



DISSERTATION

ERMÜDUNG VON 12% CR DAMPFTURBINENSTAHL AUFGRUND VON LOCHKORROSION

ausgeführt zum Zwecke der Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der technischen Wissenschaften unter der Leitung von

AO. UNIV.PROF. DIPL.-ING. DR. TECHN. ELMAR TSCHEGG

eingereicht an der

TECHNISCHEN UNIVERSITÄT WIEN

FAKULTÄT FÜR PHYSIK

am

INSTITUT FÜR FESTKÖRPERPHYSIK (E138)

in Zusammenarbeit mit der

UNIVERSITÄT FÜR BODENKULTUR WIEN

INSTITUT FÜR PHYSIK UND MATERIALWISSENSCHAFT

von

DIPL.-ING. BERND M. SCHÖNBAUER

Matrikelnummer: 9825793

Goldschlagstraße 70/23, 1150 Wien

KURZFASSUNG

Bei vielen katastrophalen Schäden von Dampfturbinen wurde als Ursache Ermüdungsrisseinleitung an Korrosionslöchern festgestellt. Der Lochfraß tritt dabei bevorzugt an den Schaufeln im Niederdruckbereich der Turbine auf, wo der Phasenübergang von gasförmig zu flüssig erstmals auftritt. Seit mehr als drei Jahrzehnten werden intensive Forschungen mit dem Ziel betrieben, Vorhersagen über den zu erwartenden Schadensverlauf zu erhalten und ein Verständnis der zugrunde liegenden Mechanismen zu erlangen. Nach wie vor besteht jedoch der Bedarf nach einer zuverlässigen Lebensdauervorhersage.

In der vorliegenden Arbeit werden die Ergebnisse umfangreicher Ermüdungsuntersuchungen an 12% Cr-Stahl vorgestellt. Dieses Material wurde lange Zeit für die Herstellung von Turbinenschaufeln im Niederdruckbereich verwendet, von denen viele seit nunmehr vier Jahrzehnten im Einsatz sind. Gemessen wurden die Ermüdungsrisssausbreitung im Schwellwertbereich sowie die Dauerfestigkeit bei sehr hohen Lastwechselzahlen mittels Ultraschall-Ermüdungsverfahren. Die Umgebungseinflüsse wurden durch Versuche in unterschiedlich korrosiven Medien untersucht. Wässrige Lösungen dienten sowohl zur Simulierung von Standardbetriebsbedingungen, als auch von kritischen Zuständen, in denen Lochfraß auftreten kann. Fraktographische Untersuchungen mittels Feldemissions-Elektronenmikroskop wurden zur Analyse der Versagensmechanismen durchgeführt. Aufgrund unterschiedlicher lokaler Spannungsverhältnisse während des Betriebs von Turbinenschaufeln wurde der Einfluss von Mittelspannung und Spannungsamplitude auf das Ermüdungsverhalten untersucht. Die Abschätzung der kritischen zyklischen Beanspruchung korrosionslochbehafteter Bauteile erfolgte mithilfe der linear-elastischen Bruchmechanik. Es wurde bestätigt, dass sich Korrosionslöcher wie zweidimensionale kurze Risse verhalten, was eine semiempirische Bestimmung des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ermöglicht. Unter Verwendung des formellen Ansatzes von El Haddad *et al.* zur Korrelation von kurzen und langen Rissen, kann eine Festigkeitsabschätzung in Abhängigkeit von der Korrosionslochbreite, des Umgebungsmediums und des Spannungsverhältnis mit ausreichender Genauigkeit erzielt werden. Zusätzlich wurde die Rissinitiierung an Korrosionslöchern und das anschließende Risswachstum detailliert untersucht. Ein zweistufiges Modell wurde mit dem Ziel entwickelt, das Kurzrissswachstum ausgehend von Korrosionslöchern bruchmechanisch zu beschreiben.

ABSTRACT

Fatigue crack initiation at corrosion pits frequently cause damage in steam turbines with catastrophic failure. This is located preferentially at the blades in the low pressure part of the turbine where first condensate occurs. Since more than three decades, intensive research on this topic was conducted with the aim to understand the basic phenomena and to predict the evolution of damage. Nevertheless, a reliable predictive methodology is still necessary.

In the present work, results of extensive fatigue measurements on 12% Cr steel are reported. It is a standard material for turbine blades in the low pressure part of engines which are in use since more than forty years. Measurements of fatigue crack growth in the near threshold regime and fatigue life tests at very high number of load cycles were performed using ultrasonic-fatigue technique. Environmental influences were investigated by testing in vacuum, air and aqueous solution of different corrosiveness. Experiments in liquids were conducted to simulate standard operating conditions and critical environments in which pitting corrosion occurs. The fracture surfaces were investigated using field-emission scanning electron microscopy in order to analyse failure mechanism. The results were qualitatively and quantitatively evaluated to ensure reliability of the determined threshold stress intensity factor ranges and fatigue limits at a number of 10^9 load cycles. Due to different local stress ratios during fatigue loading of a turbine blade, the influence of mean stress and stress range on the fatigue behaviour was investigated. Critical stresses for structures showing pitting corrosion were estimated using linear-elastic fracture mechanics. It was confirmed that corrosion pits can be treated as two-dimensional small crack which allows a semi-empirical determination of cyclic stress intensity factors. Small and long cracks were correlated with the approach of El Haddad *et al.* allowing an estimation of the endurable cyclic stresses in relation to pit width, environment and stress ratio with sufficient accuracy. Additionally, initiation and propagation of cracks emanating from pits were observed in detail. A two-step model was established with the aim to describe small crack growth emanating from corrosion pits in terms of fracture mechanics.

INHALTSVERZEICHNIS

1	Einleitung	1
2	Problemstellung und Überblick	3
3	Grundlagen.....	5
3.1	Materialermüdung.....	5
3.1.1	Phasen der Materialermüdung	5
3.1.2	Beanspruchungskennwerte.....	7
3.1.3	Der Wöhlerversuch	8
3.2	Ermüdungsrissausbreitung	10
3.2.1	Langrisswachstum	10
3.2.2	Kurzrisswachstum.....	12
3.2.3	Risschließung	15
3.3	Korrosion	16
3.3.1	Spannungsrisskorrosion.....	16
3.3.2	Korrosionsermüdung und Spannungskorrosionsermüdung.....	17
3.3.3	Lochkorrosion	18
4	Material und Versuchsdurchführung	21
4.1	Material.....	21
4.2	Probenformen und -vorbereitung	22
4.3	Versuchsaufbauten und -durchführung	24
4.3.1	Ultraschall-Ermüdungsanlage	24
4.3.2	Prüfkammer für Versuche in Vakuum.....	26
4.3.3	Prüfkammer für Versuche an Luft bei 90°C	26
4.3.4	Anlage für Korrosionsversuche	27
4.3.5	Durchführung der Ermüdungsrissausbreitungsversuche	30
4.3.6	Durchführung der Wöhlerversuche	31
5	Messergebnisse	33
5.1	Ermüdungsrissausbreitung	33
5.1.1	Ermüdungsrissausbreitung in Vakuum.....	33
5.1.2	Ermüdungsrissausbreitung in Luft.....	35
5.1.3	Ermüdungsrissausbreitung in wässrigen Lösungen	38
5.1.4	Vergleich der Messungen in verschiedenen Umgebungsmedien	41

5.2	Wöhlerversuche	57
5.2.1	Versuche in Luft	58
5.2.2	Versuche in sauerstofffreier 300 ppb Cl ⁻ Lösung.....	67
5.2.3	Versuche in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl ⁻ Lösung	69
5.2.4	Vergleich der Ergebnisse	75
5.3	Risseinleitung am Korrosionsloch und Kurzrisswachstum.....	85
5.3.1	Ort der Rissinitiierung.....	85
5.3.2	Ermüdungsrisssausbreitung vom Korrosionsloch.....	88
5.3.3	Hochauflösende Untersuchung der Rissinitiierung	97
6	Dauerfestigkeitsabschätzung von Bauteilen mit Korrosionslöchern.....	107
6.1	Geometrie der Korrosionslöcher	107
6.2	Spannungsintensitätsfaktor eines Korrosionslochs	109
6.3	Kitagawa-Takahashi Diagramme	113
7	Modell für kurze Risse an Korrosionslöchern	117
7.1	2-Stufen Modell.....	117
7.2	Rissausbreitungskurven kurzer Risse an Korrosionslöchern.....	120
7.2.1	Rissausbreitung in Luft.....	120
7.2.2	Rissausbreitung in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl ⁻ Lösung.....	122
7.3	Normierte Rissausbreitungskurven	123
8	Praktische Anmerkungen	125
9	Zusammenfassung	127
	Literaturverzeichnis	129
	Danksagung / Acknowledgment	135
	Curriculum Vitae.....	137
	Publikationsliste.....	139

1 EINLEITUNG

Betriebsausfälle von Dampfturbinen verursacht durch Rissinitiierung an Korrosionslöchern stellen seit Jahrzehnten ein schwerwiegendes Problem für Turbinenbetreiber dar [1]. Der Schaden tritt dabei meist in den letzten Reihen der Niederdruckturbinen auf, weil in diesem Bereich der Phasenübergang von gasförmig zu flüssig stattfindet. Obgleich während des Normalbetriebes von Dampfturbinen keine Korrosionslöcher entstehen sollten, kann unter bestimmten Umständen – z.B. beim Herunterfahren, durch Schwankungen der Temperatur bzw. der Wasserchemie oder bei zeitweiser Benetzung – eine aggressivere Arbeitsumgebung entstehen, die die Korrosionslochbildung ermöglicht. Im Niederdruckbereich von Dampfturbinen sind die Schaufeln während des Ein- und Abschaltvorgangs, aber auch bei einem Leck des Kondensators, sauerstoffhaltigem Kondensat ausgesetzt. Unter dieser Voraussetzung, und bei Vorhandensein einer ausreichend hohen Chloridkonzentration, können sich Korrosionslöcher bilden. Häufig verwendete Materialien für Dampfturbinenschaufeln im Niederdruckbereich sind 12% martensitischer Cr-Stahl, ausscheidungshärtender rostfreier Stahl 17-4PH und die Titanlegierung Ti-6Al-4V, wobei 12% Cr-Stahl am anfälligsten für Lochkorrosion ist [1]. Während des Betriebs sind die Laufschaufeln einerseits einer hohen statischen Zugbelastung aufgrund der Zentrifugalkraft ausgesetzt, andererseits wird durch den unsymmetrischen Dampfstrom eine sich zeitlich schnell ändernde Last überlagert, durch die sich Ermüdungsrisse bilden können. Korrosionslöcher sind wegen ihrer Wirkung als Spannungskonzentratoren bevorzugte Stellen der Rissinitiierung. Zusätzlich wird durch die Bildung einer lokalen, chemisch aggressiven Lösung und die Auflösung der Oxidschicht – bzw. des dadurch ermöglichten Wasserstoffeintritts – die Ermüdungsrissbildung begünstigt.

Während Dampfturbinen ursprünglich für einen Betrieb von ungefähr 20 Jahren konzipiert wurden, sind manche dieser Anlagen seit mittlerweile mehr als 40 Jahren in Verwendung. Mit zunehmender Laufzeit steigt die Wahrscheinlichkeit, dass sich Korrosionslöcher kritischer Größe bilden. Um den Einsatz bereits korrosionslochbehafteter Turbinenschaufeln so effektiv wie möglich zu gestalten, muss

sowohl das Schädigungsausmaß vernünftig eingeschätzt, als auch die Wahl eines geeigneten Inspektionsintervalls getroffen werden.

Das Versagen eines Bauteils durch Ermüdung ausgehend von Lochkorrosion kann in sechs Phasen unterteilt werden. An erster Stelle steht die Bildung von Korrosionslöchern, gefolgt von Lochwachstum. Wird eine kritische Lochgröße erreicht, so können aufgrund der Spannungsüberhöhung Ermüdungsrisse bei ansonsten unkritischer zyklischer Beanspruchung initiieren. Während der Rissausbreitung ist zwischen dem Kurzrissswachstum und der Ausbreitung von langen Rissen ab einer Größe von ungefähr 1 mm zu unterscheiden. Schlussendlich erfolgt der Bruch des Bauteils, der im Falle einer Turbinenschaufel zu verheerenden Schäden führen kann.

Das kritische Korrosionspotential für Lochfraß von Materialien, die für Dampfturbinenschaufeln verwendet werden, wurde von Lopez-Cacicedo und McIntyre [2] umfangreich untersucht und die Abhängigkeit des Potentials vom Gehalt der Hauptlegierungselemente bestimmt. Der Übergang eines Korrosionslochs zu einem Ermüdungsrisse kann mithilfe der linear elastischen Bruchmechanik (LEBM) beschrieben werden [3-13]. Dabei wird dem Korrosionsloch eine Spannungsintensität zugewiesen, die ab einem kritischen Wert zur Rissinitiierung führen kann. Der Zeitpunkt des Übergangs vom Korrosionsloch zum Ermüdungsrisse wurde von Kondo [6] dadurch festgelegt, dass die Geschwindigkeit der Rissausbreitung die des Lochwachstums überschreitet. Mikrofraktographische Untersuchungen der Rissinitiierung an Korrosionslöchern in 12% Cr Stahl wurde von Ebara *et al.* [14] durchgeführt. Es wurde festgestellt, dass der überwiegende Anteil der Lebensdauer auf Bildung und Wachstum der Korrosionslöcher, gefolgt von der Initiierung von Ermüdungsrisen entfällt. Aufschlussreiche Einsichten lieferten ebenfalls die dreidimensionalen tomographischen Aufnahmen von Spannungskorrosionsrisen von Horner *et al.* [15], die eine bevorzugte Risseinleitung am Korrosionslochrand, d.h. an der Berührungsstelle des Korrosionslochs mit der freien Oberfläche, zeigen. Ausführliche Untersuchungen des Übergangs Lochkorrosion-Ermüdungsrisse wurde auch für Aluminiumlegierungen durchgeführt (z.B. [8,10,16,17]). Unter anderem untersuchten Kim *et al.* [16] die Rissinitiierung an Lochclustern, die ellipsenförmige Mikrokerben bildeten.

2 PROBLEMSTELLUNG UND ÜBERBLICK

Bereits in den Jahren zwischen 1976 und 1984 wurde ein umfangreiches EPRI-Projekt zum Thema Korrosionsermüdung von Niederdruck-Dampfturbinenschaufeln durchgeführt [1]. Eine große Anzahl weiterer Arbeiten ist in den letzten drei Jahrzehnten erschienen (z.B. [4,7,9,18-27]), die – neben der Absicht, grundlegende Erkenntnisse zur Problematik der Korrosionsermüdung durch Lochfraß zu sammeln – die Entwicklung von Vorhersagen des Schädigungsausmaßes zum Ziel hatten.

Im Jahr 2009 wurde erneut ein Projekt unter der Leitung von EPRI (Leitung Dr. David Gandy) ins Leben gerufen mit dem Ziel, ein arbeitsfähiges Modell zur Abschätzung der Betriebstauglichkeit bereits korrodierter Dampfturbinen-Rotorblätter zu entwickeln. Die Ermüdungsuntersuchungen wurden mittels zyklischer Belastung unter Resonanzbedingungen im Ultraschallbereich (ca. 20 kHz) durchgeführt. Diese Methode erlaubt eine zeitsparende Untersuchung im Bereich sehr hoher Lastwechselzahlen. Die Prüffrequenz ist darüber hinaus mit der durch den asymmetrischen Dampfstrom verursachten Schwingungsfrequenz der Rotorblätter (> 1 kHz) vergleichbar.

Es wurden Rissausbreitungskurven nahe dem Schwellwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors und Wöhlerkurven zur Bestimmung der Dauerfestigkeit bei 10^9 Lastzyklen ermittelt. Korrosionslöcher definierter Größen wurden in Ermüdungsproben eingebracht, um deren Einfluss auf das Ermüdungsverhalten zu untersuchen.

Für die Lochkorrosion in elektrolytischen Flüssigkeiten ist ein kritischer Chlorid- (oder Brom-) und Sauerstoffgehalt notwendig. Unter idealen Betriebsbedingungen ist die Wasserchemie des Kondensats durch einen sehr geringen Salzgehalt (0,3–1,5 ppm Cl^-) und die beinahe vollständige Abwesenheit von Sauerstoff (<1 ppm) charakterisiert [25], weshalb unter diesen Bedingungen kein Lochfraß stattfinden kann. Die Chloridkonzentration kann sich jedoch durch wiederholtes Eintrocknen des Flüssigkeitsfilms auf der Oberfläche der Turbinenschaufeln nach und nach erhöhen. Steigt zudem – z.B. durch Leckage des Kondensators oder während des Betriebsstillstands – der Anteil an gelöstem Sauerstoff im Flüssigkeitsfilm, so können die

nötigen Voraussetzungen für Korrosionslochbildung gegeben sein. Sinkt der Sauerstoffgehalt nach bereits stattgefundenener Korrosionslochbildung wieder, so repassivieren die Löcher und können nicht weiter wachsen.

Um Betriebsbedingungen zu simulieren, wurden die Ermüdungsversuche in wässrigen Lösungen – anstatt in Feuchtdampf – durchgeführt, da dies den Vorteil hat, definierte Konzentrationen an Sauerstoff und Chlorid im Elektrolyt zu gewährleisten. Darüber hinaus ermöglicht es die einfache Messung des Korrosionspotentials. Neben Referenzuntersuchungen in Vakuum, Laborluft und handelsüblichem demineralisiertem Wasser wurden als Umgebungsmedien einerseits eine sauerstofffreie wässrige Lösung mit 300 ppb Cl^- und andererseits eine sauerstoffgesättigte wässrige Lösung mit 6 ppm Cl^- gewählt. Erstere diente der Simulation des Normalbetriebs, unter welchen sich keine Korrosionslöcher bilden können. Letztere stellt ein aggressives Medium dar, in dem Lochfraß auftreten kann. Die Flüssigkeiten wurden auf 90°C erwärmt, was der Temperatur im Niederdruckbereich während des Betriebs einer Dampfturbine entspricht.

Während des Normalbetriebs ist der Anteil der statischen Belastung der Turbinenschaufeln aufgrund der Zentrifugalkraft bedeutend größer als die schwingende Beanspruchung. Zusätzlich variiert das Verhältnis von statischer und zyklischer Last über die Oberfläche der Schaufel. Um dieser Tatsache Rechnung zu tragen, wurden Messungen bei unterschiedlichen Spannungsverhältnissen durchgeführt.

Die in der vorliegenden Dissertation präsentierten Ergebnisse wurden zum Großteil während des ersten Teils des von EPRI finanzierten Projekts „*Development of a Corrosion-Fatigue Prediction Methodology for Steam Turbines*“ erarbeitet. Dabei wurden die Messungen und Auswertungen, soweit nicht anders vermerkt, vorwiegend vom Autor am Institut für Physik und Materialwissenschaft der Universität für Bodenkultur Wien (BOKU) durchgeführt. Wesentliche Ergebnisse der vorliegenden Arbeit wurden bereits in einem Projektbericht [28] zusammengefasst und Teile davon auf internationalen Konferenzen und Fachtagungen vorgestellt, siehe Publikationsliste im Anhang, bzw. in wissenschaftlichen Zeitschriften publiziert [29-30] oder zur Publikation eingereicht [31].

3 GRUNDLAGEN

3.1 MATERIALERMÜDUNG

Der Prozess der Materialermüdung kann zu verheerenden Schäden führen, weshalb seit beinahe zwei Jahrhunderten intensive Forschungen auf diesem Gebiet betrieben werden. Bereits zu Beginn des 19. Jahrhunderts wurden erste Ergebnisse von wissenschaftlichen Untersuchungen zu diesem Thema publiziert [32]. Einen Meilenstein in der Geschichte der Ermüdung setzte August Wöhler mit der Erkenntnis, dass ein Werkstoff, der mit zeitlich veränderlichen Spannungen belastet wird, auch dann brechen kann, wenn diese unterhalb der statischen Festigkeit liegen [33]. Mit zunehmender Industrialisierung wurde ein umfangreiches Verständnis der zugrundeliegenden physikalischen Phänomene immer dringlicher. Am Anfang des 20. Jahrhunderts konnte durch mikroskopische Untersuchungen festgestellt werden, dass Ermüdungsrisse ihren Ursprung in Mikrorissen haben, die ihrerseits in Gleitbändern entstehen [34]. Die Einführung der Bruchmechanik im Jahre 1920 durch Griffith [35] und ihre Weiterentwicklung in den späten 1950er Jahren durch Irwin [36] ermöglichte erstmals eine mathematische Behandlung von rissbehafteten Bauteilen. Einen historischen Abriss bis zum Ende des 20. Jahrhunderts gibt ein Artikel von Schütz [37]. Der folgende Überblick erhebt keinen Anspruch auf Vollständigkeit und verfolgt lediglich die Absicht, eine grobe Orientierung zu geben und auf gewisse Aspekte, die in der vorliegenden Arbeit behandelt werden, näher einzugehen. Als Ergänzung sei auf die Werke von z.B. Schijve [38], Suresh [39], Radaj [40] oder Christ [41] verwiesen.

3.1.1 Phasen der Materialermüdung

Für das Verständnis des Materialversagens durch Ermüdung wird im Allgemeinen die Lebensdauer eines metallischen Bauteils in zwei Abschnitte unterteilt: Rissinitiierung und Rissausbreitung. Abhängig von der Betrachtung, ob das Mikrorisswachstum der Rissinitiierungs- oder der Rissausbreitungsphase zugerechnet wird, ergeben sich Unterschiede im Anteil der Rissausbreitung an der Gesamtlebensdauer. Zyklisches Abgleiten und Rissbildung setzen kurz nach Anlegen einer zeitlich veränderlichen Spannung ein, das sich anschließende Mikrorisswachstum geht jedoch im Verhältnis

dazu sehr langsam vonstatten. Der Übergang zu einem Makroriss wird meist mit einer Länge von 1 mm festgelegt und markiert den Beginn der Ausbreitungsphase, die im Vergleich zur Rissinitiierungsphase nur einen geringen Anteil der Lebensdauer einnimmt. Die einzelnen Phasen der Lebensdauer sind in Abbildung 3.1 dargestellt.

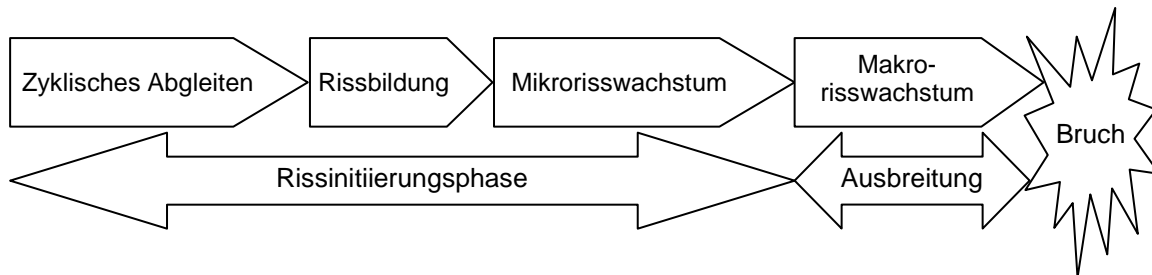


Abbildung 3.1 Die Phasen der Lebensdauer während der Ermüdung

Rissbildung

An glatten fehlerfreien Metallen ist das Auftreten von Ermüdungsrissen eine Konsequenz zyklischer plastischer Verformungen und der damit einhergehenden Erzeugung von Extrusionen und Intrusionen an der freien Oberfläche. Körner mit kristallographisch bevorzugter Ausrichtung der Gleitebenen zur Belastungsrichtung können die benötigte Scherspannung aufbringen, um eine Gleitstufe an der Oberfläche zu erzeugen. Die dadurch – während eines halben Lastzyklus – neu entstandene Metalloberfläche wird sogleich mit einer Oxidschicht überzogen, sodass bei der Entlastung die zuvor betätigte Gleitebene blockiert wird. Folglich wird eine parallel dazu liegende Gleitebene aktiviert, und bei wiederholtem Vorgang bilden sich kleine Kerben, die in Mikrorisse übergehen. Zusätzlich spielt die Verfestigung im Gleitband während der Belastung eine wichtige Rolle. Bei Entlastung ist dadurch die Scherspannung in entgegengesetzter Richtung erhöht, wodurch das Abgleiten im selben Gleitband bevorzugt abläuft (Vgl. [38]). Es wurden mehrere Modelle entwickelt, die die Mechanismen der Rissbildung aufgrund von Versetzungsbewegungen beschreiben, u. a. [42-45]. Das Modell von Neumann [42] basiert dabei auf der Aktivierung von zwei Gleitsystemen.

Die meisten technischen Metalle weisen jedoch Fehlstellen in Form von herstellungsbedingten Verunreinigungen oder Ausscheidungen auf. Bei Stählen handelt es sich meist um nichtmetallische Einschlüsse wie Al_2O_3 -, SiO_2 - oder MnS -Teilchen [39]. Da diese als Mikrokerben wirken, können sie vor allem bei hochfesten Materialien als

Rissinitiierungsstelle fungieren. Auch Oberflächendefekte wie Korrosionslöcher können eine deutliche Kerbwirkung erzielen und dadurch die Risseinleitung begünstigen [9]. In der Regel findet die Entstehung von Ermüdungsrissen an der Oberfläche statt. Bei einigen Metallen kann unter zyklischer Beanspruchung bei sehr kleinen Lasten die Rissinitiation jedoch vermehrt im Inneren des Werkstoffs erfolgen, und die Brüche finden meist nach einer hohen Anzahl von Belastungszyklen statt (ab ca. 10^7 – 10^8).

Risswachstum

Das Wachstum neu gebildeter, sehr kurzer Risse ist von der Mikrostruktur – etwa der Korngröße – abhängig und unterscheidet sich wesentlich von der Ausbreitung langer Risse. Solange der Riss und die plastische Zone an der Risspitze in der Größenordnung des mittleren Korndurchmessers ist, breitet sich der Riss in Richtung der maximalen Scherspannung aus (*Stage I* nach [46]). Wenn der Ermüdungsriss eine kritische Länge überschritten hat, d.h. wenn er im Verhältnis zur Mikrostruktur lange ist, erfolgt die Rissausbreitung senkrecht zur Belastungsrichtung. Man spricht dann von *Stage II*-Rissausbreitung [46]. Das Wachstum langer und kurzer Risse wird in den Kapiteln 3.2.1 bzw. 3.2.2 detaillierter diskutiert.

3.1.2 Beanspruchungskennwerte

Im Folgenden werden die wichtigsten Kennwerte des Ermüdungsversuchs eingeführt. In Abbildung 3.2 ist ein sinusförmiger Spannungsverlauf mit der Zeit dargestellt.

Die Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ ist definiert als die Differenz zwischen maximaler und minimaler Spannung, $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$. Die Spannungsamplitude σ_a ist die halbe Schwingbreite, $\sigma_a = \frac{1}{2} \Delta\sigma$, und die Mittelspannung σ_m ergibt sich aus der Hälfte der Summe von maximaler und minimaler Spannung, $\sigma_m = \frac{1}{2} (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})$. Das Spannungsverhältnis R ist definiert als $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$. Die gleichförmige Wechselbeanspruchung im Zug- und Druckbereich ergibt sich folglich mit $R = -1$. Ein Lastwechsel (LW) oder eine Lastspielzahl ist der Zyklus des sich wiederholenden Lastverlaufs.

Des Weiteren wird zwischen drei Grundbeanspruchungsarten unterschieden: Zugbeanspruchung senkrecht zur Rissebene (Modus I), Schubbeanspruchung senkrecht zur Rissfront (Modus II) und Schubbeanspruchung längs der Rissfront (Modus III).

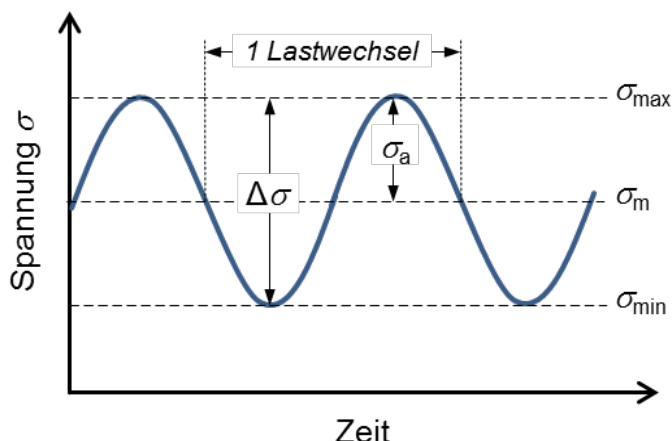


Abbildung 3.2 Beanspruchungskennwerte im Ermüdungsversuch

3.1.3 Der Wöhlerversuch

Im Wöhlerversuch wird die Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl von der Spannungsamplitude bzw. Spannungsschwingbreite ermittelt. Die Bruchlastspielzahl N_f (f für *failure*) ist definiert als die Anzahl der Lastwechsel N bis zum Bruch bzw. bis zur Bildung eines langen Risses. Bei herkömmlichen Probendimensionen für Wöhlerversuche ist der Prüfquerschnitt relativ gering, daher charakterisiert die Bruchlastspielzahl im Wesentlichen die Rissinitiierungsphase. Der zeitliche Anteil der Rissausbreitung ist dabei vernachlässigbar klein.

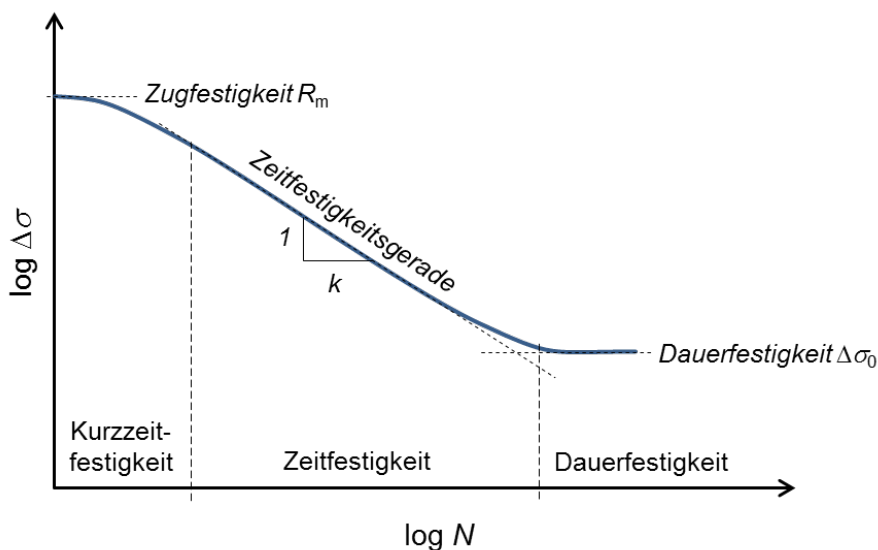


Abbildung 3.3 Schematische Wöhlerkurve

Bei der Durchführung von Wöhlerversuchen werden die Proben bei unterschiedlichen Spannungsniveaus getestet. Bei doppellogarithmischer Auftragung der Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ (oder der Spannungsamplitude σ_a) über der Lastwechselzahl ergibt sich die sogenannte Wöhlerlinie. Deren Verlauf kann in drei Bereiche unterteilt werden (siehe Abbildung 3.3):

- Mit Kurzzeitfestigkeit (auch LCF für *low cycle fatigue*) wird der Bereich bezeichnet, bei dem die Maximalspannungen bereits die Dehngrenze überschreiten. Dabei treten hohe plastische Verformungen auf. Die maximale Zahl der Lastwechsel liegt bei bis zu 10^4 – 10^5 . Erreicht die Maximalspannung die Zugfestigkeit R_m des Materials, tritt das Versagen innerhalb eines Lastwechsels ein.
- Der Bereich der Zeitfestigkeit kann bei doppellogarithmischer Darstellung durch eine Gerade angenähert werden. Diese wird durch die Basquin-Gleichung beschrieben:

$$\Delta\sigma^k \cdot N = konst. \quad (3-1)$$

Der Exponent k kennzeichnet die Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden und ist vom Material abhängig.

- Die Spannung $\Delta\sigma_0$, bei der die Wöhlerlinie horizontal ausläuft, wird als Dauerfestigkeit bezeichnet. Diese wurde für Stähle im Bereich hoher Lastzyklen (auch HCF für *high cycle fatigue*) bei etwa 10^6 LW angesiedelt, da lange Zeit angenommen wurde, dass bei kubisch raumzentrierten Metallen (z.B. unlegierter Stahl) – im Gegensatz zu kubisch flächenzentrierten – unterhalb dieser Spannung selbst nach beliebig langer Belastung kein Versagen eintritt. Diese Annahme wurde mittlerweile oftmals wiederlegt. Selbst bei kubisch raumzentrierten Metallen werden Brüche noch im Bereich sehr hoher Lastwechsel (Bruchlastspielzahl $N_f > 10^8$, auch VHCF für *very high cycle fatigue*) beobachtet. In der Praxis wird meist die sogenannte technische Dauerfestigkeit ermittelt, die über eine maximal zu ertragende Lastwechselzahl, der sogenannten Grenzlasterlastspielzahl, definiert ist. So wird die Dauerfestigkeit $\Delta\sigma_0$ oft für eine Grenzlasterlastspielzahl von 10^7 festgelegt. Bei gewissen Anwendungen – etwa im Automobil- oder Turbinenbau – können jedoch Lastwechselzahlen von 10^9 und größer relevant sein.

3.2 ERMÜDUNGSRISSAUSBREITUNG

In diesem Abschnitt wird das Risswachstum von langen und kurzen Rissen beschrieben und die jeweiligen Schwellwerte für Rissverlängerung eingeführt. Vorwegnehmend kann gesagt werden, dass die Schwellwerte für kurze Risse deutlich kleiner sind als für lange Risse.

3.2.1 Langrisswachstum

Im Bereich der Zeit- und Dauerfestigkeit ist die Zone plastischer Verformung an der Rissspitze relativ klein, und die Rissausbreitung kann mithilfe der LEBM beschrieben werden (siehe z.B. [47]). Das Maß der Spannungsüberhöhung an der Rissspitze ist nach der kontinuumsmechanisch begründeten Bruchmechanik durch den Spannungsintensitätsfaktor K gegeben:

$$\Delta K = \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y \quad (3-2)$$

wobei $\Delta \sigma$ die nominelle Spannung, a die Risslänge und Y ein Geometriefaktor ist. Der Geometriefaktor Y ist ein Korrekturfaktor, der die endliche Probendimension, die Rissgeometrie und die Beanspruchungsart berücksichtigt.

Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN , d. h. die Rissverlängerung pro Lastwechsel, ist als Funktion des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK darstellbar, siehe Abbildung 3.4. Bei bekannter nomineller zyklischer Spannung, Risslänge, Proben- und Rissgeometrie ist die Rissausbreitungsgeschwindigkeit daher eindeutig bestimmt und sowohl für kurze Risslängen (ab ca. 1 mm) und große Spannungen als auch für große Risslängen und kleine Spannungen gleich groß.

Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN wird üblicherweise in einem doppel-logarithmischen Diagramm über dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK aufgetragen, wie in Abbildung 3.4 gezeigt.

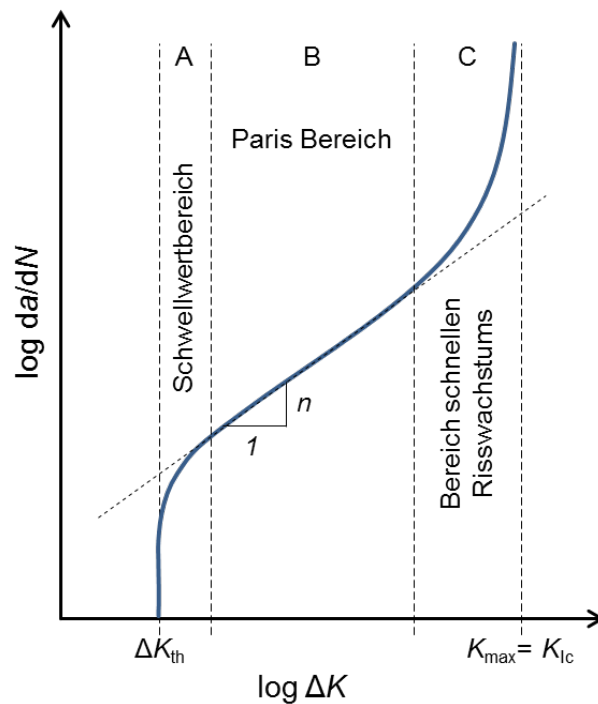


Abbildung 3.4 Schematische Rissausbreitungskurve

Dabei kann die Rissausbreitungskurve in drei Bereiche unterteilt werden:

- Im Bereich A sind die Rissausbreitungsgeschwindigkeiten sehr klein und können im Mittel weniger als einen Gitterabstand pro Lastwechsel betragen. Unterhalb des Schwellwertes des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} (th für *threshold*) findet theoretisch keine Rissverlängerung statt.
- Der Bereich B zeichnet sich durch stabiles Risswachstum aus und wird als Paris-Bereich bezeichnet [48,49]. Die Rissausbreitungskurve, die bei doppelt-logarithmischer Auftragung eine Gerade ergibt, kann in diesem Bereich durch folgende Gleichung angenähert werden:

$$\frac{da}{dN} = C' \cdot \Delta K^n \quad (3-3)$$

Der Exponent n kennzeichnet die Steigung des linearen Bereichs der Rissausbreitungskurve und ist wie die Konstante C' materialabhängig.

- Im Bereich C steigt die Rissgeschwindigkeit stark an und führt bei Erreichen eines kritischen Werts des Spannungsintensitätsfaktors (bezogen auf die

Maximalspannung σ_{\max}) $K_{\max} = K_{Ic}$ zum vollständigen Bruch. Der Wert K_{Ic} (I kennzeichnet die Beanspruchungsart (Modus I), c für *critical*) wird auch Bruchzähigkeit genannt und ist für spröde Werkstoffe (ebener Dehnungszustand) eine materialspezifische Kenngröße. Somit markiert K_{Ic} jenen Grenzwert, über welchem Rissfortschritt bei statischer oder einsinnig schwellender Belastung stattfindet.

3.2.2 Kurzrisswachstum

Suresh und Ritchie [50] führten folgende Unterscheidungen für kurze Risse ein: Neben dem mikrostrukturell kurzen Riss (*microstructurally small*), der kurz ist im Vergleich zur Mikrostruktur, wird zwischen mechanisch, physikalisch und chemisch kurzem Riss unterschieden. Ein mechanisch kurzer Riss (*mechanically small*) hat etwa die gleiche Größe wie die Zone der plastischen Deformation um die Risspitze oder befindet sich innerhalb des Bereichs des plastischen Dehnungsfeldes einer Kerbe. In diesem Fall kann das Rissverhalten mit dem Konzept der elastisch-plastischen Bruchmechanik beschrieben werden. Ein physikalisch kurzer Riss (*physically small*) besitzt eine Länge bis zu ca. 1 mm, wobei der Risschließeffekt [51] im Vergleich zum langen Riss reduziert ist. Chemisch kurz (*chemically small*) bezeichnet man einen nominell langen Riss, der in korrosiver Umgebung bis zu einer bestimmten Länge anomales Rissverhalten zeigt und nicht mithilfe der LEBM beschrieben werden kann.

Das Verhalten kurzer Risse ist in Abbildung 3.5 schematisch dargestellt. Es unterscheidet sich von dem langer Risse durch höhere Rissausbreitungsgeschwindigkeiten bei gleicher Spannungsintensität und der Möglichkeit zur Rissverlängerung unterhalb des Schwellwerts des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} für lange Risse. Ist die Triebkraft der Rissausbreitung jedoch gering, kann die Rissfront an mikrostrukturellen Barrieren – für deren Überwindung die Spannungsintensität zu klein ist – blockiert werden, und der Riss kommt zum Stillstand. Im Englischen werden diese Risse als *non-propagating short cracks* bezeichnet. Wenn die Triebkraft ausreichend groß ist, können diese Barrieren – unter Verlangsamung des Risswachstums [52] – überwunden werden. Wird bei der Beurteilung kurzer Risse dieses anormale Verhalten nicht berücksichtigt, so kann dies zu folgenschwerer Überschätzung der ertragbaren Belastung führen.

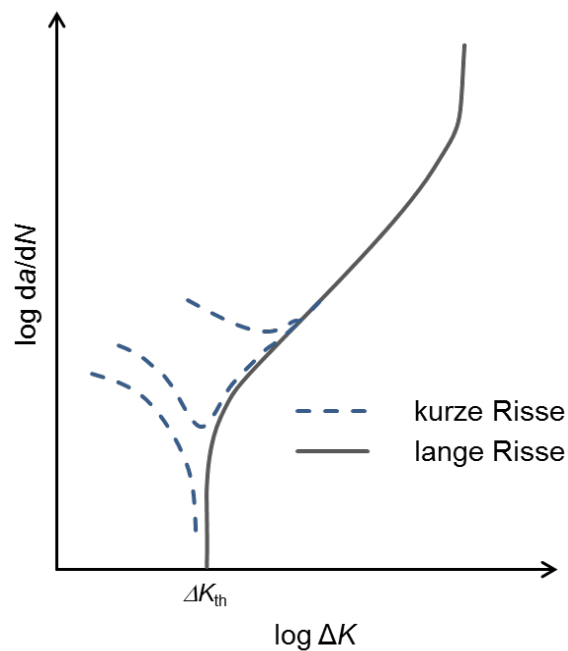


Abbildung 3.5 Schematische Darstellung des Kurzrischwachstums

Ein umfangreicher Überblick über das Kurzrisssverhalten wird z.B. in [40] gegeben.

Schwellwerte für kurze Risse

Für kurze Risse ist der Schwellwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th}^* , ab dem eine Rissverlängerung bis zum Bruch einsetzt, abhängig von der Risslänge – es gilt also die LEBM streng formal nicht. Dies wurde erstmals von Frost [53] beschrieben.

Wird der Schwellwert durch die zyklische Spannung ausgedrückt, so kann diese Abhängigkeit durch eine Grenzlinie im doppellogarithmischen Kitagawa-Takahashi Diagramm [54] dargestellt werden. Die Grenzlinie ist in Abbildung 3.6 als schwarze, dünne Linie eingezeichnet. Bei Spannungen über dieser Grenzlinie findet Rissverlängerung statt, die nach endlicher Belastung zum Bruch führt. Unterhalb findet kein Risswachstum statt. Kurze Risse können sich zwar bilden, diese werden jedoch an mikrostrukturellen Barrieren blockiert und kommen zum Stillstand (*non-propagating short cracks*). Im Bereich mikrostrukturell kurzer Risse hat diese Kurve einen horizontalen Verlauf, der durch die Dauerfestigkeit $\Delta\sigma_0$ festgelegt ist. Am Übergang zu physikalisch kurzen Rissen erfolgt ein zunehmender Abfall der Grenzlinie. Mit fortschreitender Risslänge nähert sich ΔK_{th}^* dem Schwellwert ΔK_{th} an, bis ein langer Riss entsteht, und die Kurve linear abfällt.

