Überblick zu den jeweiligen Sitzungen.

Tab. A-2 Zusammenfassung und Charakterisierung der auf der EDM 2011 behandelten Schädigungsmechanismen / Problemstellungen, Einschätzung ihrer Relevanz für deutsche Anlagen und Vorschläge zur weiteren, vertieften Auswertung

Schädigungsmechanismus / Werkstoff	Relevante Beiträge	Hauptaktivitäten / Beiträge	Einschätzung der Relevanz für deutsche Anlagen		Vertiefte Auswertung
			bisherige Betriebs- erfahrung	potenzielle Gefährdung	
SpRK an Nickellegierungen Al- loy 600 (Grundwerkstoffen und Schweißzusatzwerkstoffen)	22	Frankreich, Ja- pan, Südkorea, Kanada, Schwe- den, USA	einzelner Schaden an einer Mischschweißnaht	gering aufgrund des sehr begrenzten Einsatzes von Nickellegierungen	3608R01314 (2010)
SpRK an Nickellegierungen Al- loy 690 (Grundwerkstoffen und Schweißzusatzwerkstoffen)	18	Finnland, Japan, UK, USA	keine Schäden / Befunde	kein Einsatz des Werkstof- fes in deutschen Anlagen; nicht in KTA aufgenom- men	3608R01314 (2010)
SpRK an austenitischen Cr-Ni- Stählen (insbes. SS 304, 316)	21	Deutschland, Finnland, Frank- reich, Indien, Ja- pan, Schweden, Südkorea, UK, USA	Rissbildungen Anfang 90er Jahre an sensibilisierten Schweißnähten in SWR, mögliche neue Schäden an Kernbehälter- u. Kernum- fassungsschrauben	Rissbildungen an kaltver- formten Cr-Ni-Stählen auch unter DWR- Bedingungen	laufendes Vorhaben 3610R01380 (Kaltverformung)
IASCC und Strahlungsauswir- kungen an austenitischen Cr-Ni- Stählen (insbes. SS 304, 316)	18	USA, Japan	keine Schäden	Rissbildungen an Kernein- bauten oder am Kernbe- hälter	vorgesehen (Projektskizze)
Korrosionsermüdung (niedrig- leg., SS, Mischnähte)	5	Frankreich, Schweiz, UK, USA	keine Schäden	Konservativität der regula- torischen Anforderungen (KTA)	laufendes Vorhaben 3610R01380
Errosionskorrosion an un- und niedrig legierten Kohlenstoff- stählen	2	Frankreich, Japan	begrenzte Schäden, insbe- sondere an Kleinleitungen in SWR	gering aufgrund der in deutschen Anlagen gege- benen Randbedingungen	keine Notwendigkeit

A.4 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Die im Abstand von 2 Jahren in den USA stattfindende Konferenz „Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems“ (EDM) ist das internationale Forum für den Informationsaustausch der mit Korrosionsaspekten von Kernkraftwerkskomponenten beschäftigten Fachleute. Die vorgestellten Beiträge geben einen umfassenden und aktuellen Überblick zu laufenden und abgeschlossenen F&E-Arbeiten einschließlich ihrer Motivation aus der Betriebserfahrung und lassen Rückschlüsse auf aktuelle Schwerpunkte aus internationaler Sicht zu.

Die Konferenz bot neben den Vorträgen selbst eine ausgezeichnete Gelegenheit zum Ausbau bzw. Aufbau persönlicher Kontakte zu ausgewiesenen Fachleuten auf dem Korrosionssektor. Die Kontakte sollen im Bedarfsfall insbesondere den Zugang zu Informationen zur sicherheitstechnischen Bewertung von Schädigungspotentialen bzw. realen Schadensfällen erleichtern.

Die vorgestellten F&E-Schwerpunkte leiten sich zum einen aus den aktuellen Korrosionsproblemen in den einzelnen Anlagen- / Herstellertypen und Anlagenbereichen und zum anderen aus der Vorsorge vor möglichen Problemen mit einzelnen Werkstoffen (Alloy 690) oder Schädigungsmechanismen (IASCC) ab. Hierbei handelt es sich ausschließlich um die bisher schon bekannten Schädigungsmechanismen. Die Mehrzahl der erkennbaren Schwerpunkte ist nach wie vor für deutsche Anlagen mit Leichtwasserreaktoren wegen der für Auslegung und Betrieb gewählten Randbedingungen (insbesondere eingesetzte Werkstoffe, Fertigungsbedingungen und eingestellte Wasserchemie) nicht oder nur potenziell – im Sinne der vorbeugenden Vermeidung von Schäden und Bewertung von Prüfkonzepten – relevant.

Der auf der Konferenz vorgestellte aktuelle Kenntnisstand zur strahlungsbeeinflussten Spannungsrisskorrosion austenitischer Cr-Ni-Stähle ist mittlerweile so weit vorgeschritten, dass eine Auswertung des Standes von F&E zweckmäßig erscheint. Eine entsprechende Projektskizze liegt dem BMU vor.

A.5 Auflistung der besuchten Sitzungen/Vorträge mit Kurzfassung

Montag 08. August 2011

Overview of NRC Proactive Management of Materials Degradation (PMMD) Program

*C. E. Carpenter*¹; Amy Hull¹; Greg Oberson¹; ¹U.S. Nuclear Regulatory Commission

Materials degradation phenomena, if not appropriately managed, have the potential to adversely impact the design functionality and safety margins of nuclear power plant (NPP) systems, structures and components (SSCs). Therefore, the U.S. Nuclear Regulatory Commission (NRC) has initiated an over-the-horizon multi-year research Proactive Management of Materials Degradation (PMMD) Research Program, which is presently evaluating longer time frames (i.e., 80 or more years) and including passive long-lived SSCs beyond the primary piping and core internals, such as concrete containment and cable insulation. This will allow the NRC to (1) identify significant knowledge gaps and new forms of degradation; (2) capture current knowledge base; and, (3) prioritize materials degradation research needs and directions for future efforts. This effort is being accomplished in collaboration with the U.S. Department of Energy's (DOE) LWR Sustainability (LWRS) program. This presentation will discuss the activities to date, including results, and the path forward.

Conditions for Long Term Operation of Nuclear Power Plants in Sweden

*Peter Ekström*¹; Karen Gott¹; Björn Brickstad¹; ¹Swedish Radiation Safety Authority

The Swedish reactor fleet consists of 7 BWRs and 3 PWRs which have been operating for up to 38 years and all have plans for long term operation (LTO). SSM has carried out an investigation to identify possible improvements to assessments for safe LTO. The study covered ageing mechanisms for metallic materials and polymers, concrete structures, electrical and I&C equipment, and in service inspection. The paper will concentrate on metallic materials. Most of the degradation mechanisms are controlled satisfactorily by the licensees through the existing inspection and ageing management programs. These should be intensified and reviewed for LTO. The consequences of ageing degradation mechanisms for LTO should be analyzed and reported. Two ageing mechanisms are highlighted, low cycle fatigue in LWR environments and embrittlement of RPV steels, but analyses should be carried out for most of the ageing mechanisms to find early indications of degradation and thus ensure safety.

Current NRC Perspectives Concerning PWSCC

*David Alley*¹; Darrell Dunn¹; ¹U. S. Nuclear Regulatory Commission

Materials currently used in nuclear power plants are reliable and are generally resistant to environmental degradation. However, occurrences of environmental degradation have been observed as the current fleet of reactors age. Primary water stress corrosion cracking (PWSCC) is of particular interest to the US Nuclear Regulatory Commission (NRC). This paper provides a historical assessment of operating experience associated with PWSCC and welding issues associated with PWSCC materials. This paper also provides a brief description of NRC research concerning PWSCC. Finally the paper considers the regulatory issues associated with PWSCC, especially those associated with gaps in the understanding of the behavior of PWSCC resistant material under actual reactor conditions.

Evaluation of the Susceptibility to SCC Initiation of Alloy 690 in Simulated PWR Primary Water

*Thierry Couvant*¹; *Kazuuya Tsutsumi*²; ¹EDF R&D; ²Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.

Alloy 690 has been widely used to manufacture components of LWR plants as alternative material of Alloy 600 which exhibited a significant susceptibility to PWSCC. However, some authors have reported that Alloy 690 can suffer a significant susceptibility to SCC crack growth when highly cold worked. Despite that most of the recent studies emphasize SCC propagation stage, EDF and its partners consider the material's resistance to SCC initiation. This paper, summarized the current work carried out at EDF MAI, dedicated to SCC initiation stage. The first task addresses the evaluation of the susceptibility to IGSCC depending on material's manufacturing process. The second task is to evaluate the effect of the dissolved hydrogen concentration and ageing on the susceptibility to initiate IGSCC in a pre-industrial Steam Generator tube. The third task is to investigate the effect of cold work (1D cold rolling; 13% and 25%) on the susceptibility to SCC initiation.

Role of Cavity Formation on IGSCC Initiation on CW Carbon Steel and Alloy 690

*Koji Arioka*¹; Tomoki Miyamoto¹; Takuyou Yamada¹; Takumi Terachi¹; ¹Institute of Nuclear Safety System

Crack initiation behavior was examined at hydrogenated high temperature water and gas environment using blunt notched CT specimen with smooth surface. Then, cavity formation behavior was examined using specimens after test. Based on the results, as one of processes in SCC initiation, the role of cavity formation on IGSCC initiation will be discussed concerning cold worked carbon steel, Alloy 690, and Alloy 600 in hydrogenated high temperature water.

Stress Corrosion Crack Growth Testing of Cold-Worked Alloy 690 in PWR Primary Coolant

*David Tice*¹; *Stuart Medway*¹; *Norman Platts*¹; ¹Serco

Plant experience of Alloy 690 in PWR primary coolant environments has been excellent, both for SG tubing applications and for thick section components. Although most laboratory corrosion studies are consistent with this observation, some recent data indicate that sustained crack propagation due to intergranular stress corrosion cracking can occur under constant applied load in some heats of thick section Alloy 690 which have been subjected to inhomogeneous cold work. Significant directionality in cracking response relative to the direction of cold work is observed for the susceptible heats. The results of SCC growth tests on several heats of cold-worked Alloy 690 in PWR primary water environments will be presented, together with microstructural characterisation studies aimed at elucidating the possible reasons for observed effects of material composition, specimen orientation and microstructural inhomogeneity.

One-Dimensional Cold Rolling Effects on Stress Corrosion Crack Growth in Alloy 690 Tubing and Plate Materials

*Mychailo Toloczko*¹; Stephen Bruemmer¹; ¹Pacific Northwest National Laboratory

Stress corrosion crack-growth experiments have been performed on cold-rolled alloy 690 materials in simulated PWR primary water at 360°C. Extruded alloy 690 CRDM tubing in two conditions, thermally treated (TT) and solution annealed (SA), was unidirectional cold rolled (CR) to several reductions reaching a maximum of 31% and tested in the S-L orientation. High SCC propagation rates ($\sim 8 \times 10^{-8}$ mm/s) were observed for the 31%CR alloy 690TT material, while the 31%CR alloy 690SA exhibited 10X lower rates. The difference in SCC susceptibility appears to be related to grain boundary carbide distribution before cold rolling. Tests were also performed on two CR alloy 690 plate heats (reductions

of 26% or 20%) and SCC growth rates at 360°C were similar to that measured for the 31%CR alloy 690TT CRDM tubing. Comparisons will be made to other results on CR alloy 690 materials.

The Effect of Cold Work on Microstructure and SCC Susceptibility in Simulated BWR Environment for Non-Sensitized Austenitic Stainless Steels

Yohei Sakakibara¹; Guen Nakayama¹; ¹IHI Corporation

Recently, many researchers have reported the results of SCC test for cold worked stainless steels in high temperature water. In the papers, it is said that cold work has tendency to accelerate the SCC susceptibility. However, there are little report that refers to the relationship between SCC susceptibility and microstructure of cold worked stainless steels. In this paper, we research the SCC susceptibility by CBB (Crevice bent beam) test and microstructure of cold worked stainless steels by EBSD. First, there are significant differences in the effect of cold work between chemical compositions of materials. Then we calculate the misorientation in EBSD analysis and research the relationship between EBSD parameters and SCC susceptibilities for each sample.

The Behavior of Stress Corrosion Cracking for Type 316L Stainless Steel with Controlled Distribution of Surface Work Hardened Layer in Simulated Boiling Water Reactors Environment

Yasufumi Miura¹; Yuichi Miyahara²; Masaru Sato¹; Kenji Kako¹; Jun-ichi Tani¹

¹Central Research Institute of Electric Power Industry; ²Tohoku University

Stress corrosion cracking (SCC) was observed in many L-grade stainless steel components such as core shrouds or primary recirculation piping in boiling water reactors (BWR). In our previous study, we showed that the controlled distribution of surface work hardened layer concerned with enhancement in the SCC susceptibility. In this study, time-dependent crevice bent beam (CBB) test was conducted in a simulated BWR environment in order to evaluate the effect of the controlled layer on SCC initiation behavior. The CBB test specimen was made of type 316L stainless steel. After the CBB test, the SCC was characterized by counting the number of cracks and measuring the crack depth. As a result, it was found that the crack initiation time depended on the distribution of surface work hardened layer.

Influence of Bulk and Surface Cold Work on Crack Initiation and Crack Growth of Austenitic Stainless Steels under Simulated BWR Environment

Bastian Devrient¹; Renate Kilian¹; Karin Küster²; Martin Widera³;

¹AREVA NP GmbH; ²Vattenfall Europe Nuclear Energy GmbH; ³RWE Power AG

The influence of surface CW strongly affects the crack initiation behavior of austenitic stainless steels under simulated LWR-environment. Within a parametric study crack initiation and CGR-experiments were performed under simulated BWR-environment to determine critical conditions for plant components which might undergo crack formation and subsequent crack growth. Within this project AISI 347, AISI 316Ti and AISI 316LN were tested in solution annealed and/or several CW conditions. Comprehensive characterization in initial CW condition in comparison to as-tested material condition after e.g. exposure tests for crack initiation studies and CGR experiments, clearly indicate the influence of localized plastic deformation within the grains of the material on the processes of crack initiation and propagation. With increasing amount of CW the addition to intergranular cracking seems to increase due to high cumulative strains on active slip paths. Increased strength and reduced plasticity of the material in CW material condition superimpose the localized strengthening effects.

Effect of Static Load Hold Periods on the Corrosion Fatigue Behavior of Austenitic Stainless Steels in Simulated BWR Environments

Hans-Peter Seifert¹; Stefan Ritter¹; Hans Leber¹; ¹Paul Scherrer Institute

The effect of long static load hold periods on the corrosion fatigue (CF) initiation and crack growth behavior of austenitic stainless steels in BWR NWC and HWC environment was characterized by cyclic fatigue tests with sharply notched and pre-cracked fracture mechanics specimens. With regard to continuous cyclic saw tooth loading, an increase of the genuine CF initiation life was observed with increasing static load hold periods at maximum or mean load, which seemed to saturate for long hold periods above 12 hours. On the other hand, static load hold periods at minimum load had no effect on genuine initiation life. Furthermore, the hold times had very little effect on the subsequent stationary short and long CF crack growth rates in notched and precracked specimens, respectively. No significant effect of static load hold times on the technical corrosion fatigue initiation life is thus expected based on these preliminary results.

Effects of Material Compositional on Corrosion Fatigue Crack Growth of Austenitic Stainless Steels in High Temperature Water

Norman Platts¹; David Tice¹; Kevin Mottershead¹; Laura McIntyre¹; Fabio Scenini²; ¹Serco plc; ²University of Manchester Laboratory studies on austenitic stainless steels in PWR primary coolant environments have shown that the ASME XI procedures used to assess fatigue crack growth of reactor components may not always be conservative. Recent work has shown that significant environmental enhancement of growth rates can occur in this environment, especially for some long rise time loading cycles. Although enhancements up to eighty times relative to air data have been observed, under some conditions retardation of the enhanced growth rates can occur, to rates close to the ASME XI air line. Several factors appear to influence retardation, including temperature, water flow rate and material composition. The current study addresses the influence of material composition and it is shown that steels of high sulphur content (>0.02%) are more prone to retardation than low sulfur (<0.01%) steels. Work aimed at elucidating possible mechanisms for this effect is described.