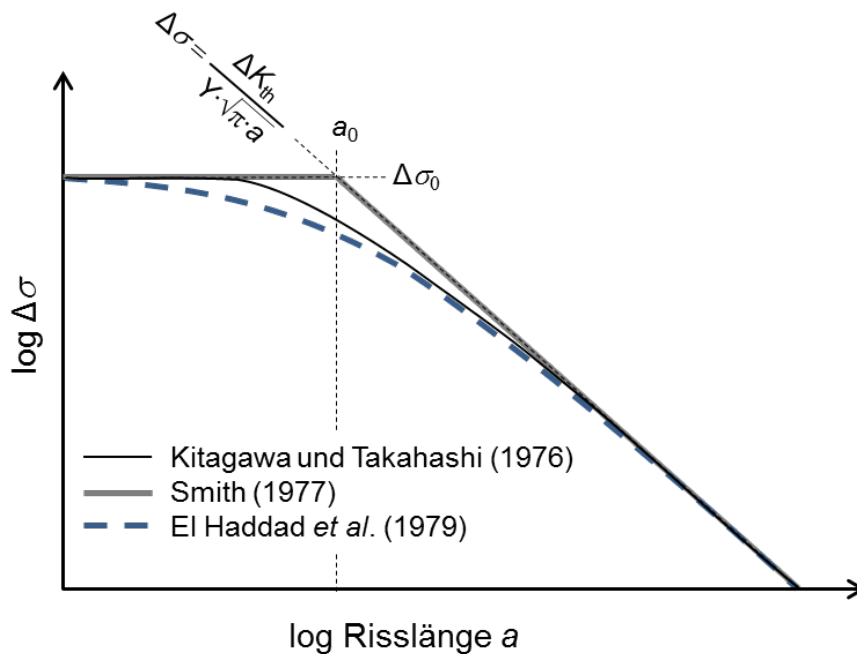


Abbildung 3.6 Kitagawa-Takahashi Diagramm

Eine Abschätzung des Schwellwerts für kurze Risse mithilfe von $\Delta\sigma_0$ und ΔK_{th} wurde von Smith [55] eingeführt und ist in Abbildung 3.6 durch zwei graue, gerade Linien eingezeichnet. Der kontinuierliche Abfall der Schwellwertspannung im Bereich physikalisch kurzer Risse ist darin jedoch nicht berücksichtigt. Eine häufig verwendete formale Beschreibung der Grenzkurve, die diesen Übergangsbereich mit einbezieht, wurde von El Haddad *et al.* [56] gegeben (blaue, gestrichelte Linie). Dabei wird die Risslänge a um eine sogenannte intrinsische Risslänge (*intrinsic crack length*) verlängert. Der Schwellwert für die Rissverlängerung kann dann mit folgender Gleichung abgeschätzt werden:

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi \cdot (a + a_0)} \cdot Y} \quad (3-4)$$

Die intrinsische Risslänge a_0 ergibt sich aus der Dauerfestigkeit $\Delta\sigma_0$ und dem Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors für lange Risse ΔK_{th} :

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_0} \right)^2 \quad (3-5)$$

die dem Knick in der Grenzkurve nach Smith entspricht (siehe in Abbildung 3.6).

3.2.3 Rissschließung

Unter Rissschließung versteht man den Kontakt der Rissflanken während des Entlastens aus dem Zugbereich, wobei dieser noch während des Angreifens einer Zugspannung zustande kommen kann. Elber [51] erklärt diesen Effekt mit dem Vorhandensein von plastischer Verformung, die während der Zugschwellbeanspruchung an der Rissspitze erzeugt wird. Durchläuft ein sich ausbreitender Riss diesen Bereich plastischer Verformung, so hindern die dadurch induzierten Druckeigenstressungen den Riss am Öffnen. Dieses Verhalten wird plastizitätsinduzierte Rissschließung (*plasticity induced crack closure*) genannt. Unterschreitet der minimale Spannungsintensitätsfaktor K_{\min} während der zyklischen Belastung den für die Rissöffnung notwendigen Spannungsintensitätsfaktor K_{op} (op für *opening*), so beträgt der effektive zyklische Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{\text{op}}$ (eff für *effective*). ΔK_{eff} bezeichnet somit jenen zyklischen Spannungsintensitätsfaktor, bei welchem die Rissflanken vollständig geöffnet sind, wie in Abbildung 3.7 anhand des Verlaufs der Spannungsintensität während der zyklischen Belastung dargestellt.

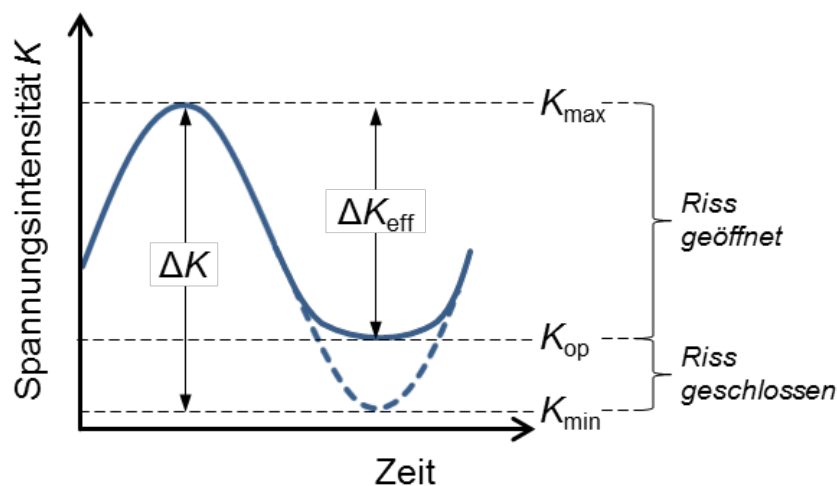


Abbildung 3.7 Effektiver Spannungsintensitätsfaktor ΔK_{eff}

Neben der plastizitätsinduzierten Rissschließung kann die effektive Spannungsschwingbreite auch durch die Rauheit der Rissflanken (*roughness induced crack closure*), durch die Ablagerung von Oxiden (*oxide induced crack closure*) oder durch eine hydrodynamische Verkeilung (*hydrodynamic wedging*) verringert werden [57-60].

Der Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} ist abhängig vom Spannungsverhältnis und nimmt mit steigendem R -Wert ab. Durch den damit verbundenen Anstieg von K_{min} nimmt der Anteil der Risschließung kleiner, bis er bei $\Delta K_{th} \geq \Delta K_{eff}$ vollständig verschwindet. Bei vielen Werkstoffen führt dies zu einem konstanten Schwellwert für $\Delta K_{th} \geq \Delta K_{eff}$, die Abhängigkeit vom R -Wert verschwindet also mit der Abwesenheit von Risschließung [61].

Vasudevan *et al.* [62-63] lieferten einen Ansatz (Unified Approach), um Ermüdungsrissausbreitungsverhalten ausschließlich mit Parametern der Bruchmechanik beschreiben können, nämlich ΔK und K_{max} . Die experimentell schwer zu bestimmende Risschließung kann dadurch als Messgröße weitestgehend umgangen werden. ΔK ist dabei die für Ermüdungsschädigung durch plastische Deformation maßgebliche Triebkraft, während K_{max} für Rissöffnung und -fortschritt verantwortlich ist. Auch das Kurzrisswachstum kann mit diesem Ansatz als primärer Effekt von internen Spannungen beschrieben werden und wird durch K_{max} ausgedrückt.

3.3 KORROSION

Der vorliegende Abschnitt behandelt das Phänomen der Korrosion nur insofern, als sie für das Ermüdungsverhalten von metallischen Werkstoffen relevant ist. Es werden die Begriffe der Spannungsrissskorrosion, der Korrosions- und Spannungsrissskorrosionsermüdung definiert und voneinander abgegrenzt. Diese sind von der Ermüdung korrodierter Materialien wohl zu unterscheiden, weil die Korrosion nicht zeitlich mit der Ermüdung zusammenfallen muss. Die vorhergegangene Korrosion kann die Oberflächenbeschaffenheit (z.B. durch Bildung von Lochfraß) – oder die Materialeigenschaften (z.B. Versprödung durch Wasserstoff) beeinflussen, was eine Herabsetzung der Dauerfestigkeit zur Folge hat, selbst wenn die Ermüdung in einer inerten Umgebung stattfindet. Schließlich wird auf Lochkorrosion näher eingegangen.

3.3.1 Spannungsrissskorrosion

Unter Spannungsrissskorrosion (scc für *stress corrosion cracking*) versteht man die Rissverlängerung bis zum Bruch unter gleichzeitigem Einfluss eines korrosiven Mediums und einer Zugspannung unterhalb der Bruchzähigkeit (d.h. bei $K_{scc} < K_{Ic}$).

Dabei kann die Zugbelastung sowohl statisch als auch einsinnig schwellend sein. Ebenso können Zugeigenspannungen zu Spannungsrisskorrosion führen.

Verschiedene Mechanismen können das Auftreten von scc bewirken. Oftmals tritt das Versagen aufgrund von Wasserstoffversprödung auf. Durch die geringe Größe der Wasserstoffatome können diese leicht auf Zwischengitterplätzen diffundieren und dadurch rissöffnende innere Spannungen erzeugen. Bei rostfreien Stählen begünstigen vor allem Chloridlösungen die Spannungsrisskorrosion. Die Kinetik der Korrosionsprozesse beruht in diesem Fall auf Elektrodenprozessen. Spannungskorrosionsrisse zeigen ein sprödes Bruchverhalten, wobei sowohl inter- als auch transkristalline Rissausbreitung beobachtet wird. Gemischt trans- und interkristalline Risse treten dabei nur selten auf [64].

3.3.2 Korrosionsermüdung und Spannungskorrosionsermüdung

Unter Korrosionsermüdung (cf für *corrosion fatigue*) oder Schwingungsrisskorrosion versteht man die Verstärkung der durch Ermüdungsbeanspruchung auftretenden Triebkräfte der Risseinleitung und -ausbreitung durch ein korrosives Medium. Spannungskorrosionsermüdung (scf für *stress corrosion fatigue*) dagegen ist die Überlagerung von Spannungsrisskorrosion und Ermüdung, die auftreten kann, sobald der Maximalwert des Spannungsintensitätsfaktors K_{max} den Wert K_{scc} überschreitet.

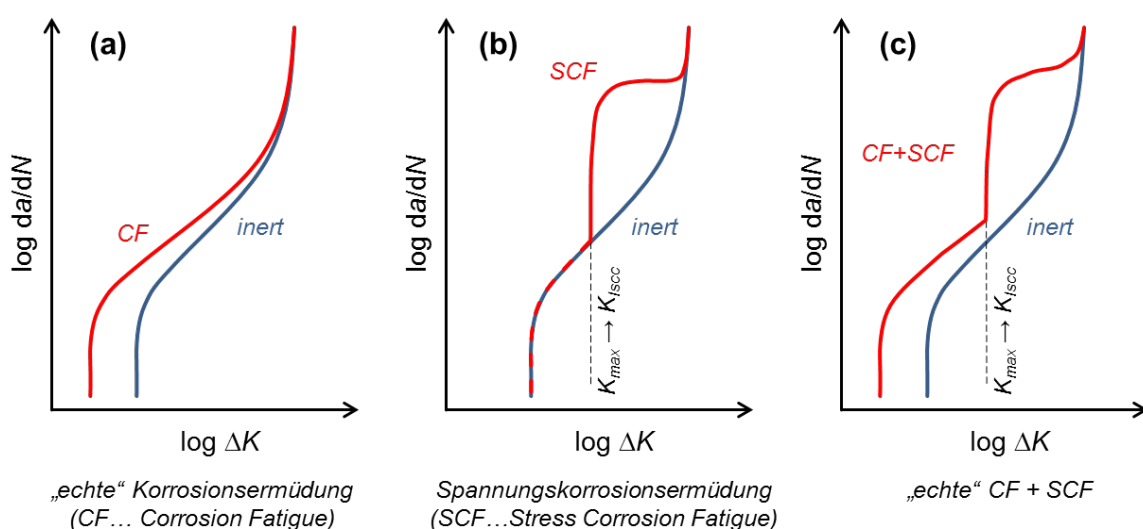


Abbildung 3.8. Korrosions- und Spannungskorrosionsermüdung. Nnach McEvily & Wei [65]

Abbildung 3.8 zeigt den Einfluss von Korrosions- und Spannungskorrosionsermüdung auf das Risswachstum. Tritt Korrosionsermüdung in reiner Form auf (a), so spricht man von „echter“ Korrosionsermüdung („*true*“ *corrosion fatigue*). Während diese das Risswachstum beschleunigt und den Schwellwert ΔK_{th} herabsetzt, übt die Spannungskorrosionsermüdung (b) keinen Einfluss auf das Ermüdungsrisswachstum im Schwellwertbereich oder ΔK_{th} aus. Für $K_{max} \geq K_{sc}$ findet jedoch eine Überhöhung der Rissgeschwindigkeit statt. Wie in Abbildung 3.8(c) dargestellt, können „echte“ Korrosionsermüdung und Spannungskorrosionsermüdung sich auch überlagern.

3.3.3 Lochkorrosion

Unter Lochkorrosion oder Lochfraß (*pitting corrosion*) versteht man eine örtlich begrenzte Auflösung des Metalls an der Oberfläche durch lokale anodische Polarisation. Die häufigste und technologisch bedeutendste Art von Lochfraß ist bei passiven Metallen zu beobachten. Da deren freies Korrosionspotential deutlich positiver ist als das Gleichgewichtspotential der aktiven Metallauflösung, entsteht bei lokaler Aktivierung eine Überspannung und folglich eine hohe anodische Stromdichte. Ausgangspunkte von Lochfraß sind meist Störstellen in der Passivierungsschicht, wobei in Stählen vor allem inhomogene Einschlüsse wie Chrom- oder Manganoxid als Initiationsstellen von Lochkorrosion gefunden werden. Weitere mögliche Stellen sind unter anderem Kratzer in der Passivschicht, Ränder von Lackabdeckungen, Einkittungen oder lokale Spannungen in Form von Gleitbändern an der Metalloberfläche [64].

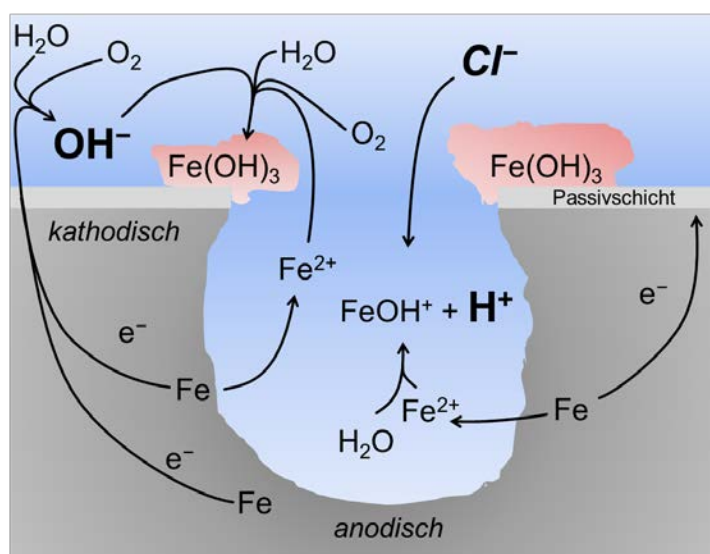


Abbildung 3.9 Schematische Darstellung des Korrosionslochwachstums. Nach Kaesche [64].

Im Folgenden wird das Korrosionslochwachstum am Beispiel eines Eisenwerkstoffes in einer NaCl-Lösung, wie in Abbildung 3.9 dargestellt, beschrieben.

Das Lochwachstum erfolgt aufgrund eines autokatalytischen Mechanismus, wobei der Massentransport durch anodische Reaktion im Loch und kathodische Reaktion an der Passivschicht stattfindet.

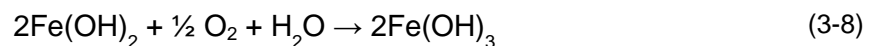
Eisen geht im anodischen Bereich in Lösung:



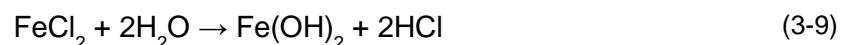
Die freigewordenen Elektronen werden im kathodischen Bereich durch Sauerstoff reduziert:



Hydroxidionen bilden mit den Eisenionen Eisen(II)-hydroxid, das mit Sauerstoff und Wasser zu Eisen(III)-hydroxid reagiert und sich als Korrosionsprodukt um das Loch ablagert:



Durch die positive Ladung im Loch werden negativ geladene Chlorionen angezogen und erhöhen den Säuregehalt durch folgende Reaktion:



Somit sinkt der pH-Wert der Lösung im Korrosionsloch, was den Prozess der Korrosion weiter begünstigt.

Die so erzeugten Korrosionslöcher können unterschiedliche Gestalten haben, und die Bewertung der Querschnittsformen kann aufgrund entsprechender Normen erfolgen [66,67].

4 MATERIAL UND VERSUCHSDURCHFÜHRUNG

4.1 MATERIAL

Als Untersuchungsmaterial wurde zweifach zertifizierter AISI403/410 12% Chromstahl (X12Cr13) aus zwei verschiedenen Produktionen (im folgenden R und W genannt) verwendet. Es lag in Form von gewalzten Stangen mit Querschnitten von 16×16 mm (Material W) bzw. 20×20 mm (Material R) vor. Die chemischen Zusammensetzungen sind in Tabelle 4.1 ersichtlich. Die Materialien wurden wie folgt vergütet: Material R: 913°C (1 h / abgeschreckt) + 649°C (4 h / luftgekühlt) + 621°C (4 h / luftgekühlt). Material W: 899°C (6 h / luftgekühlt) + 913°C (8,5-10 h / abgeschreckt) + 641°C (8 h / luftgekühlt) + 593°C (6 h / luftgekühlt). Die resultierenden mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 4.2 aufgelistet.

Tabelle 4.1 Chemische Zusammensetzung (in Gewichtsprozent)

Material	C	Cr	Mn	Si	Ni	Mo	Cu	S	P
R	0,13- 0,14	11,79- 11,88	0,41- 0,49	0,18- 0,26	0,28- 0,33	0,13- 0,18	0,07- 0,10	0,001- 0,002	0,013- 0,020
W	0,14	11,56	0,50	0,02	0,47	0,18	0,16	0,005	0,01

Tabelle 4.2 Mechanische Eigenschaften (bei Raumtemperatur)

Material	Zugfestigkeit R_m (MPa)	Dehngrenze $R_{p0,2}$ (MPa)	Bruchdehnung A (%)	Brucheinschnürung Z (%)
R	767	596	23	68
W	723	562	22	69

Von beiden untersuchten Stählen wurden metallographische Schlitte hergestellt. Die Schliffbilder in Abbildung 4.1 zeigen homogene Gefüge – es ist keine Abhängigkeit von der Walzrichtung erkennbar. Die Korngrößenkennzahl G wurde gemäß DIN EN ISO 643 mittels Linienschnittverfahren bestimmt. Material R weist einen mittleren Korndurchmesser von $6\ \mu\text{m}$ ($G = 12$) auf, derjenige von Material W beträgt $44\ \mu\text{m}$ ($G = 6$).

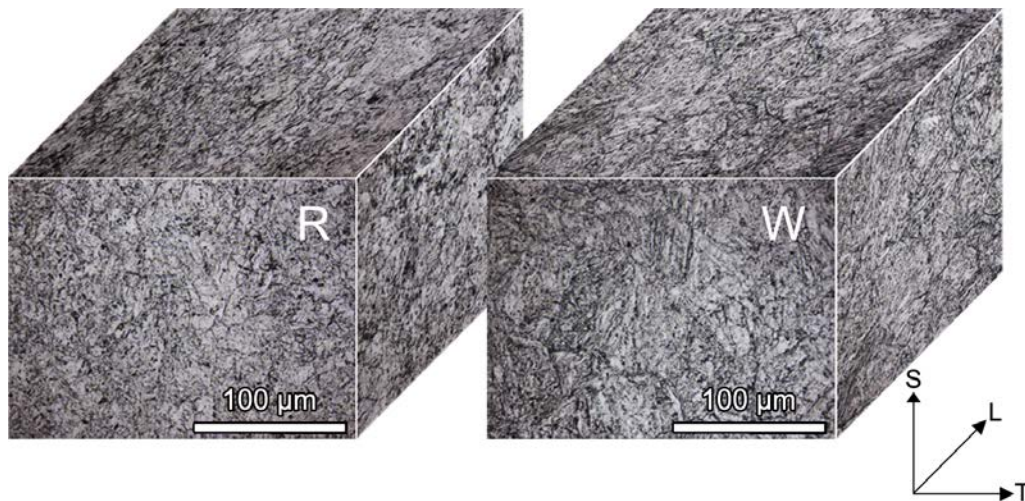


Abbildung 4.1 Mikrostruktur der Materialien R und W (L...Walzrichtung, L-T Ebene...Walzebene)

4.2 PROBENFORMEN UND -VORBEREITUNG

Für die Wöhlerversuche wurden hantelförmige Proben mit einem Durchmesser im Messbereich von 4 mm hergestellt. Die Probenform ist in Abbildung 4.2 dargestellt. Die Proben wurden mit Schleifpapier bis zu einer Körnung von P4000 unter fließendem Wasser poliert. Die so entstandene spiegelglatte Oberfläche ermöglichte die Beobachtung von sehr kleinen Rissen.

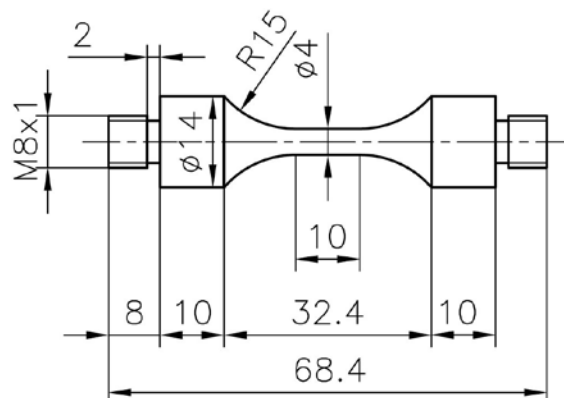


Abbildung 4.2 Probenform für Wöhlerversuche

Um die während des Herstellungsprozesses induzierten Eigenspannungen an der Materialoberfläche zu eliminieren, wurden die Proben spannungsarm gegläht. Dazu wurden die Proben im Hochvakuum (10^{-6} Pa) innerhalb einer Stunde von Raumtemperatur auf 600°C erwärmt und für eine weitere Stunde auf dieser Temperatur gehalten. Anschließend wurde die Temperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 100°C/h auf und 400°C abgesenkt. Die weitere Abkühlung auf Raumtemperatur erfolgte ohne Regelung innerhalb von ca. 12 Stunden.

Bei 94 Proben wurden Korrosionslöcher künstlich eingebracht. Dazu wurde von Dr. Shengqi Zhou vom National Physical Laboratory (NPL) ein Verfahren entwickelt, das die Erzeugung von Korrosionslöchern definierter Größe ermöglicht [68]. Die Abweichung der Tiefe dieser Löcher vom angestrebten Wert betrug $\pm 10\%$. Abbildung 4.3 zeigt ein Korrosionsloch im Messbereich der Ermüdungsprobe.

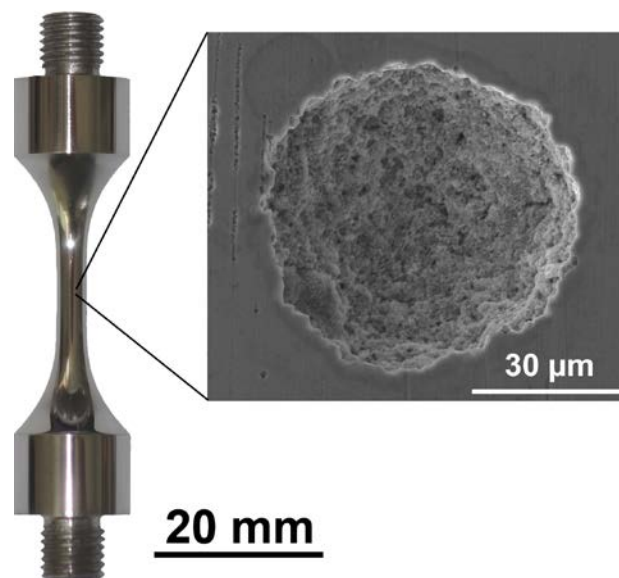


Abbildung 4.3 Versuchssprobe mit Vergrößerung des Korrosionslochs im Messbereich [31]

Für die Messungen der Ermüdungsrissausbreitungskurven wurden rohrförmige Proben mit einem Außendurchmesser von 17 mm und einer Wandstärke von 2 mm hergestellt. Die Probenform ist in Abbildung 4.4 dargestellt. Das Polieren der Oberfläche und das Spannungsarmglühen wurden auf dieselbe Weise wie bei den Wöhlerproben durchgeführt. Starterkerben für den Ermüdungsriss wurden in den Rohrproben eingebracht. Dies erfolgte mittels Funkenerosion, um keine Eigenspannungen im Material zu erzeugen. Zusätzlich wurde an einem Ende der Kerbe eine Entlastungsbohrung angebracht, um die Rissinitiierung am gegenüberliegenden Ende zu gewährleisten.

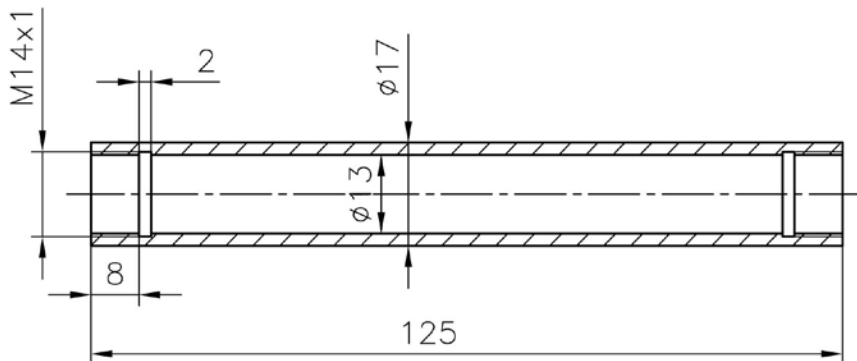


Abbildung 4.4 Probenform für Ermüdungsrisssausbreitungsversuche

Das Spannungsfreiglühen und das Einbringen der Korrosionslöcher wurde am NPL durchgeführt.

4.3 VERSUCHSAUFBAUTEN UND -DURCHFÜHRUNG

4.3.1 Ultraschall-Ermüdungsanlage

Zur Durchführung der Ermüdungsversuche wurde eine Ultraschall-Ermüdungsanlage, wie in [69,70] beschrieben, verwendet. Dabei handelt es sich um ein Prüfsystem, das eine sinusförmige Schwingung unter Resonanzbedingungen bei einer Eigenfrequenz von etwa 20 kHz erzeugt. Hierzu wird ein piezoelektrischer Ultraschallkonverter eingesetzt. Ein Titanhorn mit sich verjüngendem Durchmesser koppelt die Longitudinalwelle des Schwingers an die Ermüdungsprobe und erhöht gleichzeitig die Schwingungsamplitude. Bei geeigneter Dimensionierung entsteht in der Probe eine stehende Welle. Das Maximum der Dehnung und Spannung tritt in der Längsmittle, das Bewegungsmaximum an den Probenenden auf. Eine induktive Sonde am Ende des Titanhorns, nahe am Übergang zur Probe, erzeugt ein der Geschwindigkeit der Schwingungsmaxima proportionales Signal, das als Input für den Regelstromkreis dient. Damit wird über eine Rückkopplungsregelung (*closed-loop-control*) zur Steuerung der Ausgangsleistung eine konstante Bewegungsamplitude gewährleistet. Diese Amplitude ist proportional zur Dehnungsamplitude (und zur Spannungsamplitude, linear-elastisches Verhalten vorausgesetzt) im Messbereich der Ermüdungsprobe. Durch das Anbringen von Dehnmessstreifen (DMS) im Messbereich der Probe kann der Proportionalitätsfaktor bestimmt werden. Um Resonanz während des gesamten

Versuchs zu gewährleisten, wird der Phasenwinkel zwischen Ausgangs- und Sondersignal konstant gehalten.

Abbildung 4.5 zeigt den Aufbau einer Ultraschall-Ermüdungsanlage, dessen Resonanzsystem in eine servo-hydraulische Prüfmaschine eingebaut ist. Ist die Ermüdungsprobe nur in das Titanhorn eingeschraubt, d.h. schwingt ein Probenende frei, sind die entstehenden Zug- und Druckspannungen gleich groß ($R = -1$). Wird jedoch, wie in der vorliegenden Arbeit mit einer servo-hydraulischen Maschine, eine Vorlast an das freie Probenende aufgebracht, können von Null abweichende Mittelspannungen erzeugt werden.

Die verwendete Ultraschall-Ermüdungsanlage ermöglicht es, die zyklische Beanspruchung in Form von Pulsen aufzubringen, zwischen denen Pausen eingelegt werden, um nötigenfalls durch Dämpfungserscheinungen entstandene Wärme abzuführen. Ein kurzen historischer Überblick zur Ermüdung mit Ultraschalltechnik ist in [71] gegeben.

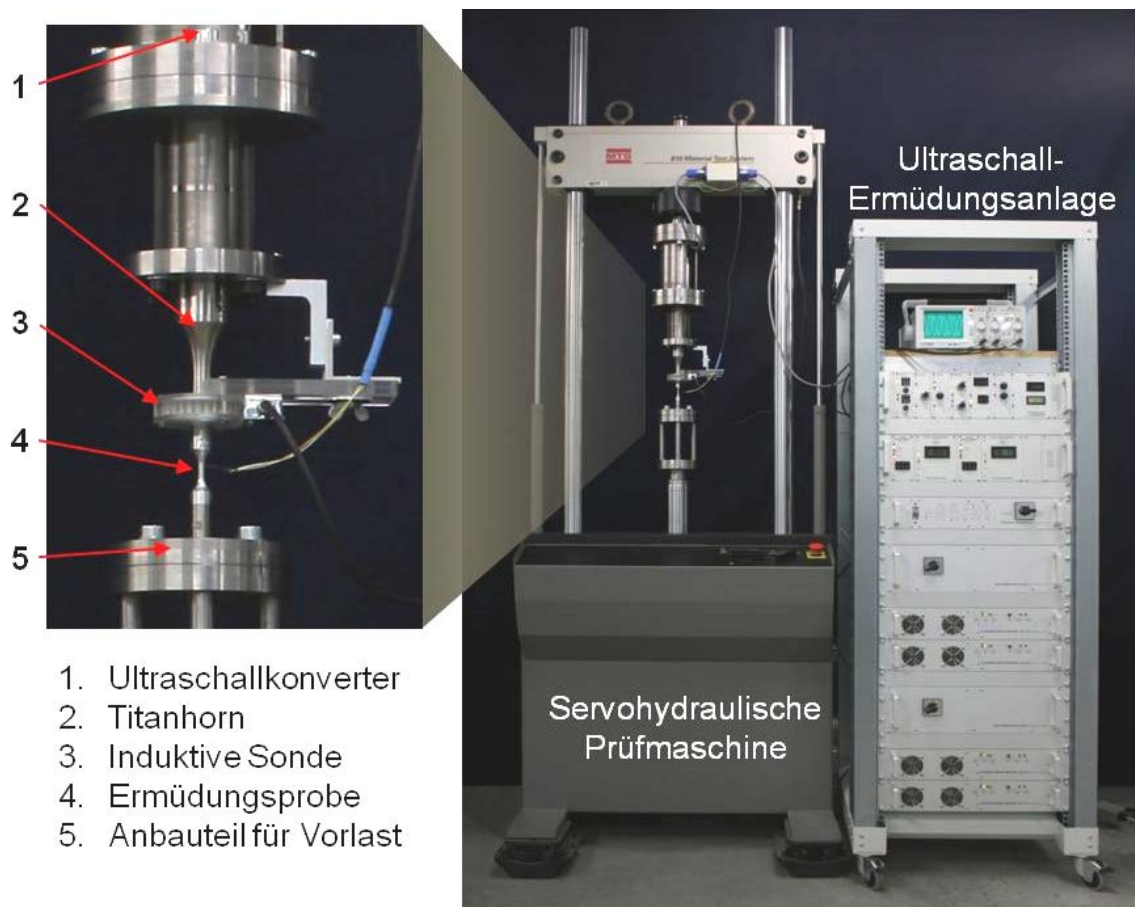


Abbildung 4.5 Ultraschall-Ermüdungsanlage mit servo-hydraulischer Prüfmaschine

4.3.2 Prüfkammer für Versuche in Vakuum

Zur Ermittlung von Referenzdaten in inerter Umgebung wurden Ermüdungsrissausbreitungsversuche in Vakuum durchgeführt. Dazu wurde eine Versuchskammer angefertigt, deren Geometrie eine vakuumdichte Ankopplung an das Resonanzsystem erlaubt. Die Berührungspunkte zwischen Prüfkammer und Resonanzsystem befinden sich dabei an den Schwingungsknoten, um eine Dämpfung der Schwingung zu vermeiden. Das Vakuum wurde mit einer Öldiffusionspumpe erzeugt, wobei Drücke von ca. 10^{-3} Pa gemessen wurden.

4.3.3 Prüfkammer für Versuche an Luft bei 90°C



Abbildung 4.6 Prüfkammer für Versuche an Luft bei 90°C

Für die Ermüdungsversuche an Luft bei 90°C wurde eine Prüfkammer entworfen, die eine konstante Umgebungstemperatur gewährleistet. Dazu wird mit einem Gebläse Umgebungsluft durch eine Heizspirale in die Probenkammer geleitet. Ein Thermoelement an der Probenoberfläche misst die Temperatur, die mittels PID-Regelung der Heizleistung konstant gehalten wird. Durch geeignete Wahl eines Puls-Pause Verhältnisses der zyklischen Beanspruchung wird ein Überschreiten der gewünschten Temperatur aufgrund innerer Reibung vermieden. Die Prüfkammer besitzt eine verschiebbare Glasfront, die einerseits das Wechseln der Proben und andererseits die Beobachtung des Ermüdungsrisses mit einem optischen System ermöglicht. Abbildung 4.6 zeigt eine Photographie des Versuchsaufbaus.

4.3.4 Anlage für Korrosionsversuche

Unter Anleitung von Dr. Shengqi Zhou (NPL) und nach dem Entwurf von Reinhard Schuller (BOKU) wurde eine Prüfvorrichtung gebaut, die Korrosionsermüdungsversuche in flüssigen Medien unter definierten Bedingungen erlaubt. Die Apparatur ist in Abbildung 4.7 schematisch dargestellt und funktioniert nach folgendem Prinzip: Eine Flüssigkeit mit definiertem Chloridgehalt wird in einem Tank (Fassungsvermögen 35 l) auf 90°C erhitzt. Ein Rückflusskühler sorgt für die Rückführung der verdampften Flüssigkeit und verhindert dadurch eine Konzentrationserhöhung. Je nach Bedarf wird durch eine Fritte entweder Stickstoff zum Austreiben des Sauerstoffs oder Umgebungsluft zur Sauerstoffsättigung in die Flüssigkeit geblasen. Das flüssige Medium wird durch einen Wärmetauscher (Abkühlung auf ca. 25°C) zu einem Sauerstoffsensor (Mettler-Toledo InPro 6900; Messung der Konzentration von gelöstem Sauerstoff basierend auf der polarographischen Messung nach Clark) und einer 2-Pol-Konduktivitäts-Messzelle (Mettler-Toledo InPro 7005-VP) gepumpt, wieder auf 90°C erwärmt und in die Prüfkammer geleitet. Die Ankopplung der Prüfkammer an den Ultraschallermüdungsaufbau erfolgt durch O-Ringe, die an die Schwingungsknoten des Resonanzsystems gekoppelt sind (um eine Dämpfung zu umgehen). An der Probenkammer kann eine Referenzelektrode (Ag/AgCl oder SCE) angebracht werden, um das Korrosionspotential zu bestimmen. Im Tank und in der Prüfkammer wird die Flüssigkeit über getrennte Regelkreisläufe und Heizeinheiten auf einer konstanten Temperatur von 90°C gehalten. Aus der Prüfkammer fließt die Flüssigkeit in den Tank zurück. Die mit der Flüssigkeit in Verbindung stehenden Oberflächen, einschließlich der Rohre und Schläuche, wurden weitestgehend aus austenitischem Chrom-Nickel-

Molybdän Stahl (AISI 316) gefertigt, um einen Sauerstoffaustausch mit der Umgebung zu verhindern. Das Sichtfenster zur Beobachtung des Ermüdungsrisses wurde aus Polycarbonat hergestellt, um Kontaminierung der Flüssigkeit zu verhindern. Während der Messungen in sauerstofffreier Flüssigkeit wurde das Sichtfenster mit einer Metallscheibe verschlossen, was eine Diffusion von Sauerstoff in die Prüfkammer verhindert. Dies war jedoch während der Rissausbreitungsmessungen nicht möglich, weshalb zur Vermeidung einer möglichen Sauerstoffanreicherung geringe Mengen an Stickstoff in die Prüfkammer eingeblasen wurden.

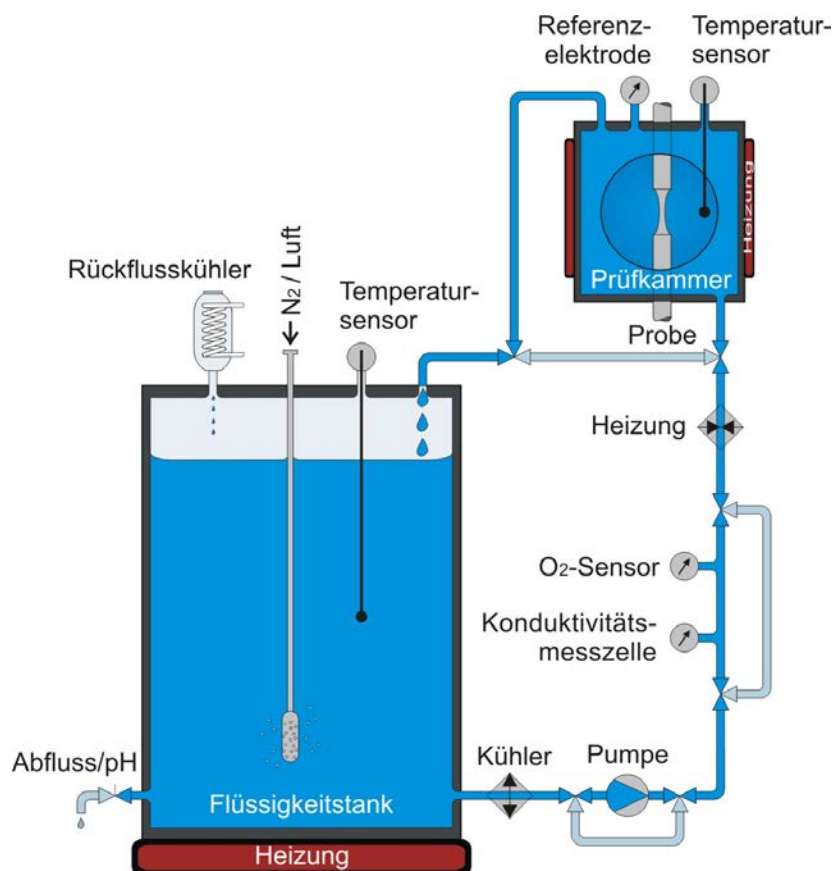


Abbildung 4.7 Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für Ermüdungsmessungen in flüssigen Medien

Während der Ermüdungsversuche in Chloridlösungen wurde das Korrosionspotential mit Ag/AgCl Referenzelektroden gemessen. Diese wurden mittels einer Kalomel-Elektrode (SCE) kalibriert, und das Korrosionspotential wird in der vorliegenden Arbeit in Bezug auf das SCE-System in V(SCE) angegeben. Die Messung erfolgte stets zu Beginn der Ermüdung und nach erfolgtem Bruch der Probe (bzw. vor Beendigung des Versuchs, wenn kein Bruch stattfand). Stichprobenartig wurden auch während des Versuchs

Messwerte genommen, wobei auf eine möglichst kurze Messdauer geachtet wurde, um eine Verunreinigung der Flüssigkeit zu vermeiden. Die Messung des Korrosionspotentials in sauerstofffreier Lösung dient zusätzlich der indirekten Überprüfung des Restgehalts an Sauerstoff. Bei genügend geringem Sauerstoffgehalt sollte das Potential unterhalb von $-0,6 \text{ V(SCE)}$ liegen.

Um definierte Bedingungen zu gewährleisten, wurde während der Messungen regelmäßig der Sauerstoffgehalt und die Leitfähigkeit überprüft. Sobald die Leitfähigkeit 10% des Ausgangswertes überschritt, wurde eine frische Lösung angesetzt. Ebenfalls wurde in regelmäßigen Abständen (ca. alle zwei Tage) der pH-Wert der Lösung bestimmt, um allfällige Änderungen festzustellen. Zu Herstellung der Chloridlösungen wurde hochreines deionisiertes Wasser ($0,067 \mu\text{S/cm}$) verwendet.

Es wurden Ermüdungsversuche in demineralisiertem Wasser bei 22°C , sauerstoffgesättigter wässriger Lösung mit 6 ppm Cl^- bei 90°C und sauerstofffreier wässriger Lösung mit 300 ppb Cl^- bei 90°C durchgeführt.

Demineralisiertes Wasser bei 22°C

Es wurde handelsübliches demineralisiertes Wasser mit einer Leitfähigkeit von ca. $8 \mu\text{S/cm}$ verwendet. In diesem Umgebungsmedium wurden ausschließlich Versuche zur Messung der Rissausbreitung bei Raumtemperatur durchgeführt. Sauerstoffgehalt, Leitfähigkeit, pH-Wert und Korrosionspotential wurden nicht bestimmt.

Sauerstofffreie wässrige Lösung mit 300 ppb Cl^- bei 90°C

Der Restsauerstoff in der Lösung wurde mithilfe von Stickstoff (5.0) ausgetrieben. Hierzu wurde dieser über eine Fritte feinblasig in die Flüssigkeit geleitet. Vor Eintritt in die Prüfkammer betrug der gemessene Sauerstoffgehalt der Lösung weniger als 2 ppb (meist $<1 \text{ ppb}$). Der Anfangswert der Leitfähigkeit lag zwischen $1,24$ und $1,26 \mu\text{S/cm}$. Der pH-Wert lag bei $5,5$. Für alle Versuche wurde folgender Zeitplan strikt eingehalten:

- Vorheizen der Flüssigkeit auf 60°C unter ständiger Zirkulation im Tank
- Einblasen von N_2 in die Flüssigkeit (60°C) bis $\text{O}_2 < 2 \text{ ppb}$ (ca. 12 h)
- Durchspülen der trockenen Prüfkammer mit N_2 (ca. 3 h)

- Befüllen der Prüfkammer mit heißer Flüssigkeit aus dem Tank (Dauer: 45 min)
- Aufheizen der Flüssigkeit auf 90°C (Dauer: 30 min)
- Start der Ermüdungsmessung (1,25 h nach Start des Befüllens)

Sauerstoffgesättigte wässrige Lösung mit 6 ppm Cl^- bei 90°C

Um Sauerstoffsättigung zu erzielen, wurde mittels einer Membranpumpe kontinuierlich Raumluft in die Flüssigkeit geblasen. Bei 90°C liegt der Sättigungswert bei ca. 1,5 ppm O_2 , was mittels des Sauerstoffsensors überprüft wurde. Nach Ansetzen der Lösungen wurden Leitfähigkeitswerte von 20,9-21,6 $\mu\text{S}/\text{cm}$ gemessen. Der pH-Wert betrug im Mittel 5,5 und war ident mit jener der sauerstofffreien Lösung. Es wurde wie folgt verfahren:

- Vorheizen der zirkulierenden Flüssigkeit auf 90°C und Einblasen von Luft
- Befüllen der Prüfkammer mit Flüssigkeit (90°C) aus Tank (Dauer: 45 min)
- Aufheizen der auf ca. 60°C abgekühlten Flüssigkeit auf 90°C (Dauer: 30 min)
- Start der Ermüdungsmessung (1,25 h nach Start des Befüllens)

4.3.5 Durchführung der Ermüdungsrissausbreitungsversuche

Die Versuchsproben wurden mit jeweils vier DMS kalibriert, die vor der Messung wieder entfernt wurden. Durch Anlegen einer relativ hohen zyklischen Spannung wurde ein Ermüdungsriss an der Starterkerbe initiiert. Die Messungen wurden bei hoher Rissausbreitungsgeschwindigkeit im Paris-Bereich (10^{-8} – 10^{-9} m/LW) gestartet. Nach einer Rissverlängerung von mindestens 10 μm wurde der Spannungsintensitätsfaktor ΔK stufenweise um 7–8% erniedrigt. Dies wurde wiederholt, bis der Ermüdungsriss zum Stillstand kam, d.h. bis der Schwellwert ΔK_{th} erreicht wurde. Beim Schwellwert wurde der Riss für eine definierte Anzahl an Lastwechseln beobachtet, um einen Rissfortschritt ausschließen zu können. In Luft und Vakuum betrug diese Lastwechselzahl 10^9 , bei Messungen in Flüssigkeit wurden jedoch nur 10^8 LW aufgebracht, da ein langer Rissstillstand zu starkem Korrodieren der Risspitze führte, was die Beobachtung erschwerte. Nach Erreichen des Schwellwertes wurde die Spannung – und damit die Spannungsintensität – erhöht und weitere Kurven ermittelt, bis eine kritische Risslänge von 11 mm erreicht wurde.