Fatigue Limit and Hysteresis Behavior of 304L SS in Air and PWR Water, at 150°C and 300°C

Harvey Solomon¹; Claude Amzallag²; Ronald De Lair³; A.J. Vallee⁴

¹Solomon Metallurgical Consulting L.L.C; ²Retired from EDF; ³Retired from GE-GRC; ⁴GE-GRC

This is a study of the 107 cycle fatigue limit of Type 304L, as measured in fully reversed (R=-1) load-controlled tests, at 150°C and 300°C, in air and PWR water. The staircase method was used to determine the fatigue limit. The tests run here utilized a cycle frequency of 1.818 Hz and are compared to other tests from the literature that were run at 30Hz. The measured fatigue limit in the tests run at the high frequency was higher than that measured here. This is explained by measurements of the strain developed during cycling, using the different cycle frequencies. The tests run at the higher frequencies yielded lower strains for a given stress and, as expected, this resulted in higher fatigue limits. Using 1077 cycles to define a run-out also led to a lower fatigue limit.

NRC Research Activities on Environmentally-Assisted Fatigue

Gary Stevens¹; Robert Tregoning¹; ¹U.S. Nuclear Regulatory Commission

Over the past ten years, evaluation for license renewal and new reactors has provided significant experience and insight on the use of the environmental fatigue multiplier (Fen) approach, and recognized the need for further refinement of this methodology, as well as its application to other areas. Hence, the NRC has initiated further research work on environmentally assisted fatigue. The objectives of these research activities are as follows: 1. Develop a transient stress evaluation software tool for rapidly determining thermal transient stresses in reactor components. 2. Develop an ASME Code fatigue calculation software tool for estimating fatigue usage factors in reactor components. 3. Develop revised CUF limit criteria for postulated high energy line break locations. 4. Obtain technical support from Argonne National Laboratory to update existing environmental fatigue methodology, develop application techniques for applying the methodology, and revise RG 1.207 accordingly, if appropriate.

Dienstag 09. August 2011

The Effect of Temperature on the CGR in Simulated BWR Environment

Johan Stjärnsäter¹; Anders Jenssen¹; Christer Jansson²; Karen Gott³; Bengt Bengtsson⁴; Björn Forssgren⁵; Hannah Johansson⁶; ¹Studsvik Nuclear AB; ²Vattenfall Power Consultant AB; ³Swedish Radiation Safety Authority; ⁴OKG AB; ⁵Ringhals AB; ⁶Forsmarks kraftgrupp AB

The effect of temperature on the crack growth rate (CGR) in BWR normal water chemistry (NWC) has been investigated in various studies over the years. However, the effect has not been unambiguously clarified, since in some cases a maximum in the CGR has been observed at ~200°C, while others have reported a monotonic increase of the CGR with temperature. To clarify the effect of temperature, testing has been performed in oxygenated high-purity water (NWC). Crack growth rate measurements were conducted on 25 mm compact tension (CT) specimens in simulated NWC at ~30 MPa√m. Temperatures in the range 288 to 100°C were studied. Results on the effect of temperature on the crack growth rate in high-purity water with oxygen will be presented and discussed.

Effects of Temperature and Corrosion Potential on SCC

Peter L. Andresen¹; Russell Seeman²; ¹GE Global Research; ²GE Hitachi Nuclear Energy

Hydrogen water chemistry and/or electrocatalysis is used all U.S. BWRs and many overseas BWRs to mitigate SCC. However, hydrogen is currently injected into the feed water lines, where flow occurs only when the BWR is at temperature and steam is flowing to the turbine. Thus, SCC mitigation is unavailable during reactor start up and shut down, when the water chemistry is more oxidizing and often has higher impurity levels, and dynamic strain is present from pressurization, differential thermal expansion, etc. This study was designed to evaluate the response of sensitized stainless steel and Alloy 182 weld metal to changes in corrosion potential at temperatures ranging from 100 to 250°C.

Containment Liner Corrosion

Darrell Dunn¹; April Pulvirenti¹; Paul Klein¹; ¹U.S. Nuclear Regulatory Commission

Of the 104 currently operating nuclear power plants in the U.S, there are 66 plants that have containment buildings constructed with an inner steel liner plate in contact with a thick concrete shell. The steel liner, which is nominally 0.25 to 0.375 inches thick, is designed to function as an essentially leak tight barrier against the release of radiation under accident conditions. Since 1999, there have been several cases of corrosion penetration of containment liners associated with foreign materials that were embedded in the concrete during original plant construction. The objectives of this work were to review plant operating experience, evaluate factors that can affect containment liner corrosion susceptibility, and determine the mechanisms for through-wall corrosion initiated at the concrete/liner interface.

Stress Corrosion Cracking Retardation Behavior near the Fusion Boundary of Dissimilar Weld Joint with Alloy 182 - A533B Low Alloy Steel

Hiroshi Abe¹; Makoto Ishizawa¹; Yutaka Watanabe¹; ¹Tohoku University

The stress corrosion cracking (SCC) behavior near the fusion boundary (FB) of a dissimilar weld joint with Alloy 182-A533B low alloy steel (LAS) in high-temperature oxygenated water doped with sulfate has been investigated, with a focus on the relationship between the SCC crack cessation/reinitiation behavior and the microstructural characteristics of the heat-affected zone (HAZ) in LAS adjacent to the FB. Cracks propagated perpendicular to the FB along the dendrite grain boundary in the dilution zone (DZ) of Alloy 182, and then spherical or crack-like oxides were formed in the HAZ of LAS adjacent to the FB; no obvious SCC susceptibility was observed in the non-HAZ region of LAS. The cessation of crack growth occurred when spherical oxides formed in the LAS, while crack-like oxides tended to propagate along the prior austenite grain boundary in the coarse-grained HAZ of LAS. It has been suggested that the microstructure and continuousness between the dendritic grain boundary in the DZ of Alloy 182 and the prior austenite grain boundary in the HAZ of LAS across the FB, that is, the continuousness of the potential crack path, which varied depending on the multiple heat cycles of the welding process, played an important role in the cessation/reinitiation of SCC crack in the FB region.

Effect of Chloride on General Corrosion and Environmentally Assisted Cracking of Low-Alloy Steel under Oxygenated High-Temperature Water Conditions

Matthias Herbst¹; Armin Roth¹; Erika Nowak²; Ulf Ilg³

¹AREVA NP GmbH; ²E.ON Kernkraft GmbH; ³EnBW Kernkraft GmbH

Recent investigations have shown a strong effect of chloride contaminations on the crack growth rate of low-alloy steel (LAS) in oxygenated high temperature water (HTW). Therefore, a research project was launched to systematically investigate the observed effects. This project focused on investigations on the general corrosion behavior of LAS (German RPV steel 22NiMoCr3-7) without chloride and at different chloride contamination levels up to 50 ppb in oxygenated HTW. Chloride was added either permanently or temporarily to simulate a chloride transient. During these tests, Electrochemical Noise (EN) and Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS) measurements were performed to monitor the electrochemical behavior. After the tests, the specimens were examined macroscopically and microscopically. In addition, the oxide layer thickness was determined using the Focused Ion Beam (FIB) technique. The applied tests clearly revealed a decrease of the oxide layer thickness during permanent chloride contamination. Temporary transients, however, did not cause a long-term memory effect.

Microstructure and SCC of Alloy X-750

Peter L. Andresen¹; Martin Morra¹; Bob Carter²; ¹GE Global Research; ²EPRI

Alloy X-750 is the most common high strength alloy used in light water reactors, although Alloy 718 is also being used in some cases. This study examined the microstructure and SCC response of a core shroud repair component that was delivered to a reactor site, but was never installed. The material was shown to be badly banded, and the crack growth rates in various orientations were shown to be high, with a limited effect of banding or heat treatment condition (e.g., AH, BH or HTH). The observed rates are consistent with prior measurements at low and high corrosion potential on

Alloy X-750. Prior data on Alloy 718 using the same conditions and procedures showed that it was also very susceptible to SCC. Initial evaluation of alternative high strength materials show about a two order of magnitude decrease in growth rates.

Stress Corrosion Cracking and Crack Tip Characterization of Alloy X-750 in Boiling Water Reactor Environments

Jonathan Gibbs¹; Ronald Ballinger¹; John Jackson²; Dieter Isheim³; Hannu Hanninen¹

¹MIT; ²Idaho National Laboratory; ³Northwestern University

The susceptibility of Inconel Alloy X-750, in the HTH heat treated condition, to SCC has been evaluated under simulated BWR aqueous conditions at 288°C. Two chemistry conditions were explored: (1) Normal Water Chemistry (NWC) which consisted of high purity water with approximately 1400 ppb dissolved oxygen and (2) Hydrogen Water Chemistry (HWC) which consisted of high purity water with a hydrogen overpressure. This alloy exhibits reproducible SCC crack growth rate of approximately 1.1×10^{-7} mm/s in NWC at a stress intensity factor of 27.7 MPa√m and 1.4×10^{-8} mm/s in HWC in 288°C at a stress intensity factor of 35 MPa√m. This alloy was also tested under HWC conditions at 93°C, but no crack growth was observed for the time and mechanical parameters of the test conditions. Crack and crack tip analysis was conducted using optical, scanning electron and atom probe microscopy.

SCC Properties of Modified Alloy 718 in BWR Plant

Yoshinori Katayama¹; Motoji Tsubota¹; Yoshiaki Saito¹; ¹Toshiba

Modified alloy 718 has been developed as an alternative material to nickel based alloy X-750 used in the boiling water reactor (BWR). Stress corrosion cracking (SCC) occurred at Jet-Pump beam, one of the components made of alloy X-750, in BWR plant. In order to apply modified alloy 718 to the Jet-pump beam, an evaluation of the SCC initiation time, based on a uni-axial constant load (UCL) test, was carried out. All UCL test specimens in 288°C water were not failed after 12,000 hours testing. It was conformed that modified alloy 718 had longer SCC initiation time than that of alloy X-750.

Influence of Chloride Ions as Contaminants on the Corrosion Behavior of Alloy 718 in Pool Water of Nuclear Power Plants

Jonathan Hugues¹; Christine Blanc¹; Eric Andrieu¹; Jean-Marc Cloué²; ¹CIRIMAT/ENSIACET/INPT; ²AREVA, AREVA-NP

The electrochemical behavior of alloy 718 in a chloride-containing boric acid (2500ppm) solution was studied to determine the influence of chloride ions as contaminants of pool water of nuclear power plants on the corrosion behavior of the alloy. Experiments were performed at 20°C and 60°C with chloride concentrations from 1.5 to 2900 ppm, using stationary measurements i.e. OCP versus time measurements and plotting of current-potential curves. After the electrochemical tests, the samples were observed using optical microscopy and scanning electron microscopy. Immersion tests in chloride containing boric acid solutions were also carried out: samples were immersed for a time as long as 2 months at their corrosion potential and their residual mechanical properties were measured. Results showed that, whatever the chloride concentration, there was no corrosion for samples immersed at their corrosion potential. However, when the samples were polarized, intergranular corrosion might be observed in occluded zones.

Mittwoch 10. August 2011

Crack Growth Behavior of Irradiated Type 316 SS in Low Dissolved Oxygen Environment

Yiren Chen¹; Bogdan Alexandreanu¹; Yong Yang²; William Shack¹; Ken Natesan¹; Eugene Gruber¹; Appajosula Rao³

¹Argonne National Laboratory; ²University of Florida; ³US Nuclear Regulatory Commission

Cracking susceptibility of austenitic stainless steels is known to be affected by dissolved oxygen (DO) or corrosion potential. In low-DO environments, crack growth rate (CGR) is significantly lower than that in high-DO environment. A strong dependence of CGR on corrosion potential has also been seen in irradiated SSs. While it has been shown that reducing the potential reduced the CGRs of irradiated SSs, some high-dose specimens have shown elevated CGRs even in low potential environments. Thus, it is not clear how irradiation affects the dependence of CGR on corrosion potential. In this study, a disk-shaped compact tension specimen of Type 316 SS was tested in low-DO environment. The specimen was irradiated in the BOR-60 reactor to 5 dpa at 320°C. Postirradiation CGR and fracture toughness tests were performed. The effect of unloading on crack growth behavior in low-DO environment is discussed.

SCC Initiation Susceptibility of Austenitic SS Irradiated in the Bor-60 Fast Breeder Reactor

Kale Stephenson¹; Yugo Ashida¹; Jeremy Busby²; Gary Was¹; ¹University of Michigan; ²Oak Ridge National Lab

The susceptibility of austenitic stainless steels irradiated in the Bor-60 reactor to the initiation of IASCC is assessed. High purity 304 alloys with solute additions of Mo, Si and Hf were strained by constant extension rate testing (CERT) in simulated BWR NWC water chemistry. Samples were deformed at a rate of 3.5×10^{-7} /s to 1% strain and then to failure. Analysis of sample surfaces using scanning electron microscopy (SEM) was conducted after both strain interruption and failure. Cracking susceptibility from CERT is compared to that from crack growth rate (CGR) tests on identical alloys in the same environment. Results of CERT tests on neutron-irradiated alloys are also compared with those from proton irradiated samples of the same alloys tested under the same conditions. The paper will focus on the cracking susceptibility in CERT and the comparison with CGR and CERT tests on proton-irradiated samples.

SCC Behavior of 304 Stainless Steel Irradiated under Different Neutron Dose Rates at JMTR

Yoshiyuki Kaji¹; Keietsu Kondo²; Yoshiteru Aoyagi¹; Yoshiaki Kato¹; Taketoshi Taguchi¹; Fumiki Takada¹; Junichi Nakano¹; Hirokazu Ugachi¹; Takashi Tsukada¹; Kenichi Takakura²; Hiroshi Sakamoto²; ¹JAEA; ²JNES

In order to investigate the effect of neutron dose rate on tensile property and IASCC growth behavior, the crack growth rate (CGR) test, tensile test and microstructure observation have been conducted with type 304 stainless steel specimens. The specimens were irradiated in high temperature water simulating the temperature of boiling water reactor (BWR) up to about 1dpa with two different dose rates at the Japan Materials Testing Reactor (JMTR). The radiation hardening increased with the dose rate, but there was little effect on CGR. Increase of the yield strength of specimens irradiated with the low dose rate condition was caused by the increase of number density of Frank loops. Little difference of radiation induced segregation at grain boundaries was observed in specimens irradiated by different dose rates. Furthermore, there was little effect on local plastic deformation behavior near crack tip in the crystal plasticity simulation.

In-Pile Tests for IASCC Growth Behavior of Irradiated 316L Stainless Steel under Simulated BWR Condition in JMTR

Yasuhiro Chimi¹; Shigeki Kasahara¹; Hideo Ise¹; Yoshihiko Kawaguchi¹; Junichi Nakano¹; Yutaka Nishiyama¹; ¹Japan Atomic Energy Agency

Japan Atomic Energy Agency (JAEA) has a plan of irradiation tests by using Japan Materials Testing Reactor (JMTR), in order to evaluate the effects of change in material properties and water chemistry caused by the neutron/gamma-ray

irradiation on SCC growth of SS from the view points of the integrity of reactor core internals for BWR. The difference of SCC growth behavior and its ECP dependence between in-pile and out-of-pile tests is still unknown because of lack of in-pile data which is comparable with out-of-pile database. This paper presents a systematic review on SCC growth data of irradiated stainless steels and the outline of the in-pile test plan for IASCC growth behavior of irradiated 316L SS under simulated BWR condition in the JMTR, together with the development of the in-pile test technique.

Crack Growth Rates of Irradiated Commercial Stainless Steels in BWR and PWR Environments

Anders Jenssen¹; Johan Stjärnsäter¹; Raj Pathania²; ¹Studsvik Nuclear AB; ²Electric Power Research Institute
Crack growth rate testing was performed on CT specimens with doses in the range ~10-47.5 dpa. Two specimens of Type 304L (same heat) were tested in BWR and PWR environments, with the objective to compare the CGR behavior of fast reactor irradiation with BWR irradiation. Three specimens of heats tested previously, but at other doses, were tested for assessment of neutron dose and K on IASCC. One specimen of Type 304L was tested in BWR NWC and HWC at two different K levels, while two specimens of cold worked Type 316 were tested at various K levels and temperatures in PWR primary water. To assess the effect of temperature on IASCC, two specimens were tested in either BWR NWC and HWC or PWR primary water at different temperatures. The paper will discuss the effects of fast reactor versus light water reactor irradiation, K, ECP, dose and temperature on the CGR.