Um die Reproduzierbarkeit der ermittelten Schwellwerte zu überprüfen, wurden mindestens zwei Kurven pro Umgebung und R -Wert gemessen (außer in heißer Luft bei $R = 0,4$, $R = 0,7$ und $R = 0,85$). Außerdem wurden mindestens zwei Versuchsproben pro Umgebungsmedium verwendet.

Die Beobachtung der Ermüdungsrisse erfolgte mittels eines optischen Aufbaus und einer CCD-Kamera. Die Vergrößerung am Monitor betrug zwischen 200–250×, wodurch eine Rissverlängerung von weniger als 10 µm beobachtbar war. Durch den Umstand, dass der Bereich maximaler zyklischer Belastung der Probe – d.h. der Ort des Risswachstums – während der Ultraschallermüdung stationär ist, ist eine ungestörte optische Beobachtung der Rissausbreitung möglich.

4.3.6 Durchführung der Wöhlerversuche

Die Wöhlerversuche wurden für eine Grenzlastspielzahl von 10^9 ermittelt. Einzelne Proben wurden bis zu einer Lastspielzahl von $4,5 \times 10^9$ ermüdet. Die Dauerfestigkeit $\Delta\sigma_0$ ist als die Spannung definiert, bei der mindestens zwei Proben eine Belastung von mehr als 1×10^9 Lastwechsel überlebten und Brüche nur bei höheren Spannungen auftraten.

Die Beanspruchung der Proben in Luft erfolgte gepulst, wobei die Pulsdauer je nach Höhe der aufgebrachten Spannung 100–990 ms betrug. Durch Pausen mit Längen von 100–4000 ms wurde dem Erwärmen der Probe über die Testtemperatur von 90°C entgegengewirkt. In flüssigen Medien wurden die Versuche aufgrund der guten Wärmeankopplung der Probe an das Wasser bei konstanter Beanspruchung ohne Pausen durchgeführt. Neben der Zeitersparnis entspricht dies einer besseren Simulation der Ermüdungsbelastung von Turbinenschaufeln während des Betriebs.

Zur Beobachtung der Rissinitiierung und -ausbreitung am Korrosionsloch diente derselbe optische Aufbau, wie er auch für die Untersuchung des Langrisswachstums verwendet wurde.

Teile der Ermüdungsversuche wurden mit Unterstützung von Andrea Perlega und Ulrike Karr durchgeführt.

5 MESSERGEBNISSE

5.1 ERMÜDUNGSRISSAUSBREITUNG

Es wurden Rissausbreitungskurven für Rissgeschwindigkeiten unterhalb von 10^{-7} m/LW und deren Schwellwerte ΔK_{th} bestimmt. Die untersuchten Einflussgrößen waren:

- *Versuchsumgebung:*
Vakuum (ca. 10^{-3} Pa), Raumluft (22°C und 90°C), demineralisiertes Wasser (22°C), sauerstoffgesättigte wässrige Lösungen mit 6 ppm Cl^- (90°C) und sauerstofffreie wässrige Lösung mit 300 ppb Cl^- (90°C)
- *Spannungsverhältnis R:*
Versuche bei 10 verschiedenen R-Werten zwischen $R = -1$ und $R = 0,9$.

Die Schwellwerte der zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren sind in den Diagrammen mit Pfeilen gekennzeichnet. Sie entsprechen den Messwerten, bei denen kein Rissfortschritt mehr beobachtet wurde.

Messungen von Rissausbreitungskurven wurden ausschließlich mit Material R durchgeführt.

5.1.1 Ermüdungsrisssausbreitung in Vakuum

Die Messungen in Vakuum bei Raumtemperatur wurden bei drei Spannungsverhältnissen durchgeführt. Die ermittelten Kurven sind in Abbildung 5.1 dargestellt. Ein Rissfortschritt wurde bis zu äußerst kleinen Rissausbreitungsgeschwindigkeiten von 2×10^{-13} m/LW beobachtet. Unterhalb von 10^{-13} m/LW wurde keine Rissverlängerung mehr festgestellt. Mit steigendem R-Wert wurde eine Zunahme der Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN sowie eine Abnahme des Schwellwerts ΔK_{th} beobachtet.

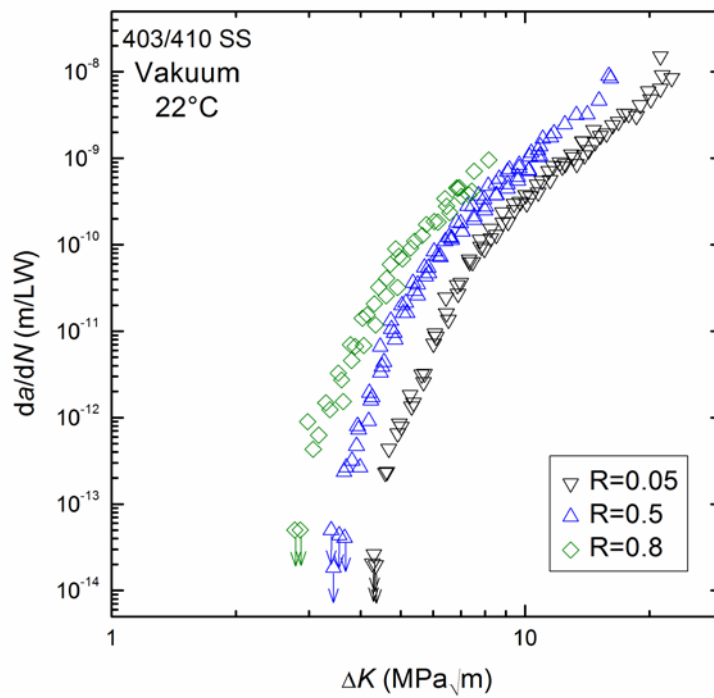


Abbildung 5.1 Rissausbreitungskurven für Vakuum (22°C) [29]

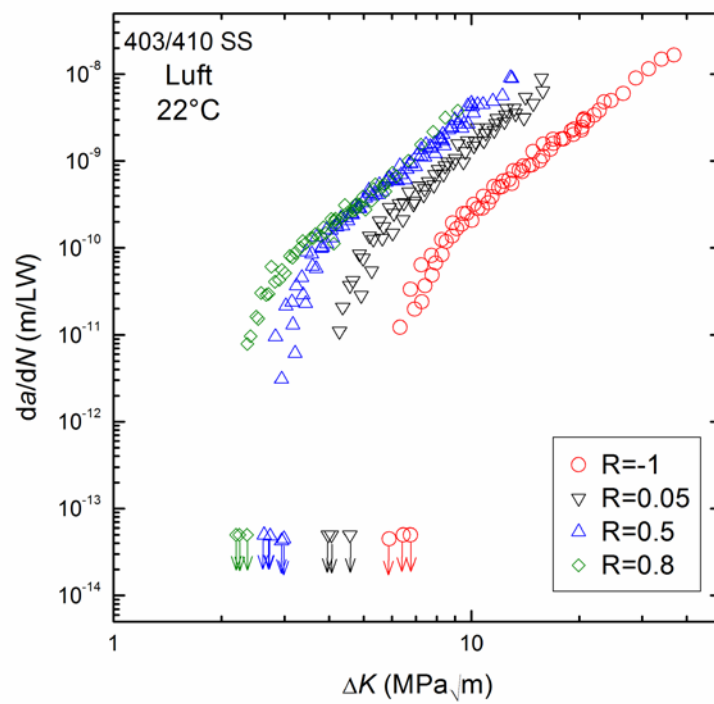


Abbildung 5.2 Rissausbreitungskurven für Luft (22°C) [29]

5.1.2 Ermüdungsrissausbreitung in Luft

Messungen bei Raumtemperatur

Die Ergebnisse der Rissausbreitungsmessungen in Luft bei Raumtemperatur für vier R -Werte sind in Abbildung 5.2 dargestellt. Die geringste gemessene Rissausbreitungsgeschwindigkeit lag bei 3×10^{-12} m/LW. Wieder wurden mit steigendem R -Wert eine Abnahme des Schwellwerts des Spannungsintensitätsfaktors und eine Zunahme der Rissausbreitungsgeschwindigkeit beobachtet. Jedoch sind die Kurven für $R = 0,5$ und $R = 0,8$ ab einer Rissausbreitungsgeschwindigkeit von ca. 2×10^{-9} m/LW ident.

Messungen bei 90°C

Für 10 unterschiedliche R -Werte wurden weitere Messungen bei 90°C durchgeführt. Die ermittelten Schwellwerte ΔK_{th} sind in Tabelle 5.1 aufgelistet. Die Standardabweichung ist für R -Werte, bei denen mehr als eine Kurve (bis zu fünf) gemessen wurden, angegeben. Ein Vergleich mit den Messungen bei Raumtemperatur (siehe Abbildung 5.3) zeigt keine sichtbaren Unterschiede. Die geringste gemessene Rissausbreitungsgeschwindigkeit beträgt wiederum 3×10^{-12} m/LW.

Tabelle 5.1 Schwellwerte des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} in Luft bei 90°C

R	Schwellwert ΔK_{th} (MPa \sqrt{m})
-1	$6,77 \pm 0,09$
0,05	$3,76 \pm 0,07$
0,3	$3,33 \pm 0,04$
0,4	3,22
0,5	$2,74 \pm 0,11$
0,6	$2,63 \pm 0,08$
0,7	2,41
0,8	$2,23 \pm 0,12$
0,85	2,21
0,9	$2,22 \pm 0,05$

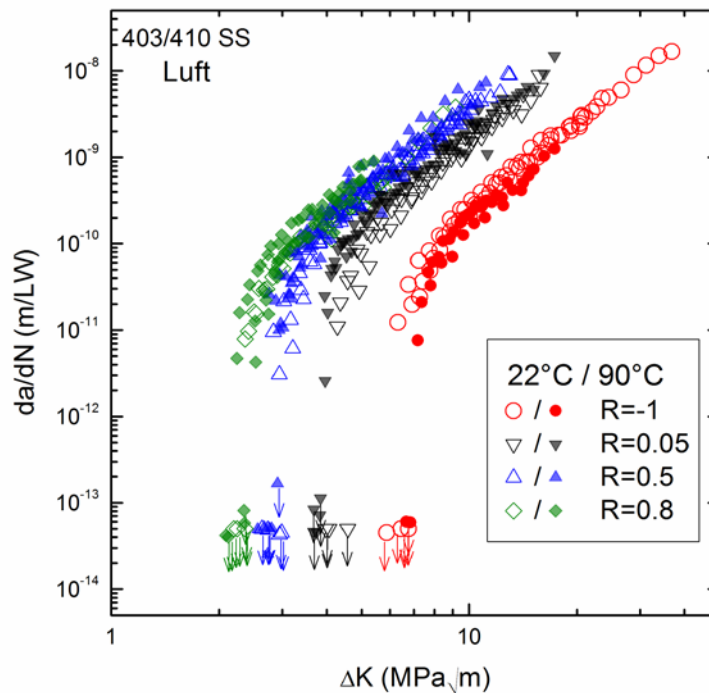


Abbildung 5.3 Vergleich der Rissausbreitungskurven für Luft bei 22°C und 90°C [29]

Bei Spannungsverhältnissen von $R > 0,7$ wurden keine weiteren Verminderungen des Schwellwerts ΔK_{th} beobachtet. Fasst man die Werte für ΔK_{th} zwischen $R = 0,8$ und $0,9$ zusammen, so ergibt sich ein Schwellwert von $2,22 \pm 0,10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Der Zusammenhang zwischen R und ΔK_{th} ist in Abbildung 5.4 durch zwei Geraden dargestellt und kann durch folgende Gleichungen parametrisiert werden:

$$\Delta K_{th} = 4,06 - 2,57 \cdot R \quad \text{für } R < 0,72 \quad (5-1)$$

$$\Delta K_{th} = 2,22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad \text{für } R \geq 0,72. \quad (5-2)$$

Das Auftreten eines konstanten Schwellwerts für $R \geq 0,72$ kann durch Risschließung erklärt werden: In diesem Bereich ist der Riss während des ganzen Belastungszyklus vollständig geöffnet. In anderen Worten: für $R \geq 0,72$ gilt $\Delta K_{th} = \Delta K_{th,eff}$. Alternativ kann dieses Verhalten auch durch die Abhängigkeit der Triebkraft vom zyklischen bzw. maximalen Spannungsintensitätsfaktor, ΔK bzw. K_{max} , beschrieben werden, was durch Vergleich der Kurven in Abbildung 5.4 ersichtlich wird. Während bei niedrigen R -Werten die Triebkraft durch den zyklischen Schwellwert ΔK_{th} bestimmt ist, gewinnen die Maximalwerte $K_{max,th}$ erst bei hohen Spannungsverhältnissen an Einfluss. Dieser Übergang ist auch in der Darstellung von ΔK_{th} über $K_{max,th}$ (Abbildung 5.5) deutlich erkennbar.

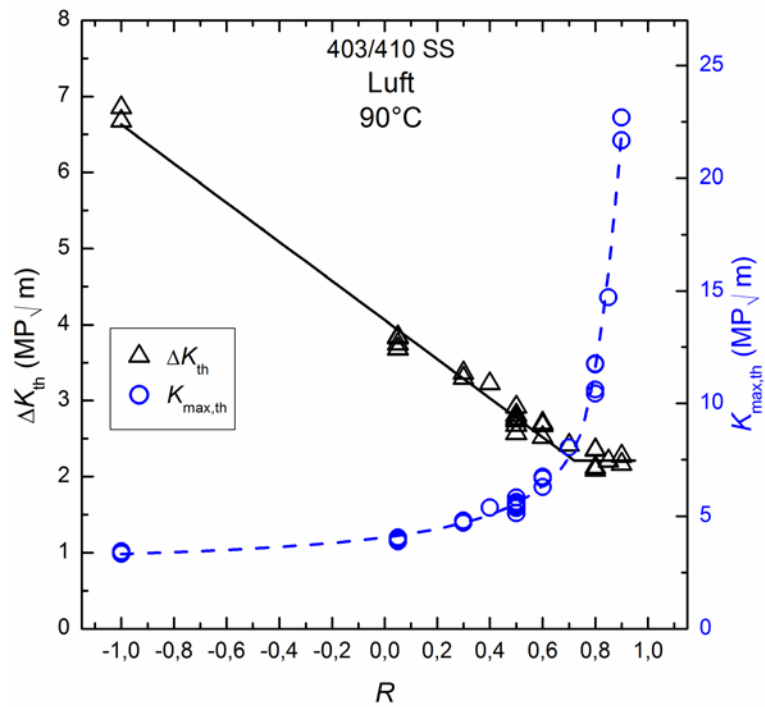


Abbildung 5.4 Abhängigkeit des Schwellwerts ΔK_{th} bzw. $K_{max,th}$ von R bei 90°C [29]

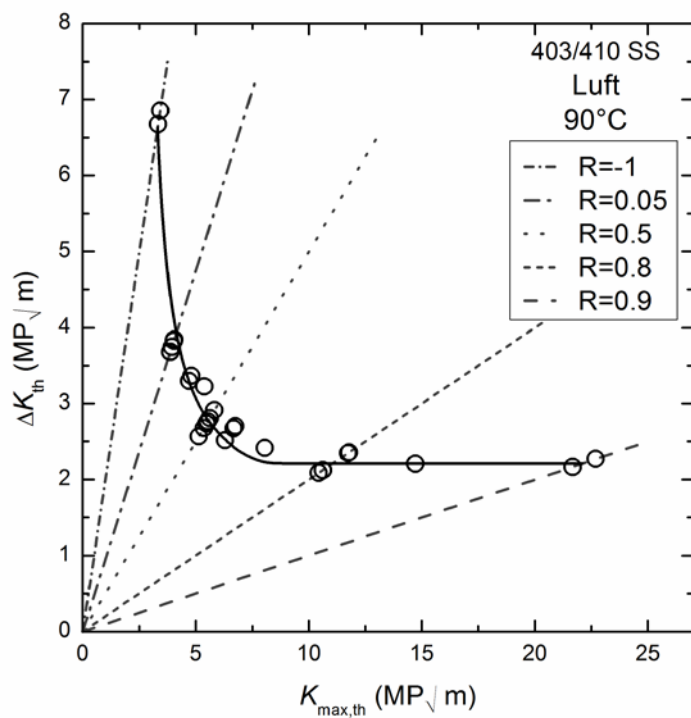


Abbildung 5.5 Darstellung von ΔK_{th} vs. $K_{max,th}$ [29]

5.1.3 Ermüdungsrissausbreitung in wässrigen Lösungen

Demineralisiertes Wasser

Erste Versuche in flüssigem Medium wurden in demineralisiertem Wasser bei Umgebungstemperatur durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.6 dargestellt. Die niedrigste gemessene Rissausbreitungsgeschwindigkeit betrug 4×10^{-13} m/LW. Eine Vergleichsmessung mit 5 Hz bei $R = 0,05$ wurde im Bereich zwischen 2×10^{-8} und 5×10^{-12} m/LW durchgeführt (der Schwellwert wurde nicht bestimmt). Bei Werten von $\Delta K < 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ist kein Einfluss der Prüffrequenz auf die Rissausbreitung zu beobachten. Für $\Delta K > 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ wurden jedoch bei 5 Hz deutlich höhere Rissausbreitungsgeschwindigkeiten gemessen.

Sauerstofffreie wässrige Lösung mit 300 ppb Cl^-

Abbildung 5.7 zeigt die Rissausbreitungskurven in sauerstofffreiem Wasser mit einem Chloridgehalt von 300 ppb bei 90°C. Rissausbreitung wurde bis zu einer Geschwindigkeit von 3×10^{-12} m/LW beobachtet. Wiederum wurden Vergleichsmessungen mit 5 Hz bei $R = 0,05$ durchgeführt, wobei Rissausbreitungsgeschwindigkeiten zwischen 1×10^{-7} und 9×10^{-10} m/LW gemessen wurden. Der Bereich zwischen $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $17 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, in dem sich die bei 5 Hz und 20 kHz ermittelten Kurven überschneiden, zeigt keinen Frequenzeinfluss.

Sauerstoffgesättigte wässrige Lösung mit 6 ppm Cl^-

Die Ergebnisse der Rissausbreitungsmessungen in sauerstoffgesättigtem Wasser mit 6 ppm Cl^- bei 90°C sind in Abbildung 5.8 dargestellt. Die geringste gemessene Rissausbreitungsgeschwindigkeit lag bei 3×10^{-12} m/LW. Die Kurven sind beinahe deckungsgleich mit denen für demineralisiertem und sauerstofffreiem Wasser.

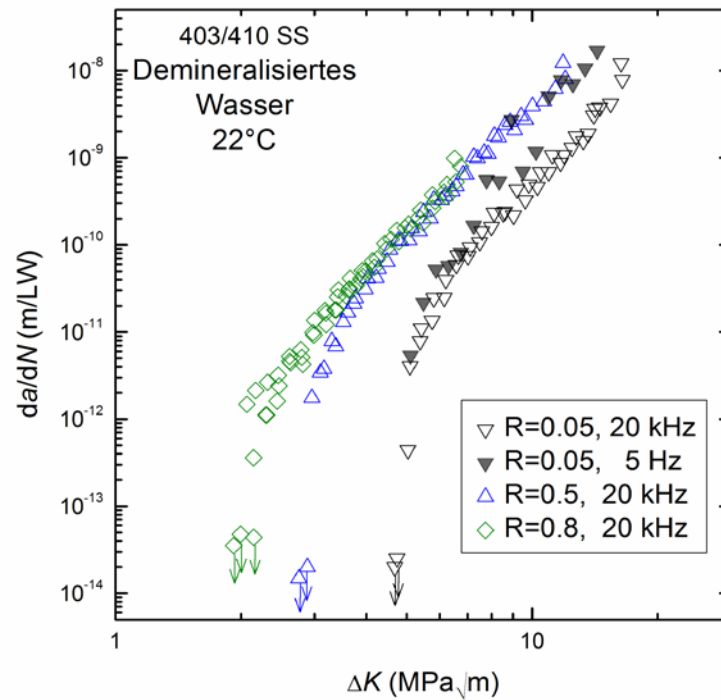


Abbildung 5.6 Rissausbreitungskurven für demineralisiertes Wasser bei 22°C

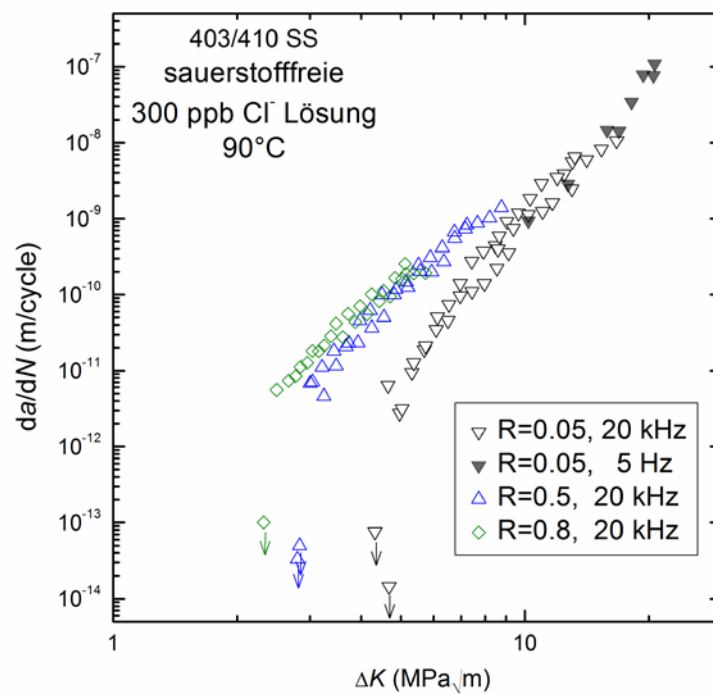


Abbildung 5.7 Rissausbreitungskurven für wässrige Lösung mit 300 ppb Cl⁻ bei 90°C

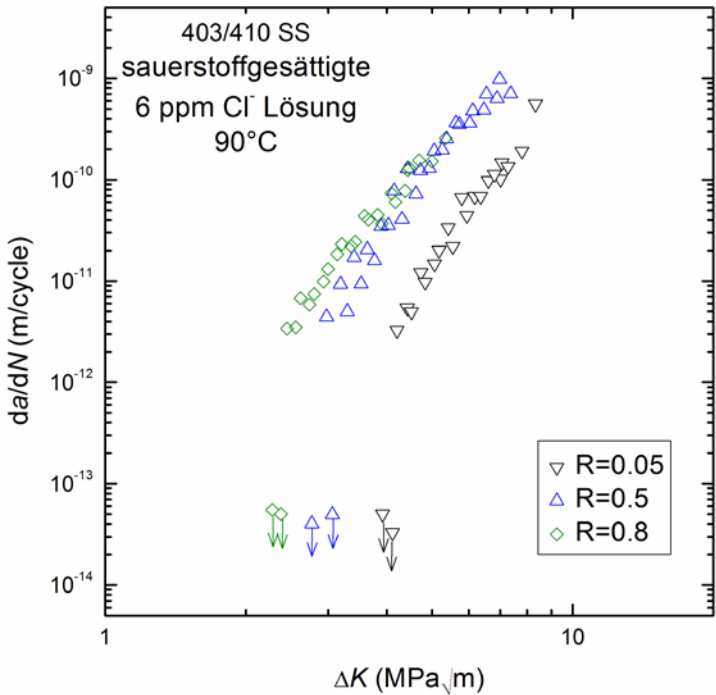


Abbildung 5.8 Rissausbreitungskurven für wässrige Lösung mit 6 ppm Cl⁻ bei 90°C

5.1.4 Vergleich der Messungen in verschiedenen Umgebungsmedien

In Tabelle 5.2 sind die ermittelten Schwellwerte des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} aufgelistet.

Tabelle 5.2 Schwellwerte des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} (in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)

Umgebungsmedium	$R = 0,05$	$R = 0,5$	$R = 0,8$
Vakuum, 22°C	4,31	3,51	2,81
Luft, 22°C	4,21	2,83	2,27
Luft 90°C	3,76	2,74	2,23
Demineralisiertes Wasser, 22°C	4,71	2,82	2,02
300 ppb Cl^- Lösung, 90°C	4,50	2,82	2,32
6 ppm Cl^- Lösung, 90°C	4,02	2,91	2,33

In Abbildung 5.9 sind die Ergebnisse der Messungen in Vakuum, Luft und demineralisiertem Wasser bei 22°C dargestellt. Im Vergleich zu Vakuum ist in Luft sowohl eine deutliche Erhöhung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit als auch eine Erniedrigung der Schwellwerte des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors erkennbar. Für demineralisiertes Wasser liegen die Kurven im Schwellwertbereich größtenteils zwischen denen von Vakuum und Luft. Bei $R = 0,5$ ist der Schwellwert ΔK_{th} für Wasser vergleichbar mit dem für Luft und bei $R = 0,05$ sogar höher als für Vakuum. Erst bei einem R -Wert von 0,8 liegt der Schwellwert niedriger als für Luft. Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit unter ca. 10^{-8} m/LW ist bei allen R -Werten für Luft höher als für Wasser. Da mit steigender Korrosivität des Umgebungsmediums eine Erhöhung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit und eine Erniedrigung des Schwellwerts zu erwarten wäre, bedarf dieses Verhalten einer Erklärung (siehe weiter unten).

In Abbildung 5.10 werden die Rissausbreitungskurven für demineralisiertes Wasser bei 22°C, für sauerstofffreie 300 ppb Cl^- und für sauerstoffgesättigte 6 ppm Cl^- Lösung bei 90°C verglichen. Die Kurven sind bei gleichen R -Werten beinahe deckungsgleich, es

wurde lediglich eine starke Streuung der Schwellwerte vermerkt (siehe auch Tabelle 5.2).

Frequenzeinfluss

Die in demineralisiertem Wasser beobachtete Frequenzabhängigkeit (höhere Rissausbreitungsgeschwindigkeiten bei $\Delta K > 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ für 5 Hz) lässt das Auftreten von Spannungsrissermüdung vermuten. Während für „echte“ Korrosionsermüdung meist eine Frequenzunabhängigkeit der Ermüdungsrissausbreitung nahe dem Schwellwert gefunden wird, kann sich bei höheren Rissausbreitungsgeschwindigkeiten eine frequenzabhängige Spannungsrissermüdungskomponente überlagern [72-74 (siehe auch Abbildung 3.8). Warum jedoch wurde in sauerstofffreier 300 ppb Cl^- Lösung kein Frequenzeinfluss beobachtet? Neben höherer Reinheit ($< 1,4 \mu\text{S/cm}$ im Vergleich zu ca. $8 \mu\text{S/cm}$) zeichnet sich dieses Medium im Vergleich zu demineralisiertem Wasser durch Abwesenheit von Sauerstoff ($\leq 1 \text{ ppb}$) aus. Obwohl letzteres nicht mit Sauerstoff angereicht wurde, kann wegen der geringeren Temperatur ein vergleichsweise hoher O_2 -Gehalt angenommen werden (die Messungen wurden bei einer Temperatur von 22°C durchgeführt, bei der die Löslichkeit von Sauerstoff ca. $8,5 \text{ ppm}$ beträgt). Turnbull und Zhou [75] stellten bei Spannungskorrosionstests mit einem vergleichbaren Material fest, dass ein in sauerstoffgesättigter wässriger Lösung wachsender Riss zum Stillstand kommt, wenn der O_2 -Gehalt abgesenkt wird. Daher ist in einer sauerstofffreien wässrigen Lösung kein frequenzabhängiger Anteil an Spannungsrisskorrosion zu erwarten.

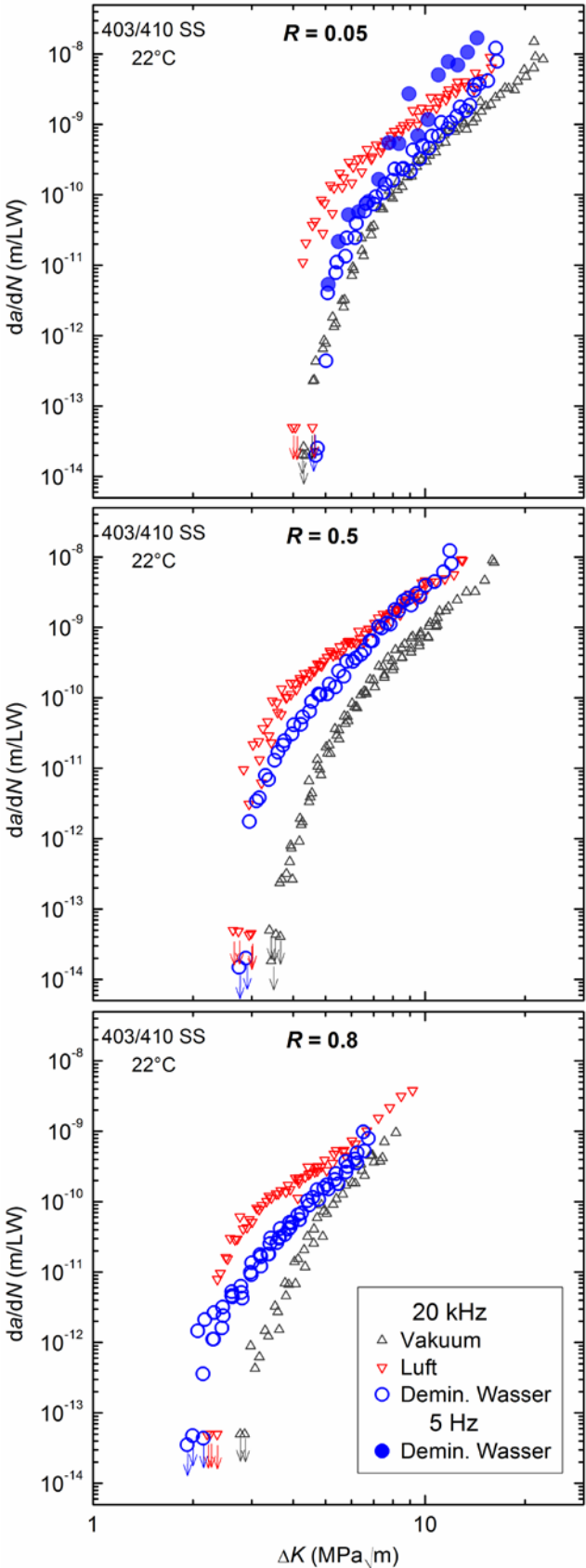


Abbildung 5.9 Vergleich der Ergebnisse für Vakuum, Luft und demineralisiertes Wasser [29]

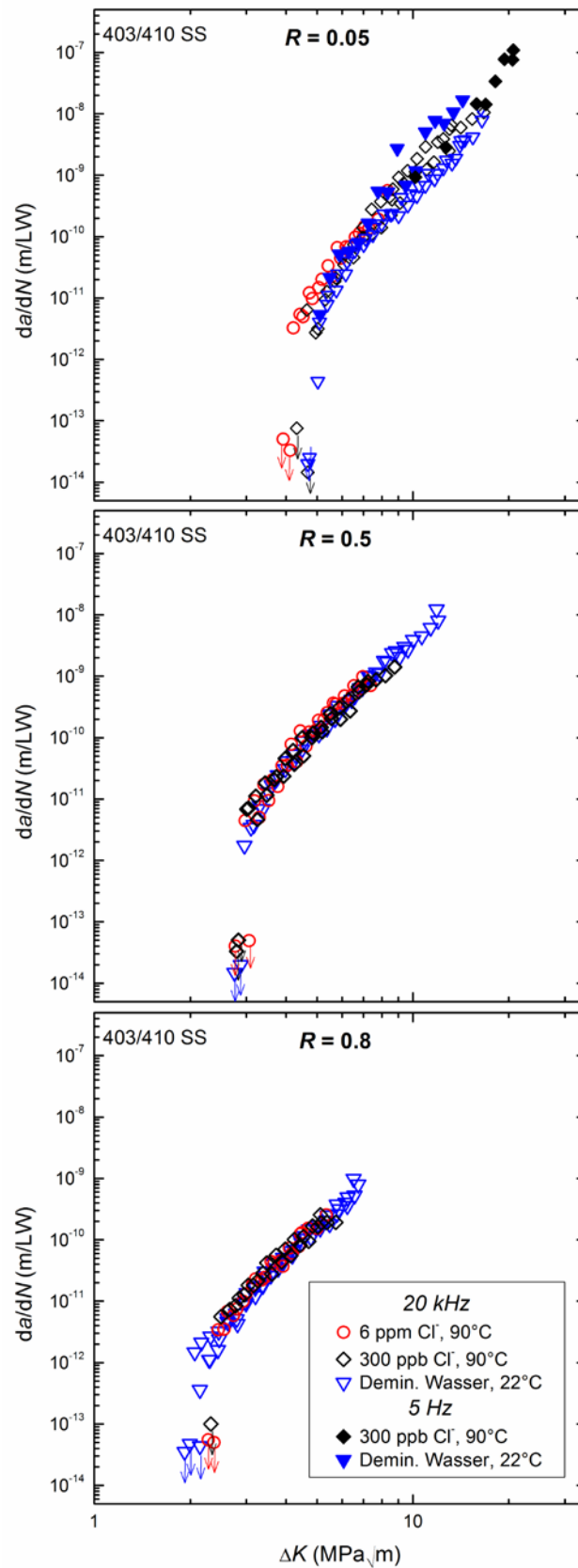


Abbildung 5.10 Vergleich der Ergebnisse für verschiedenen Flüssigkeiten [29]

Einfluss der Rissschließung

Die plausibelste Erklärung für das unerwartete Rissausbreitungsverhalten in Wasser – wie in Abbildung 5.11 für Messungen in Luft, sauerstofffreier 300 ppb Cl^- und in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung bei 90°C schematisch dargestellt – ist das Auftreten von Rissschließungsmechanismen aufgrund höherer Korrosivität.

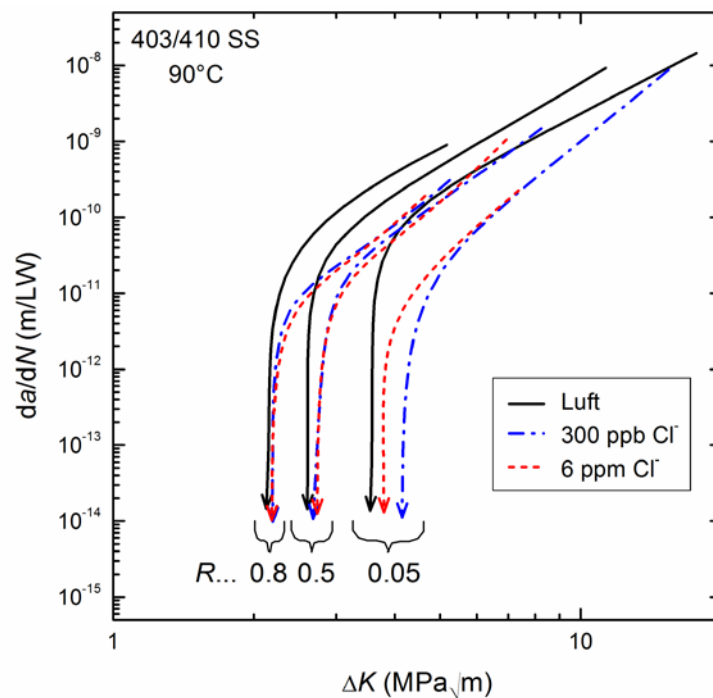


Abbildung 5.11 Schematische Darstellung der Rissausbreitungskurven bei 90°C [30]

Diese führen zu einer Verlangsamung der Rissausbreitung im korrosivem Medium, wie in Abbildung 5.12 gezeigt: In der Nähe des Schwellwertes für Rissausbreitung wird das – an sich erhöhte – Risswachstum durch frühzeitigen Kontakt der Rissflanken gehemmt, was sich in geringeren Geschwindigkeiten und mitunter auch höheren Schwellwerten ΔK_{th} ausdrückt. Dieser Einfluss ist meist jedoch nur im Schwellwertbereich wirksam. Für höhere zyklische Spannungsintensitätsfaktoren wird das Risswachstum im aggressiveren Medium wieder schneller und überholt dasjenige des inerteren. Dieses Verhalten ist auch in Abbildung 5.9 erkennbar, wo sich die Kurven für Luft und Wasser bei ca. 10^{-8} – 10^{-9} m/LW überschneiden.

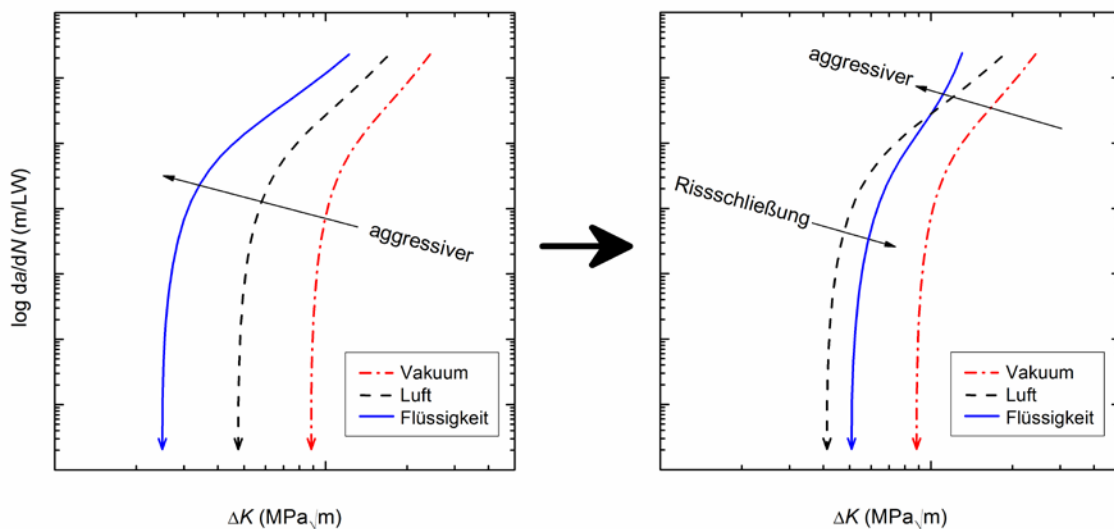


Abbildung 5.12 Einflusses von Rissschließung auf das Wachstum von Ermüdungsrissen

Von den bekannten Mechanismen wird meist oxidinduzierte Rissschließung für eine Herabsetzung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit verantwortlich gemacht [57-60]. Im vorliegenden Fall wäre auch eine hydrodynamische Keilwirkung des Wassers aufgrund der hohen Prüffrequenz denkbar – der Flüssigkeit könnte während des zyklischen Entlastens nicht genügend Zeit zur Verfügung stehen, um zwischen den sich schließenden Rissflanken zu entweichen und sich dadurch wie eine viskose Flüssigkeit verhalten. Das kann jedoch wegen der gezeigten Frequenzunabhängigkeit in sauerstofffreiem Wasser (Abbildung 5.10) ausgeschlossen werden. Eine weitere Möglichkeit ist die vorzeitige Rissschließung aufgrund erhöhter Rauheit der Rissflanken.

Oxidinduzierte Rissschließung

Um den möglichen Einfluss von Rissschließungsmechanismen zu klären, wurden die Bruchflächen mittels eines Rasterelektronenmikroskops (FE-SEM für *field emission scanning electron microscope*) untersucht (die Rissausbreitungsrichtung in den dargestellten Bruchflächen war jeweils von unten nach oben). Abbildung 5.13 zeigt Bruchflächen bei $R = 0,05$ kurz vor dem Rissstillstand für Vakuum bei Raumtemperatur (a) für Luft (90°C) (b), sauerstofffreier 300 ppb Cl^- (90°C) (c) und sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung (90°C) (d). Die Rissausbreitung erfolgte in allen vier Medien transkristallin, und die Bruchflächen erscheinen bei erster Betrachtung sehr ähnlich. Bei höheren Vergrößerungen (Abbildung 5.14) werden jedoch Ablagerungen von Oxiden auf den in Flüssigkeit erzeugten Bruchflächen erkennbar.