SSRTs of Irradiated Austenitic Stainless Steels in Simulated PWR Environment

Yiren Chen¹; Bogdan Alexandrescu¹; William Soppet¹; William Shack¹; Ken Natesan¹; Appajosula Rao²

¹Argonne National Laboratory; ²US Nuclear Regulatory Commission

Irradiation-assisted stress corrosion cracking is of concern for the safe and economic operation of light water reactors. In this study, cracking susceptibility of austenitic stainless steels was investigated by using slow strain rate tensile (SSRT) tests in a simulated pressurized water reactor (PWR) environment. The specimens were irradiated to 5, 10, and 48 dpa in the BOR60 reactor at 320°C. The SSRT results showed that yield strength was increased significantly in irradiated specimens while ductility and strain hardening capability were decreased. Irradiation hardening was found to be saturated below 10 dpa. The irradiated yield strength of cold-worked specimens was higher than that of solution-annealed specimens. Fractographic examinations were also performed on the tested specimens, and the dominant fracture morphology was ductile dimples. Intergranular cracking was rarely seen on the fracture surface. Transgranular cleavage cracking, however, was found more frequently on the specimen tested in simulated PWR environment.

IASCC of Austenitic Stainless Steel WWER Reactor Core Internals

Anna Hojna¹; Miroslava Ernestova¹; Ossi Hietanen²; Ritva Korhonen²; Ludmila Hulinova³; Ferenc Oszvald⁴

¹Nuclear Research Institute Rez; ²Fortum Power and Heat Oy; ³NPP Dukovany, Czech Power; ⁴Paks NPP

The neutron irradiation changes the material's microstructure and mechanical properties, basis of occurrence and increased sensitivity to IASCC. This paper surveys new results regarding IASCC of irradiated austenitic Ti-stabilized stainless steel 08Ch18N10T from WWER 440 Greifswald decommissioned after 15 years in service. Three components LWR irradiated to 2-19 dpa were tested. IASCC was investigated by Slow Strain Rate and Crack Growth Rate tests in simulated water 320°C. IASCC was judged according IG+TG fracture occurrence. Without irradiation components do not suffer SCC in the water. However, areas of mixed IG and TG fracture appeared on specimens. Tests represent different stress strain conditions for IASCC initiation and growth. Effects of SSRT strain rate and CGR test load level were found to be significant for IASCC. Total IG+TG fraction of SSRT ranged 1 to 18% and decreased with decreasing strain rate. Results are compared with previous data on the fast reactor irradiated material.

The Key Factors Affecting CG Behavior of Neutron-Irradiated Austenitic Alloys

Yugo Ashida¹; Peter Andresen²; Gary Was¹; ¹University of Michigan; ²GE Global Research

The key factors affecting crack growth behavior of neutron irradiated stainless steel were investigated in this study. A crack growth rate (CGR) test was conducted on a neutron-irradiated (9.6 dpa) 8 mm RCT specimen of high purity 316L stainless steel with Hf addition in simulated NWC, HWC, and PWR environments. The test was conducted at two temperatures, 320°C and 288°C, and at K levels of 13 and 18 MPa/m. The effects of water chemistry, temperature, and K on CGR were examined in detail. In addition, the CGR results from this test were compared with those reported by the previous Cooperative IASCC Research (CIR) program to determine the effect of the addition of Hf and irradiation dose on crack growth rate.

IASCC of Stainless Steels in Pressurized Water Reactor (PWR) Environment

Morgane Le Millier¹; Olivier Calonne²; Jérôme Crépin¹; Cécilie Duhamel¹; Lionel Fournier³; Fabrice Gaslain¹; Eva Hériprié⁴; André Pineau¹; Ovidiu Toader⁵; Yoann Vidalenc²; ¹Centre des Matériaux, Mines-ParisTech, CNRS UMR 7633;

²AREVA NP, Centre Technique; ³AREVA NP-Tour AREVA; ⁴Laboratoire de Mécanique des Solides CNRS UMR 7649;

⁵Michigan Ion Beam Laboratory, University of Michigan

This work deals with the study of the irradiation assisted stress corrosion cracking. The purpose is to improve the understanding of irradiation effects on the mechanical behaviour of internal stainless steel structures in PWR environment. The aim is to identify the physical mechanisms responsible for plasticity and damage in relation with the microstructure heterogeneities and to separate the effects induced by the chemical environment to those due to mechanical loading and irradiation. Proton-irradiations are performed in the Michigan Ion Beam Laboratory. Slow Strain Rate Tensile tests are performed both in PWR primary water and under inert atmosphere to study the deformation mechanisms of irradiated samples and their coupling with the environment. To correlate cracking to microstructure, full field analysis are performed, at a microscale, by SEM digital imaging correlation technique coupled with EBSD cartography of the grain orientations after irradiation. Moreover, cracking features are characterized using SEM and TEM.

A Preliminary Hybrid Model of IASCC of 300 Series SS in PWR Primary Environments

Ernest Eason¹; Gabriel Ilevbare²; Raj Pathania²; ¹Modeling & Computing Services LLC; ²EPRI

The hybrid model of PWR primary water stress corrosion cracking (PWSCC) in unirradiated Ni alloys presented at the 2009 Environmental Degradation meeting has been extended to irradiated stainless steels in PWR primary environments. The IASCC model is an empirical/theoretical hybrid strain rate model that combines submodels developed by various investigators. The major differences from the PWSCC model include using the Rice-Druggan-Sham (RDS) theoretical expression for strain rate near a growing crack in elastic-perfectly plastic materials and including an empirical dose function. The RDS strain rate expression is appropriate for highly-irradiated materials that show little or no strain hardening. The dose function incorporates many investigators' observations that irradiation has little effect on SCC below some low dose, then an increasing effect as dose increases until there is no further effect above a high-dose saturation level.

Proposed Coordinated U.S. PWR Reactor Vessel Surveillance Program: An Updated Summary Including Program Optimization

Ryan Hosler¹; Sarah Davidsaver¹; Timothy Hardin²; Dennis Weakland²; Greg Troyer¹; ¹AREVA NP; ²EPRI
Irradiated reactor pressure vessel (RPV) surveillance data is used to predict decreases in RPV fracture toughness due to irradiation embrittlement. A limited amount of data at fluences that many U.S. PWR RPVs will reach in 60 or more years of operation exists today. However, there is a significant amount of test reactor data available at high fluences, which shows higher embrittlement shifts than the power reactor data-based correlations. This has significant implications for plant operation to 60 years. A coordinated plan for withdrawal and testing of the U.S. PWR RPV surveillance capsules is being developed, with the intent of filling high fluence gaps in existing PWR data. This paper summarizes the methodology, optimization strategy, and current results of this coordinated U.S. PWR reactor vessel surveillance program (RVSP). The coordinated RVSP has been optimized to maximize the quantity and quality of high fluence data while minimizing the burden on the industry.

Developing PWR Aging-Management Strategies for Reactor Vessel Internals

Sarah Davidsaver¹; Stephen Fyitch¹; Hongqing Xu¹; ¹AREVA NP Inc
Managing materials' aging degradation issues is of high importance to the long-term safety and reliability of major components as current PWRs age. Many U.S. utilities have completed the process of renewing their operating license for an additional twenty years. While doing so, they committed to develop aging-management programs and inspection plans. The U.S. PWR industry is proactively developing generic inspection requirements and standards for reactor vessel (RV) internals. This paper describes AREVA NP's efforts – specifically for B&W-designed units – during the last twenty years, to assist in developing a comprehensive aging-management program for RV internals to fulfill previously made regulatory commitments.

NRC Research to Support Regulatory Decisions Related to Subsequent License Renewal Periods

C. E. Carpenter¹; ¹U.S. Nuclear Regulatory Commission
The U.S. Nuclear Regulatory Commission (NRC) staff, in collaboration with the U.S. Department of Energy (DOE), the domestic industry, and international partners, is developing an integrated aging management research plan ("Life Beyond 60"), which will focus on those areas covered by 10 CFR Part 54 that may need additional technical information to provide regulatory assurance of the capabilities of the nuclear power plant (NPP) structures, systems, and components (SSCs) and related materials to maintain their safety related functionality in the second, and subsequent, license renewal periods. This presentation will discuss the activities to date, including results, and the path forward.

Development of the Extremely Low Probability of Rupture (xLPR) Code

David Rudland¹; Craig Harrington²; ¹US NRC; ²EPRI
10 CFR 50 Appendix A General Design Criteria (GDC) 4 requires that primary piping systems exhibit an extremely low probability of rupture in order to exclude dynamic effects associated with postulated primary pipe ruptures. The Leak-Before-Break (LBB) methodology, as described in NRC Standard Review Plan (SRP) 3.6.3, was developed to meet this goal. Per SRP 3.6.3, active degradation mechanisms are not permitted in systems approved for LBB. However, Pressurized Water Reactors (PWRs) are currently experiencing Primary Water Stress Corrosion Cracking (PWSCC). To resolve this inconsistency for the long term, NRC began a cooperative research program with the Electric Power Research Institute to develop a probabilistic assessment tool (xLPR) that quantitatively assesses the probability of primary piping system rupture and can accommodate such active degradation mechanisms. This paper provides an overview of the xLPR program, focusing on the cooperative structure used for model development and results from the proof-of-concept pilot study.

Databases of Operationally Induced Damage

Karen Gott¹; ¹Swedish Radiation Safety Authority
The Swedish Radiation Safety Authority set up its database of operationally induced damage of mechanical components in the early 1990s. The paper will provide an analysis of the database illustrating among other things system and time dependence of degradation in Swedish nuclear power plants. The Swedish model has been the basis of two similar international databases projects and one planned project organized by the OECD Nuclear Energy Agency. These will be used for comparisons and as examples of the extended potential of such databases as tools for both regulators and utilities.

Comparison of In-Reactor Creep and Stress Relaxation of Cold Worked 316 and Solution Annealed 304L Stainless Steels in Thermal and Fast Neutron Spectrum Reactors

John Foster¹; Torill Karlsen¹; ¹OECD Halden Project
In-reactor creep and stress relaxation measurements were performed on CW 316 and SA 304L SS in the Halden Reactor. The initial results were reported at the last conference. All the measurements were performed on-line during irradiation. This is the first time that irradiation stress relaxation measurements have been performed on-line during irradiation. In the case of CW 316 SS N-Lot and SA 304L SS, these materials were irradiated in the fast neutron spectrum test reactor EBR-II. Creep and stress relaxation measurements were performed on the same tube lots in the Halden Reactor. This paper will review the EBR-II test data and update the Halden data. The results show that in-reactor creep and stress relaxation are different in fast and thermal neutron spectrum reactors. Further, the differences are material dependent. These results show that Halden data should be used for LWR applications.

Recent Insights on the Parametric Dependence of Irradiation Creep of Austenitic SS

Frank Garner¹; E. R. Gilbert²; Victor Neustroev³; ¹Radiation Effects Consulting; ²Pacific Northwest National Laboratory; ³Research Institute of Atomic Reactors
Irradiation creep and creep relaxation are important phenomena in determining the performance of structural components not only in light-water reactors but also in heavy water reactors, fast reactors and devices based on fusion or spallation spectra. Development of predictive correlations for irradiation creep requires a full understanding of influential variables be included in the correlation effort. Of particular interest are the dependencies on stress, stress state, stress history, irradiation temperature, dpa rate, neutron spectra, gas generation, composition, metallurgical starting state and void swelling. A review is presented of recent data, analyses, insights and also reinterpretations of earlier data on irradiation creep and swelling-creep interactions. It is shown that when all operating variables are taken into account, and

when non-creep strains are separated from creep strains, irradiation creep can be described by a remarkably simple expression that is independent of stress state, irradiation temperature and dpa rate over a very wide range. Correct and consistent definition of dose is very important.

Cluster Dynamics Prediction of the Microstructure Evolution of 300-series Austenitic Stainless Steel under Irradiation: Influence of Helium

Mohamed Zouari¹; Lionel Fournier¹; Alain Barbu²; Yves Brechet³; ¹AREVA NP; ²Alain BARBU Consulting; ³SIMAP

It is well established that Helium produced by transmutation stabilizes small cavities. However, this stabilizing effect may either inhibit void growth if small cavities are the dominant sink, or otherwise favor void growth. The evolution of the other elements of the microstructure with dose also contributes to void growth and the understanding of such complex processes clearly requires physics-based model. A new cluster dynamics model considering the mean number of helium atoms in cavities has been specifically developed in order to predict the influence of helium on cavity microstructure evolution and void swelling of austenitic stainless steels up to high dose. The influence of helium on cavity microstructure evolution of Solution Annealed and Cold Worked type 316 stainless steels was predicted under irradiation conditions that are relevant to HFIR (525°C, 1×10^{-6} dpa/s, 40-70 appm Helium/dpa) and PWRs (300°C, 5×10^{-8} dpa/s, 4-20 appm Helium/dpa). Results are compared with available literature data.

Irradiation Microstructure of Austenitic Steels and Cast Steels Irradiated in the BOR-60 Reactor at 320°C

Yong Yang¹; Yiren Chen²; Yina Huang³; Todd Allen³; Appajosula Rao⁴

¹University of Florida; ²Argonne National Laboratory; ³University of Wisconsin-Madison; ⁴US Nuclear Regulatory Commission

Reactor internal components are subjected to neutron irradiation in light water reactors, and with the aging of nuclear power plants around the world, irradiation-induced material degradations is of concern for reactor internals. Irradiation defects resulting from displacement damage are critical for irradiation-induced degradations in structural materials. In the present work, irradiation microstructure of austenitic stainless steels and nickel alloys was characterized using a transmission electron microscopy. The specimens were irradiated in the BOR-60 reactor, a fast breeder reactor, up to ~40 dpa at ~320°C. The dose rate was approximately $1 \text{E-}6$ dpa/s. Void swelling and irradiation defects were analyzed for these specimens. The irradiated microstructures were dominated by a high density of faulted loops. Along with previous TEM results, a dose dependence of defect structure was established at ~320°C. The results of irradiation defect structure were correlated with the changes of yield strength obtained from slow strain rate tensile tests.

Donnerstag 11. August 2011

Intergranular Cracking in Austenitic Fe-Cr-Ni Alloys during Creep

Young Suk Kim¹; Sung Soo Kim¹; Dae Whan Kim¹; ¹Korea Atomic Energy Research Institute

This work aims at understanding the role of creep in intergranular stress corrosion cracking (IGSCC) in austenitic Fe-Cr-Ni alloys. To this end, creep tests were conducted on 316L stainless steel with nitrogen at 550 to 650°C over a stress range of 120 to 360 MPa. Regardless of the test temperature and the nitrogen content, 316L stainless steel showed intergranular (IG) cracking during creep even in air. To understand the effect of creep deformation on a change in the lattice spacing, the lattice spacing of a 40% cold-worked 316L stainless steel were determined using a neutron diffractometer with aging time in a temperature range of 300 to 700°C. The lattice contraction occurred on aging above 300°C with the maximum contraction of 0.17% at 600°C. It shows that the lattice contraction accompanying plastic deformation above 300°C is the cause of not only IG cracking during creep but IGSCC in austenitic Fe-Cr-Ni alloys.

Understanding the Limits of Lattice Orientation Data Analysis in Env. Deg. Studies

Fabio Di Gioacchino¹; David Wright¹; Joao Quinta da Fonseca¹; Fabio Scenini¹; ¹The University of Manchester

It is well established that cold work induced plastic strain can significantly increase the susceptibility of metals to environmental assisted cracking (EAC). However, the reasons for this increase susceptibility are still unclear. This is due, in part to the difficulty in quantifying and modeling plastic deformation at the required scale. Here, we use a new experimental procedure to study the local microstructural distribution of strain in 304L stainless steel. Digital image correlation (DIC) was used to map strain at the microstructural level with submicron resolution. The results clearly show that a high degree of strain localization develops within individual grains, in the form of highly localized shear bands and microtwinning. Electron back scattered diffraction (EBSD) was used to quantify the lattice orientation changes in the same area. Analysis of this data included grain reconstruction and the calculation of kernel average misorientation (KAM) and orientation gradients maps. Comparisons with the DIC data clearly show that in most cases, there is no evidence in the EBSD analysis of the high levels of strain measured using DIC. This has important implications in the use of lattice orientation data in the study of the effects of plastic deformation on environmental assisted cracking.