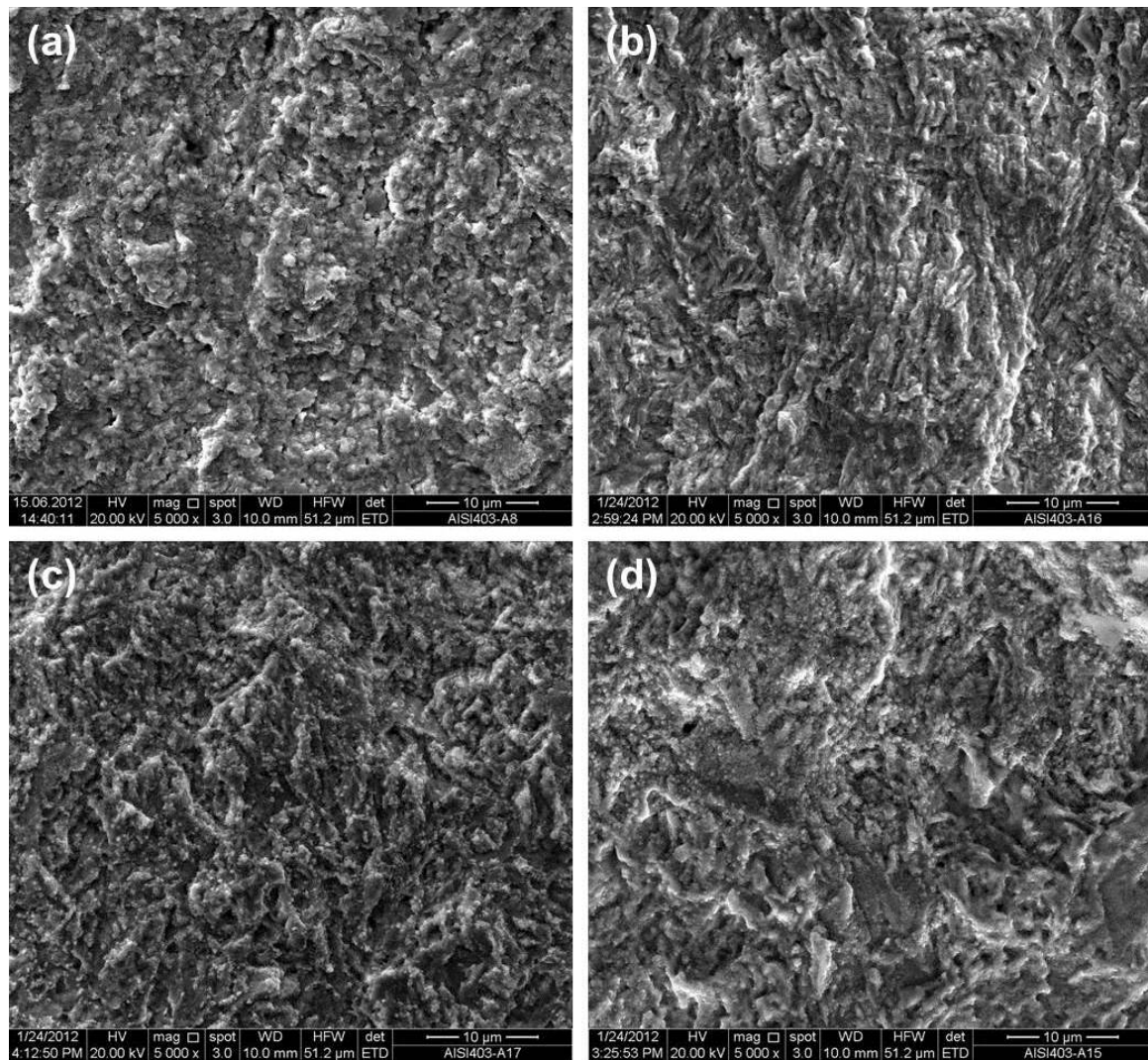


Abbildung 5.13 Bruchflächen nahe dem Schwellwert in Vakuum (a), Luft (b), sauerstofffreier 300 ppb Cl^- (c) und sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung (d) bei $R = 0,05$

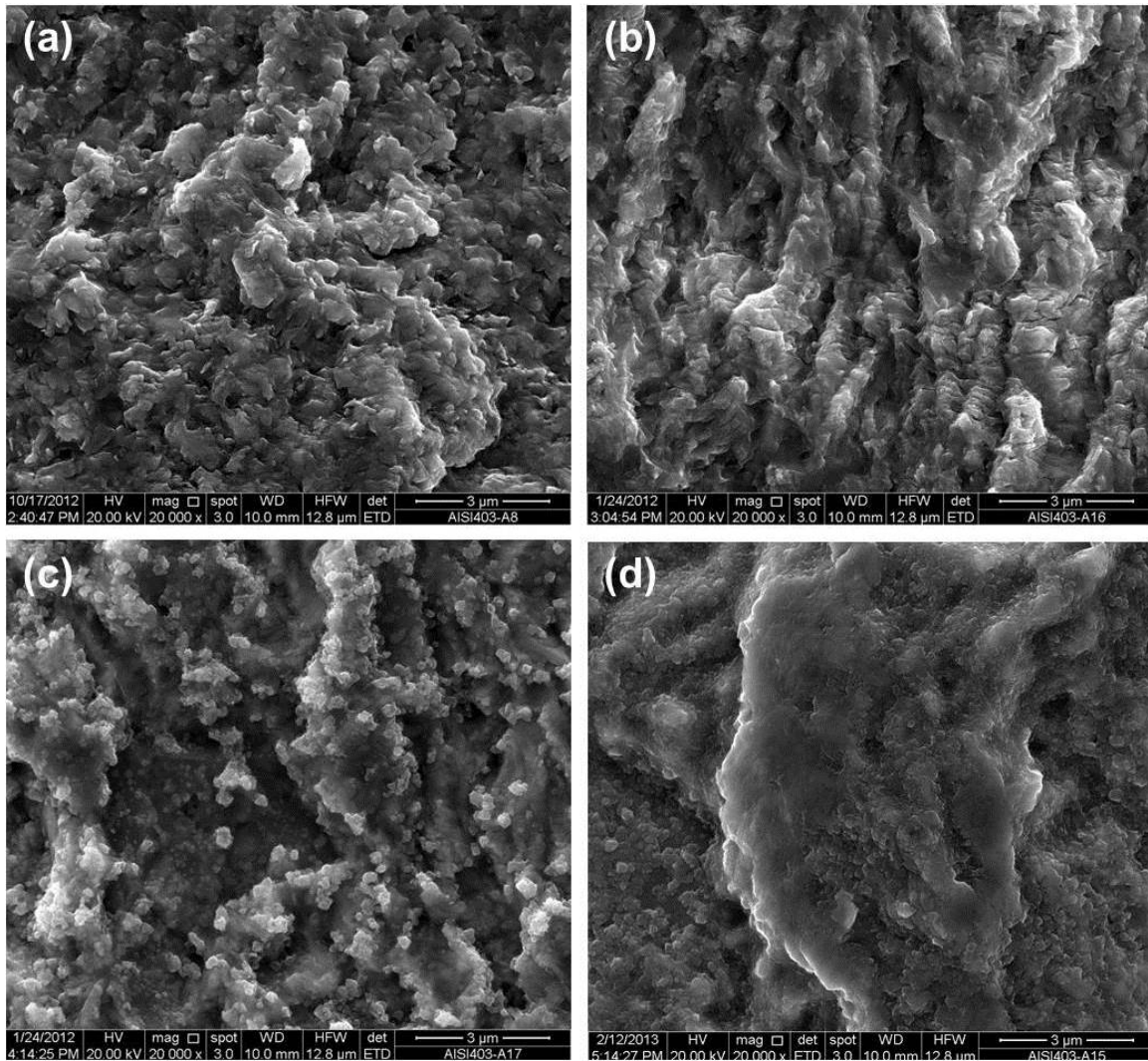


Abbildung 5.14 Bruchflächen nahe dem Schwellwert in Vakuum (a), Luft (b), sauerstofffreier 300 ppb Cl^- (c) und sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung (d) bei $R = 0,05$

Diese sind in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung (Abbildung 5.14d) deutlich ausgeprägter als in 300 ppb Cl^- Lösung (Abbildung 5.14c). Die reichliche Bildung von Oxiden in flüssigen Medien ist ein starkes Indiz für das Auftreten von Risschließung aufgrund von Ablagerungen an den Rissflanken und lässt eine damit einhergehende Verringerung des effektiven Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{eff} vermuten.

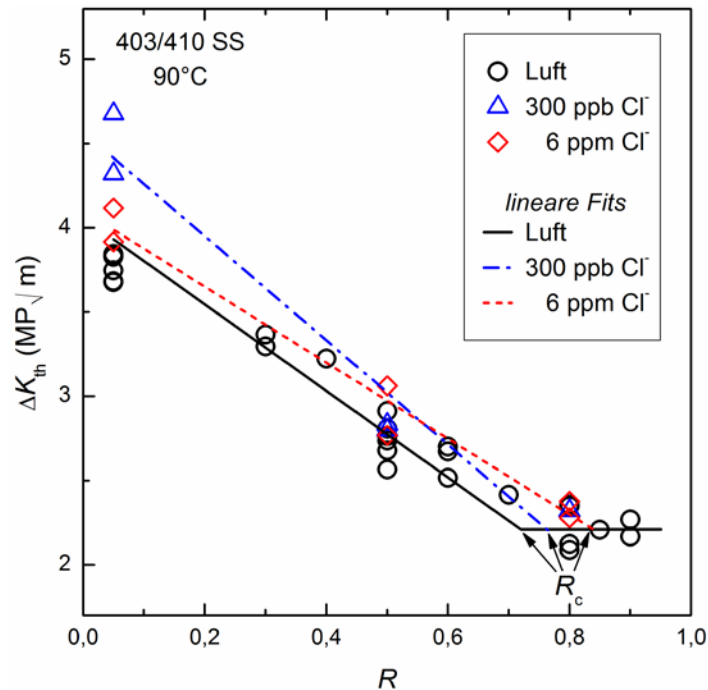


Abbildung 5.15 Abhängigkeit des Schwellwerts ΔK_{th} vom Spannungsverhältnis R [30]

Wird der Zusammenhang zwischen ΔK_{th} und R für die Ergebnisse in wässrigen Lösungen bei 90°C näher untersucht, so kann die Abhängigkeit des Schwellwerts vom Spannungsverhältnis – wie für die Ergebnisse in Luft, siehe Abbildung 5.4 – durch lineare Funktionen beschrieben werden, siehe Abbildung 5.15. Unter der Annahme, dass der effektive Schwellwert $\Delta K_{\text{th,eff}}$ für alle Umgebungsmedien gleich groß ist (siehe Gleichung 5-2), kann die Abhängigkeit des Schwellwerts von R durch folgende Gleichungen parametrisiert werden:

$$\Delta K_{\text{th}} = a - b \cdot R \quad \text{für } R < R_c \quad (5-3)$$

$$\Delta K_{\text{th}} = 2,22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad \text{für } R \geq R_c, \quad (5-4)$$

Dabei ist R_c (c für *closure*) das Spannungsverhältnis, bei dem die abfallende Linie entsprechend Gleichung 5-3 den Wert von $\Delta K_{th} = 2,22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (Gleichung 5-4) erreicht. Es wird angenommen, dass bei diesem Spannungsverhältnis erstmals keine Risschließung mehr auftritt [76]. Die Werte für a , b und R_c sind für Luft und beide Chloridlösungen in Tabelle 5.3 aufgelistet. Wegen der geringen Anzahl an Messdaten in den wässrigen Lösungen (die Versuche wurden bei nur drei R -Werten durchgeführt) sind diese als grobe Abschätzung zu betrachten.

Tabelle 5.3 Parameter a und b für Verhältnis von ΔK_{th} und R und Spannungsverhältnis für Risschließung R_c .

Umgebungsmedium	a	b	Schwellwert für Risschließung R_c
Luft 90°C	4,06	2,57	0,72
300 ppb Cl^- Lösung, 90°C	4,58	3,12	0,76
6 ppm Cl^- Lösung, 90°C	4,11	2,27	0,83

Ein ähnlicher Einfluss des Korrosionsmediums auf den Schwellwert ΔK_{th} wurde bereits von Suresh und Ritchie [77] für bainitischen Cr-Mo Stahl gezeigt. Dieser konnte auf unterschiedliche Oxidschichtdicken, die während der Messungen in feuchter Luft, trockenem Wasserstoff und destilliertem Wasser auf den Bruchflächen entstanden sind, zurückgeführt werden.

Oxidinduzierte Risschließung erklärt jedoch nicht die Kongruenz der Kurven bei unterschiedlichem Sauerstoff- und Chloridgehalt. Es kann davon ausgegangen werden, dass die während der Messungen in sauerstoffgesättigter Chloridlösung erzeugten Oxidschichten deutlich stärker ausgeprägt sind als jene in sauerstofffreier Lösung. Dies ist auch deutlich auf den FE-SEM Aufnahmen sichtbar (siehe Abbildung 5.14c und d).

Rauheitsinduzierte Risschließung

Risschließung aufgrund erhöhter Rauheit der Rissflanken ist ebenfalls eine mögliche Einflussquelle. Selbst bei einer Modus I Ermüdungsbeanspruchung wirken im Schwellwertbereich der Rissausbreitung gemischte Rissöffnungsmodi, die zu einem

Versatz der Oberflächenunebenheiten der Bruchflächen führen [78]. Folglich kommt es zu einem Kontakt der Bruchflächen während des Entlastungsteils der Ermüdungszyklen.

Die Bruchflächen in Abbildung 5.16 zeigen Kontaktpunkte mit Abrieb, die typischerweise während des Zusammentreffens der Rissflanken erzeugt werden. Die Bruchflächen entstanden während der Rissausbreitung nahe dem Schwellwert in Luft (a), sauerstofffreier (b) und sauerstoffgesättigter (c) Flüssigkeit bei 90°C. Während bei $R = 0,05$ und $R = 0,5$ für alle drei Prüfmedien Abrieb gefunden wurde, war solcher bei $R = 0,8$ nur in sauerstoffgesättigter Lösung vorhanden.

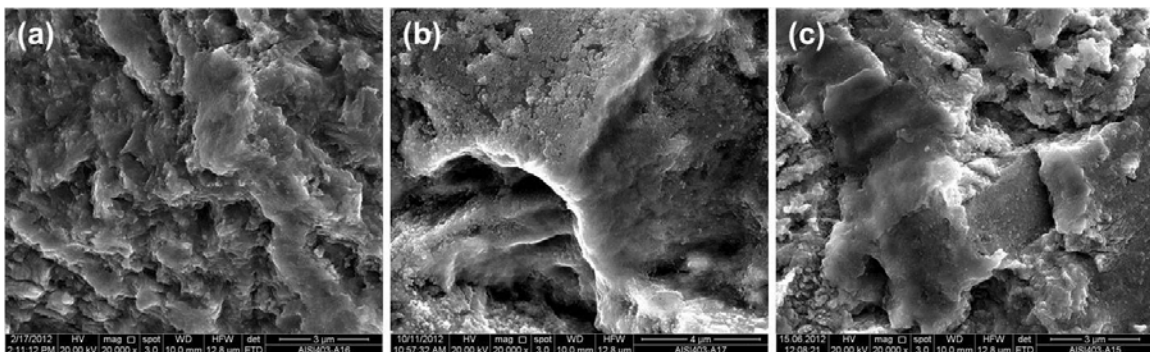


Abbildung 5.16 Kontaktpunkte der Bruchflächen mit Abrieb in Luft ($\Delta K = 3,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,05$) (a), sauerstofffreier 300 ppb Cl^- ($\Delta K = 3,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,5$) (b) und sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung ($\Delta K = 4,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,8$) (c) [29]

Diese Beobachtungen stimmen gut mit den Werten der Spannungsverhältnisse für Rissschließung R_c aus Abbildung 5.15 und Tabelle 5.3 überein. Ausschließlich der Wert für sauerstoffgesättigte 6 ppm Cl^- Lösung von $R_c = 0,83$ liegt über dem Wert von $R = 0,8$ und lässt folglich keinen Kontakt der Rissflanken vermuten.

Abbildung 5.17 zeigt Aufnahmen von Bruchflächen bei vergleichbaren Werten des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors in einigem Abstand zum Schwellwert ΔK_{th} . Eine deutliche Veränderung der Morphologie ist ersichtlich. Bei höheren Vergrößerungen (Abbildung 5.18) sind Anteile an interkristallinem Sprödbbruch und kristallographische Aufspaltungen erkennbar, was üblicherweise ein Zeichen für erhöhte Rissausbreitungsgeschwindigkeiten ist. Jedoch führen diese auch zu einem Anstieg der Rauheit der Rissflanken, was wiederum zu vorzeitiger Rissschließung während der Entlastung beitragen kann und die Rissausbreitungsgeschwindigkeit dadurch verlangsamt.

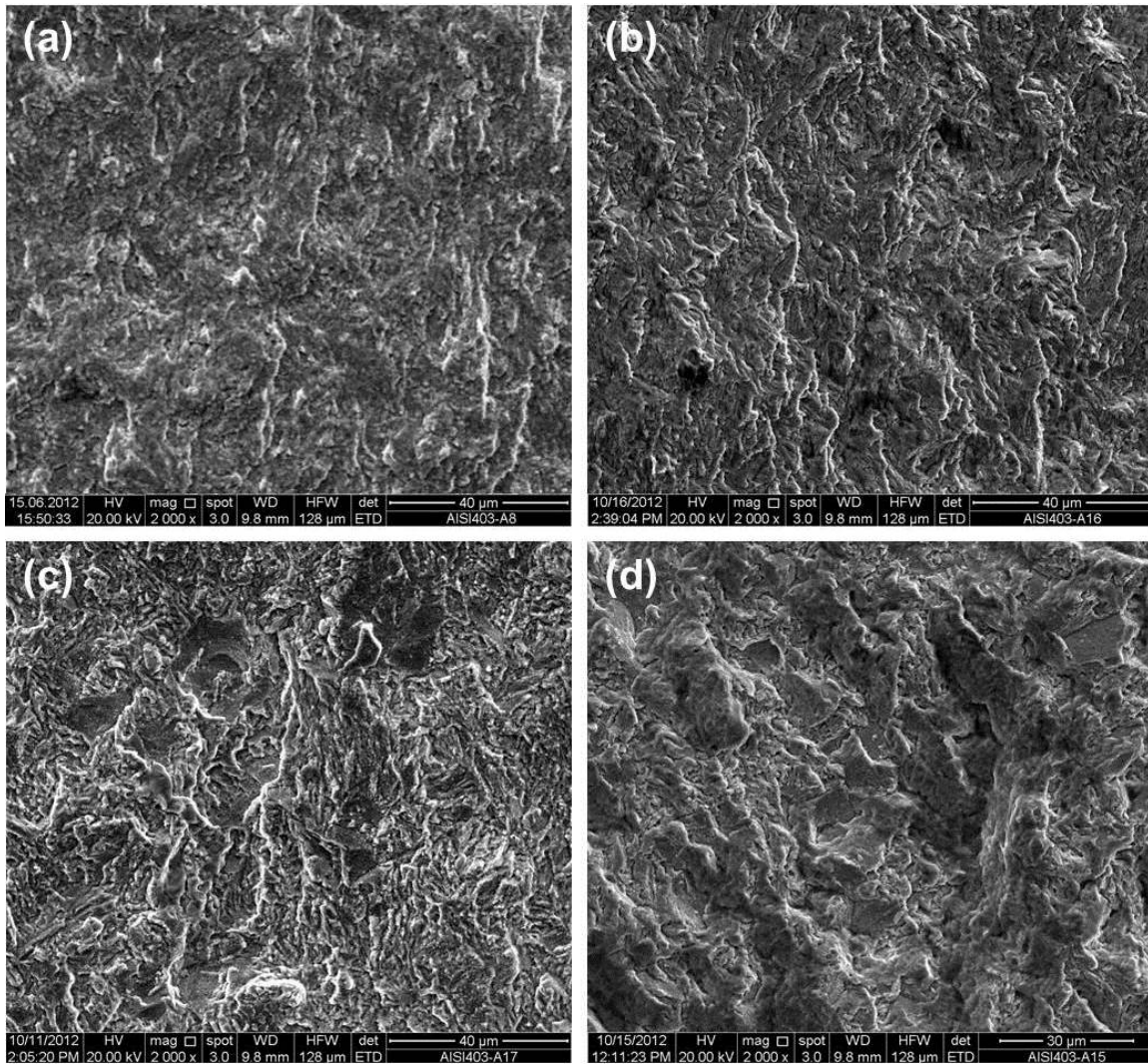


Abbildung 5.17 Bruchflächen bei $\Delta K = 5,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ in Vakuum (a), $\Delta K = 4,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ in Luft (b), $\Delta K = 4,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ in sauerstofffreier 300 ppb Cl^- (c) und $\Delta K = 4,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung (d) bei $R = 0,8$

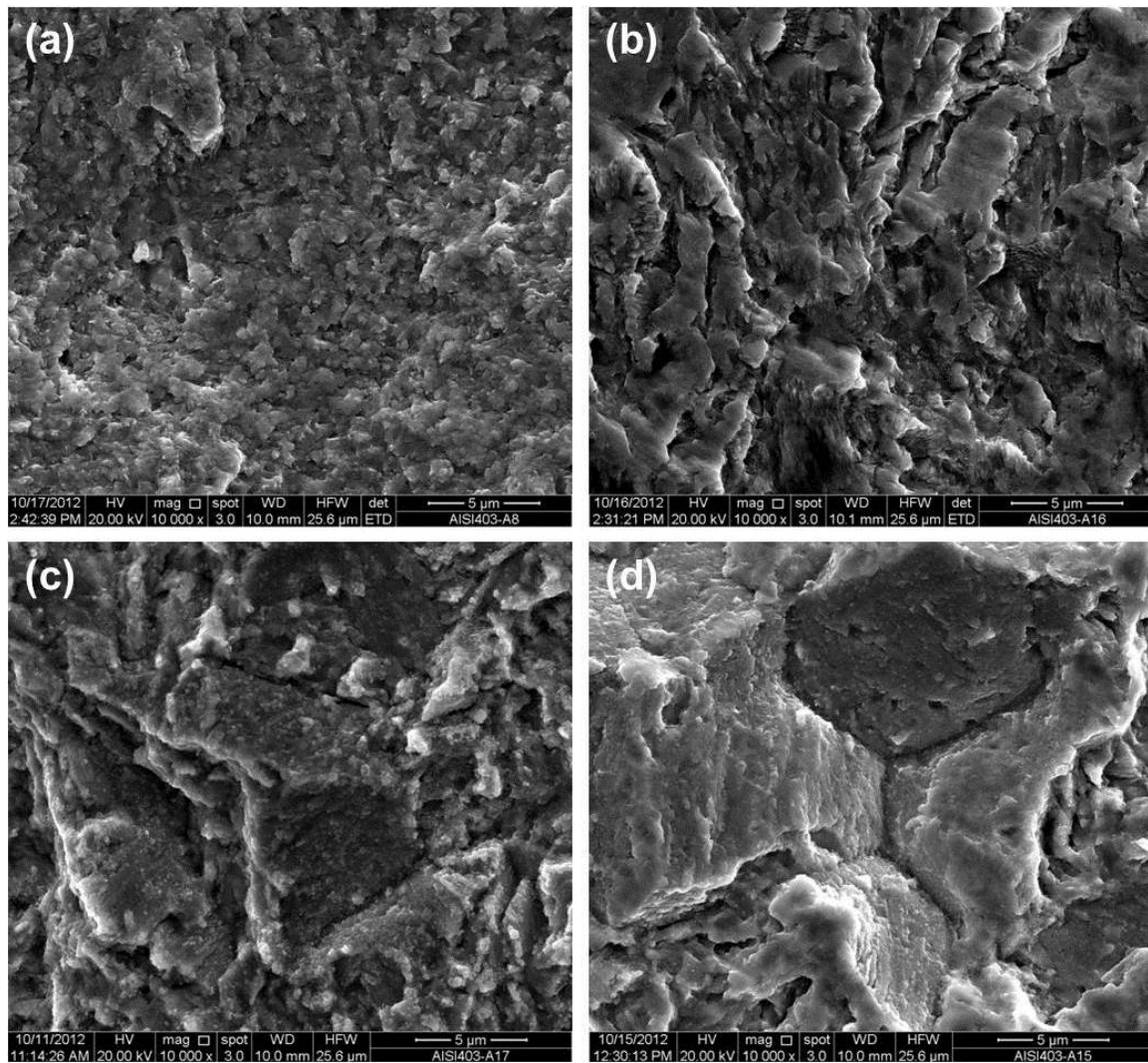


Abbildung 5.18 Bruchflächen bei $\Delta K = 4,72 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ in Vakuum (a), $\Delta K = 4,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ in Luft (b), $\Delta K = 4,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ in sauerstofffreier 300 ppb Cl^- (c) und $\Delta K = 4,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung (d) bei $R = 0,8$

Um die Rauheit der Bruchflächen zu quantifizieren, wurden stereoskopische FE-SEM Aufnahmen gemacht, die eine Wiedergabe der Oberflächentopographie ermöglichen. Mithilfe der kommerziellen Software MeX von Alicona wurden Oberflächenprofile erstellt. Bruchflächen, die in Luft, sauerstofffreiem und sauerstoffgesättigtem Wasser bei vergleichbaren Werten von ΔK entstanden, wurden für R -Werte von 0,05 und 0,8 untersucht. Jeweils vier parallele Profile mit einer Länge von 90 μm wurden in Richtung der Rissausbreitung erfasst.

In ihrem Modell der rauheitsinduzierten Rissschließung verwendeten Suresh und Ritchie [78] das Verhältnis von Höhe und Weite der Oberflächenunebenheit als dominanten Rauheitsparameter. Dieses Modell nimmt eine idealisierte Bruchfläche mit sägezahnförmigem Profil an, was eine stark geometrische Vereinfachung darstellt, die mit der tatsächlichen Form von Bruchflächen wenig gemein hat. Demgegenüber schlugen sowohl Wasén und Heier [79] als auch Wang und Müller [80] vor, die Standardabweichung der Höhenverteilung der Bruchflächenunebenheiten zu verwenden. Dieser Parameter entspricht dem quadratischen Mittelwert der Höhen des Primärprofils P_q :

$$P_q = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (Y'_i - \bar{Y}')^2} \quad (5-5)$$

mit n Höhen Y' entlang der Referenzlinie und dem arithmetischen Mittel der Höhen \bar{Y}' .

Die Werte für P_q der untersuchten Bruchflächen sind in Tabelle 5.4 zusammengefasst. Man sieht, verglichen mit Luft, eine deutliche Erhöhung der Rauheit im Wasser – unabhängig davon, ob die Bruchflächen kurz vor dem Rissstillstand ($R = 0,05$ und $R = 0,8$) oder bei etwas höheren Werten für ΔK untersucht wurden. Die Ergebnisse untermauern die Annahme einer rauheitsinduzierten Rissschließung als einen maßgeblichen Effekt, die neben der oxidinduzierten Rissschließung zu einer Verlangsamung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit in den Flüssigkeiten führt.

Messungen und Auswertung der Rauheit wurden von Andrea Perlega und Ulrike Karr durchgeführt.

Tabelle 5.4 P_q als Parameter für die Rauheit der Bruchflächen [30]

Umgebungsmedium	$R = 0,05$ $\Delta K = 4,7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}^\dagger$	$R = 0,8$ $\Delta K = 2,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}^\dagger$	$R = 0,8$ $\Delta K = 4,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$
Luft 90°C	0,64	0,74	1,25
300 ppb Cl^- Lösung, 90°C	1,07	0,96	1,84
6 ppm Cl^- Lösung, 90°C	1,07	1,13	1,80

[†] Werte für ΔK nahe dem Schwellwert ΔK_{th}

Weitere Einflüsse der Rissschließung

Vergleicht man nochmals die Schwellwerte ΔK_{th} der Messungen bei Raumtemperatur in Vakuum, Luft und demineralisiertem Wasser (siehe Abbildung 5.9 und Tabelle 5.2) unter dem Aspekt der Rissschließung, so kann das Verhalten für unterschiedliche R -Werte wie folgt erklärt werden: Beim Zusammentreffen der Rissflanken wird während der zyklischen Entlastung ein Abrieb erzeugt und dies umso mehr, je geringer der R -Wert ist [57]. Bei einem Spannungsverhältnis von 0,05 führt dies in demineralisiertem Wasser und 300 ppb Cl^- Lösung zu einer Blockade des Risswachstums bei einem Wert von ΔK_{th} , der sogar höher ist als in Vakuum. Bei $R = 0,8$ hingegen fällt der Abrieb deutlich geringer aus, was folglich ein Risswachstum auch unter dem Schwellwert von Luft ermöglicht.

Die in Flüssigkeiten ermittelten Schwellwerte (Abbildung 5.10 und Tabelle 5.2) zeigen ein divergentes Verhalten bei hohen und niedrigen R -Werten. Während bei $R = 0,05$ der Schwellwert ΔK_{th} für sauerstoffgesättigte 6 ppm Cl^- Lösung am geringsten und für demineralisiertes Wasser am höchsten ist, ist der Wert bei $R = 0,8$ für letzteres am niedrigsten. Es sei nochmals darauf hingewiesen, dass der Sauerstoffgehalt – wegen der höheren Löslichkeit bei niedrigeren Temperaturen – während der Messung in demineralisiertem Wasser bei Raumtemperatur deutlich höher lag als in den wässrigen Lösungen bei 90°C. Dies führt zwar einerseits zu der bereits erwähnten Rissschließung aufgrund oxidischen Abriebs, die eine Erhöhung von ΔK_{th} bei kleinen R -Werten bewirkt. Andererseits ist eine Erhöhung der Korrosivität gegeben, welche als starke Triebkraft der Rissausbreitung der konkurrierenden Rissschließung entgegenwirkt. Mit zunehmendem R -Wert kann dies – wegen der höheren Angriffsfähigkeit an der Rissfront

– zum weiteren Absinken von ΔK_{th} führen. Um diese divergierenden Einflüsse eingehender zu untersuchen, müssten jedoch weitere Messungen in Flüssigkeiten mit z.B. höherem Anteil an Chlorid durchgeführt werden.

Weitere Rückschlüsse auf das Wirken von Riss-schließungseffekten können aufgrund der geringsten gemessenen Rissausbreitungsgeschwindigkeiten $(da/dM)_{min}$ gezogen werden. Tabelle 5.5 fasst die Werte für die unterschiedlichen Umgebungsmedien zusammen. Wie man sieht, kann Rissausbreitung in Vakuum bis zu einer minimalen Rate von 2×10^{-13} m/LW stattfinden, wohingegen der gemessene Wert in demineralisiertem Wasser etwa doppelt so hoch ist. In allen anderen Umgebungsmedien liegen die gemessenen Geschwindigkeiten deutlich höher (3×10^{-12} m/LW). Eine wahrscheinliche Erklärung für die geringe Rissausbreitungsgeschwindigkeit in Vakuum ist das Fehlen von oxid- oder rauheitsinduzierter Riss-schließung. Folgt man dieser Annahme, so müsste jedoch die minimal mögliche Rissgeschwindigkeit in demineralisiertem Wasser deutlich höher liegen, als in allen anderen flüssigen Umgebungen. Doch dies ist nicht der Fall (siehe Abbildung 5.10), was wiederum die Wirkung entgegengesetzter Triebkräfte nahe legt.

Tabelle 5.5 Geringste gemessene Rissausbreitungsgeschwindigkeiten $(da/dM)_{min}$

Umgebungsmedium	$(da/dM)_{min}$ (m/LW)
Vakuum, 22°C	2×10^{-13}
Luft, 22°C	3×10^{-12}
Luft 90°C	3×10^{-12}
Demineralisiertes Wasser, 22°C	4×10^{-13}
300 ppb Cl^- Lösung, 90°C	3×10^{-12}
6 ppm Cl^- Lösung, 90°C	3×10^{-12}

5.2 WÖHLERVERSUCHE

Es wurden Wöhlerversuche unter verschiedenen Bedingungen durchgeführt. Die Einflussgrößen waren:

– *Versuchsumgebung:*

Raumluft, sauerstoffgesättigte wässrige Lösungen mit 6 ppm Cl^- und sauerstofffreie wässrige Lösung mit 300 ppb Cl^- . Die Temperatur betrug jeweils 90°C.

– *Spannungsverhältnis R:*

Versuche bei R-Werten von -1, 0,05, 0,5 und 0,8.

– *Oberflächenbeschaffenheit:*

Bei 94 von insgesamt 156 Proben wurden Korrosionslöcher als Rissinitiationsstelle eingebracht. Die Lochgröße ist über die Tiefe a definiert. Es wurden Korrosionslöcher mit 50 μm , 100 μm und 250 μm Tiefe und einer Toleranzabweichung von $\pm 10\%$ verwendet. Proben mit Korrosionslöchern, die von dieser Spezifikation abwichen, wurden nicht in die Auswertung dieses Abschnitts aufgenommen. Proben, bei denen keine Korrosionslöcher eingebracht wurden, werden im Folgenden als glatt bezeichnet.

Ermüdungsversuche, die nicht zum Bruch der Probe (sogenannte Durchläufer) führten, sind in den Diagrammen mit Pfeilen gekennzeichnet.

Die Wöhlerversuche wurden sowohl mit Material R als auch mit Material W durchgeführt. In den Diagrammen ist das jeweils verwendete Material angegeben.

Die Bruchflächen der ermüdeten Proben wurden mittels SEM (bzw. FE-SEM) untersucht. Durchläufer wurden hierfür bei höheren Spannungen ermüdet, um einen Bruch zu erzeugen. Die so gewonnenen zusätzlichen Messergebnisse für glatte Proben wurden in die Wöhler-Diagramme aufgenommen, da diese keine Abweichung zu denen zuvor unbelasteter Proben erkennen ließen. Korrosionslochbehaftete Durchläufer zeigten teilweise eine deutlich längere Lebensdauer, wenn sie bei höheren Spannungen bis zum Bruch ermüdet wurden. Deshalb wurden diese Ergebnisse als nicht aussagekräftig erachtet und nicht in die Wöhlerdiagramme aufgenommen.

5.2.1 Versuche in Luft

Versuche mit glatten Proben

Die Ergebnisse der Wöhlerversuche mit glatten Proben bei R -Werten von -1, 0,05, 0,5 und 0,8 sind in Abbildung 5.19 dargestellt. Eine deutliche Verringerung der Dauerfestigkeit mit zunehmendem Spannungsverhältnis ist ersichtlich. Der Großteil der Versuche wurde mit Material R durchgeführt, bis auf einzelne Messungen bei $R = 0,5$ mit Material W. Die Dauerfestigkeit von Material W liegt um 8% unter der von Material R.

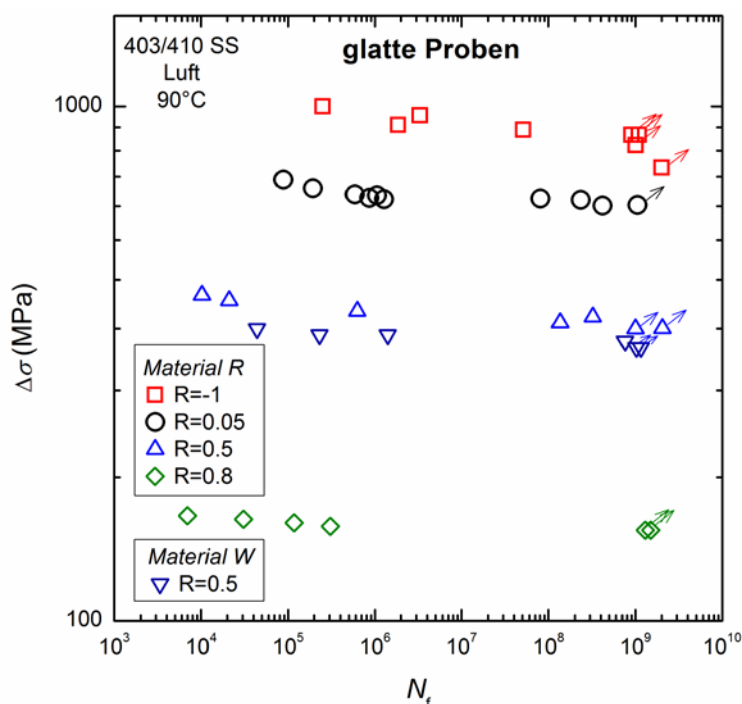


Abbildung 5.19 Wöhlerkurven glatter Proben für Luft bei 90°C

Untersuchungen der Bruchflächen zeigten, dass bei Spannungsverhältnissen von $R = -1$ und $R = 0,05$ die Risseinleitung vorwiegend an der Probenoberfläche stattfand. Am Ort der Rissinitiierung wurden meist Einschlüsse gefunden, die mittels energiedispersiver Röntgenanalyse (EDX) im FE-SEM untersucht und ausschließlich als Al_2O_3 identifiziert wurden. Die Größe der untersuchten Einschlüsse lag zwischen $3\ \mu\text{m}$ und $15\ \mu\text{m}$. Abbildung 5.20 zeigt Aufnahmen von Bruchflächen mit Einschlüssen. Bei $R = 0,05$ fand die Risseinleitung bei zwei Proben im Inneren statt. Die Bruchlastspielzahl lag jeweils über 10^8 LW. Es wurden typische „Fischaugen“-Brüche (*fish-eye fracture*) mit feingranularem Bereich am Ort der initialen Rissausbreitung gefunden, siehe Abbildung 5.21.

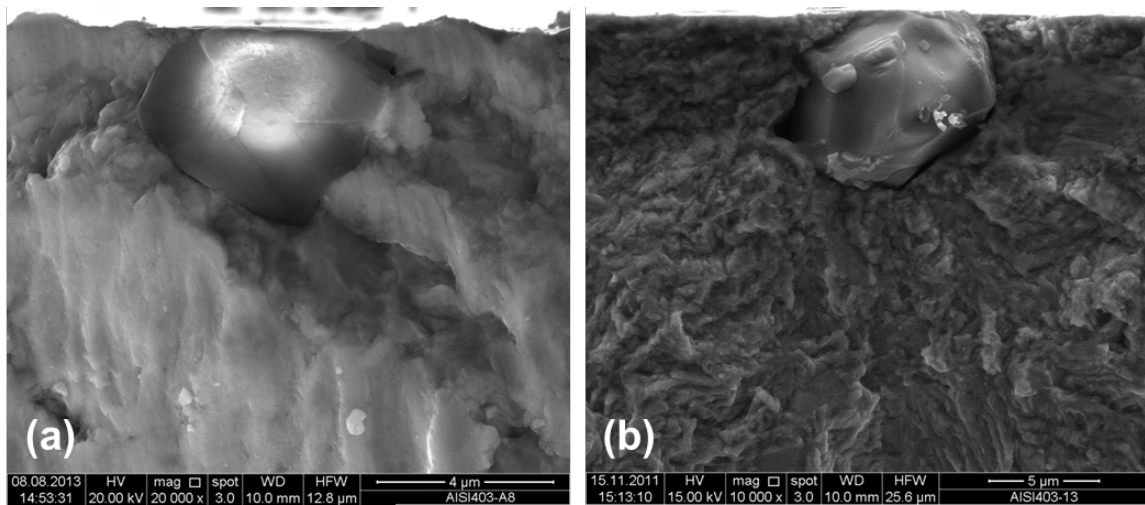


Abbildung 5.20 Bruchflächen mit Al_2O_3 Einschlüssen nach Messungen in Luft (90°C) bei $R = -1$ ($\Delta\sigma = 1000 \text{ MPa}$, $N_f = 2,52 \times 10^5$) (a) und $R = 0,05$ ($\Delta\sigma = 672 \text{ MPa}$, $N_f = 1,06 \times 10^6$) (b) (Material R)

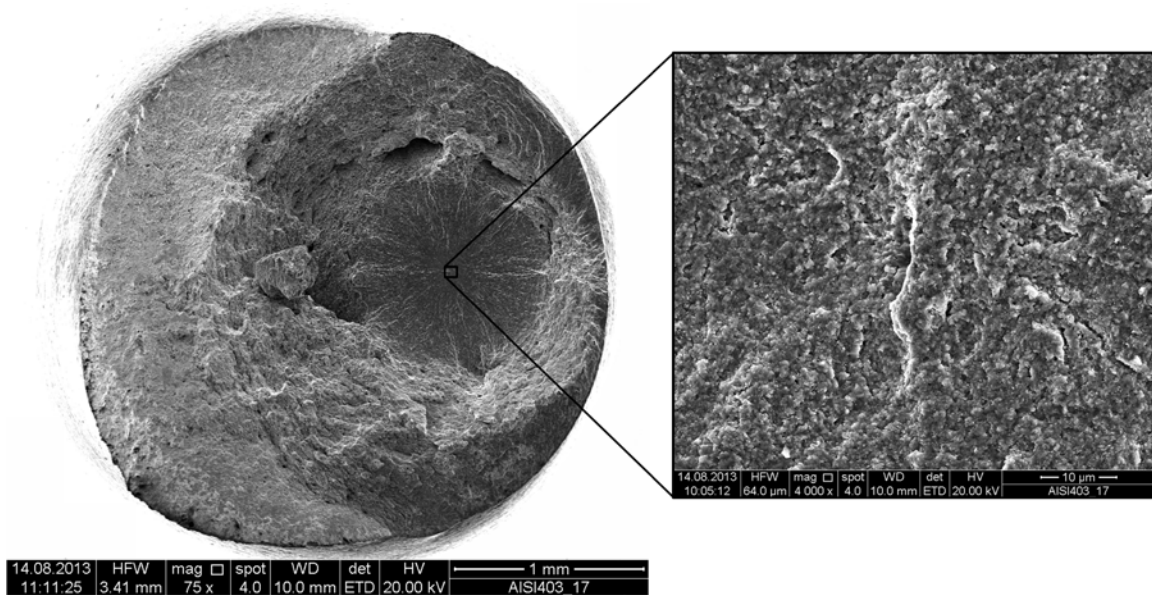


Abbildung 5.21 Bruchfläche nach Messungen in Luft (90°C) bei $R = 0,05$ ($\Delta\sigma = 658 \text{ MPa}$, $N_f = 2,35 \times 10^8$) mit Vergrößerung der Risseinleitungsstelle im Inneren der Probe (Material R) [31]

An den Initiierungsstellen wurden weder Einschlüsse gefunden, noch wurde eine Inhomogenität des Gefüges festgestellt.

Bei R -Werten von 0,5 und 0,8 ging der Ermüdungsbruch mit hoher plastischer Verformung einher. Die Bruchflächen zeigten keine ersichtlichen Spuren von Ermüdungsrissausbreitung, sondern ein für Zugversuchsproben typisches Erscheinungsbild. Ein „Teller-Tasse“-förmiger Bruch (*cup-and-cone fracture*) mit ausgeprägter Einschnürung und einer kreisförmigen ebenen Fläche parallel zur Belastungsrichtung ist erkennbar. Dieses Phänomen wird häufig bei Ermüdung unter hohen Spannungsverhältnissen beobachtet – z.B. in 12% Chrom-stahl [81], 9-12% Chromstahl [82] oder auch Vergütungsstahl mit 0,45% Kohlenstoff [83] – und tritt bei hohen R -Werten auf, bei denen die maximalen Spannungen σ_{\max} die Dehngrenze während der Ermüdung deutlich überschreiten. Dies führt zu zyklischem Kriechen (*cyclic creep/ratcheting*) und dem beobachteten typischen Bruchverhalten. Selbst Proben, die nach mehr als 10^8 LW brachen, zeigten dieses hohe Maß an plastischer Verformung. In Abbildung 5.22 ist eine durch zyklisches Kriechen erzeugte Bruchfläche dargestellt. Die Vergrößerung links oben zeigt wabenförmige Strukturen und Hohlräume um Einschlüsse in der senkrecht zur Belastungsrichtung entstandenen Bruchfläche. Am Rand sind Scherlippen sichtbar, deren Vergrößerung (rechts oben) Scherwaben erkennen lässt.

Versuche mit lochfraßbehafteten Proben

Abbildungen 5.23 und 5.24 zeigen die Ergebnisse der Wöhlerversuche bei $R = 0,05$ bzw. $R = 0,5$ mit lochfraßbehafteten Proben. Zum Vergleich sind auch die Ergebnisse glatter Proben aus Abbildung 5.19 mit dargestellt. Wie erwartet, ist ein deutlicher Abfall der Dauerfestigkeit mit zunehmender Korrosionslochgröße erkennbar. Im Gegensatz zu glatten Proben wurde kein Einfluss des Probenmaterials auf die zyklische Festigkeit beobachtet. Zwar liegt die Dauerfestigkeit für 100 μm tiefe Korrosionslöcher bei $R = 0,05$ für Material R um 10 MPa niedriger als für Material W (Abbildung 5.23), bei $R = 0,5$ verhält es sich jedoch genau umgekehrt (Abbildung 5.24). Es handelt sich also nicht um einen Materialeinfluss, sondern um eine Streuung der Messergebnisse.

Die mikroskopische Untersuchung der Durchläufer-Proben zeigte, dass an allen Korrosionslöchern kurze Risse (*non-propagating short cracks*) gebildet wurden.