A Microstructural Investigation on the Effect of Cold Work on Environmentally Assisted Cracking of Austenitic Stainless Steels

David Wright¹; Fabio Di Gioacchino¹; João Quinta da Fonseca¹; Fabio Scenini¹; ¹University of Manchester

In recent years, cold deformation has been shown to induce some degree of susceptibility to environmentally assisted cracking of austenitic stainless steels in light water reactor environments. These studies have identified a number of interesting relationships between the degradation behaviour and, for example, material parameters and the history of deformation. However, specific dependencies between the cold worked microstructure and the occurrence of cracking are not well understood. It is believed that the heterogeneity of deformation and the localisation of strain may be significant. In the present work, extensive characterisation of the deformed microstructure of austenitic stainless steel, employing high resolution electron backscattered diffraction has been conducted. The stress corrosion cracking response of the material is discussed with relevance to the microstructure.

Plastic Strain and Residual Stress Distributions in an AISI 304 Stainless Steel BWR Pipe Weld

Tapio Saukkonen¹; Miikka Aalto¹; Iikka Virkkunen²; Ulla Ehrnsten³; Hannu Hanninen¹

¹Aalto University School of Science and Technology; ²Trueflow Ltd.; ³VTT Technical Research Centre of Finland

In AISI 304 stainless steel pipe welds weld shrinkage causes large variations in residual plastic strain in different parts of the weld metal and heat-affected zone (HAZ). The amount of strain was analyzed by EBSD quantitatively by comparing the intra-grain misorientations to the calibration curve. Highest degrees of plastic strain (10...20%) were detected in the HAZ close to the root area of a prototypical BWR plant weld. Strain in the weld metal varies in the different directions of solidification, being high in the weld bead boundaries and near the fusion lines. Preliminary studies of the effects of mechanical and elastic anisotropy of the weld metal microstructure on the grain size level were performed by EBSD and nanoindentation. The residual stress distribution in the same weld cross-section was determined by a contour method. The residual strain and stress distributions are superimposed and EAC susceptibility of various areas of the pipe weld is

evaluated and discussed.

Applicability of Lean Grade of Duplex Stainless Steels in Nuclear Power Plants

Julie Tucker¹; Daniel Eno¹; George Young¹; ¹Knolls Atomic Power Laboratory

Duplex stainless steels are desirable for use in power generation systems due to their attractive combination of strength, corrosion resistance, and cost. However, thermal embrittlement at intermediate temperatures via α' precipitation limits their applicability. Recently, the development of 'lean grade' alloys may increase allowable service temperatures by delaying the $\alpha-\alpha'$ phase separation. The present work compares the thermal embrittlement kinetics of selected lean grade alloys and their weld filler metals to the most widely used duplex alloy, 2205. Embrittlement of the alloys was assessed via isothermal agings between 500°F and 1000°F for times up to 10,000 hours. The degree of embrittlement was quantified by microhardness and impact toughness testing. Microhardness data were fit to an Avrami-type equation to predict α' formation for times up to 60 years. We find lean grade alloys are much more resistant to thermal embrittlement than alloy 2205, indicating a broader applicability to nuclear power systems.

Effects of Thermo-Mechanical Treatments on Deformation Behavior and IGSCC Susceptibility of Stainless Steels in PWR Primary Water Chemistry

Samaneh Nouraei¹; David Tice¹; Kevin Mottershead¹; David Wright²; ¹Serco TCS; ²University of Manchester

Field experience of 300 series stainless steels in primary circuit of PWR has been good. Stress Corrosion Cracking of components has been infrequent and mainly associated with contamination by impurities/oxygen in occluded locations. However, some instances of failures have been observed which cannot be attributed to deviations in the water chemistry. These failures appear to be associated with the presence of cold work produced by surface finishing and/or by welding-induced shrinkage. Recent data indicate that some heats of SS show an increased susceptibility to SCC; relatively high crack growth rates were observed even when the crack growth direction is orthogonal to the cold work direction. SCC of cold worked SS in PWR coolant is therefore determined by a complex interaction of material composition, microstructure, prior cold work and heat treatment. This paper will focus on the interactions between these parameters on both crack initiation and propagation in simulated PWR conditions.

PWSCC of Thermocoax Pressurizer Heaters in Austenitic Stainless Steel and Remedial Actions to Preventing SCC

Jacky Champredonde¹; Yannick Thebault¹; Philippe Moulart¹; Thierry Couvant²; Karine Dubourgnoix¹; Yves Neau²; Jean-Marie Fageon³; Denis Lecharpentier⁴; A. Breuil⁴; Viviane Derouet⁴; ¹EDF/CEIDRE; ²EDF/R&D; ³EDF/DPN-UNIE; ⁴THERMOCOAX

Limited cases of SCC have been observed in French PWRs, in high strain hardened and non-sensitized austenitic stainless steels exposed to primary environment. Intergranular SCC has been observed on several pressurizer heaters. Thus, a R&D program has been associated to hot laboratory investigations, in order to identify the root causes of the degradation, to understand the mechanisms responsible for SCC in nominal primary water, and to improve the resistance of heaters. Based on these results, an experimental program between EDF R&D and CEIDRE in collaboration with heater supplier Thermocoax was made in the development of surface annealing by Induction heating to reduce the cold-working and the residual stresses and therefore, to minimize the susceptibility to PWSCC of sheath material while preserving electrical properties of mineral insulating material. The combination of optimized parameters and process industrialization has produced positive results for the prevention of crack initiation.

Destructive Examinations on Divider Plates from Decommissioned Steam Generators Affected by Superficial Stress Corrosion Cracks

Salem Miloudi¹; Erwan Firmin¹; Damien Deforge¹; Françoise Vaillant¹; Emmanuel Lemaire¹; ¹EDF

Nickel Based alloys Stress Corrosion Cracking has been a major concern for all The Nuclear Power Plants utilities since the seventies. From 2002, new cases of Stress Corrosion Cracking (SCC) were reported on Steam Generator Divider Plates; however, no evidence of propagation following the first detection has never been observed. EDF has conducted since 2008 an extensive program of examinations on two Chinon B1 decommissioned SG divider plates affected by SCC. It constitutes a world first. Developed up to 2010 in the EDF hot laboratory, this program permits in particular to reach two main objectives:

- Correlate nondestructive examinations and representative defects,
 - Confirm and Characterize SCC damage on SG divider plate (relationship between morphology and microstructure).
- This work was completed by metallurgical investigations, mechanical tests and SCC tests. All these elements enabled a better understanding of the SCC degradation and contributed to an optimization of maintenance policy.

Investigations on Core Basket Bolts from a VVER 440 Power Plant

Ulla Ehrnsten¹; Petri Kytömäki²; Ossi Hietanen²; Alpo Neuvonen²; ¹VTT; ²Fortum Power

NDE investigations using ultrasonic inspections were performed on core basket bolts at two VVER 440 units. Bolts with indications were removed and exchanged. Destructive investigations were performed on most of the removed basket bolts. These investigations comprised of microstructural investigations using optical microscopy, hardness measurements and scanning electron microscopy of fracture surfaces. The bolts are M12 bolt manufactured from solution annealed Ti-stabilized stainless steel. The results from these investigations are reported and the reasons for the observed indications are evaluated.

Laboratory Analysis of a Reactor Coolant Pump Seal

Michael Sullivan¹; James Hyres²; ¹American Electric Power; ²B&W Technical Services Group, Inc.