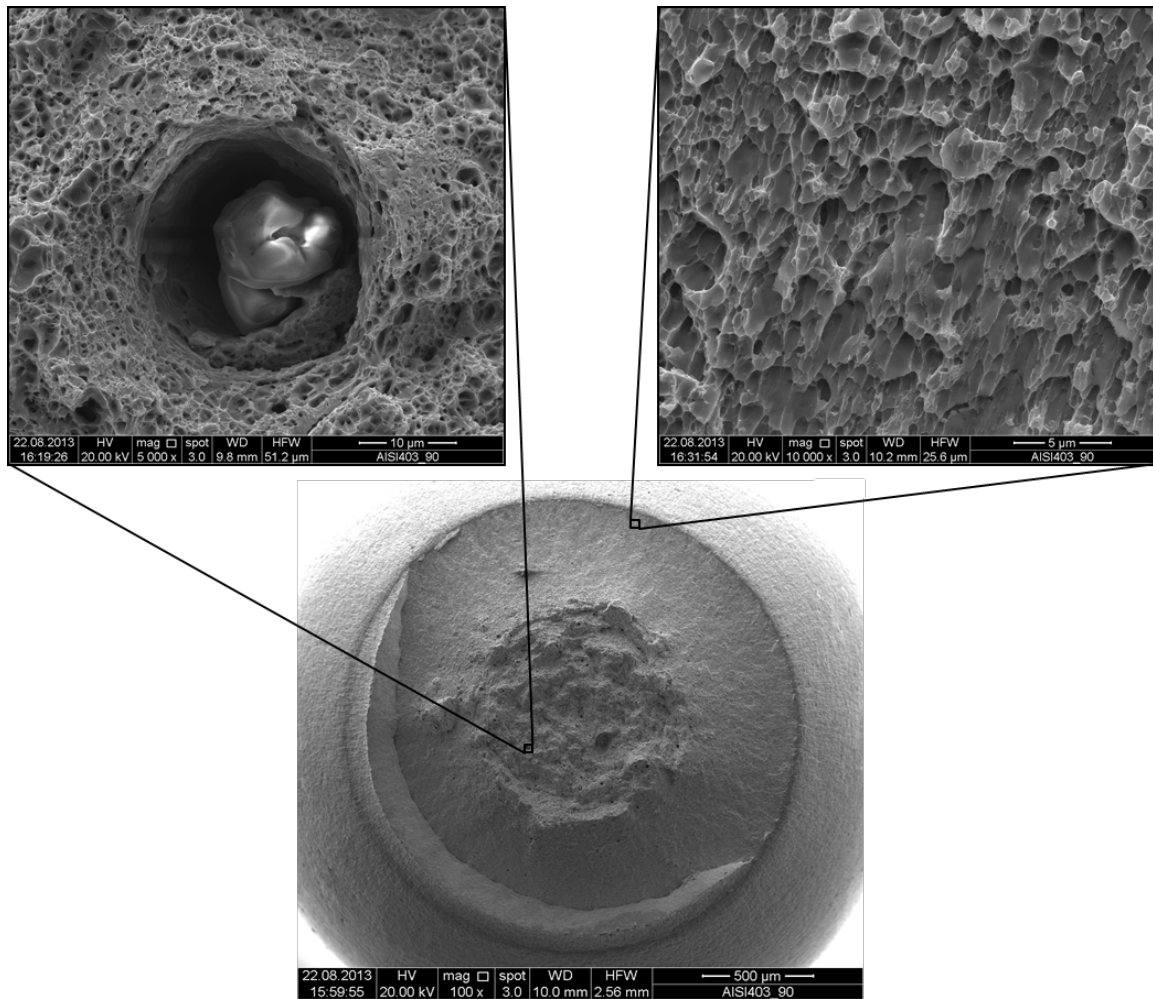


Abbildung 5.22 Bruchfläche mit hoher plastischer Verformung nach Messungen in Luft (90°C) bei $R = 0,5$ ($\Delta\sigma = 380$ MPa, $N_f = 1,36 \times 10^8$) mit Vergrößerungen der Bruchfläche (Material R) [31]

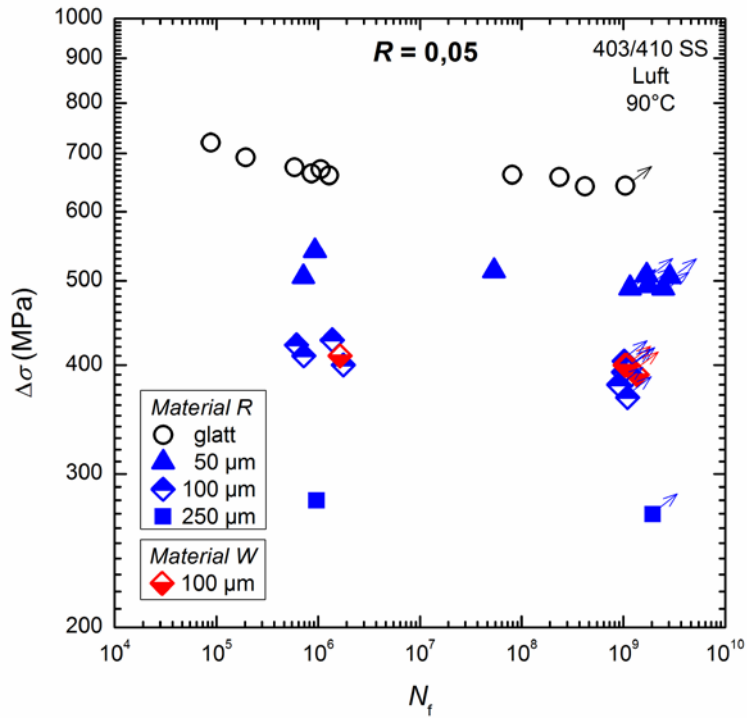


Abbildung 5.23 Wöhlerkurven bei $R = 0,05$ für Luft bei 90°C

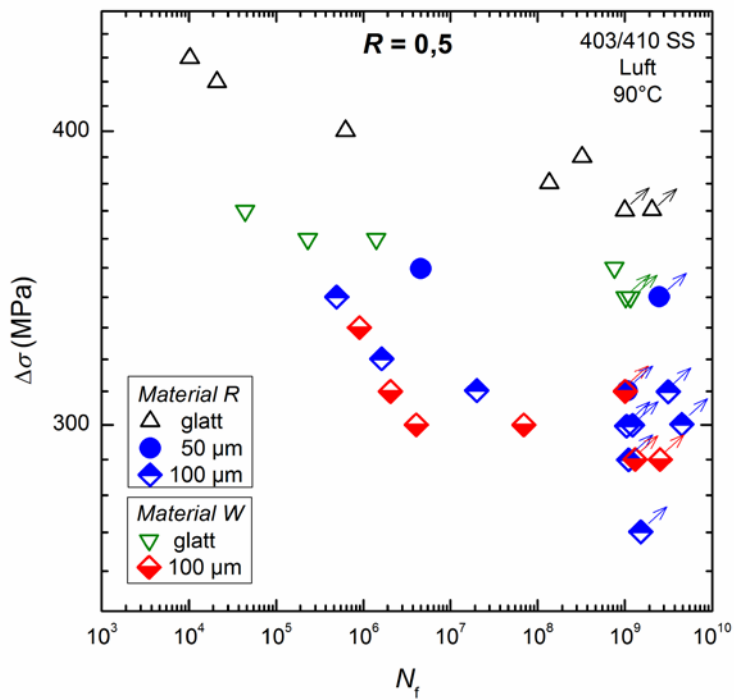


Abbildung 5.24 Wöhlerkurven bei $R = 0,5$ für Luft bei 90°C

Alle Brüche bei $R = 0,05$ erfolgten durch Rissinitiierung am Korrosionsloch mit darauf folgender Rissausbreitung bis zum Bruch – unabhängig von der Lochgrößen ($a = 50\text{--}250\ \mu\text{m}$). Dagegen wurden bei $R = 0,8$ ausschließlich *cup-and-cone* Brüche mit hoher plastischer Verformung gefunden, wobei das Versagen nicht von den Korrosionslöchern ($a = 100\ \mu\text{m}$) ausging – obwohl an diesen kurze Risse gefunden wurden. Aus diesem Grund werden die Ergebnisse bei $R = 0,8$ nicht in einem Wöhlerdiagramm dargestellt. Versuche mit $100\ \mu\text{m}$ tiefen Löchern bei $R = 0,5$ führten ausschließlich zum Versagen durch Rissinitiierung an diesen. Bei Korrosionslöchern mit Tiefen von $50\ \mu\text{m}$ wurde bei einer Probe ein *cup-and-cone* Bruch beobachtet, der andere Bruch ging vom Korrosionsloch aus.

Abbildung 5.25 zeigt FE-SEM Aufnahmen einer Probe mit einem $50\ \mu\text{m}$ tiefen Korrosionsloch, die bei $R = 0,5$ ermüdet wurde. Diese Probe wurde zuerst bei einer Spannung unter der Dauerfestigkeit ermüdet, wobei ein kurzer Riss erzeugt wurde (siehe Vergrößerung). Während der darauffolgenden Belastung bei höherer Spannung trat zyklisches Kriechen auf. Der Bruch erfolgte in deutlichem Abstand zum Korrosionsloch und ging mit hoher plastischer Verformung einher.

Diese Beobachtung lässt auf das Vorhandensein einer kritischen Korrosionslochgröße schließen, ab welcher der zum Bruch führende Ermüdungsriss vom Korrosionsloch ausgeht. Die kritische Größe ist vom Spannungsverhältnis abhängig und markiert den Übergang von zyklischem Kriechen zu „normaler“ Ermüdung. Das Auftreten von zyklischem Kriechen ist primär von der Maximalspannung σ_{\max} abhängig, die während der Ermüdung aufgebracht wird. Im vorliegenden Fall bedeutet dies, dass ein $100\ \mu\text{m}$ tiefes Loch die Dauerfestigkeit bei $R = 0,5$ bereits soweit herabsetzt, dass die maximal auftretenden Spannungen nicht mehr zu zyklischem Kriechen führen. Die kritische Größe liegt bei etwa $50\ \mu\text{m}$, bei der die erwähnten Bruchmechanismen (zyklisches Kriechen und „normale“ Ermüdung) beobachtet wurden. Bei $R = 0,8$ liegt die kritische Größe offensichtlich über $100\ \mu\text{m}$.

Zwei Bruchflächen mit $100\ \mu\text{m}$ tiefen Korrosionslöchern sind in Abbildungen 5.26 (Material R) und 5.27 (Material W) abgebildet. Eine Vergrößerung des Lochrandes (Bilder links oben) zeigt duktile transkristalline Rissausbreitung. Im Abstand von ca. $100\ \mu\text{m}$ vom Korrosionsloch wurden sowohl sekundäre Risse (Vergrößerungen rechts oben) als auch transkristalline Spaltbrüche (rechts unten) gefunden.

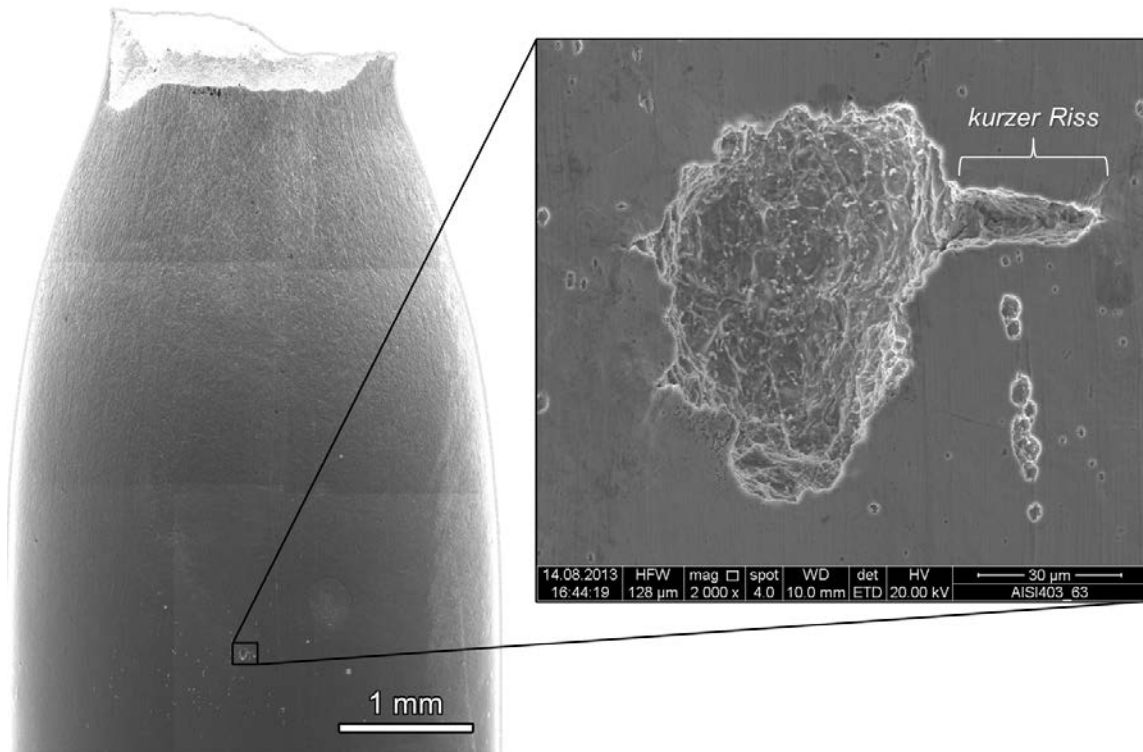


Abbildung 5.25 Korrosionsloch mit kurzen Rissen (erzeugt während der Ermüdung unter der Dauerfestigkeit bei $\Delta\sigma = 310$ MPa, $N = 1,05 \times 10^9$, $R = 0,5$) und *cup-and-cone* Bruch nach Belastung bei höherer Spannung ($\Delta\sigma = 370$ MPa, $N_f = 6,73 \times 10^4$, $R = 0,5$) (Material R) [31]

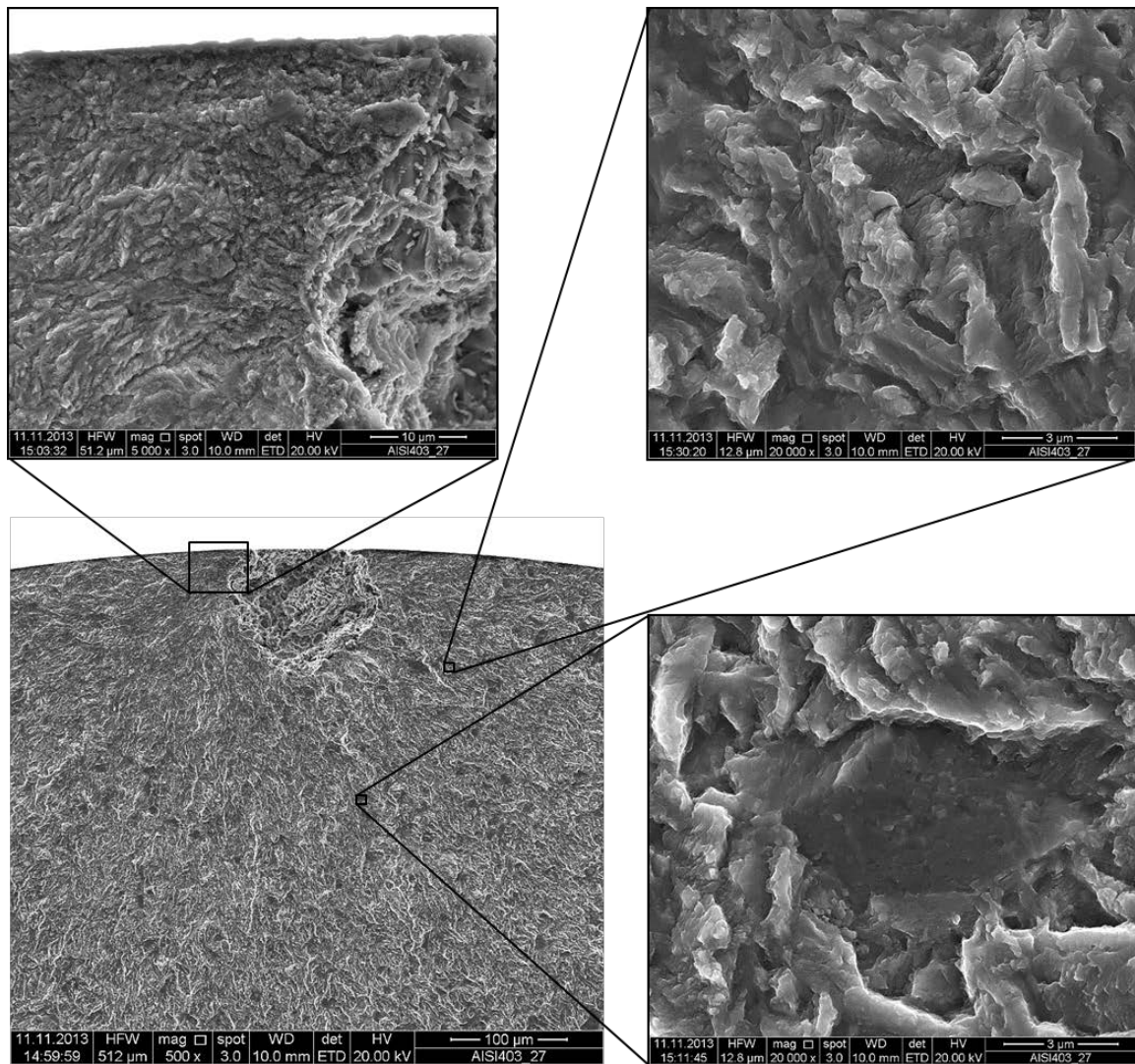


Abbildung 5.26 Bruchfläche mit Korrosionsloch in Luft (90°C) bei $R = 0,05$ ($\Delta\sigma = 428$ MPa, $N_f = 1,37 \times 10^6$) (Material R)

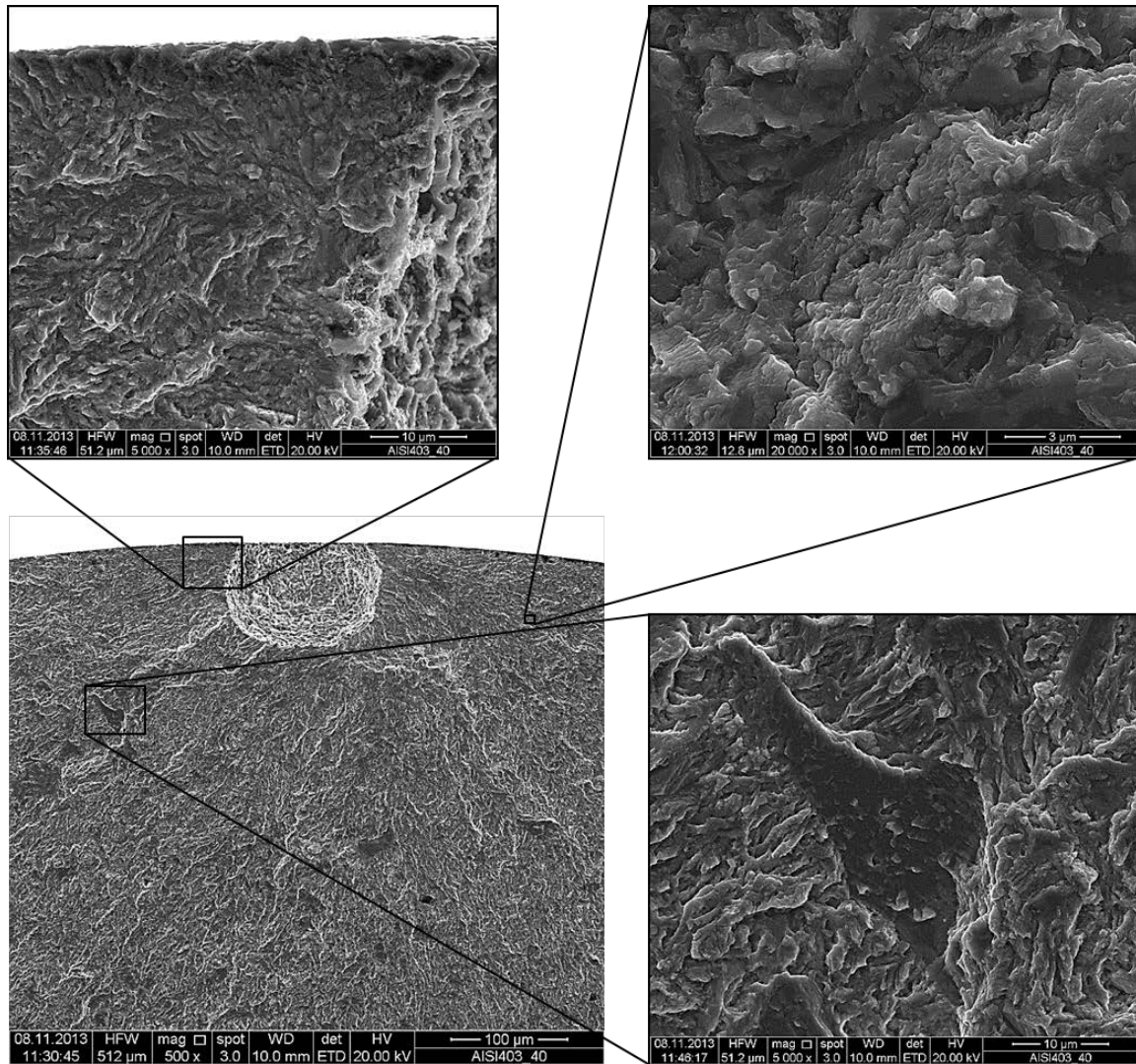


Abbildung 5.27 Bruchfläche mit Korrosionsloch in Luft (90°C) bei $R = 0,05$ ($\Delta\sigma = 410$ MPa, $N_f = 1,63 \times 10^6$) (Material W)

5.2.2 Versuche in sauerstofffreier 300 ppb Cl⁻ Lösung

Messungen in sauerstofffreier 300 ppb Cl⁻ Lösung wurden bei $R = 0,5$ mit Material W durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.28 dargestellt. Man erkennt auch hier eine deutliche Reduktion (21%) der Dauerfestigkeit für korrosionslochbehaftete Proben.

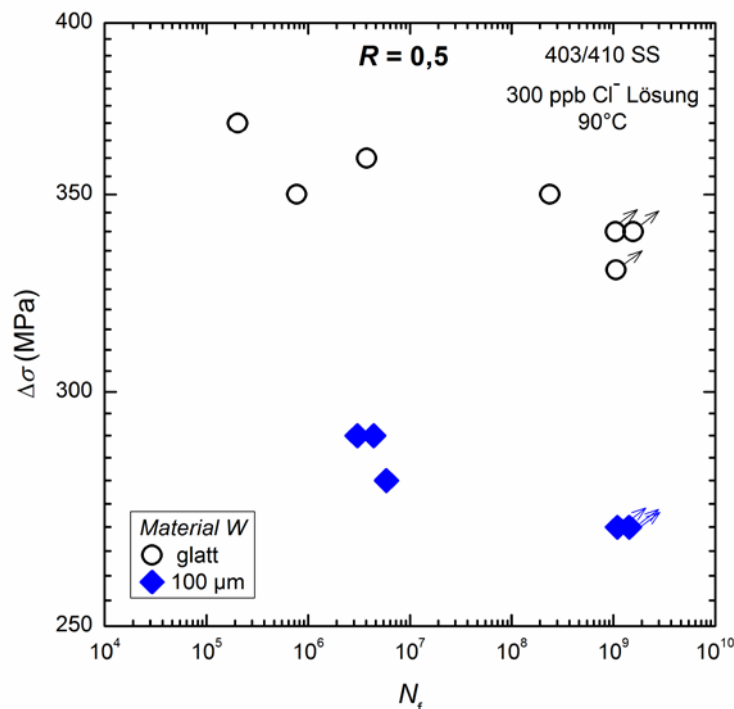


Abbildung 5.28 Wöhlerkurven bei $R = 0,5$ für sauerstofffreie wässrige Lösung mit 300 ppb Cl⁻

Versuche mit glatten Proben

Untersuchungen der Bruchflächen glatter Proben zeigten bei zwei Proben, deren Bruchlastspielzahl N_f unter 10^6 lag, Versagen aufgrund zyklischen Kriechens. Zwei weitere Proben ($N_f = 3,75 \times 10^6$ bzw. $2,38 \times 10^8$) zeigten typische Ermüdungsbrüche ausgehend von Einschlüssen (siehe Abbildung 5.29). EDX Analysen mittels FE-SEM identifizierten diese als $\text{MnO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$.

Versuche mit lochfraßbehafteten Proben

Abbildung 5.30 zeigt eine Bruchfläche mit Korrosionsloch. Eine Vergrößerung des linken Lochrandes zeigt Mischbruch mit vorwiegend duktilem Anteil und kleine Bereiche mit sprödem Spaltbruch. Es wurden auch größere Bereiche mit Spaltbruch beobachtet, welche sich über die Dimension ganzer Körner erstrecken (siehe Vergrößerung rechts).

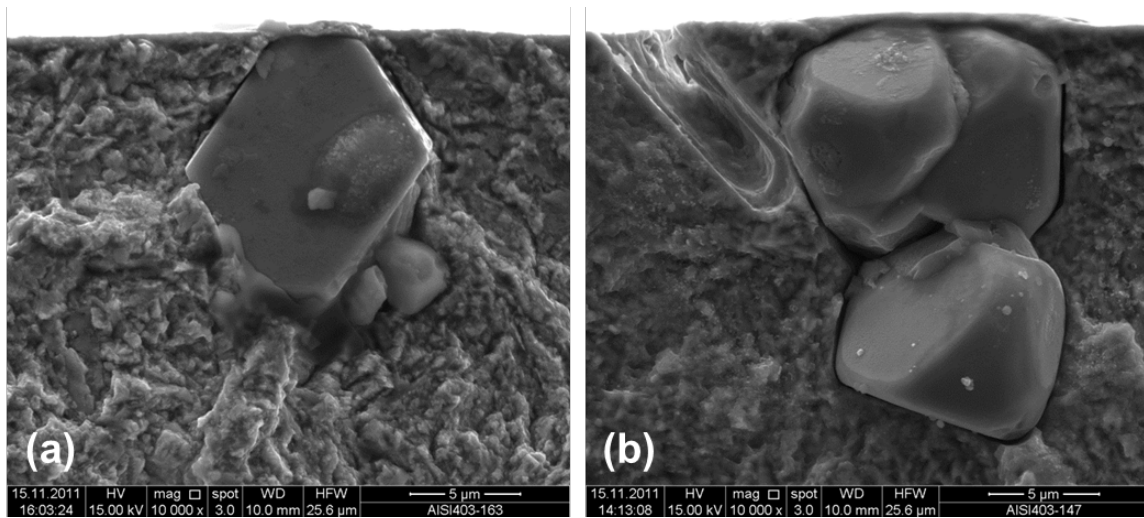


Abbildung 5.29 Bruchflächen mit $\text{MnO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ Einschlüssen nach Messungen in sauerstofffreier wässriger Lösung mit 300 ppb Cl^- bei $R = 0,5$ ($\Delta\sigma = 330 \text{ MPa}$, $N_f = 3,75 \times 10^6$) (a) und ($\Delta\sigma = 350 \text{ MPa}$, $N_f = 2,38 \times 10^8$) (b) (Material W)

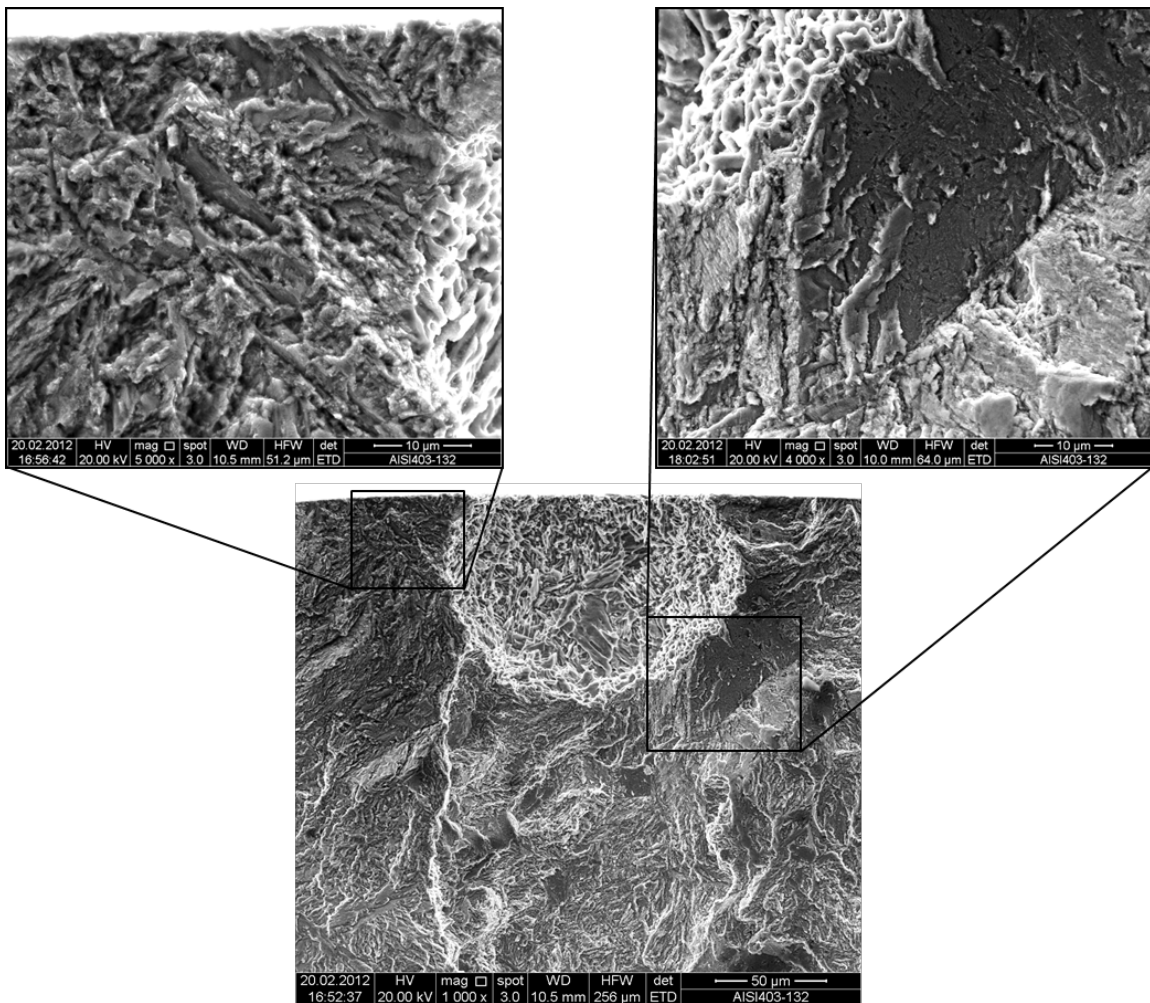


Abbildung 5.30 Bruchfläche mit Korrosionsloch in sauerstofffreier wässrige Lösung mit 300 ppb Cl^- bei $R = 0,5$ ($\Delta\sigma = 290 \text{ MPa}$, $N_f = 3,03 \times 10^6$) (Material W)

Im Gegensatz zu Messungen in Luft (siehe Abbildung 5.27) wurden Spaltbrüche bereits in unmittelbarer Umgebung des Korrosionslochs gefunden, was eine Versprödung des Materials aufgrund von interstitiellem Wasserstoff vermuten lässt.

5.2.3 Versuche in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl⁻ Lösung

Versuche mit glatten Proben

Versuche mit glatten Proben wurden bei R -Werten von 0,05, 0,5 und 0,8 durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.31 dargestellt. Der Großteil der Messungen wurde mit Material R durchgeführt.

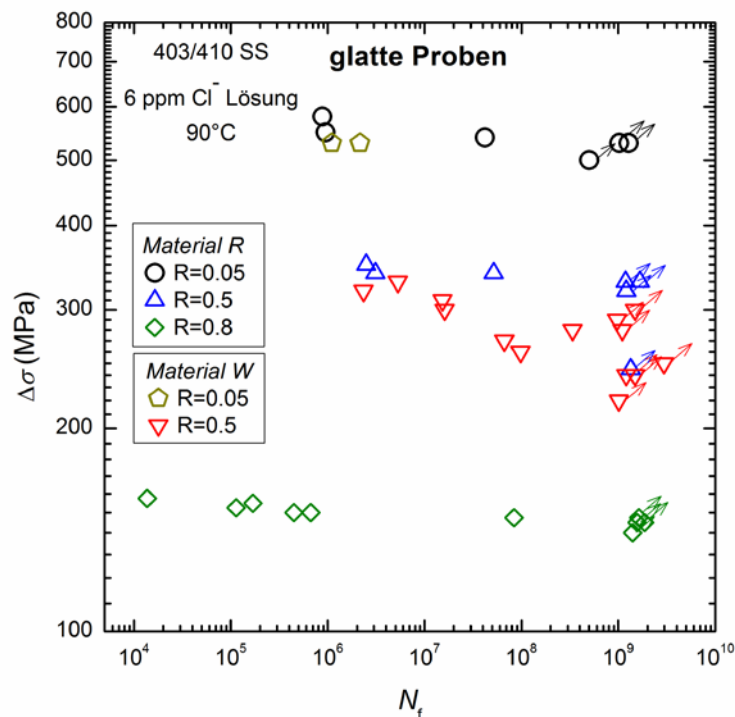


Abbildung 5.31 Wöhlerkurven glatter Proben für sauerstoffgesättigte 6 ppm Cl⁻ Lösung

Vergleichsmessungen mit Material W zeigen wiederum einen deutlichen Abfall der Dauerfestigkeit für dieses Material. Während dies bei $R = 0,05$ nur graduell festgestellt wurde – zwei Proben des Materials W versagten bei der Dauerfestigkeit von Material R, $\Delta\sigma_0$ wurde nicht ermittelt – wurde bei $R = 0,5$ eine Herabsetzung von $\Delta\sigma_0$ um 27% gefunden.

Bei $R = 0,05$ und $R = 0,5$ erfolgte die Risseinleitung an nichtmetallischen Einschlüssen oder kleinen Korrosionslöchern an der Probenoberfläche, Abbildung 5.32. Bei $R = 0,8$ trat wiederum zyklisches Kriechen auf. Das heißt, dass durch die Herabsetzung der Dauerfestigkeit in sauerstoffgesättigter Lösung die auftretenden Maximalspannungen bei R -Werten bis 0,5 ausreichend gering sind, um typische Ermüdungsbrüche zu erzeugen. Bei $R = 0,8$ sind diese jedoch so hoch, dass Versagen durch zyklisches Kriechen ausgelöst wird.

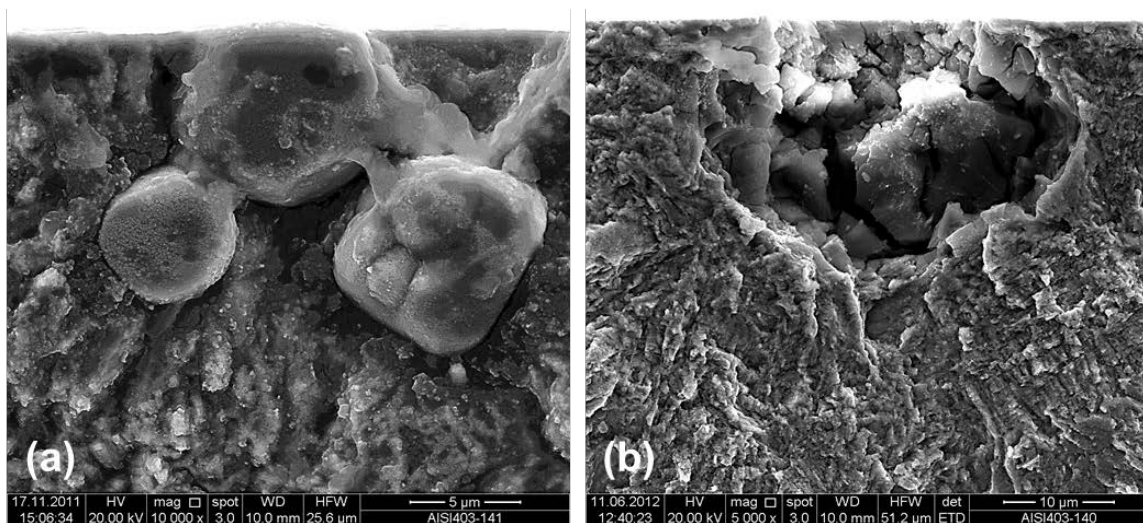


Abbildung 5.32 Bruchflächen nach Messungen in sauerstoffgesättigter wässrige Lösung mit 6 ppm Cl^- bei $R = 0,5$. Risseinleitung an $\text{MnO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ Einschlüssen ($\Delta\sigma = 310 \text{ MPa}$, $N_f = 1,53 \times 10^7$) (a) bzw. kleinem Korrosionsloch ($\Delta\sigma = 320 \text{ MPa}$, $N_f = 2,34 \times 10^6$) (b) (Material W)

Versuche mit lochfraßbehafteten Proben

Die Ergebnisse der Messungen in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung mit korrosionslochbehafteten Proben sind für R -Werte von 0,05, 0,5 und $R = 0,8$ in Abbildungen 5.33, 5.34 bzw. 5.35 dargestellt.

Im Gegensatz zu glatten Proben wurde – wie in Luft – kein wesentlicher Materialeinfluss auf die Dauerfestigkeit lochfraßbehafteter Proben festgestellt. Die Risseinleitung mit darauffolgendem Bruch erfolgte ausschließlich am Korrosionsloch. Brüche aufgrund zyklischen Kriechens wurden nicht beobachtet. Folglich liegt die kritische Lochtiefe, die zyklisches Kriechen durch Herabsetzung der Dauerfestigkeit ausschließt, bei R -Werten bis 0,8 unterhalb einer Korrosionslochtiefe von $100 \text{ }\mu\text{m}$.

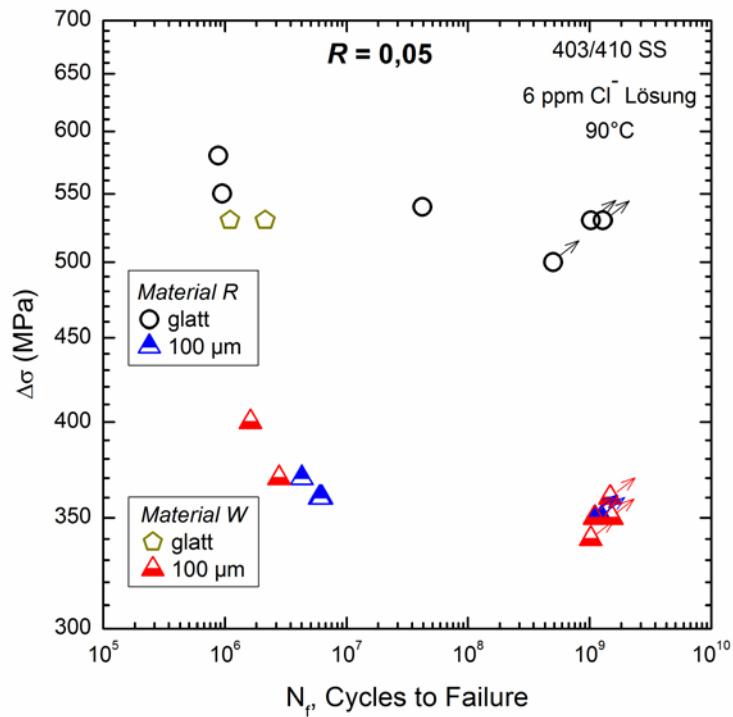


Abbildung 5.33 Wöhlerkurven bei $R = 0,05$ für sauerstoffgesättigte 6 ppm Cl^- Lösung

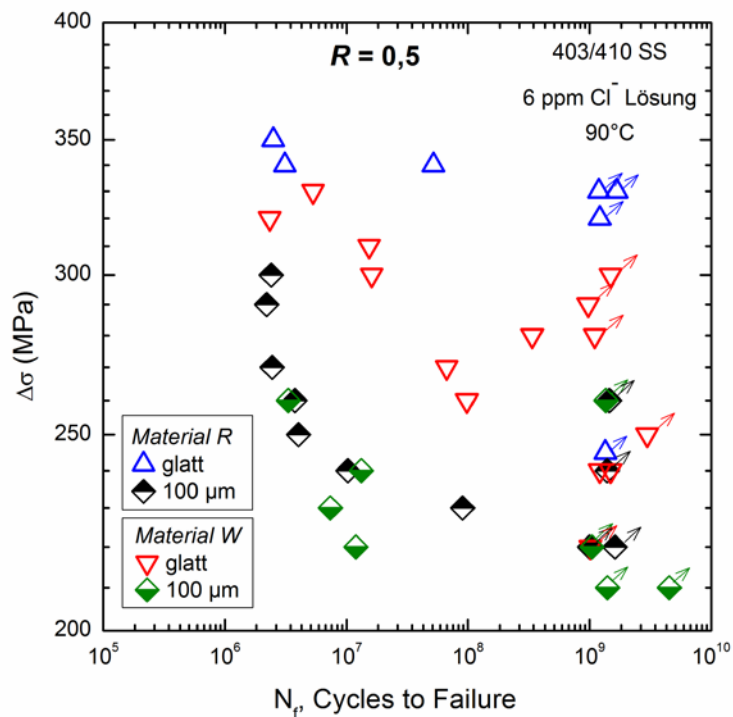


Abbildung 5.34 Wöhlerkurven bei $R = 0,5$ für sauerstoffgesättigte 6 ppm Cl^- Lösung

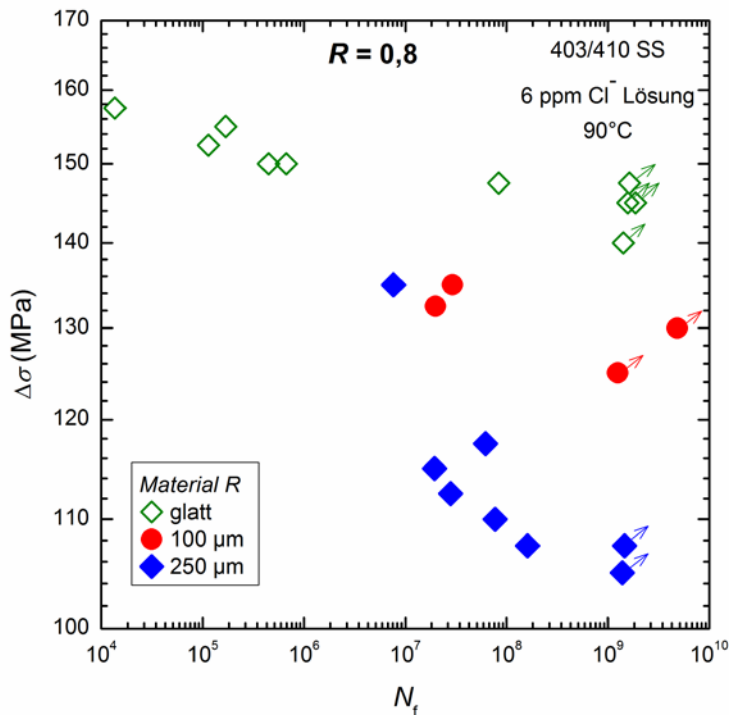


Abbildung 5.35 Wöhlerkurven bei $R = 0,8$ für sauerstoffgesättigte 6 ppm Cl^- Lösung

Untersuchungen der Bruchflächen zeigten gemischte trans- und intergranulare Rissausbreitung für Material R, siehe Abbildung 5.36. Während die Risseinleitung transkristallin erfolgte, traten ab ca. $20\ \mu\text{m}$ unterhalb der Oberfläche erste interkristalline Rissverläufe und Spaltbrüche auf. Der Anteil an interkristalliner Rissausbreitung nimmt mit der Risslänge zu. Perkins und Bache [24] machten ähnliche Beobachtungen für 12% Chromstahl und stellten eine Abhängigkeit der Größe des Bereichs mit rein transkristalliner Rissausbreitung vom Sauerstoffgehalt fest. Je größer der Sauerstoffgehalt einer wässrigen Lösung ist, desto größer ist die Risslänge, ab welcher interkristalline Brüche auftreten. Dies wird dadurch erklärt, dass die frühe Rissausbreitung in einem Elektrolyten durch anodische Materialauflösung an der Risspitze dominiert wird. Mit wachsender Risslänge dagegen sinkt die Konzentration an Sauerstoff und Hydroxidionen an der Risspitze wegen des längeren Diffusionswegs. Dies geht mit einem Anstieg der Wasserstoffkonzentration und folglich einer Materialversprödung einher.

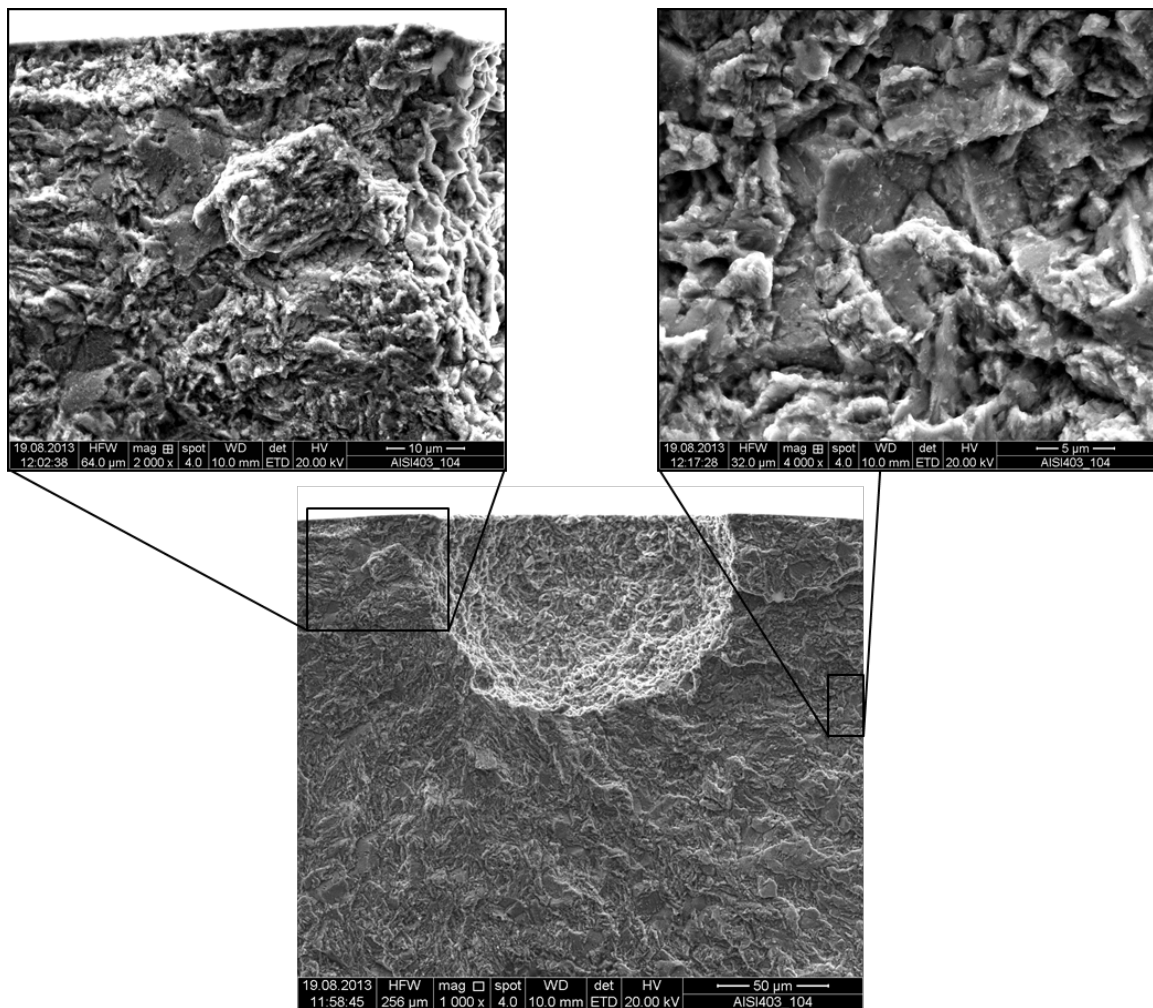


Abbildung 5.36 Bruchfläche mit Korrosionsloch in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung bei $R = 0,5$ ($\Delta\sigma = 270$ MPa, $N_f = 2,45 \times 10^6$) (Material R)

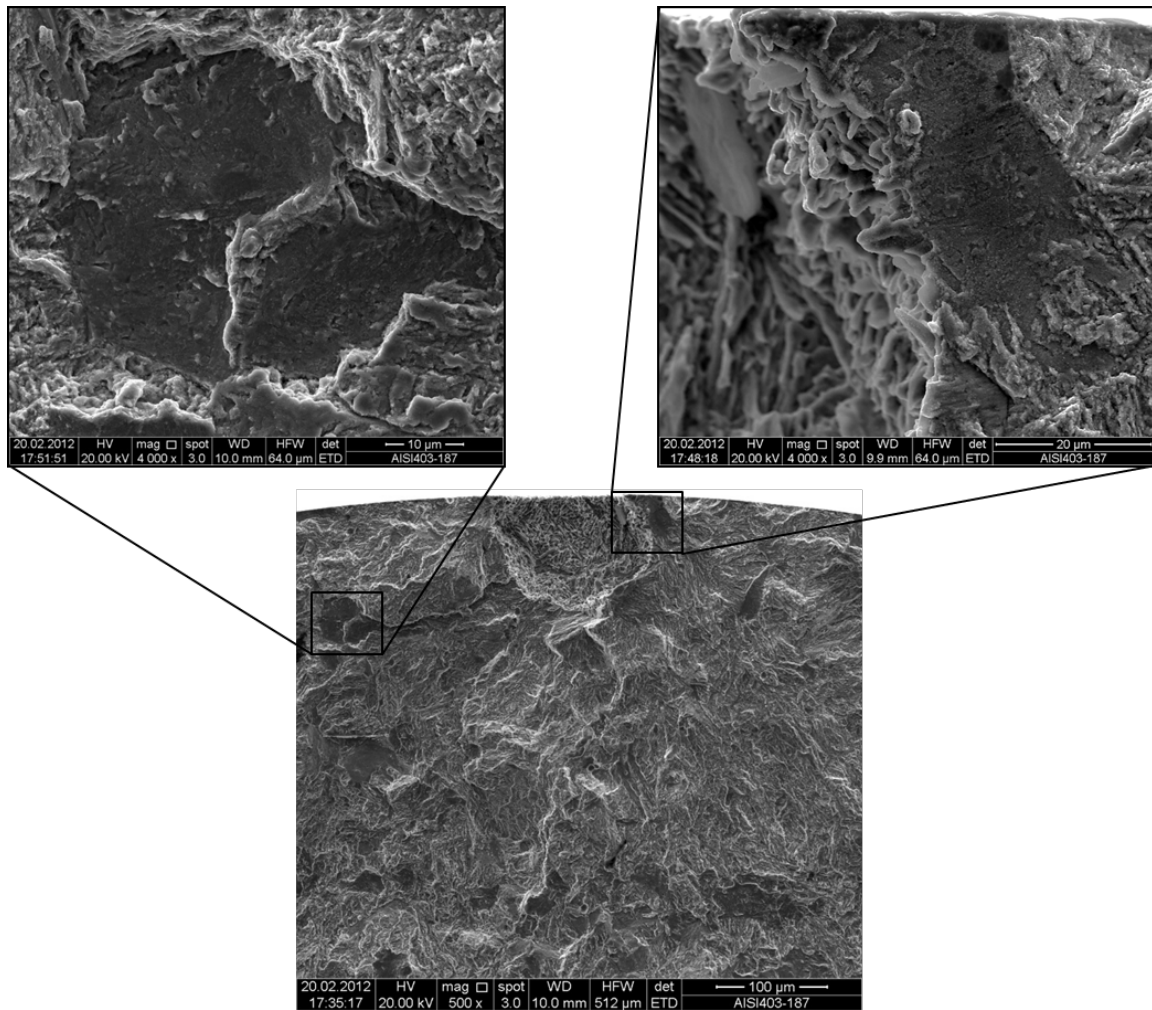


Abbildung 5.37 Bruchfläche mit Korrosionsloch in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung bei $R = 0,5$ ($\Delta\sigma = 240$ MPa, $N_f = 1,33 \times 10^7$) (Material W)

Die Bruchflächen von Material W zeigten – wie in sauerstofffreier Flüssigkeit – einen großen Anteil transkristalliner Spaltbrüche, siehe Abbildung 5.37. Interkristalline Rissausbreitung tritt erst in größerer Entfernung vom Korrosionsloch auf, wobei der Anteil wieder mit zunehmender Risslänge steigt. Ein deutlich stärkeres Auftreten von Spaltbrüchen in Material W als in Material R ist zu beobachten. Korngrenzenbrüche treten dagegen in letzterem stärker hervor. Neben Gefügeunterschieden der beiden Materialien, die nicht näher untersucht wurden, kann die unterschiedliche Korngröße (6 μm für Material R und 44 μm für Material W) für das bevorzugte Auftreten verschiedener Bruchtypen verantwortlich sein. Es ist bekannt [84], dass Spaltbrüche in größeren Körnern vermehrt auftreten, was auch mit der tendenziell höheren Dichte an Korngrenzeinschlüssen zusammenhängt [85].

5.2.4 Vergleich der Ergebnisse

Die Ergebnisse der Wöhlerversuche sind in Tabelle 5.6 zusammengefasst.

Tabelle 5.6 Dauerfestigkeiten für glatte Proben $\Delta\sigma_0$ und für Proben mit Korrosionslöchern der Tiefe a $\Delta\sigma_0(a)$ (in MPa). Die Werte in Klammern wurden für Material W ermittelt, alle anderen beziehen sich auf Material R.

Umgebungsmedium	R-Wert	$\Delta\sigma_0$	$\Delta\sigma_0(50\mu\text{m})$	$\Delta\sigma_0(100\mu\text{m})$	$\Delta\sigma_0(250\mu\text{m})$
	-1	880	-	-	-
Luft, 90°C	0,05	630	490	390 (400)	270*
	0,5	370 (340)	340*	300 (290)	-
	0,8	150	-	-	-
sauerstofffreie 300 ppb Cl^- Lösung, 90°C	0,5	(340)		(270)	-
sauerstoffgesättigte 6 ppm Cl^- Lösung, 90°C	0,05	530	-	350(350)	-
	0,5	330 (240)	-	220 (210)	-
	0,8	145	-	130*	105

* ungefährender Wert aufgrund der geringen Anzahl an Messungen

Die Dauerfestigkeiten sind sowohl für glatte Proben $\Delta\sigma_0$ als auch für Proben mit Korrosionslöchern $\Delta\sigma_0(a)$ – in Abhängigkeit vom Umgebungsmedium und vom Spannungsverhältnis – aufgelistet. Neben den Ergebnissen für Material R sind diejenigen für Material W in Klammern aufgeführt.

Materialeinfluss

Sowohl in Luft als auch in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung wurden Wöhlerkurven mit beiden Materialien gemessen. Die Ergebnisse für glatte Proben bei $R = 0,5$ zeigen in beiden Medien eine geringere Ermüdungsfestigkeit für Material W als für Material R, siehe Abbildung 5.38, dessen Dauerfestigkeit in Luft um 8% und in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung um 27% höher liegt. Die geringfügig niedrigere Festigkeit von Material W in Luft wäre aufgrund geringerer statischer Festigkeit (siehe Tabelle 4.2) und eines gröberen Gefüges (die Korngröße von Material R beträgt 6 μm , die von Material W 44 μm) erklärbar, der große Unterschied in der Festigkeit unter Korrosionsermüdung bedarf jedoch einer Erklärung.

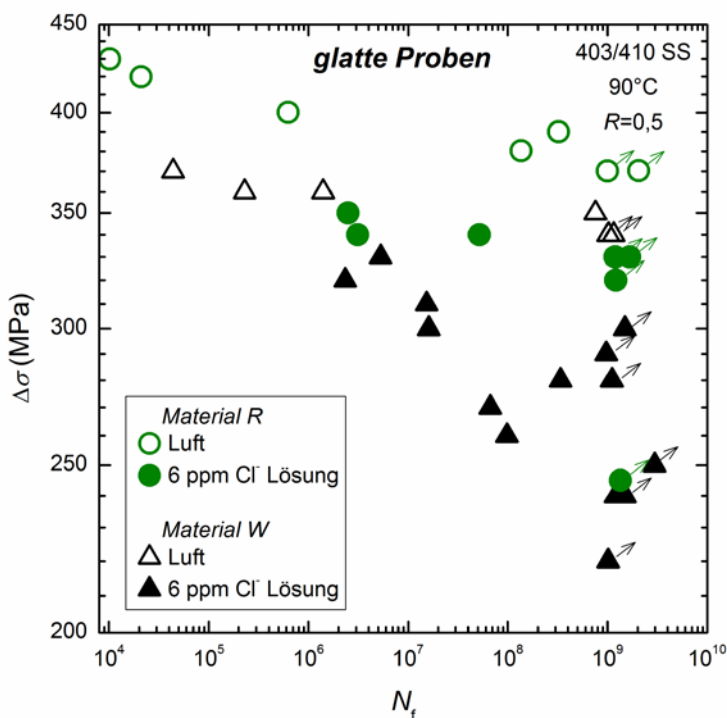


Abbildung 5.38 Materialvergleich glatter Proben

Um die abweichenden Ergebnisse zu erklären, wurden metallographische Untersuchungen beider Materialien durchgeführt. Die Anzahl der Einschlüsse pro Flächeneinheit wurde bestimmt, indem jeweils ein Bereich von 32 mm² mittels FE-SEM unter Verwendung eines Rückstreuielektronendetektors – mit welchen die Einschlüsse aufgrund des Elementkontrastes deutlich unterschieden werden können – untersucht wurde. FE-SEM Aufnahmen sind in Abbildung 5.39 gezeigt. Für Material R wurden 627 und für Material W 1718 Einschlüsse gezählt. Dies bedeutet eine um 2,7-mal höhere Dichte an Einschlüssen in Material W. Wie bereits oben erwähnt, handelt es sich bei den in Material R mittels EDX untersuchten Einschlüssen ausschließlich um Al₂O₃ (siehe Abbildung 5.20). In Material W hingegen wurden hauptsächlich MnO·Cr₂O₃ Einschlüsse (siehe Abbildungen 5.29 und 5.32) aber auch geringe Mengen an MnS gefunden. Darüber hinaus sind die Einschlüsse in Material W wesentlich größer als in Material R (siehe Abbildung 5.39), und es wurden des Öfteren Agglomerationen von Einschlüssen beobachtet (siehe Abbildung 5.29b).

Da die Risseinleitung bei glatten Proben überwiegend an Randeinschlüssen erfolgte, liefert deren höhere Dichte (und Größe) eine hinlängliche Erklärung für die geringere Dauerfestigkeit von Material W.

Die quantitative Bestimmung der Einschlüsse pro Flächeneinheit wurde von Andrea Perlega durchgeführt.

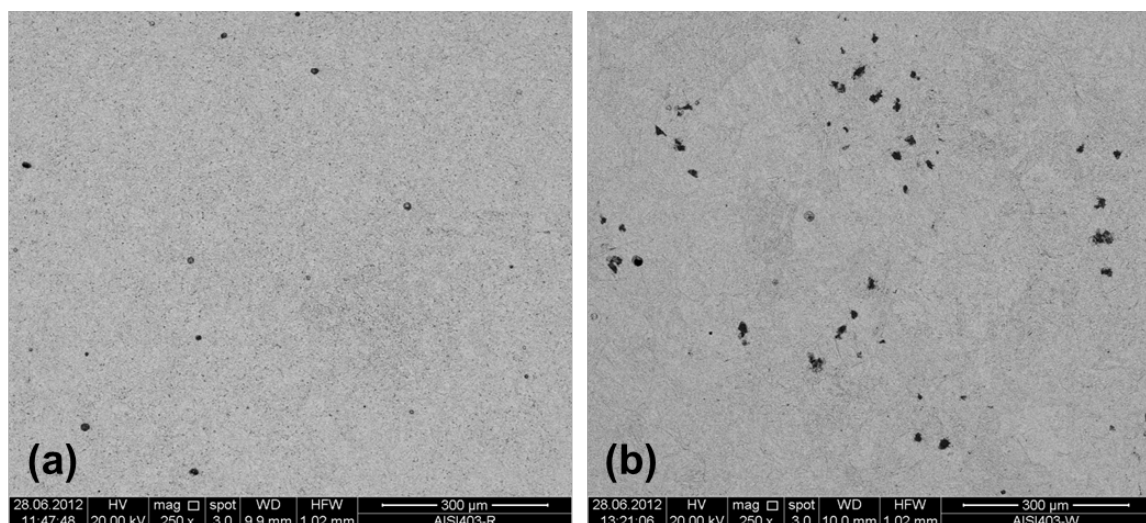


Abbildung 5.39 Metallographische Schlitze von Material R (a) und Material W (b)

Korrosionslöcher bilden sich bevorzugt an Einschlüssen, wobei MnS Einschlüsse als die „aggressivsten“ gelten [86]. Durch deren Vorkommen – und die höhere Dichte an Einschlüssen allgemein – ist die Wahrscheinlichkeit für Lochfraßbildung deutlich erhöht. Nach Versuchen mit glatten Proben in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl⁻ Lösung wurde für Material W eine größere Anzahl an neu gebildeten Korrosionslöchern beobachtet als für Material R. Diese wurden jedoch nicht quantitativ erfasst. Eine höhere Einschlussdichte und das Vorkommen von MnS erklärt die geringe Resistenz des Materials W gegenüber Korrosionsermüdung.

In Abbildung 5.40 sind die Ergebnisse für korrosionslochbehaftete Proben mit einer Lochtiefe von 100 µm bei R-Werten von 0,05 und 0,5 dargestellt. Wie man aus den Wöhlerkurven – und aus Abbildung 5.38 – sieht, ist kein systematischer Einfluss des Materials auf Lebensdauer und Dauerfestigkeit zu erkennen. Durch das Vorhandensein von Korrosionslöchern verlieren Einschlüsse als Spannungskonzentratoren an Bedeutung. Daher nimmt eine höhere Einschlussdichte keinen wesentlichen Einfluss auf die Dauerfestigkeit korrosionslochbehafteter Proben.

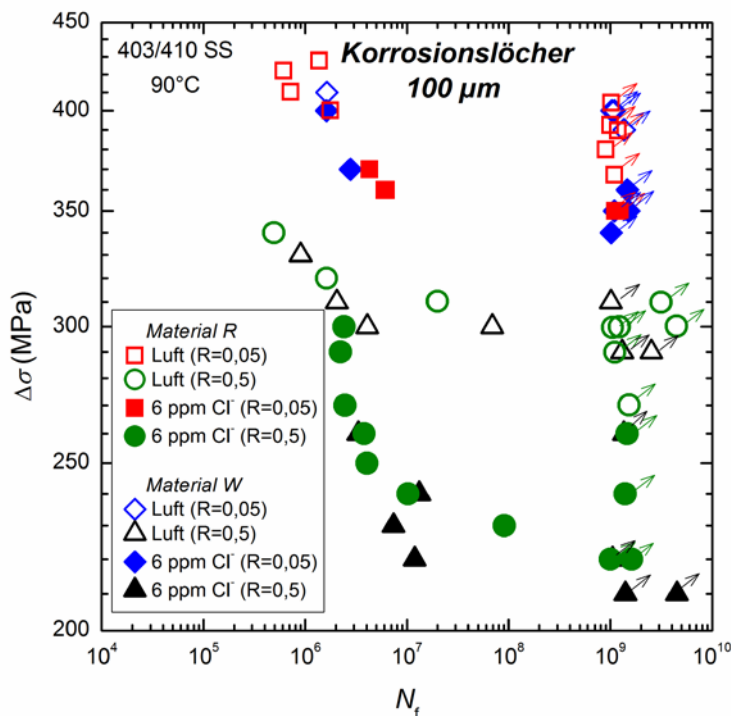


Abbildung 5.40 Materialvergleich korrosionslochbehafteter Proben (100 µm)

Umgebungseinfluss

Der Umgebungseinfluss wird im Folgenden anhand von Ergebnissen mit Material W diskutiert, da Messungen in sauerstofffreier 300 ppb Cl^- Lösung ausschließlich mit diesem Material durchgeführt wurden.

Wöhlerkurven, die mit glatten Proben ermittelt wurden, sind in Abbildung 5.41 dargestellt. Die Ermüdungsfestigkeit in Luft und sauerstofffreier 300 ppb Cl^- Lösung ist ident. Dieses Ergebnis entspricht den Erwartungen, da durch den geringen Chloridgehalt und die Abwesenheit von Sauerstoff keine bzw. nur eine geringe korrosive Wirkung auftritt. Es sei jedoch nochmals daran erinnert, dass zwei in sauerstofffreier Flüssigkeit getestete Proben bei $R = 0,5$ typische Ermüdungsbrüche mit Rissausgang von Einschlüssen an der Oberfläche aufwiesen (siehe Abbildung 5.29), wohingegen alle anderen – auch die in Luft untersuchten – Proben *cup-and-cone* Brüche zeigten. Dies kann durch einen Umgebungseinfluss hervorgerufen worden, wegen der geringen Anzahl an Versuchsproben jedoch auch zufällig sein. Es ist aber auch denkbar, dass die beiden in der Flüssigkeit getesteten Proben größere Randeinschlüsse aufwiesen, was die Risseinleitung an diesen begünstigte.

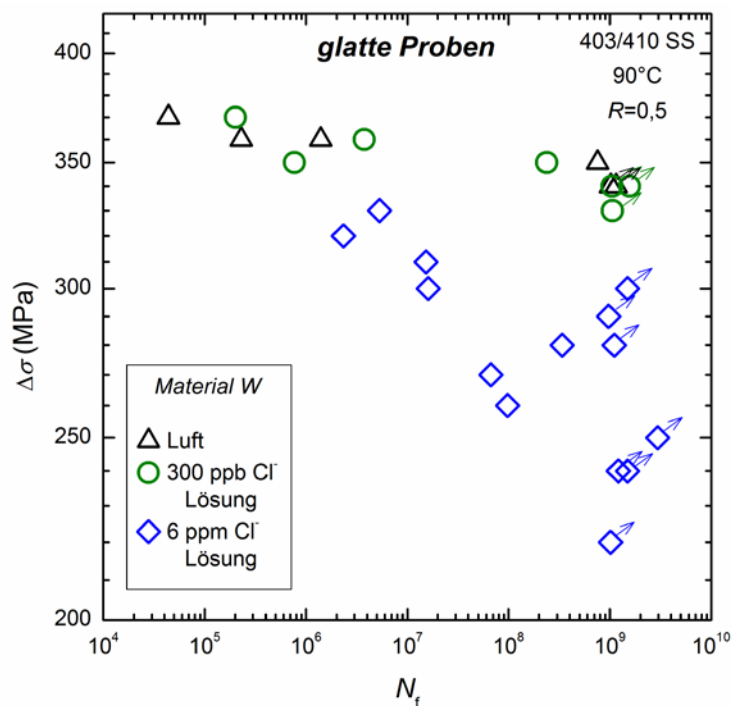


Abbildung 5.41 Umgebungseinfluss glatter Proben

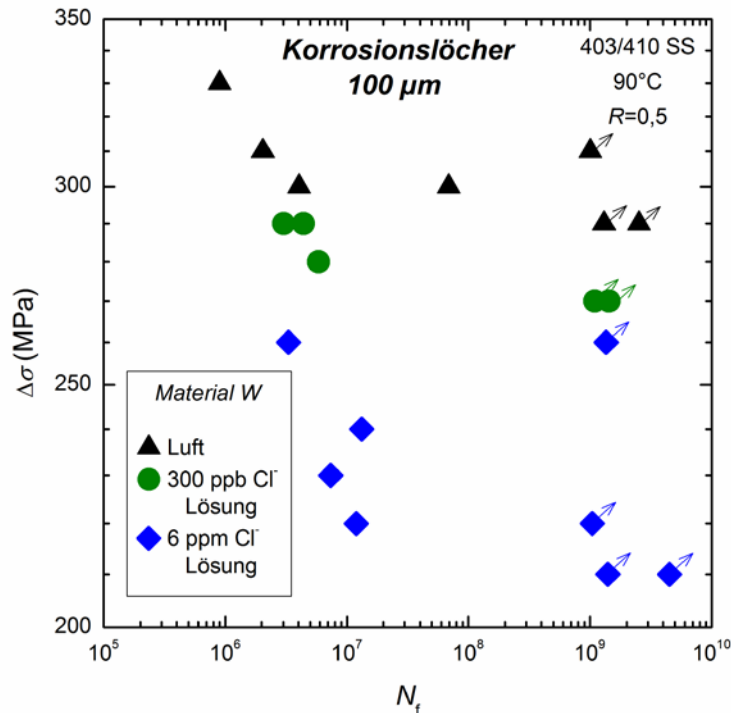


Abbildung 5.42 Umgebungseinfluss korrosionslochbehafteter Proben (100 μm)

In sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung wurde ein starker Abfall der Kurven bemerkt. Dies ist aufgrund der aggressiven Wirkung der sauerstoffgesättigten Chloridlösung nicht überraschend, da sich in dieser Umgebung Korrosionslöcher bilden können (siehe Abbildung 5.32b).

Die Ergebnisse der lochfraßbehafteten Proben ($a = 100 \mu\text{m}$) sind in Abbildung 5.42 dargestellt. Die Dauerfestigkeit für sauerstofffreie 300 ppb Cl^- Lösung liegt um 7% unterhalb der von Luft. Aufgrund der Kongruenz der Kurven für glatte Proben ist dieses Ergebnis erklärungsbedürftig.

Ein Vergleich der Bruchflächen, die durch Ermüdung in den verschiedenen Umgebungsmedien erzeugt wurden, ist in Abbildung 5.43 zusammengestellt. Während in Luft (a) ausschließlich duktile transkristalline Rissausbreitung zu erkennen ist ($R = 0,5$, $\Delta\sigma = 310 \text{ MPa}$, $N_f = 2,04 \times 10^6$), zeigen die Bruchflächen aus Messungen in Flüssigkeiten (b und c) einen hohen Anteil transkristalliner Spaltbrüche. Offensichtlich treten in sauerstofffreier 300 ppb Cl^- ($R = 0,5$, $\Delta\sigma = 290 \text{ MPa}$, $N_f = 3,03 \times 10^6$) und in

sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung ($R = 0,5$, $\Delta\sigma = 240$ MPa, $N_f = 1,33 \times 10^7$) dieselben Bruchtypen auf.

Das Vorhandensein von Spalt- oder Quasi-Spaltbrüchen lässt auf Wasserstoffversprödung schließen. Turnbull und Zhou [87] berichten von ähnlichen Beobachtungen mit 12-13% Chromstahl in vergleichbaren wässrigen Lösungen und führen die von ihnen gemessenen hohen Risswachstumsraten in sauerstofffreier Lösung auf wasserstoffunterstützte Rissausbreitung zurück.

Aus dem Auftreten desselben Bruchtypus (Abbildung 5.43b und c) und der Deckungsgleichheit der Rissausbreitungskurven (Abbildung 5.11) kann der Schluss gezogen werden, dass die Unterschiede in der Dauerfestigkeit auf Rissinitiation und früheste Rissausbreitung zurückzuführen sind. Durch die Entstehung einer plastischen Zone um das Korrosionsloch wird die Wasserstoffdiffusion erleichtert, was die Herabsetzung der Dauerfestigkeit in sauerstofffreier Lösung – im Gegensatz zu glatten Proben – erklären könnte. In sauerstoffgesättigter Lösung mit höherem Chloridgehalt kommt es zu einer zusätzlichen anodischen Materialauflösung, sowohl während der Entstehung von Korrosionslöchern, als auch an den Spitzen bereits initiiertter Risse.

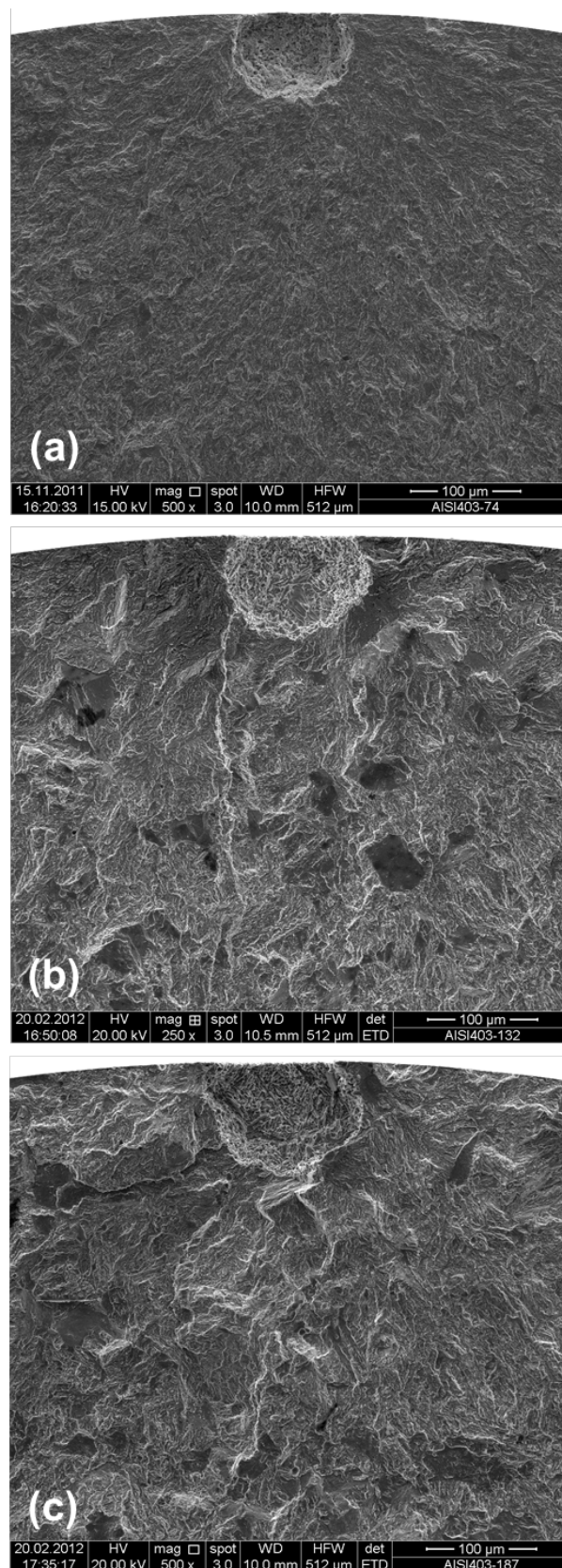


Abbildung 5.43 Bruchflächen mit Korrosionslöchern in Luft (a), sauerstofffreier wässriger Lösung mit 300 ppb Cl^- (b) und sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung (c) bei $R = 0,5$ (Material W)

Einfluss des Spannungsverhältnisses – Haigh-Diagramm

In diesem Abschnitt wird der Einfluss des R -Werts auf die Dauerfestigkeit für die Ergebnisse, die in Luft und sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung bei 90°C ermittelt wurden, diskutiert.

Wegen der auf wenige Spannungsverhältnisse beschränkten Messungen mit Material W, wurden nur die mit Material R ermittelten Ergebnisse ausgewertet. Der Einfluss des R -Wertes in sauerstofffreier 300 ppb Cl^- Lösung konnte nicht untersucht werden, weil nur Versuche bei $R = 0,5$ durchgeführt wurden. Die Messungen in Luft bei 90°C sind für glatte und korrosionslochbehaftete Proben nochmals in einem Wöhlerdiagramm dargestellt (Abbildung 5.44a). Die Dauerfestigkeiten sind als Schwingbreite $\Delta\sigma$ über der Mittelspannung σ_m in einem Haigh-Diagramm aufgetragen (b).

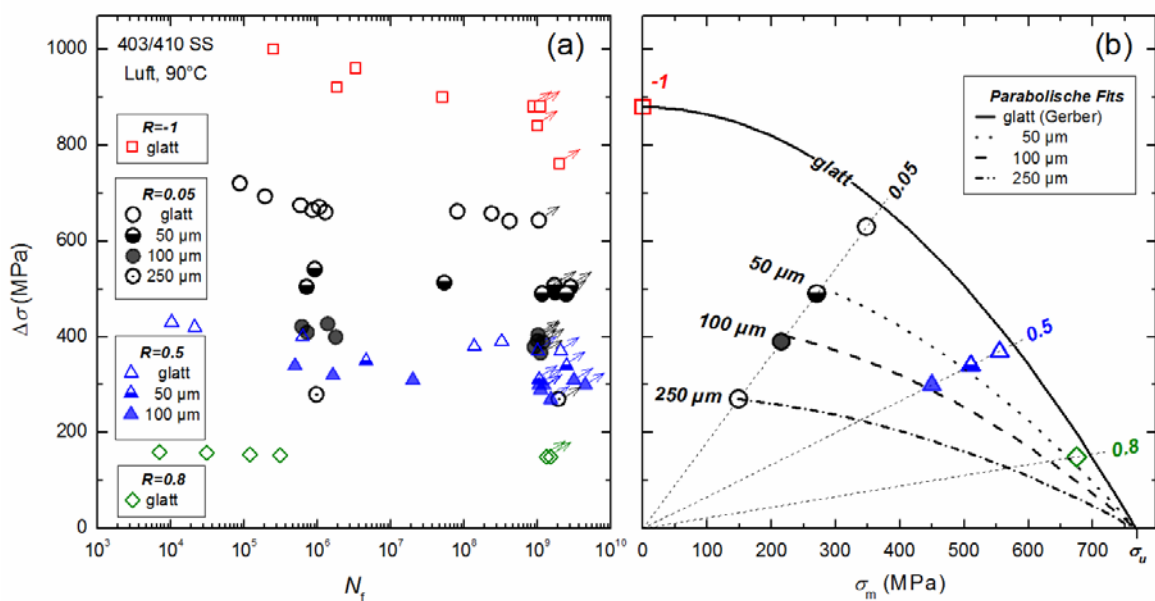


Abbildung 5.44 Wöhlerkurven (a) und Haigh-Diagramm für Messungen in Luft (Material R) [31]

Die Abhängigkeit der Schwingbreite $\Delta\sigma$ von der Mittelspannung σ_m kann für glatte Proben, aufgrund der bei $R = -1$ ermittelten Dauerfestigkeit, durch eine Gerber-Parabel beschrieben werden:

$$\Delta\sigma_0 = \Delta\sigma_w \cdot \left(1 - \sqrt{\frac{\sigma_m}{R_m}} \right) \quad (5-6)$$

$\Delta\sigma_w$ ist die Dauerfestigkeit bei $R = -1$ und R_m die Zugfestigkeit. Hierdurch werden die Dauerfestigkeiten zwar geringfügig überschätzt, eine lineare Abschätzung nach Goodman würde jedoch deutlich schlechtere Resultate liefern. Für die Ergebnisse der lochfraßbehafteten Proben wurden parabolische Fitfunktionen verwendet.

Die Ergebnisse für sauerstoffgesättigte 6 ppm Cl^- Lösung bei 90°C sind in Abbildung 5.45 zusammengefasst. Als geeignete Parametrisierung wurde ein linearer Zusammenhang zwischen Schwingbreite $\Delta\sigma$ und Mittelspannung σ_m gefunden. Die Dauerfestigkeit kann durch folgende Gleichung abgeschätzt werden:

$$\Delta\sigma_0 = \frac{2 \cdot R_m}{\frac{1+R}{1-R} - b} \quad (5-7)$$

mit der Zugfestigkeit R_m und der Steigung b . Für glatte Proben beträgt die Steigung $b = -1,74$, für $100 \mu\text{m}$ tiefe Korrosionslöcher $b = -3,41$ und für $250 \mu\text{m}$ tiefe Korrosionslöcher $b = -5,61$.

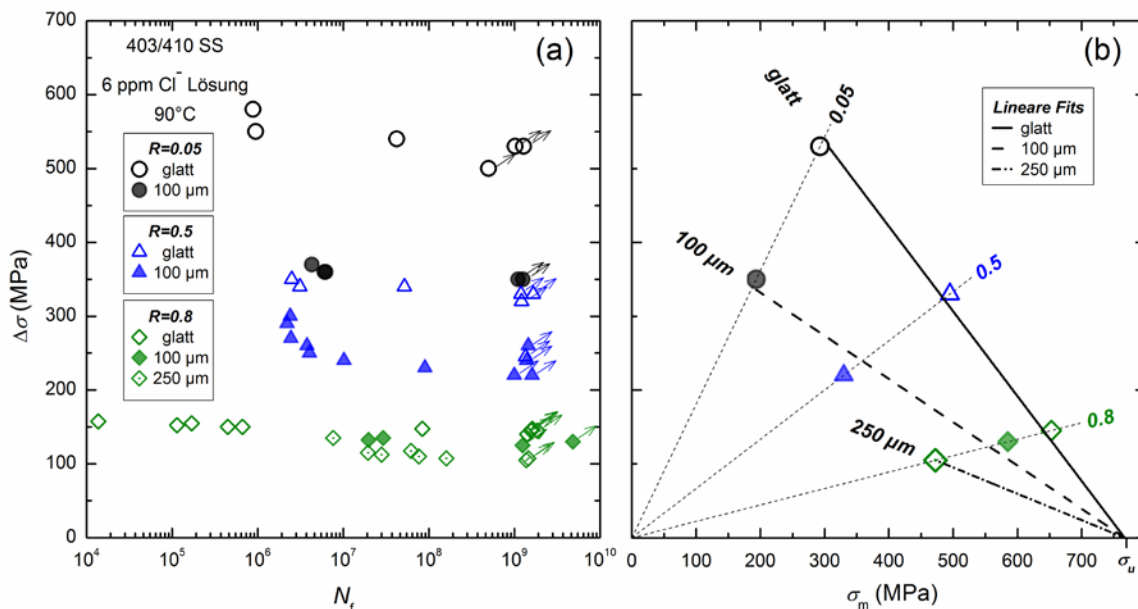


Abbildung 5.45 Wöhlerkurven (a) und Haigh-Diagramm für Messungen für sauerstoffgesättigte 6 ppm Cl^- Lösung (Material R) [31]

Die Parametrisierung Abhängigkeit vom R -Wert für Luft durch parabolische und für sauerstoffgesättigte Lösung durch lineare Funktionen ist mit einer gewissen Streuung verbunden. Jedoch wird hierdurch der stärkere Einfluss des Spannungsverhältnisses auf die Dauerfestigkeit in korrosiven Medien, verglichen mit Luft, ersichtlich. Dies ist auf eine Überlagerung von Korrosionsermüdung und Spannungsrissskorrosion mit steigenden Maximalspannungen zurückzuführen.

5.3 RISSEINLEITUNG AM KORROSIONSLOCH UND KURZRISSWACHSTUM

Untersuchungen der Bruchflächen korrosionslochbehafteter Proben mittels FE-SEM gaben Aufschluss über den Ort der Rissinitiierung und das frühe Risswachstum. Die Versuche wurden ausschließlich mit Material R durchgeführt.

Während der Dauerfestigkeitsmessung von 15 lochfraßbehafteten Proben wurde der Übergang von Korrosionsloch zu Ermüdungsrisss (*pit-to-crack transition*) mithilfe eines lichtmikroskopischen Aufbaus beobachtet. Dadurch konnte die Rissgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Risslänge ermittelt werden. Detaillierte Untersuchungen zu Risseinleitung und frühem Risswachstum wurden anhand einer Probe durchgeführt, die während der Ermüdung in regelmäßigen Abständen mittels FE-SEM untersucht wurde.

5.3.1 Ort der Rissinitiierung

Abbildung 5.46 dokumentiert das Auftreten eines kurzen Risses während der Ermüdungsbeanspruchung. Die lichtmikroskopische Aufnahme des Korrosionslochs vor (a) und nach (b) der Ermüdung bei $\Delta\sigma = 491$ MPa ($N = 1,17 \times 10^9$, $R = 0,05$) zeigen eindeutig die Entstehung zweier kurzer Risse an der Probenoberfläche unterhalb der Dauerfestigkeit. Nachdem die Probe bei höherer Spannung weiterbeansprucht wurde, verlängerten sich die Risse bis zum Bruch ($\Delta\sigma = 520$ MPa, $N_f = 5,41 \times 10^8$, $R = 0,05$). Abbildung 5.46(c) zeigt eine SEM-Aufnahme der Bruchfläche mit zwei dunklen Bereichen, die mit der Länge der kurzen Risse auf der Probenoberfläche (b) übereinstimmen. Der Kontrast auf der Bruchfläche dürfte durch Oxidation während der Ermüdung bei einer Temperatur von 90°C entstanden sein und ist ein deutlicher Hinweis auf die Risseinleitung an den Rändern des Korrosionslochs nahe der Probenoberfläche.

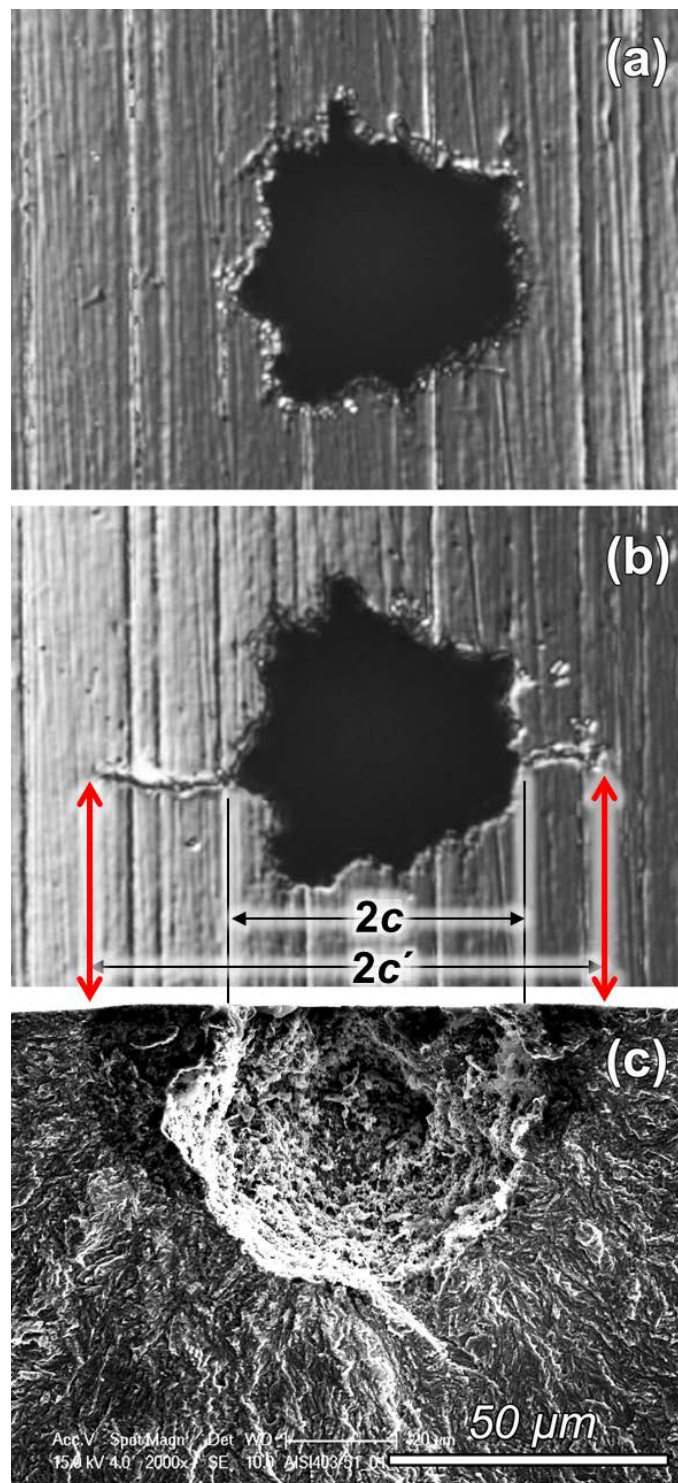


Abbildung 5.46 Korrosionsloch an der Probenoberfläche vor (a) und nach (b) der Ermüdung (Belastungsrichtung vertikal) unterhalb der Dauerfestigkeit. Bruchfläche nach Beanspruchung über der Dauerfestigkeit (c) (Material R) [31]

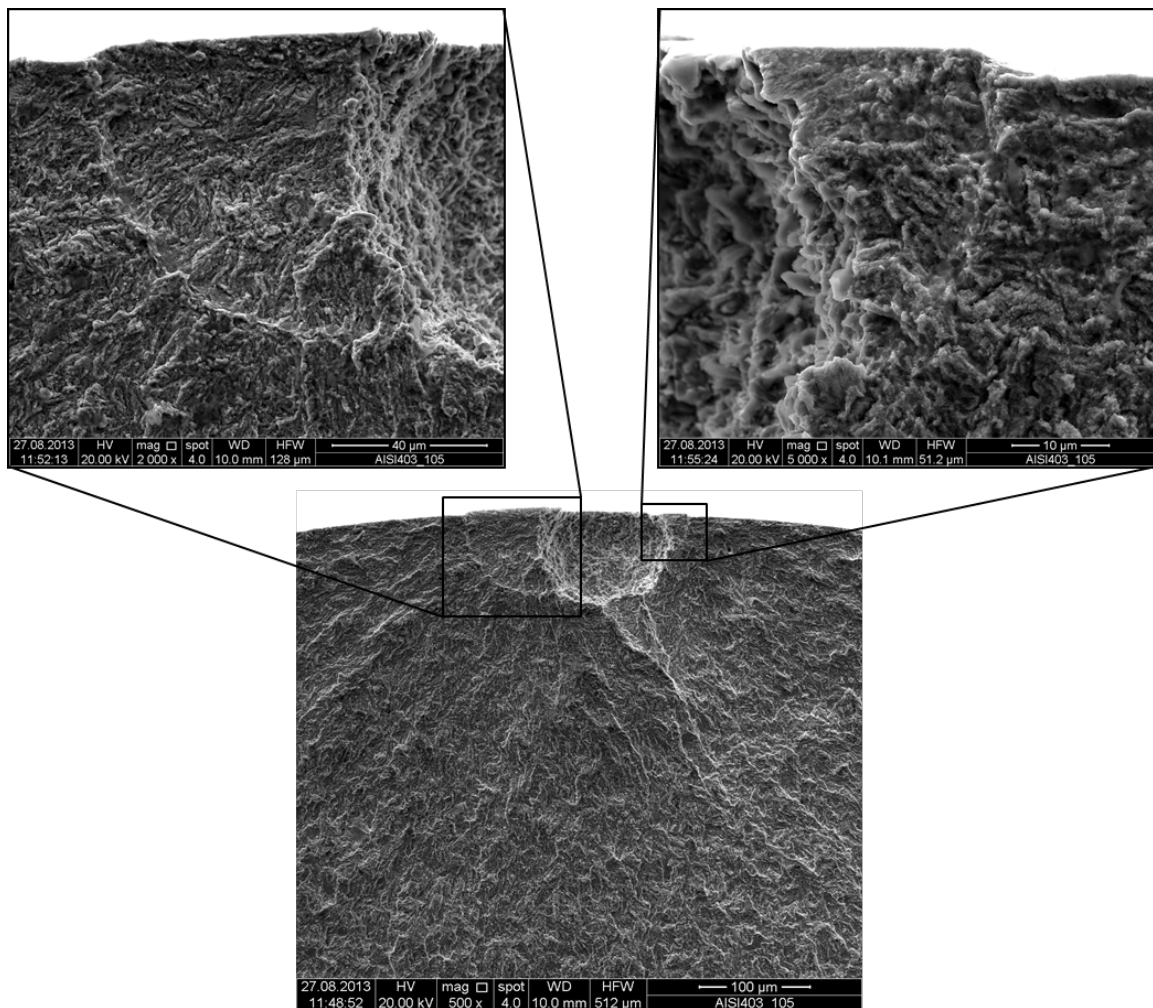


Abbildung 5.47 Bruchfläche mit Korrosionsloch und Vergrößerung der Risseinleitungsstellen an den Lochrändern. Rastlinien markieren kurze Risse, die während der Ermüdung in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung entstanden ($R = 0,5$, $\Delta\sigma = 240$ MPa, $N = 1,40 \times 10^9$, Material R)

Die Entstehung kurzer Risse unterhalb der Dauerfestigkeit wurde auch während der zyklischen Belastung in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung beobachtet. Abbildung 5.47 zeigt eine Bruchfläche, bei der solche Risse durch das Vorhandensein von Rastlinien deutlich erkennbar sind. Nach Beanspruchung bis über 10^9 LW unterhalb der Dauerfestigkeit wurde der Bruch bei höherer Spannung in Luft erzeugt. Wiederum ist die Rissinitiierung an den Lochrändern ersichtlich.