This paper describes the results of a laboratory analysis performed on a reactor coolant pump (RCP) seal that experienced elevated leak-off temperatures after three months in service. Analyses included visual examinations, dimensional measurements, scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), metallography, Vickers microhardness, gamma spectroscopy, and X-ray diffraction. It was determined that the elevated leak-off temperatures were caused by a buildup of orange-brown deposits on the seal surfaces. These deposits contained primarily iron and oxygen along with 8-10% chromium. Sequential gamma spectrographic analysis through the deposit layer indicated the deposits were all approximately the same age, 200+ days, based on the Co-58/Co-60 ratios. The laboratory data indicated deposition of corrosion products, not corrosion/degradation of the seal, was the most plausible mechanism for the deposit buildup. The source of the deposits appeared to be a Type 410 stainless steel component in the system external to the RCP seal.

SCC Propagation in a Superficial Cold Work Layer in SG Divider Plates in Alloy 600

François Vaillant¹; Thierry Couvant¹; Salem Miloudi¹; Yannick Thebault¹; Damien Deforge¹; Emmanuel Lemaire¹; ¹EDF
Steam Generator Divider Plates (SGDPs) of EDF 900 MWe plants have encountered short SCC cracks (depth less than 2 mm). The objective of the present investigation was to demonstrate that a crack initiated in a superficial cold worked layer (< 2 mm) in a SGDP would stop before it reached the bulk material. Archive materials were susceptible to SCC in laboratory when the pre-strain was higher than 0.07. Additionally, constant displacement tests were performed on notched shot-peened tensile specimens in primary water (4000 h, 360°C) using a crack monitoring. Cracks initiated at the notch and in the smooth parts under the weld spots of the monitoring wires. Depths reached 450-650 µm and hardness at the crack tips 230-250 HV0.1, corresponding to a strain of 0.07-0.08, in accordance with examinations performed on a removed SGDP. It seems reasonable to assume that short cracks in plants were arrested.

Detailed Root Cause Analysis of SG Tube ODSCC Indications within the Tube Sheets of KWB-A

Renate Kilian¹; Jens Beck¹; Hermann Lang¹; Thomas Schönherr²; Martin Widera³; ¹AREVA NP GmbH; ²RWE Power, Kraftwerk Biblis; ³RWE POWER AG

During regular inspections using eddy current testing in 2005 and 2006, a few SG tube indications were detected within the tube sheet between upper and lower mechanical tube expansion. They were limited to the outer tube bundle periphery. Destructive examinations of two pulled tubes revealed axially oriented cracks starting from outer surface (ODSCC). Analysis of debris from the upper expansion area clearly indicated the presence of secondary side water in the volume between tube sheet and tube. This is only possible by a penetration path along the upper expansion. To focus future SG tube inspections, a comprehensive root cause analysis was initiated to clarify in which way such a penetration path can develop. The study includes an assessment of SG manufacturing and operation, an analysis of the deformation behavior in the upper expansion areas and consideration of the secondary side water chemistry data. This paper summarizes the main results.

Laboratory Investigation of a Leaking 316 Socket Weld in a Boron Injection Tank Sampling Line

Hongqing Xu¹; Steve Fyfe¹; Ryan Hosler¹; James Hyres²; ¹AREVA NP, Inc.; ²Babcock & Wilcox

A leak was discovered in a Type 316 stainless steel socket weld joining a boron injection tank sampling line and sampling valve. A section of the pipeline containing the leaking weld was removed for laboratory investigation that included visual and stereovisual inspections, liquid penetrant (PT) testing, metallography, scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), and ferrite content determinations. The leak path was a through-wall transgranular crack in the socket weld. Cracking initiated along the weld-metal-to-base-metal interface at the tip of the crevice between the socket and pipe. The crevice was exposed to borated water. Shallow intergranular attack (IGA) was found in the exposed base metal inside the crevice. Based on the investigation results, it was concluded that TGSCC is the likely cracking mechanism, even though IGA may have played a role during crack initiation.

Pressure Tests on SG Pulled Tubes at TSP Level

Marc Boccanfuso¹; Cédric Mathon¹; ¹EDF

In 2009, a circumferential crack was detected for the first time at the tube support plate level of a Steam Generator tube at one of France's oldest nuclear power plants. In order to identify the involved mechanisms and to characterize the defects, metallurgical examinations were carried out on 12 pulled tubes. In addition, an objective was to evaluate the structural integrity of the tubes through the measurement of the pressure that the tubes could withstand. Leakage/burst pressure tests were analysed and an attempt was made to correlate these results to the shape of the defect. Results suggest that the leakage pressure was mainly influenced by one parameter - the initial depth of the damage. This was carried out firstly using results from previous investigations into pulled tubes, of which several came from a decommissioned Steam Generator and included a part of their tube support plate and, secondly, using analytical modelling.

Implications of Steam Generator Fouling on the Degradation of Thermal and Material Performance

Carl Turner¹; ¹Atomic Energy of Canada Limited

Fouling of steam generators has a significant negative impact on the thermal and material performance of steam generators in pressurized water reactors. Corrosion products that originate from various components in the steam cycle of a nuclear power plant get pumped forward with the feed water where they deposit on the tube bundle, tube support structure and the tube sheet. Heavy accumulation of deposit within the steam generator has led to some serious operational problems, including loss of thermal performance, under deposit corrosion, steam generator level oscillations, flow accelerated corrosion of carbon steel tube support plates and the failure of steam generator tubes due to high cycle fatigue. This paper will review the mechanisms of steam generator fouling, examine the relationship between fouling and degradation of the thermal and material performance of steam generators and investigate the effectiveness of remedial measures to mitigate fouling.

Key Issues Related to Corrosion Protection of Brackish Water and Sea Water Bearing Components in Cooling Water Systems

Erika Nowak¹; Bengt Bengtson²; Björn Forssgren³; Björn Hall⁴; Elisabeth Johansson⁵

¹E.ON Kernkraft GmbH; ²OKG Aktiebolag; ³Ringhals AB; ⁴Forsmark Kraftgrupp AB; ⁵Outokumpu Stainless AB
Stainless steel components in cooling water systems, using brackish- or seawater as cooling medium, are potentially vulnerable to corrosion. In many cases such corrosion issues are solely ascribed to Microbiologic Influenced Corrosion (MIC). Within the scope of a study, field tests were performed in different environments (Swedish east coast, Swedish west coast, mouth of the river Elbe in Germany), under conditions favourable to MIC. In some cases even such materials, that are assumed to be resistant, have been affected by corrosion. However, based on the outcomes of the field tests, it is demonstrated in this report, that all results, where corrosion occurred, are best explainable by chloride induced corrosion. Crevice conditions produced from consolidated biofilms on component surfaces or sludge deposits, most probable support the initiation and the progress of this kind of corrosion. Based on the test results, practical recommendations are derived, how to prevent corrosion in brackish seawater environments.

Verteiler

Druckexemplare:

Bundesministerium für Umwelt, Naturschutz und Reaktorsicherheit

Referat RS I 3 (Dipl.-Ing. Kramarz)	2 x
-------------------------------------	-----

Bundesamt für Strahlenschutz

Referat SK2 (J. Mahlke)	5 x
-------------------------	-----

GRS

Bibliothek	(hog)	1 x
Autoren	(elm, jed, rec, wen)	jeweils 1 x
Projektleiter	(mif)	1 x

Gesamt	13 x
---------------	-------------

PDF-Version:

Bundesministerium für Umwelt, Naturschutz und Reaktorsicherheit

Referat RS I 3 (Dipl.-Ing. Kramarz)	1 x
-------------------------------------	-----

Bundesamt für Strahlenschutz

Referat SK2 (J. Mahlke)	1 x
-------------------------	-----

GRS

Geschäftsführer	(wfp, stj)
Bereichsleiter	(erv, paa, prg, rot, stc, ver, zir)
Abteilungsleiter	(maq)
Projektleiter	(mif)
Projektcontrolling	(pan)
Autoren	(elm, jed, rec, wen)
TECDO	(wev)

**Gesellschaft für Anlagen-
und Reaktorsicherheit
(GRS) mbH**

Schwertnergasse 1
50667 Köln
Telefon +49 221 2068-0
Telefax +49 221 2068-888

Forschungszentrum
85748 Garching b. München
Telefon +49 89 32004-0
Telefax +49 89 32004-300

Kurfürstendamm 200
10719 Berlin
Telefon +49 30 88589-0
Telefax +49 30 88589-111

Theodor-Heuss-Straße 4
38122 Braunschweig
Telefon +49 531 8012-0
Telefax +49 531 8012-200

www.grs.de