Ein weiterer Beleg für die Entstehung und das frühe Wachstum der Risse an diesen Orten ist in Abbildung 5.25 (Kapitel 5.2.1) zu sehen. Bei Belastung unter der Dauerfestigkeit entstand ein kurzer Riss. Bei weiterer Belastung unter höherer zyklischer Spannung versagte die Probe aufgrund zyklischen Kriechens. Durch die hohe plastische Verformung kurz vor dem Bruch ist der vorhandene kurze Riss deutlich aufgeweitet.

Diese Beobachtungen legen die Schlussfolgerung nahe, dass die Rissinitiierung bevorzugt an den Korrosionslochrändern nahe der Probenoberfläche stattfindet. Es wurden keine Belege für Ermüdungsrisseinleitung an anderen Stellen gefunden. Dies hat den Vorteil, dass die Rissentstehung und das frühe Risswachstum an der Probenoberfläche optisch beobachtet werden kann.

5.3.2 Ermüdungsrisssausbreitung vom Korrosionsloch

An 15 Proben wurde die Ausbreitung der an Korrosionslöchern initiierten Risse untersucht. Bei zehn dieser Proben führten die beobachteten Risse zum Bruch, während es bei den restlichen fünf zum Rissstillstand kam, und die Proben eine zyklische Belastung von mehr als 10^9 LW überlebten.

Im Folgenden wird die Gesamtrisslänge $2c'$ über der relativen Lastspielzahl dargestellt. Die Gesamtlänge der Risse an der Oberfläche $2c'$ beinhaltet dabei die Oberflächenbreite des Korrosionslochs $2c$ (siehe Abbildung 5.46). Für Proben, die während der Ermüdung gebrochen sind, ist die relative Lastspielzahl N/N_f die mit der Bruchlastspielzahl N_f normierte Anzahl der Lastzyklen N . Für Proben, bei denen sich zwar kurze Risse bildeten, welche aber innerhalb von 10^9 LW nicht zum Versagen führten, wurde über der Lastspielzahl N_0 – jener Lastspielzahl, ab welcher keine Rissverlängerung mehr beobachtet wurde – normiert. Zusätzlich dargestellt wird die Rissausbreitungsgeschwindigkeit dc'/dN in Abhängigkeit von der Gesamtrisslänge $2c'$.

In den Diagrammen entspricht der jeweils erste Datenpunkt pro Messkurve noch keiner Risslänge sondern der Korrosionslochbreite $2c$. Dieser wurde die jeweilige Anfangsgeschwindigkeit des ersten wahrnehmbaren Risses zugeordnet.

Rissausbreitung in Luft bei 90°C

In Abbildung 5.48 sind die Längen der von ca. 50 μm tiefen Korrosionslöchern ausgehenden Risse in Abhängigkeit von der relativen Lastspielzahl dargestellt. Wie man deutlich erkennen kann, wird der überwiegende Anteil der Gesamtlebensdauer dazu verwendet, um eine Gesamtrisslänge von ca. 100 μm zu erzeugen. Unterhalb der Dauerfestigkeit bilden sich zwar auch kurze Risse, diese kommen jedoch bei einer Länge von ca. 100 μm zum Stillstand (*non-propagating short cracks*).

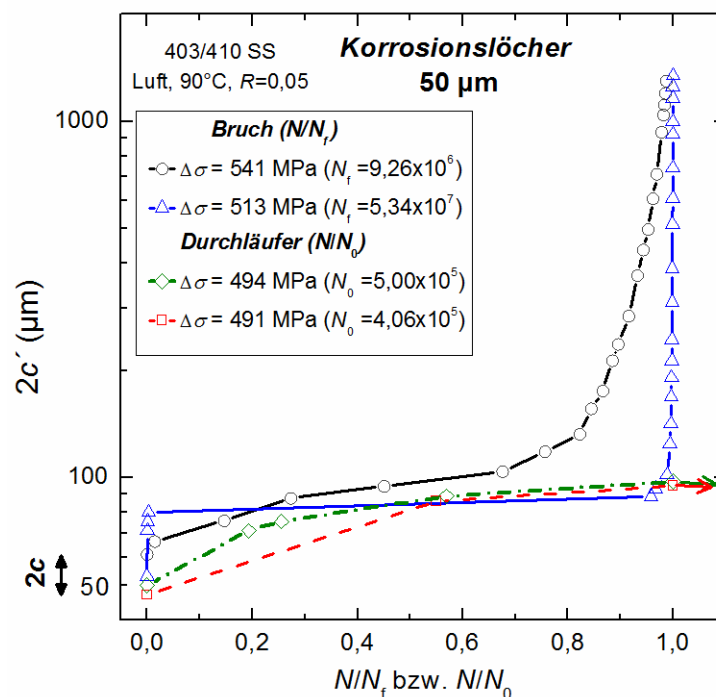


Abbildung 5.48 Oberflächenrisslänge $2c'$ über der relativen Lastspielzahl N/N_f bzw. N/N_0 für 50 μm tiefe Korrosionslöcher in Luft (90°C) bei $R = 0,05$ (Material R)

Die beiden in Abbildung 5.46b dargestellten kurzen Risse entsprechen der roten, gestrichelten Linie und den quadratischen Datenpunkten in Abbildung 5.48 ($\Delta\sigma = 491 \text{ MPa}$). Die endgültige Risslänge an der Oberfläche von $2c' = 95 \mu\text{m}$ wurde innerhalb von 4×10^5 LW erzeugt und änderte sich bis zu einer Lastwechselzahl von 10^9 nicht mehr. Bei $\Delta\sigma = 494 \text{ MPa}$ (grüne, strichpunktierte Linie mit rautenförmigen

Symbolen) bildeten sich kurze Risse, bei denen ab 5×10^5 LW und einer Gesamtlänge $2c'$ von $97 \mu\text{m}$ kein Rissfortschritt mehr beobachtet wurde. Die Länge von der Risspitze bis zum Korrosionslochrand der zum Stillstand gekommenen kurzen Risse beträgt für beide Proben im Mittel $24 \mu\text{m}$, was dem vierfachen der durchschnittlichen Korngröße des Materials entspricht.

Aufnahmen eines $56 \mu\text{m}$ breiten Korrosionslochs und die an diesem erzeugten Risse sind in Abbildung 5.49 zu sehen. Die Ermüdungsbeanspruchung wurde bei einer Spannung von 541 MPa durchgeführt, und die Verlängerung der Risse ist als schwarze Linie mit kreisförmigen Datenpunkten in Abbildung 5.48 dargestellt. Bei einer Lastwechselzahl von $1,78 \times 10^5$ ist ein kurzer Riss an der linken Seite des Korrosionslochs deutlich zu erkennen, der bei $1,36 \times 10^4$ LW erstmals wahrgenommen wurde. Bei $7,81 \times 10^5$ LW ist auch an der rechten Seite des Loches ein Riss zu erkennen. Zu diesem Zeitpunkt sind bereits 84% der Gesamtlebensdauer erreicht, die Gesamtrisslänge beträgt jedoch erst $156 \mu\text{m}$. Eine Länge von einem halben Millimeter wird erst bei 95% der Lebensdauer erreicht. Diese Aufnahmen verdeutlichen eindrücklich den überwiegenden Anteil des Kurzrissswachstums an der Gesamtlebensdauer unter Ermüdungsbeanspruchung.

Die Rissausbreitungsgeschwindigkeiten dc'/dN der in Abbildung 5.48 dargestellten Risse sind in Abbildung 5.50 über der Gesamtrisslänge aufgetragen. Die Rissgeschwindigkeiten sind umso höher, je größer die Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ ist. Die bei 513 MPa ermüdete Probe zeigte bei einer Lastwechselzahl von $1,59 \times 10^5$ einen $80 \mu\text{m}$ langen Riss. Eine weitere Rissverlängerung auf $89 \mu\text{m}$ war erst nach $5,11 \times 10^7$ LW sichtbar. Dies entspricht einer Ausbreitungsgeschwindigkeit von weniger als 10^{-13} m/LW . Ursache dieses langsamen Rissfortschritts dürfte eine längere Blockade an der Mikrostruktur – wahrscheinlich an einer Korngrenze – gewesen sein. Weshalb der Riss die Barriere nach einer solch hohen Anzahl an Lastzyklen überwinden konnte, und nicht – wie bei den Durchläufer-Proben – stecken geblieben ist, kann nicht eindeutig geklärt werden. Dieses Verhalten wird ansonsten nur in korrosiven Umgebungsmedien beobachtet, in welchen der Riss durch Materialabtrag an der Risspitze vorangetrieben wird. Die Rissausbreitung entlang von kristallographischen Ebenen in Luft, wie in Abbildungen 5.26 und 5.27 dargestellt, legt zwar einen Umgebungseinfluss nahe, eine Auflösung von mikrostrukturellen Barrieren ist dennoch unwahrscheinlich.

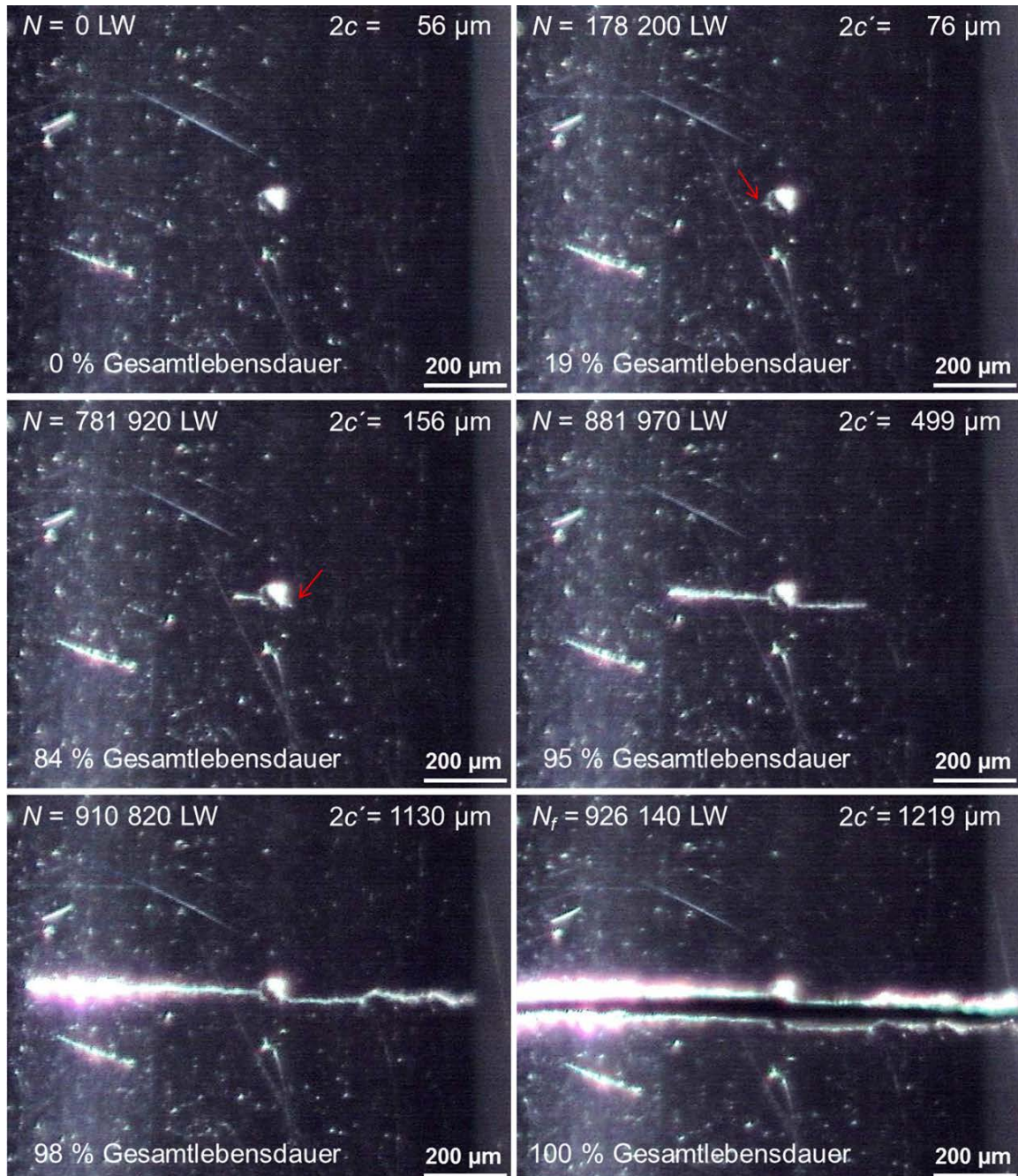


Abbildung 5.49 Rissinitiierung und -ausbreitung an einem $47 \mu\text{m}$ tiefen Korrosionsloch während der Ermüdung in Luft bei 90°C ($R = 0,05$, $\Delta\sigma = 541 \text{ MPa}$, $N = 9,26 \times 10^5$, Material R)
(Belastungsrichtung vertikal)

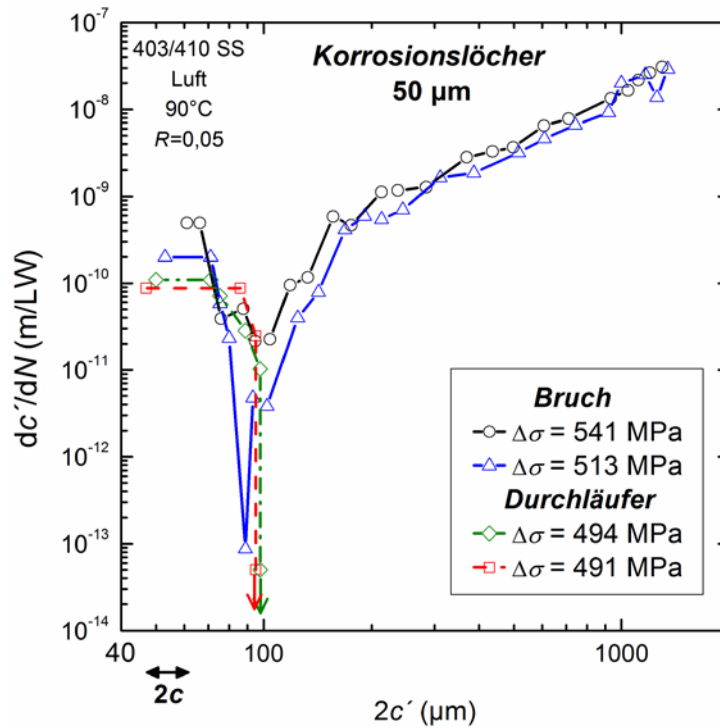


Abbildung 5.50 Rissgeschwindigkeit über der Oberflächenrisslänge für 50 µm tiefe Korrosionslöcher in Luft (90°C) bei $R = 0,05$ (Material R)

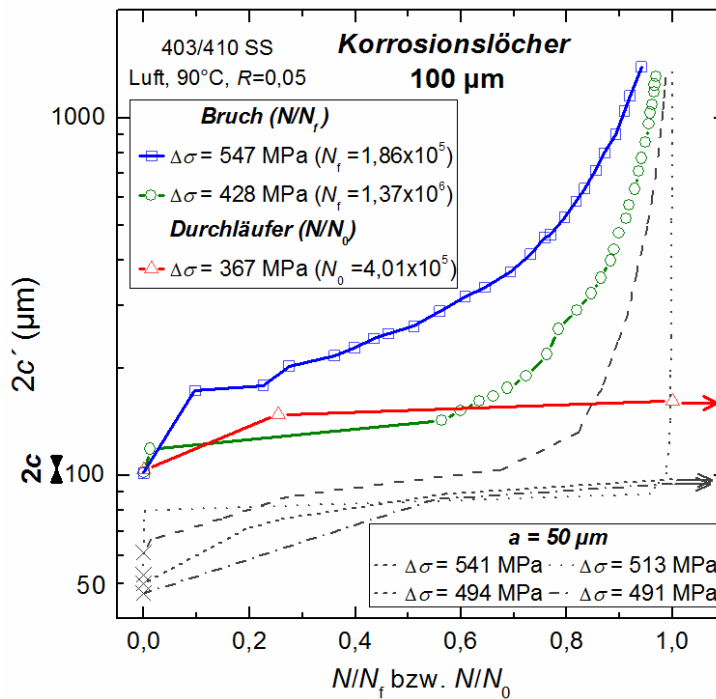


Abbildung 5.51 Oberflächenrisslänge $2c'$ über der relativen Lastspielzahl N/N_f bzw. N/N_0 für 100 µm tiefe Korrosionslöcher in Luft bei $R = 0,05$ (Material R)

Abbildung 5.51 zeigt die Rissverlängerung mit zunehmender relativer Lastspielzahl für 100 μm große Korrosionslöcher. Wie bei 50 μm tiefen Korrosionslöchern (schwarze Linien mit x-förmigen Symbolen für $2c' = 2c$), wird der Anteil an der Gesamtlebensdauer für sehr frühes Risswachstum mit steigender Spannungsschwingbreite geringer. So nimmt bei $\Delta\sigma = 428 \text{ MPa}$ die Erzeugung einer Gesamtrisslänge von 200 μm 75% der Lebensdauer ein, bei $\Delta\sigma = 428 \text{ MPa}$ sind es nur 27%.

Bei $\Delta\sigma = 367 \text{ MPa}$ (rote Linie mit dreieckigen Symbolen) bildeten sich kurze Risse mit einer Gesamtlänge von 162 μm , die nach einer Beanspruchung von $4 \times 10^5 \text{ LW}$ zum Stillstand kamen. Eine Aufnahme des Korrosionslochs mit kurzen Rissen ist in Abbildung 5.52 gezeigt. Die Längen, gemessen von Rissspitze bis Lochrand, betragen 21 μm und 38 μm , und sind vergleichbar mit der mittleren Länge der an 50 μm tiefen Korrosionslöchern unterhalb der Dauerfestigkeit initiierten Risse von 24 μm .

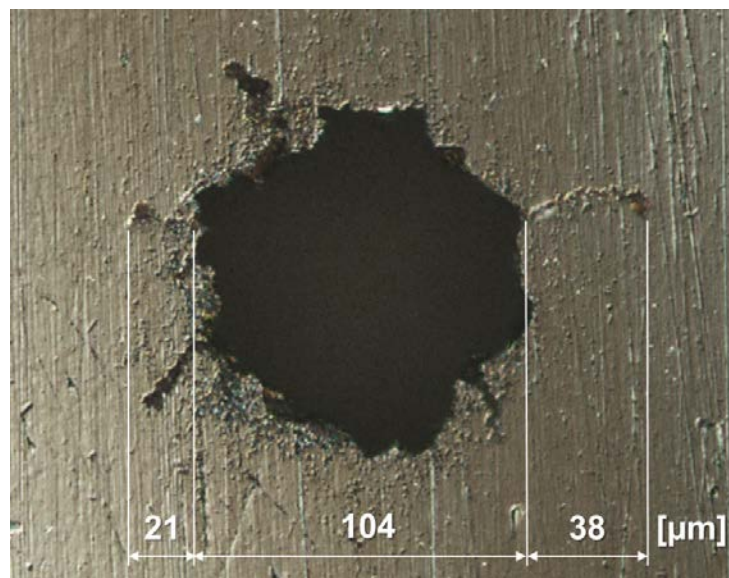


Abbildung 5.52 Kurze Risse am Korrosionsloch bei Beanspruchung unterhalb der Dauerfestigkeit ($R = 0,05$, $\Delta\sigma = 367 \text{ MPa}$, $N = 1,10 \times 10^9$, Material R) (Belastungsrichtung vertikal)

Für Proben mit 100 μm tiefen Löchern ist die Rissgeschwindigkeit über der Gesamtrisslänge in Abbildung 5.53 dargestellt. Zusätzlich sind zum Vergleich die Ergebnisse aus Abbildung 5.50 für 50 μm große Korrosionslöcher aufgetragen. Die bei $\Delta\sigma = 547 \text{ MPa}$ zyklisch belastete Probe zeigte aufgrund der größeren Lochbreite zwar kurz nach Initiierung eine höhere Rissgeschwindigkeit, ansonsten ist die Kurve mit der bei $\Delta\sigma = 541 \text{ MPa}$ und einer Lochgröße von 50 μm ermittelten vergleichbar (schwarze, breit gestrichelte Linie).

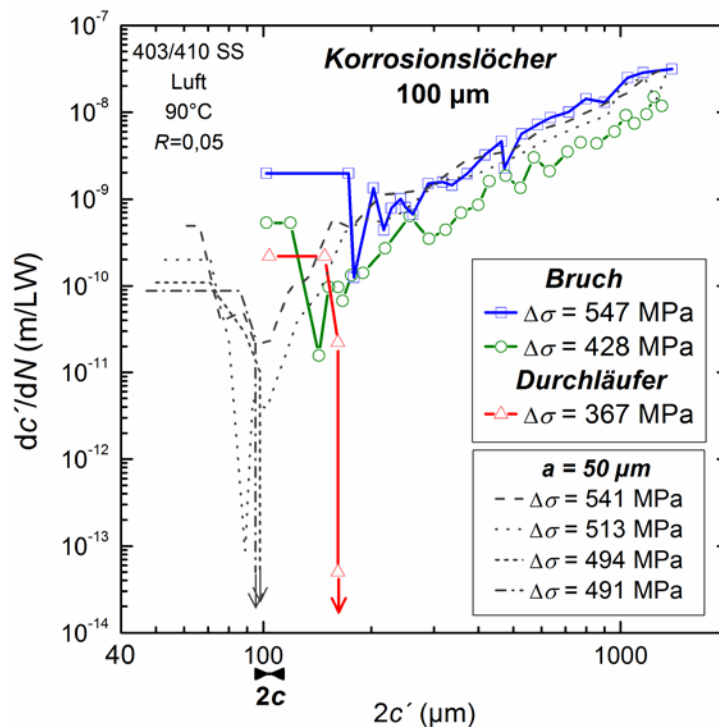


Abbildung 5.53 Rissgeschwindigkeit über der Oberflächenrisslänge für 100 μm tiefe Korrosionslöcher in Luft bei $R = 0,05$ (Material R)

Rissausbreitung in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung bei 90°C

In Abbildung 5.54 ist die Gesamtlänge von kurzen Rissen, die sich an 100 μm großen Korrosionslöchern in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung während der Ermüdung bei $R = 0,05$ bildeten, über der relativen Lastwechselzahl dargestellt. Zum Vergleich sind die entsprechenden Kurven für Messungen in Luft eingezeichnet.

Bei $\Delta\sigma = 350$ MPa sind die dargestellten blockierten Risse deutlich länger, verglichen mit den Messungen in Luft. Um eine eventuelle Tendenz zu größeren Risslängen bei Durchläuferproben in wässriger Lösung zu untersuchen, wurden alle blockierten Risse, die unterhalb der Dauerfestigkeit initiiert wurden, vermessen. Für Messungen an Luft beträgt der Mittelwert der Risslängen, gemessen von Risspitze bis Lochrand, 21 μm. In sauerstoffgesättigter Lösung liegt dieser Wert bei 22 μm. Es ist also kein signifikanter Unterschied feststellbar.

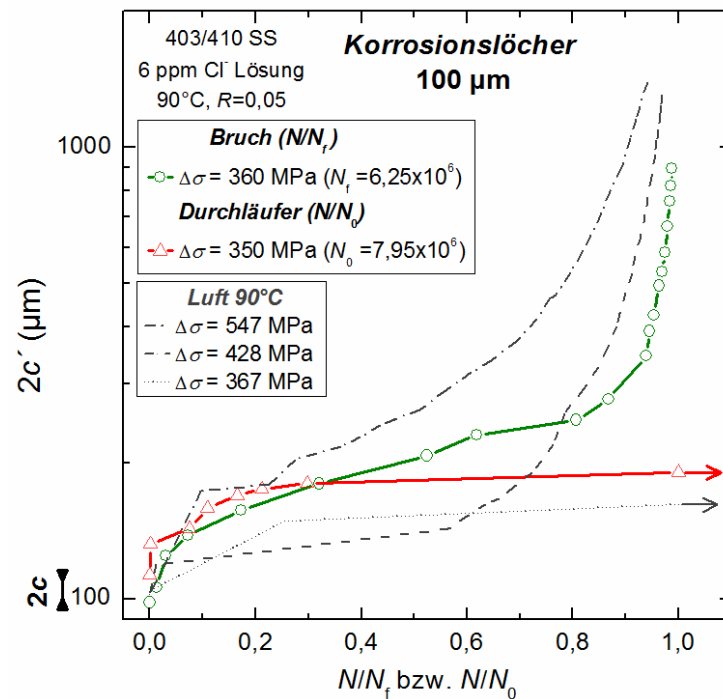


Abbildung 5.54 Oberflächenrissslänge $2c'$ über der relativen Lastspielzahl N/N_f bzw. N/N_0 für 100 µm tiefe Korrosionslöcher in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl⁻ Lösung bei $R = 0,05$ (Material R)

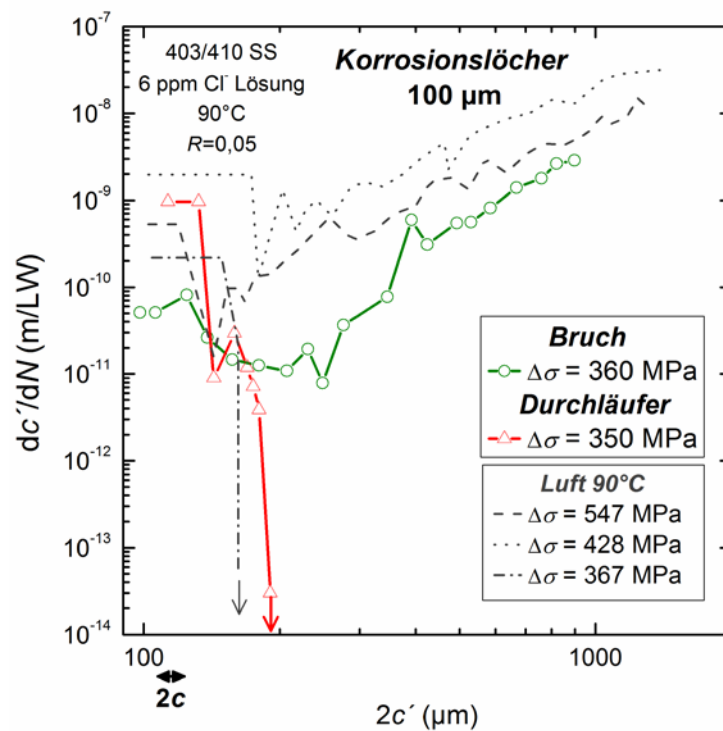


Abbildung 5.55 Rissgeschwindigkeit über der Oberflächenrissslänge für 100 µm tiefe Korrosionslöcher in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl⁻ Lösung bei $R = 0,05$ (Material R)

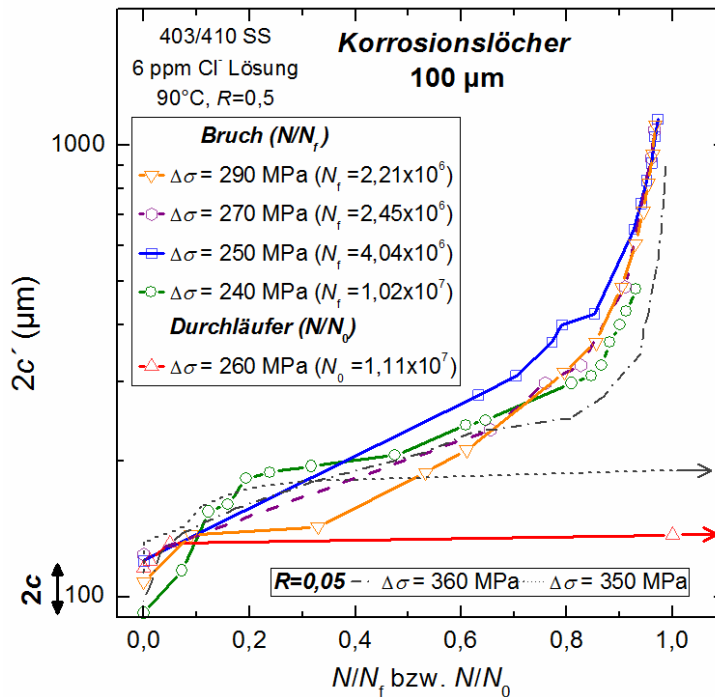


Abbildung 5.56 Oberflächenrisslänge $2c'$ über der relativen Lastspielzahl N/N_f bzw. N/N_0 für 100 μm tiefe Korrosionslöcher in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl⁻ Lösung bei $R = 0,5$ (Material R)

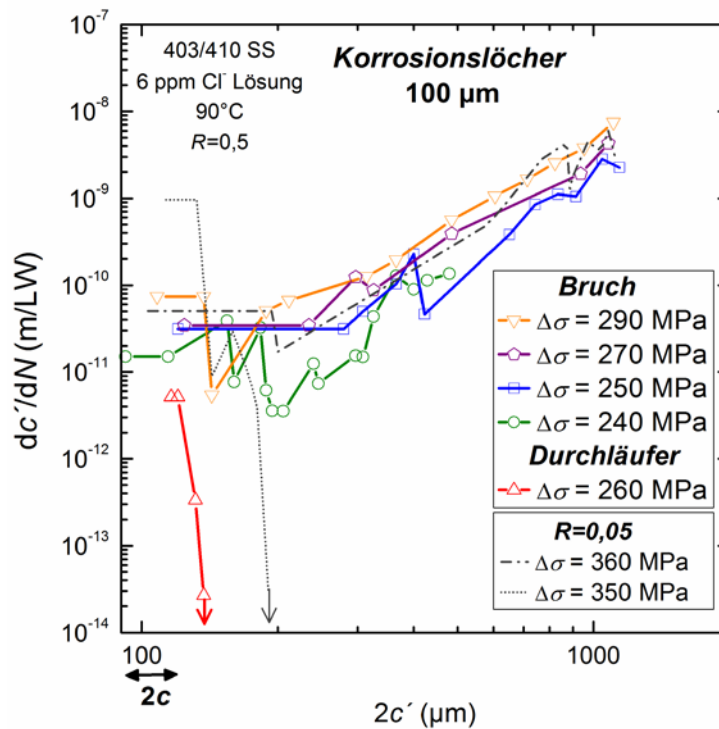


Abbildung 5.57 Rissgeschwindigkeit über der Oberflächenrisslänge für 100 μm tiefe Korrosionslöcher in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl⁻ Lösung bei $R = 0,5$ (Material R)

Abbildung 5.55 zeigt die Rissgeschwindigkeiten, die bei $\Delta\sigma = 350$ MPa wegen der geringen Spannung deutlich unterhalb derer von Luft liegen. Das Rissverhalten bei $R = 0,5$ ist in Abbildung 5.56 dargestellt. Die blockierten Risse an der Durchläuferprobe bei $\Delta\sigma = 260$ MPa sind deutlich kürzer als bei $R = 0,05$, was – wie oben gezeigt – auf statistischer Streuung beruht. Die Rissgeschwindigkeiten nehmen wiederum mit geringer werdender zyklischer Spannung ab, siehe Abbildung 5.57.

5.3.3 Hochauflösende Untersuchung der Rissinitiierung

Um Rissinitiierung und frühes Risswachstum detailliert zu untersuchen, wurde eine Probe mit einem $49\ \mu\text{m}$ tiefen und $61\ \mu\text{m}$ breiten Korrosionsloch in Luft bei Raumtemperatur ermüdet ($\Delta\sigma = 530$ MPa, $R = 0,05$). Nach einer gewissen Anzahl an Lastwechseln (anfänglich alle $1,73 \times 10^3$ LW, ab $5,19 \times 10^3$ LW alle $5,19 \times 10^3$ LW, ab $4,15 \times 10^4$ LW alle $2,72 \times 10^4$ LW etc.) wurde die Probe im FE-SEM auf das Auftreten von Ermüdungsrissen hin untersucht. Es wurden insgesamt vier Risse beobachtet, von denen die ersten beiden zum Stillstand kamen. Der dritte und vierte Riss führten zum Bruch der Probe. Abbildung 5.58 zeigt eine Aufnahme des Korrosionslochs nach einer Lastspielzahl von $5,46 \times 10^5$.

Die Rechtecke markieren die Bereiche der Rissinitiierung und des frühen Risswachstums, deren Vergrößerungen in Abbildungen 5.59, 5.60 und 5.61 dargestellt sind. Abbildung 5.59 zeigt die Einleitungsstellen der Risse, die nach $2,59 \times 10^4$ LW (Riss 1, links) bzw. $5,23 \times 10^5$ LW (Riss 2, rechts) zum Stillstand kamen. Die Initiierung dieser ersten Risse erfolgte am linken Korrosionslochrand entsprechend Abbildung 5.58. Im Bereich, wo der erste auftretende Riss lokalisiert wurde, war bis $5,09 \times 10^3$ LW keine Veränderung der Oberfläche zu bemerken (Bild links oben). Zwischen $1,03 \times 10^4$ und $1,56 \times 10^4$ LW wurde das Auftreten von ersten Gleitbändern sichtbar. Diese prägten sich bis $2,60 \times 10^4$ LW deutlich aus und führten zur Bildung eines Anrisses mit einer Länge von $2\ \mu\text{m}$, gemessen von der Risspitze bis zum Rand des Korrosionslochs (Bild links unten). Bis zum Bruch nach $1,40 \times 10^6$ LW fand keine weitere sichtbare Veränderung statt. (Die drei Bilder bis $1,56 \times 10^4$ LW sind Ausschnitte von Aufnahmen mit geringerer Vergrößerung, was die Unschärfe der Bilder erklärt.) Der in Abbildung 5.59 rechts dargestellte Riss bildete sich merklich später – bis $3,63 \times 10^4$ LW war keine Veränderung der Oberflächenstruktur erkennbar (Bild rechts oben).

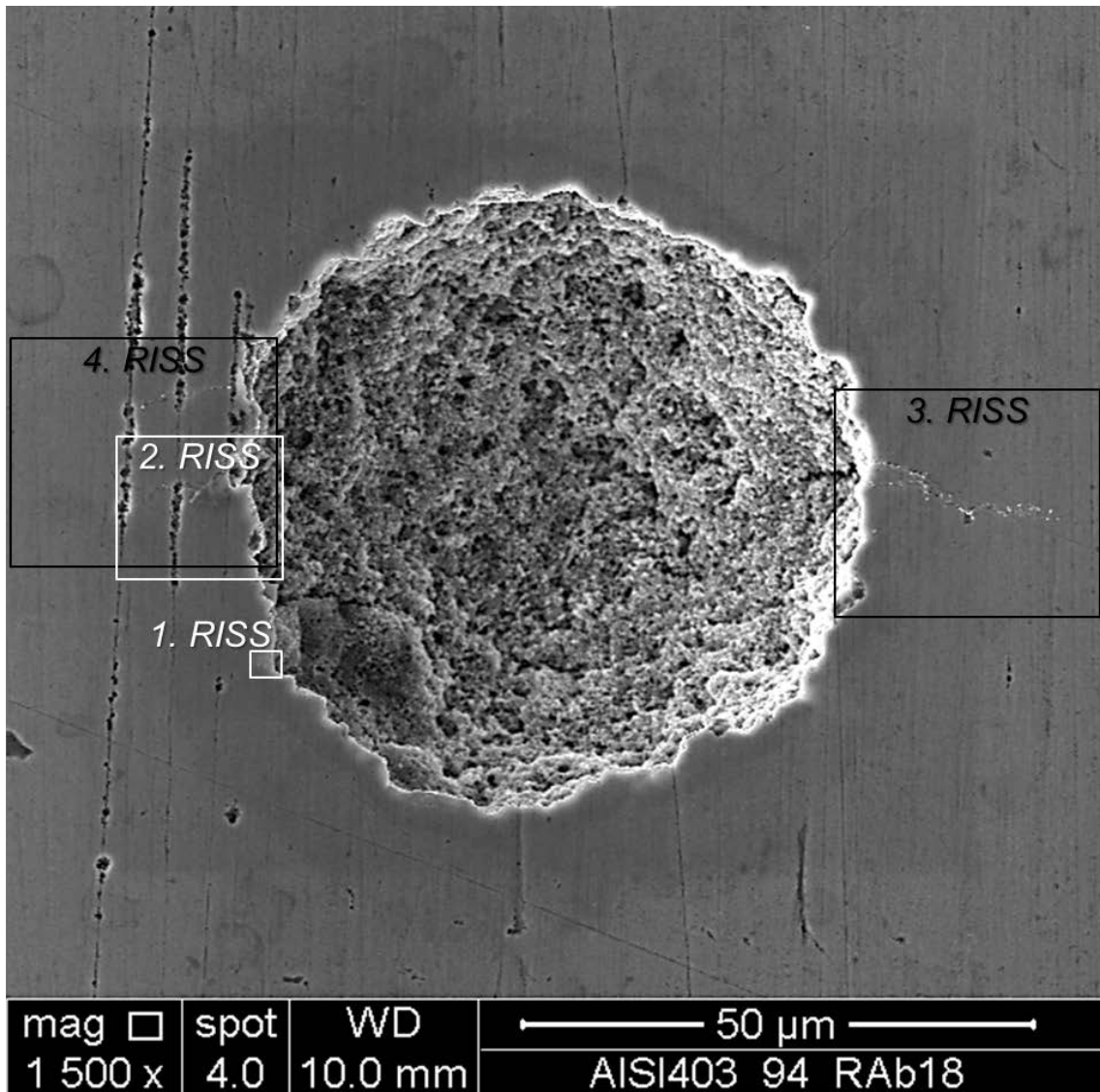


Abbildung 5.58 FE-SEM Aufnahme des Korrosionslochs mit kurzen Rissen nach $5,46 \times 10^5$ LW
 Vergrößerungen der markierten Bereiche sind in den folgenden Abbildungen dargestellt
 (weiß: zum Stillstand gekommen Risse; schwarz: Risse, die zum Bruch führten)
 (Belastungsrichtung vertikal, Material R)

Nach $6,22 \times 10^4$ LW war ein ausgeprägtes Gleitband mit Orientierung in Richtung der maximalen Schubspannung (45° zur Beanspruchungsrichtung) sichtbar. Nach $6,22 \times 10^4$ LW ist bereits ein Riss senkrecht zur Beanspruchungsrichtung mit einer Länge von $4 \mu\text{m}$ zu erkennen. Zwischen $3,23 \times 10^5$ LW und $5,23 \times 10^5$ LW kam der Riss zum Stillstand (Bild rechts unten). Die Länge vom Lochrand bis zur Risspitze betrug $10 \mu\text{m}$ und änderte sich bis zum Bruch nicht.

Abbildung 5.60 zeigt Vergrößerungen des rechten Korrosionslochrandes, an welchem sich der dritte Riss bildete. Nach einer Beanspruchung von $2,23 \times 10^5$ LW war ein Riss mit $2 \mu\text{m}$ Länge sichtbar (Bild links oben), der bis $3,23 \times 10^5$ LW zu einer Länge von $5 \mu\text{m}$ gewachsen war (Bild rechts oben). Bis $4,23 \times 10^5$ LW breitete sich der Riss unter ca. 70° zur Belastungsrichtung im Rissstadium I aus, wobei zu diesem Zeitpunkt bereits eine Aufspaltung des Risses erkennbar war (Bild links unten). Der sekundäre Riss wuchs bis $5,24 \times 10^5$ LW in entgegengesetzter Richtung und mündete im Korrosionsloch, während der primäre Riss ins Rissstadium II überging und senkrecht zur Belastungsrichtung wuchs (Bild rechts unten). Dieser Riss breitete sich gemeinsam mit dem – wiederum am linken Lochrand initiierten – vierten Riss bis zum Durchbruch der Probe aus. Die Entstehung des vierten Risses ist in Abbildung 5.61 dokumentiert. Während im Bild links oben ($2,23 \times 10^5$ LW) nur der zweite Riss sichtbar ist, zeigt die nebenstehende Aufnahme einen zusätzlichen Riss mit einer Länge von $8 \mu\text{m}$ nach $5,24 \times 10^5$ LW. Dieser liegt etwa $10 \mu\text{m}$ über dem zweiten Riss, der bei dieser Lastspielzahl bereits zum Stillstand gekommen war. Die zusätzlichen Bilder zeigen den weiteren Rissfortschritt. Bei einer Risslänge von $10 \mu\text{m}$ ist wiederum ein Übergang von Rissstadium I in Rissstadium II zu erkennen, in welchem sich der Riss senkrecht zur vertikalen Belastungsrichtung ausbreitete.

Aufnahmen der Ermüdungsrisse, ausgehend vom Korrosionsloch bei unterschiedlicher Lastspielzahl N , sind in Abbildung 5.62 dargestellt. Die Angabe der relativen Lebensdauer in Prozent ($N/N_f \cdot 100$) und der Oberflächenrisslänge $2c'$ verdeutlicht den überwiegenden Anteil der Lebensdauer, der zu Bildung und Ausbreitung eines kurzen Risses notwendig ist. So benötigte es 23% der Bruchlastspielzahl ($N_f = 1,40 \times 10^6$ LW), um einen $3 \mu\text{m}$ langen Riss zu bilden, der in Folge zum Versagen führte. Die Gesamtrisslänge $2c'$ beträgt bei etwa 60% der Lebensdauer $100 \mu\text{m}$ und überschreitet erst bei 99% eine Länge von 1 mm .

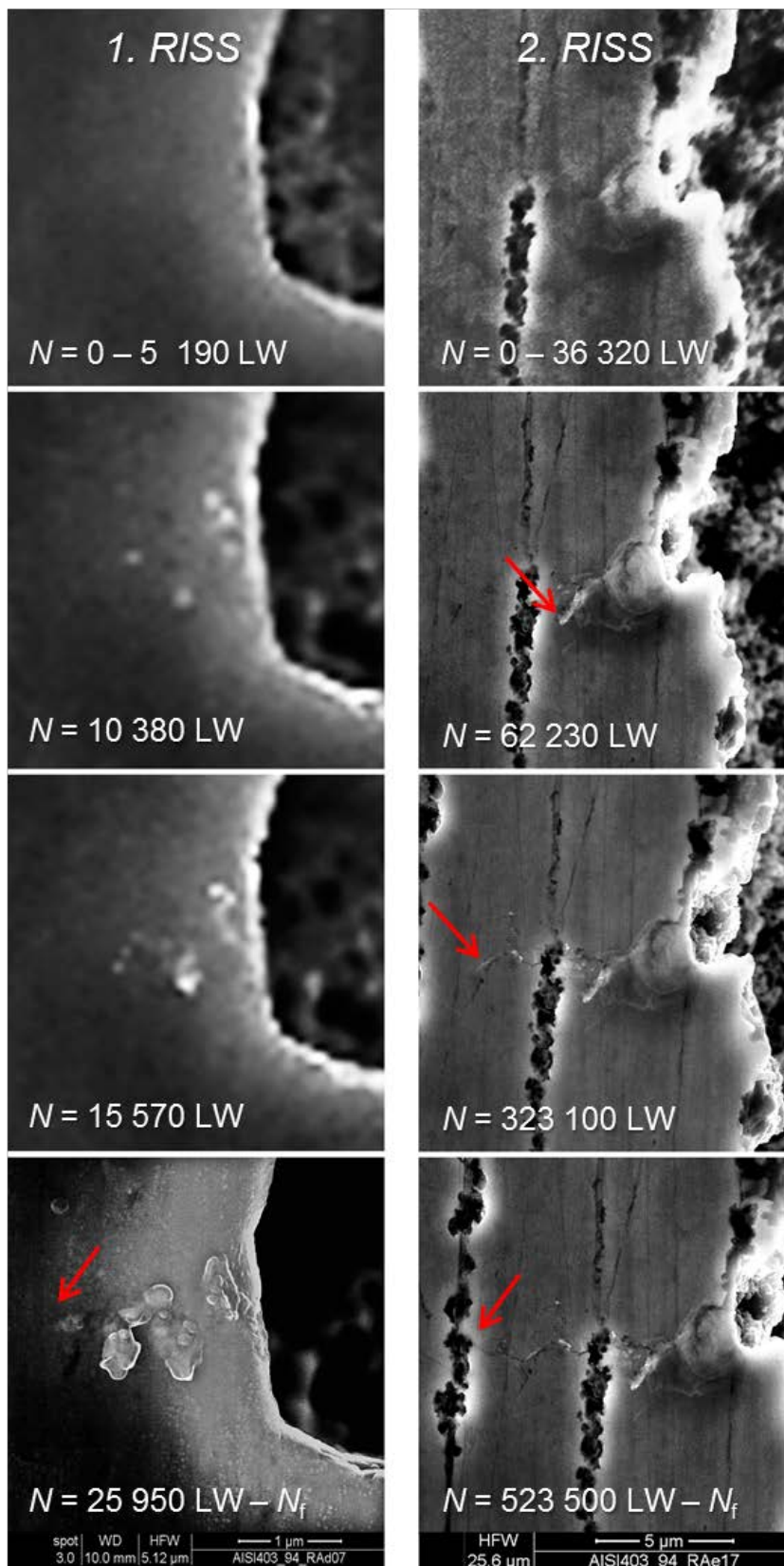


Abbildung 5.59 Vergrößerungen des 1. und 2. Risses, die nach $2,59 \times 10^4$ LW bzw. $5,23 \times 10^5$ LW zum Stillstand kamen (siehe Überblick in Abbildung 5.58). Rote Pfeile markieren die Risspitze

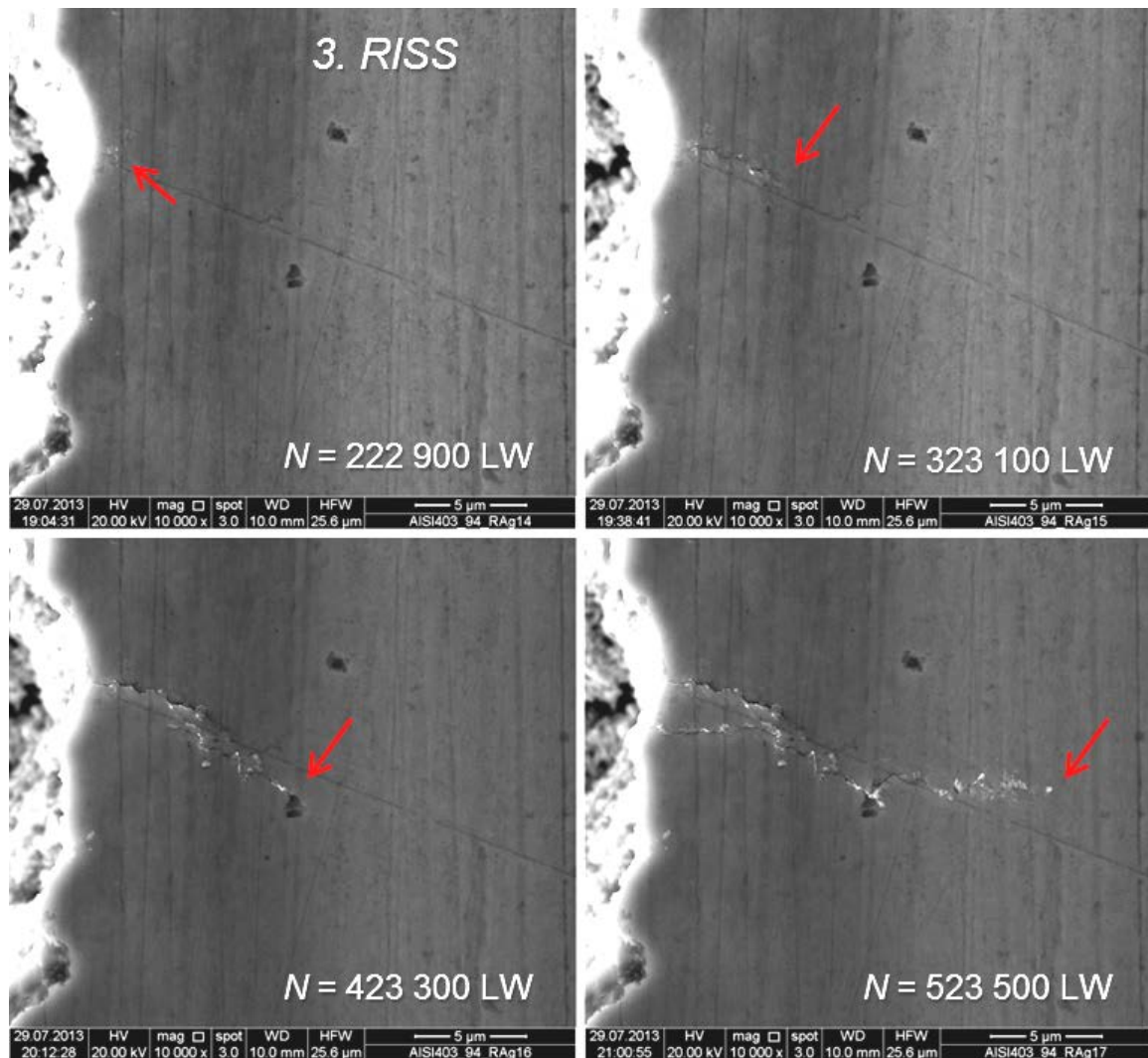


Abbildung 5.60 Vergrößerungen des 3. Risses (siehe Überblick in Abbildung 5.58).
Rote Pfeile markieren die Risspitze

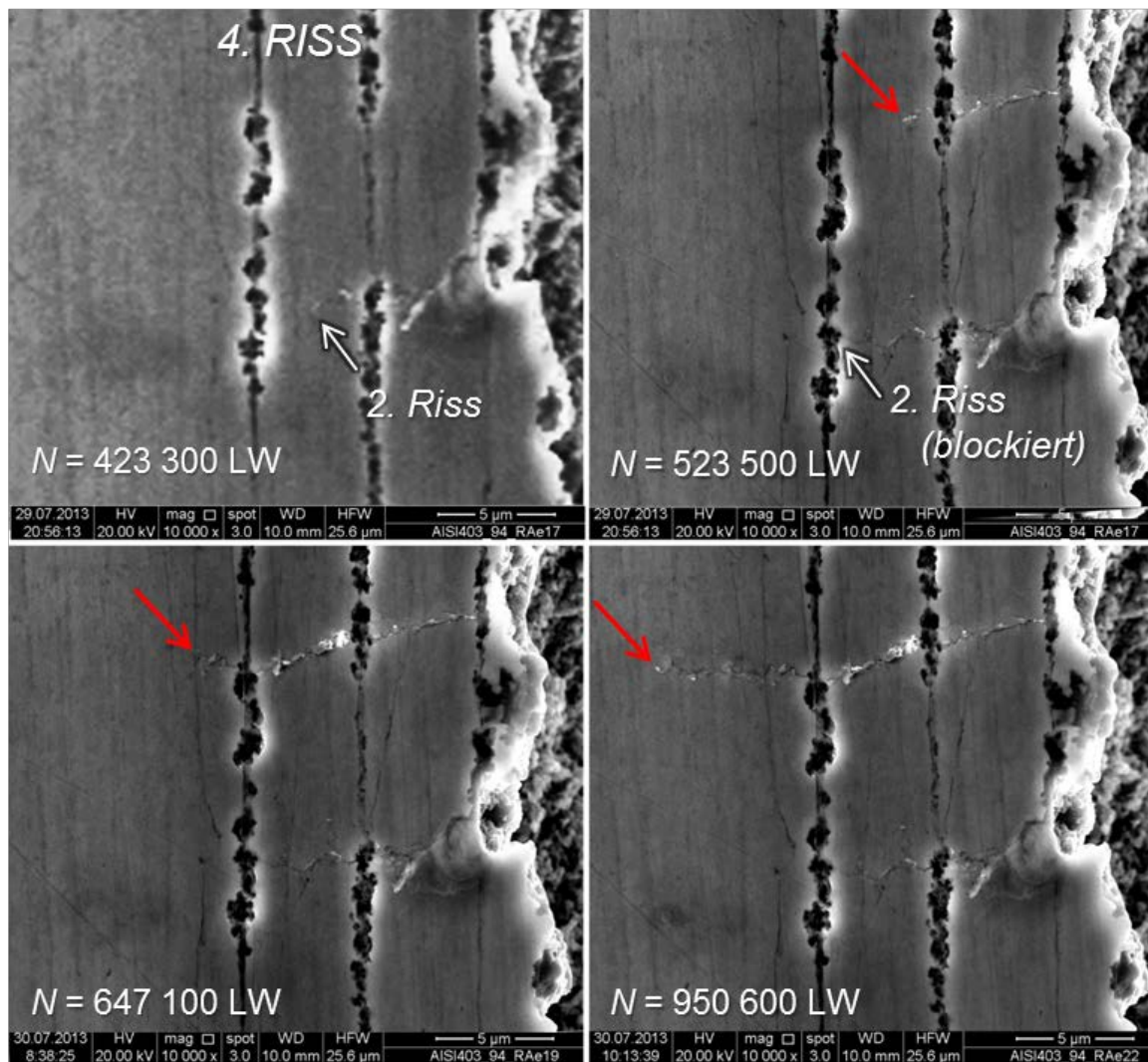


Abbildung 5.61 Vergrößerungen des 4. Risses (siehe Überblick in Abbildung 5.58).
Rote Pfeile markieren die Risspitze

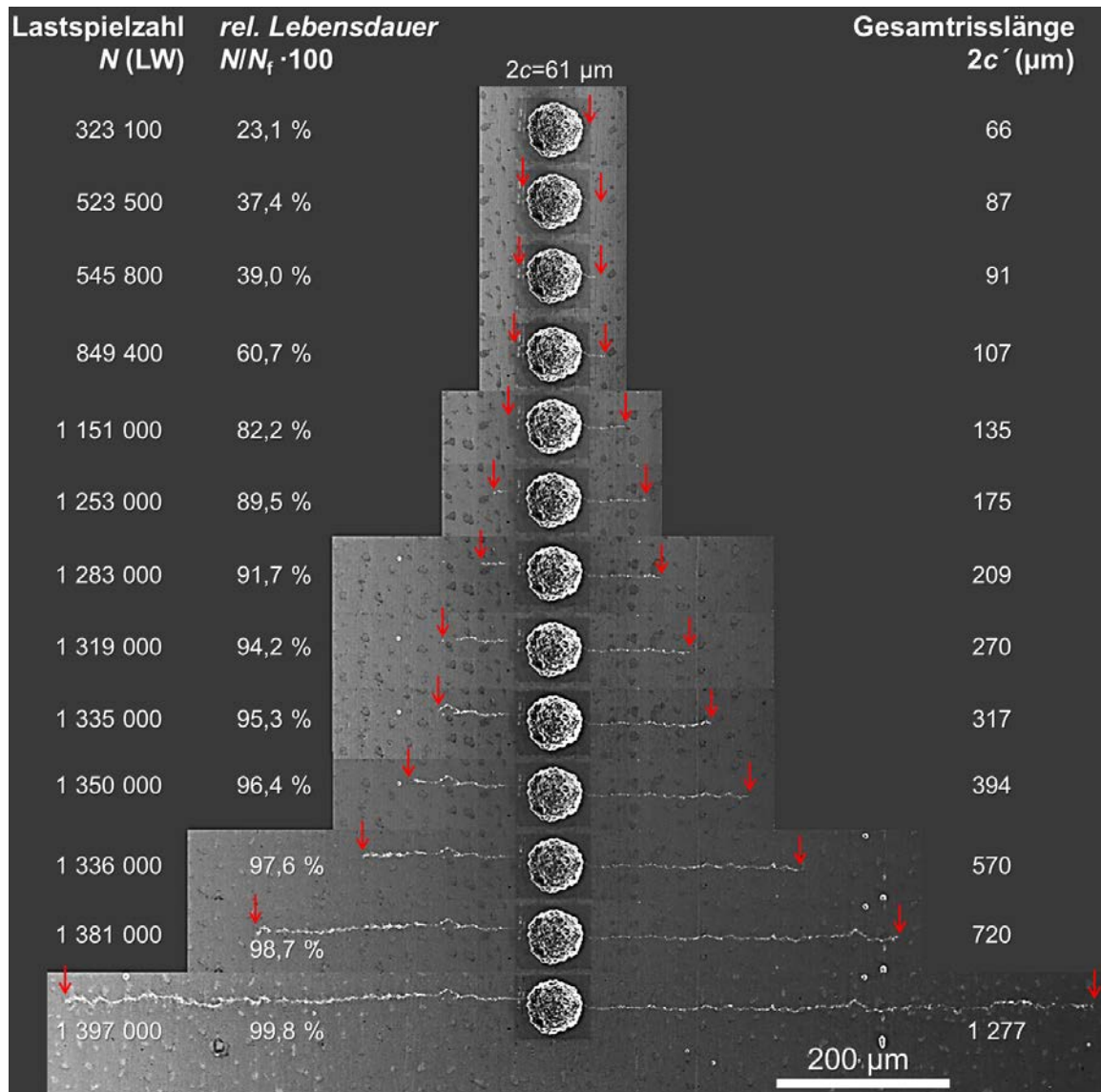


Abbildung 5.62 Rissverlängerung am 61 μm breiten Korrosionsloch ($\Delta\sigma = 530 \text{ MPa}$, $R = 0,05$).
Rote Pfeile markieren die Risspitze

Die Rissgeschwindigkeiten der beobachteten Risse wurden über der Gesamtrisslänge aufgetragen, siehe Abbildung 5.63. Die Gesamtlänge $2c'$ der zum Stillstand gekommenen Risse entspricht dem Abstand zwischen Risspitze und gegenüberliegendem Korrosionslochrand. Der dritte und vierte Riss, die zum Bruch führten, sind in einer Kurve dargestellt (bis zum Auftreten des vierten Risses wurde die Gesamtlänge $2c'$ wiederum von der Spitze des dritten Risses bis zum rechten Lochrand gemessen).

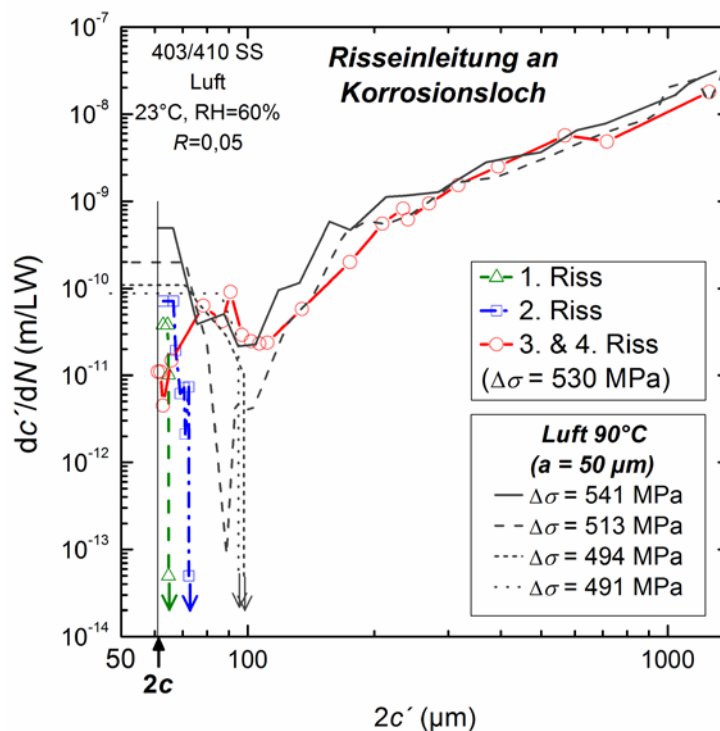


Abbildung 5.63 Rissgeschwindigkeit über der Oberflächenrisslänge für Messungen an einem 61 μm breiten Korrosionsloch in Luft bei $R = 0,05$ (23°C , $\text{RH} = 60\%$)

Die Geschwindigkeit dieser Risse (rote Kurve mit kreisförmigen Symbolen) liegt anfangs deutlich niedriger als die von vergleichbaren Messungen in Luft bei 90°C (schwarze Linien in Abbildung 5.63). Eine charakteristische lokale Verlangsamung ist ab einer Länge von ca. 100 μm sichtbar. Mit zunehmender Länge zeigen die Rissgeschwindigkeiten eine gute Übereinstimmung mit den bei 90°C bestimmten Werten. Die anfänglich geringe Geschwindigkeit dürfte auf eine Abschwächung der Triebkraft durch das Vorhandensein mehrerer rivalisierender Risse auf der linken Seite des Korrosionslochs zurückzuführen sein. Zusätzlich dürfte die Rissaufspaltung des

dritten Risses auf der rechten Seite zu einer weiteren Verlangsamung der Rissgeschwindigkeit geführt haben.

Nach erfolgtem Bruch bei $1,40 \times 10^6$ LW wurde die Probe nochmals im FE-SEM untersucht. Abbildung 5.64 zeigt Oberfläche und Bruchfläche einer Probenhälfte im Bereich des Korrosionslochs. Die Vergrößerung der Bruchfläche am Ort des 4. Risses zeigt einen Rissverlauf entlang einer kristallographischen Ebene, deren Seitenlänge an der Probenoberfläche $10 \mu\text{m}$ beträgt. Dies ist genau die Länge, bei welcher der Übergang von Rissstadium I zu Rissstadium II stattfand (siehe Abbildung 5.61). Nachdem der Riss über das erste Korn hinausgewachsen war, erfolgte die Rissausbreitung weiterhin transkristallin, jedoch nicht mehr in einer kristallographischen Ebene. Die Vergrößerung des dritten Risses zeigt am Korrosionslochrand dagegen von Beginn an keinen kristallographischen Rissverlauf. Dies lässt vermuten, dass die Bruchfläche aus dem sekundären Riss (siehe Abbildung 5.60) entstanden ist, da sich der primäre Riss anfänglich nicht senkrecht zur Beanspruchungsrichtung ausbreitete und folglich einen kristallographischen Rissverlauf zeigen sollte.

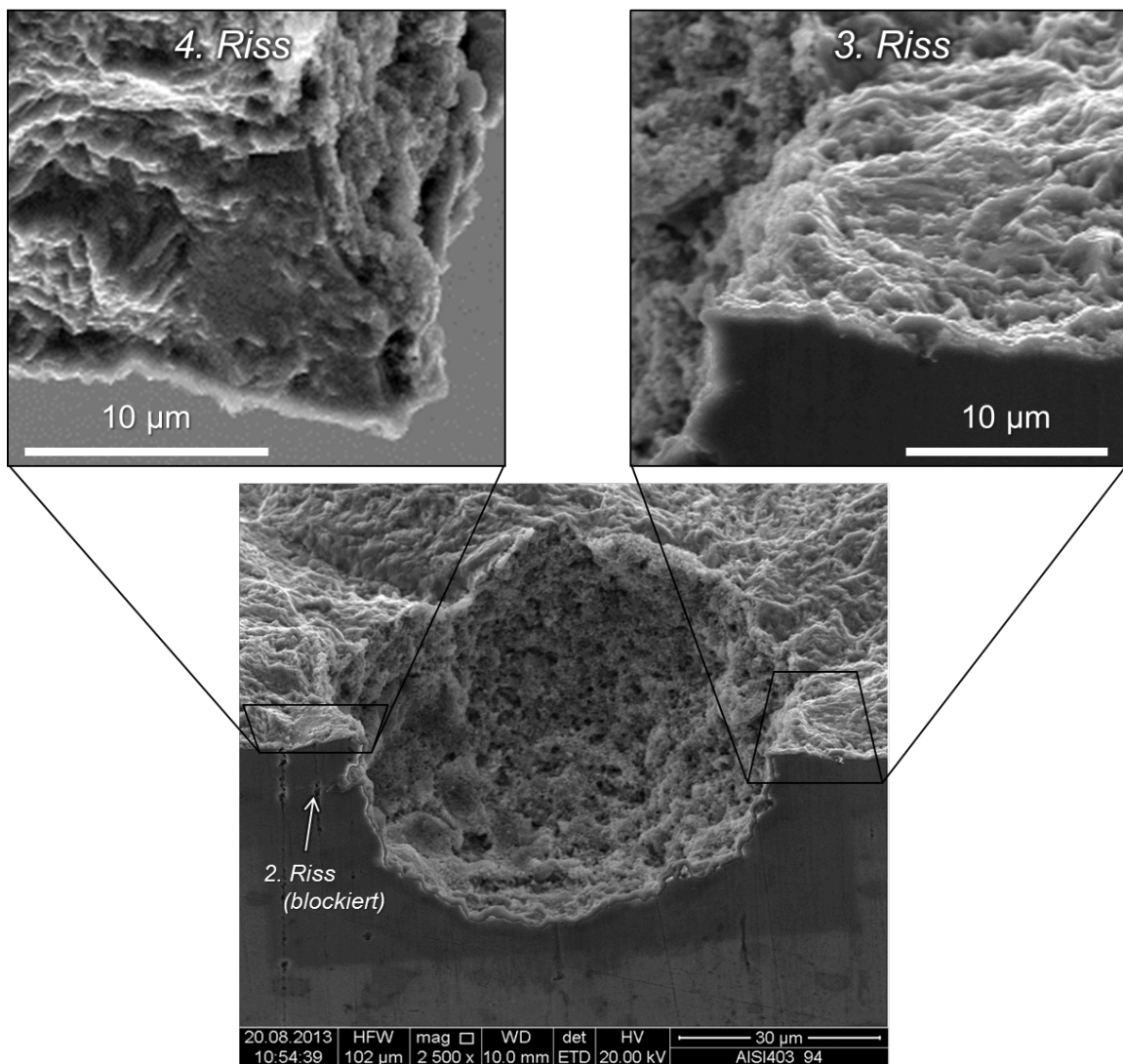


Abbildung 5.64 FE-SEM Aufnahmen der Probe aus Abbildung 5.58 nach Bruch an Korrosionsloch ($R = 0,05$, $\Delta\sigma = 530$ MPa, $N = 1,40 \times 10^6$, Material R)

6 DAUERFESTIGKEITSABSCHÄTZUNG VON BAUTEILEN MIT KORROSIONSLÖCHERN

Unter der Annahme, dass sich Korrosionslöcher unter Ermüdungsbeanspruchung wie kurze Risse verhalten, kann mithilfe der LEBM eine Abschätzung des Schwellwertverhaltens für lochfraßbehaftete Komponenten vorgenommen werden. Dieses Verfahren wurde bereits mehrfach erfolgreich angewandt [3-13], obwohl die Dreidimensionalität des Lochfraßes darin nicht berücksichtigt wird. Vielmehr werden Korrosionslöcher wie zweidimensionale Risse behandelt, deren Geometrie durch die Schnittebene senkrecht zur Belastungsrichtung – also durch die Bruchfläche – bestimmt ist. Die Form der Korrosionslöcher wird dabei üblicherweise als halbkreis- oder halbellipsenförmig angenähert.

6.1 GEOMETRIE DER KORROSIONSLÖCHER

Die Geometrie der Korrosionslöcher wurde mithilfe von FE-SEM Aufnahmen der Bruchflächen untersucht. In allen Fällen wurde eine elliptische Form (laut Normen [66,67]) festgestellt. Die halb-elliptischen Korrosionslöcher können durch ihre Breite $2c$ an der Oberfläche und ihre Tiefe a charakterisiert werden, siehe schematische Darstellung in Abbildung 6.1. Diese Größen wurden für alle Korrosionslöcher vermessen. Zusätzlich wurden die Verhältnisse zwischen Lochtiefe und halber Lochbreite a/c bestimmt, deren Mittelwert $1,91 \pm 0,31$ beträgt. Die Korrosionslöcher können daher als tief ($a/c > 1$) bezeichnet werden.

Von den insgesamt 94 Ermüdungsversuchen mit korrosionslochbehafteten Proben wurden 84 als Datenpunkte in die Wöhlerkurven aufgenommen, da diese die Anforderung einer maximale Abweichung der Lochtiefe a vom Sollwert (50 μm , 100 μm oder 250 μm) von $\pm 10\%$ erfüllten. Die von diesen Proben ermittelten Dimensionen der Korrosionslöcher sind in Tabelle 6.1 aufgelistet.

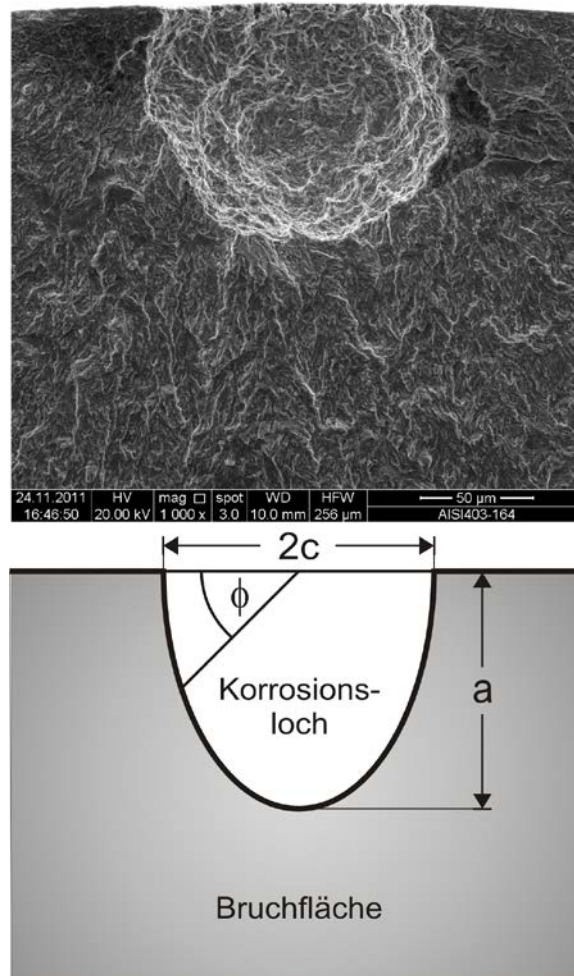


Abbildung 6.1 Bruchfläche mit Korrosionsloch, FE-SEM Aufnahme und schematisch

Tabelle 6.1 Dimensionen der halb-elliptischen Korrosionslöcher

Solltiefe a (μm)	Material	Lochtiefe a (μm)	Lochbreite $2c$ (μm)	Verhältnis a/c	Anzahl der Proben
50 ± 5	R	49 ± 4	56 ± 7	$1,79 \pm 0,23$	15
	R	103 ± 7	103 ± 13	$2,05 \pm 0,33$	30
100 ± 10	W	99 ± 6	114 ± 12	$1,75 \pm 0,14$	29
	R+W	101 ± 7	108 ± 13	$1,90 \pm 0,30$	59
250 ± 25	R	252 ± 25	272 ± 39	$1,86 \pm 0,27$	10

6.2 SPANNUNGSINTENSITÄTSFAKTOR EINES KORROSIONSLOCHS

Wie oben beschrieben, kann die Geometrie der untersuchten Korrosionslöcher als tiefe Halbellipse angenähert werden. Eine Vielzahl an Formeln für den Spannungsintensitätsfaktor ΔK dieser Geometrie ist verfügbar, welcher in allgemeiner Form wie folgt angegeben werden kann:

$$\Delta K = \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot \frac{F(a, c, d, \Phi)}{Q(a, c)} \quad (6-1)$$

Hierbei ist F ein Korrekturfaktor für Randbedingungen und eine Funktion der Lochtiefe a , der halben Breite an der Oberfläche c , dem Winkel Φ (siehe Abbildung 6.1) und der Probenabmessung (im vorliegenden Fall der Proben Durchmesser im Messbereich d). Q ist der Formfaktor einer Ellipse, gegeben durch das vollständige elliptische Integral, und wird im Folgenden mit der häufig verwendeten empirischen Gleichung [88] beschrieben:

$$Q = \sqrt{1 + 1,464 \cdot \left(\frac{c}{a}\right)^{1,65}} \quad (6-2)$$

Indem man Korrektur- und Formfaktor in einem Geometriefaktor $Y = F/Q$ zusammenfasst, können unterschiedliche Lösungen, die in der Literatur angeboten werden, verglichen werden. In Abbildung 6.2 sind Lösungen für Y entlang der Peripherie des Korrosionslochs (d.h. eines halbelliptischen Risses) von Newman und Raju [88], Chen *et al.* [8] und Wang und Lambert [89] aufgetragen. Für eine Halbellipse mit dem Verhältnis $a/c = 1,91$ (Durchschnittswert aller untersuchten Korrosionslöcher) liegt das Maximum des Geometriefaktors an den Schnittpunkten zur Oberfläche (Lochrand, $\Phi = 0$ und π) und das Minimum am Lochgrund ($\Phi = \pi/2$). Dadurch ergibt sich eine maximale Spannungsintensität an den Rändern des Korrosionslochs am Übergang zur Probenoberfläche, was gut mit der beobachteten Risseinleitung an den Korrosionsrändern, siehe Abbildungen 5.25 und 5.46, übereinstimmt.

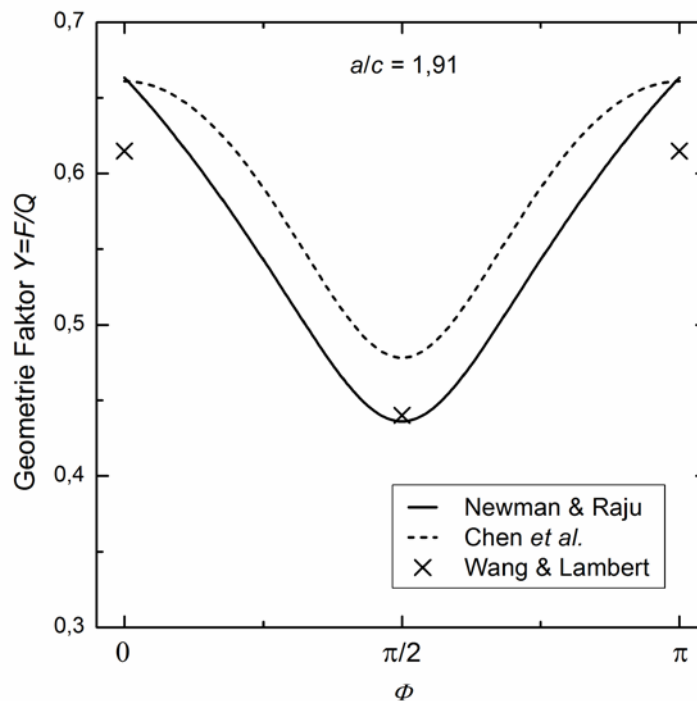


Abbildung 6.2 Geometriefaktor Y entlang der Peripherie eines halbellipsenförmigen Korrosionslochs mit $a/c = 1,91$ [30]

Für eine bruchmechanische Betrachtung des Übergangs von Korrosionsloch zu Ermüdungsriss ist also die Spannungsintensität an den Lochrändern ausschlaggebend. Der Schwellwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors für Korrosionslöcher kann nun mit $Y(a, c, d, \Phi = 0)$ und der Dauerfestigkeit für korrosionslochbehaftete Proben bestimmt werden. Erweitert man zusätzlich die Risslänge um die intrinsische Risslänge a_0 (siehe Kapitel 3.2.2, Gleichung 3-5), so kann das Kurzrisssverhalten entsprechend der formalen Beschreibung von El Haddad *et al.* [56] miteinbezogen werden. Der äquivalente Schwellwert für Korrosionslöcher ΔK_{th}^* (wegen der geringen Größe der Korrosionslöcher wurde die Notation an die kurzer Risse angelehnt) sollte dadurch mit dem Schwellwert für lange Risse ΔK_{th} vergleichbar sein:

$$\Delta K_{th}^* = \Delta K_{th} = \Delta \sigma_0(a) \cdot \sqrt{\pi \cdot (a + a_0)} \cdot Y(a, c, d, \Phi = 0) \quad (6-3)$$

Die Schwellwerte wurden mit den Dauerfestigkeiten korrosionslochbehafteter Proben $\Delta\sigma(a)$ (Tabelle 5.6) und den Mittelwerten der **Lochtiefe a** (Abbildung 6.1) berechnet¹. Der Geometriefaktor wurde mit $Y = 0,65$ als konstant festgelegt, was dem Mittelwert der diskutierten Lösungen in Abbildung 6.2 bei $\Phi = 0$ bzw. π entspricht. Die Ergebnisse sind in Tabelle 6.2 zusammengefasst (Werte in Klammern). Zum Vergleich sind auch die Schwellwerte für lange Risse ΔK_{th} und die intrinsischen Risslängen a_0 angegeben. Wie man sieht, erhält man innerhalb eines R -Wertes vergleichbare Werte für dasselbe Medium. Die Standardabweichung liegt für $R = 0,05$ bzw. $0,5$ bei 3% bzw. 9% in Luft und für $R = 0,8$ bei 1% in sauerstoffgesättigter Lösung. Vergleicht man diese Werte mit den Schwellwerten langer Risse ΔK_{th} , so liegt der Vorhersagefehler zwischen 9% und 35%. Dies zeigt auf der einen Seite die potentielle Tauglichkeit des verwendeten Modells, auf der anderen Seite die Notwendigkeit einer Modifikation.

Eine weitere Evaluierung der Messdaten zeigte, dass sowohl für die Standardabweichung innerhalb eines R -Werts und Umgebungsmediums (1–5%), als auch für den Vorhersagefehler (1–10%, nur in Luft bei $R = 0,5$ lag der Fehler deutlich höher (16–18%)) vergleichbare Werte erzielt werden, wenn für die Berechnung von ΔK_{th}^* anstatt der Korrosionslochtiefe a die **halbe Breite c** an der Oberfläche verwendet wurde:

$$\Delta K_{th}^* = \Delta\sigma_0(a) \cdot \sqrt{\pi \cdot (c + c_0)} \cdot 0,65 \quad (6-4)$$

Die intrinsische Risslänge c_0 behält dabei denselben Wert wie in Gleichung 6-3, $c_0 = a_0$. Die mit Gleichung 6-4 berechneten Werte sind in Tabelle 6.2 zusammengefasst (kursiv). Diese liefern mit den Schwellwerten für lange Risse ΔK_{th} vergleichbare Werte, obwohl die Berechnung des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors nach Gleichung 6-3 der formal-analytisch korrekte Ansatz wäre.

Die Notwendigkeit einer Modifikation von Gleichung 6-3 ist insofern nicht überraschend, als die Geometrie der Korrosionslöcher nicht exakt einer Halbellipse entspricht und der Tatsache einer erhöhten Oberflächenrauheit im Korrosionsloch nicht Rechnung

¹ Wegen der höheren Anzahl an Messdaten wurden nur die Werte von Material R verwendet

getragen wird. Ein weiterer Aspekt ist die tendenzielle Überschätzung der effektiven Spannung am Ort der Rissinitiierung, da diese im Bereich der Probenoberfläche, wo ein Übergang von ebenem Dehnungszustand zu ebenem Spannungszustand zu erwarten ist, liegt.

Tabelle 6.2 Experimentell bestimmte Schwellwerte des Spannungsintensitätsfaktors für korrosionslochbehaftete Proben ΔK_{th}^* . Werte in Klammern wurden nach Gleichung 6-3, schräggestellten Werte nach Gleichung 6-4 berechnet.

Umgebungsmedium	R-Wert	$a_0=c_0(\mu\text{m})$	ΔK_{th}	$\Delta K_{th}^*(50\mu\text{m})$	$\Delta K_{th}^*(100\mu\text{m})$	$\Delta K_{th}^*(250\mu\text{m})$
Luft, 90°C	0,05	27	3,76	(4,92) 4,18	(5,22) 3,98	(5,19) 3,97 [†]
	0,5	41	2,74	(3,72) 3,26 [†]	(4,22) 3,33	-
sauerstofffreie 300 ppb Cl ⁻ Lösung, 90°C	0,5	50	2,77	-	(3,77) 3,02	-
sauerstoffgesättigte 6 ppm Cl ⁻ Lösung, 90°C	0,05	443	4,02	-	(4,96) 3,93	-
	0,5	59	2,91	-	(3,27) 2,66	-
	0,8	195	2,33	-	(2,61) 2,35	(2,56) 2,20

[†] ungefährender Wert aufgrund der geringen Anzahl an Messungen

6.3 KITAGAWA-TAKAHASHI DIAGRAMME

In Abbildung 6.3 sind die Ergebnisse anhand von Kitagawa-Takahashi Diagrammen dargestellt, in denen die gestrichelten Linien Gleichung 6-4 nach El Haddad *et al.* entsprechen. Diese Linien markieren die Dauerfestigkeit $\Delta\sigma_0(a)$ bei Anwesenheit von Korrosionslöchern mit der halben Oberflächenbreite c . Unterhalb von $\Delta\sigma_0(a)$ können zwar kurze Risse initiieren, diese führen jedoch nicht zum Bruch. Bei Spannungen oberhalb dieser Linien besteht eine zunehmende Wahrscheinlichkeit, dass die an Korrosionslöchern entstandenen Risse bis zum endgültigen Bruch fortschreiten. Wie man in Abbildung 6.3 sieht, weichen die ermittelten Werte (Tabelle 5.6) etwas von den berechneten Festigkeitswerten ab. Die Dauerfestigkeitswerte $\Delta\sigma_0(a)$ für Luft und sauerstofffreie Lösung liegen oberhalb der Linien nach Gleichung 6-4. Vor allem bei $R = 0,5$ in Luft liegt die Festigkeit bis zu 18% über der Abschätzung. Es wird vermutet, dass die bei diesem Spannungsverhältnis auftretenden Maximalspannungen bereits zu hoch waren, um mithilfe der LEBM exakte Werte zu erhalten. Die Abschätzungen für sauerstoffgesättigte Lösung liefern, verglichen mit den Messergebnissen, etwas zu hohe Festigkeiten.

Die in Tabelle 5.6 zusammengefassten Ergebnisse wurden mit korrosionslochbehafteten Proben ermittelt, bei denen die Lochgröße über die Tiefe a definiert war (maximale Abweichung von 10%). Da jedoch entsprechend Gleichung 6-4 die halbe Korrosionslochbreite c , deren Standardabweichung bis zu 14% beträgt, anstelle der Tiefe a zur Abschätzung der Schwellwerte korrosionslochbehafteter Proben verwendet wurde, sind diese Werte mit einem größeren Fehler behaftet.

Eine präzisere Beurteilung der Dauerfestigkeitsabschätzung erhält man, indem für jede einzelne Probe der zyklische Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K(c)$ entsprechend der jeweiligen Lochgeometrie (dem Verhältnis a/c) bestimmt wird:

$$\Delta K(c) = \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot c} \cdot \frac{F(a, c, d, \Phi = 0)}{Q(a, c)} \quad (6-5)$$

Für die Berechnung des Korrekturfaktors $F(a,c,d,\phi)$ wurde die von Newman und Raju [88] bereitgestellte Formel für endliche Körper verwendet. Anstelle der in [88] verwendeten Plattendicke t und der Plattenbreite $2b$ wurde der Durchmesser d der Ermüdungsproben im Messbereich verwendet. $Q(a,c)$ wurde mit Gleichung 6-2 berechnet.

Es sei darauf hingewiesen, dass der zyklische Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K(c)$ – im Gegensatz zum äquivalenten Schwellwert für Korrosionslöcher ΔK_{th}^* – keine Korrektur für kurze Risse (in Form der intrinsischen Risslänge c_0) enthält. Der Schwellwert $\Delta K_{th}^*(c)$ liegt daher unter dem Wert ΔK_{th}^* .

Die mit Gleichung 6-5 bestimmten Spannungsintensitäten können mit den Schwellwerten für lange Risse ΔK_{th} (Tabelle 5.2) normiert und über der, mit der intrinsischen Risslänge c_0 normierten, halben Lochbreite c aufgetragen werden. Diese modifizierte Art der Kitagawa-Takahashi Diagramme ist in Abbildung 6.4 dargestellt. Die gestrichelten Linien entsprechen wiederum der Kurzrissskorrektur nach El Haddad *et al.* [56], die durch folgende Gleichung ausgedrückt werden kann:

$$\frac{\Delta K_{th}(c)}{\Delta K_{th}} = \frac{1}{\sqrt{1+(c/c_0)}} \quad (6-6)$$

In Abbildung 6.4 kennzeichnen gefüllte Symbole jene Proben, die innerhalb von 10^9 LW gebrochen sind, offene Symbole stehen für Durchläufer. Man sieht, dass die mit Gleichung 6-6 bestimmten Linien im modifizierten Kitagawa-Takahashi Diagramm jene Schwellwerte $\Delta K_{th}(c)$ markieren, oberhalb welcher die Bruchwahrscheinlichkeit deutlich zunimmt.

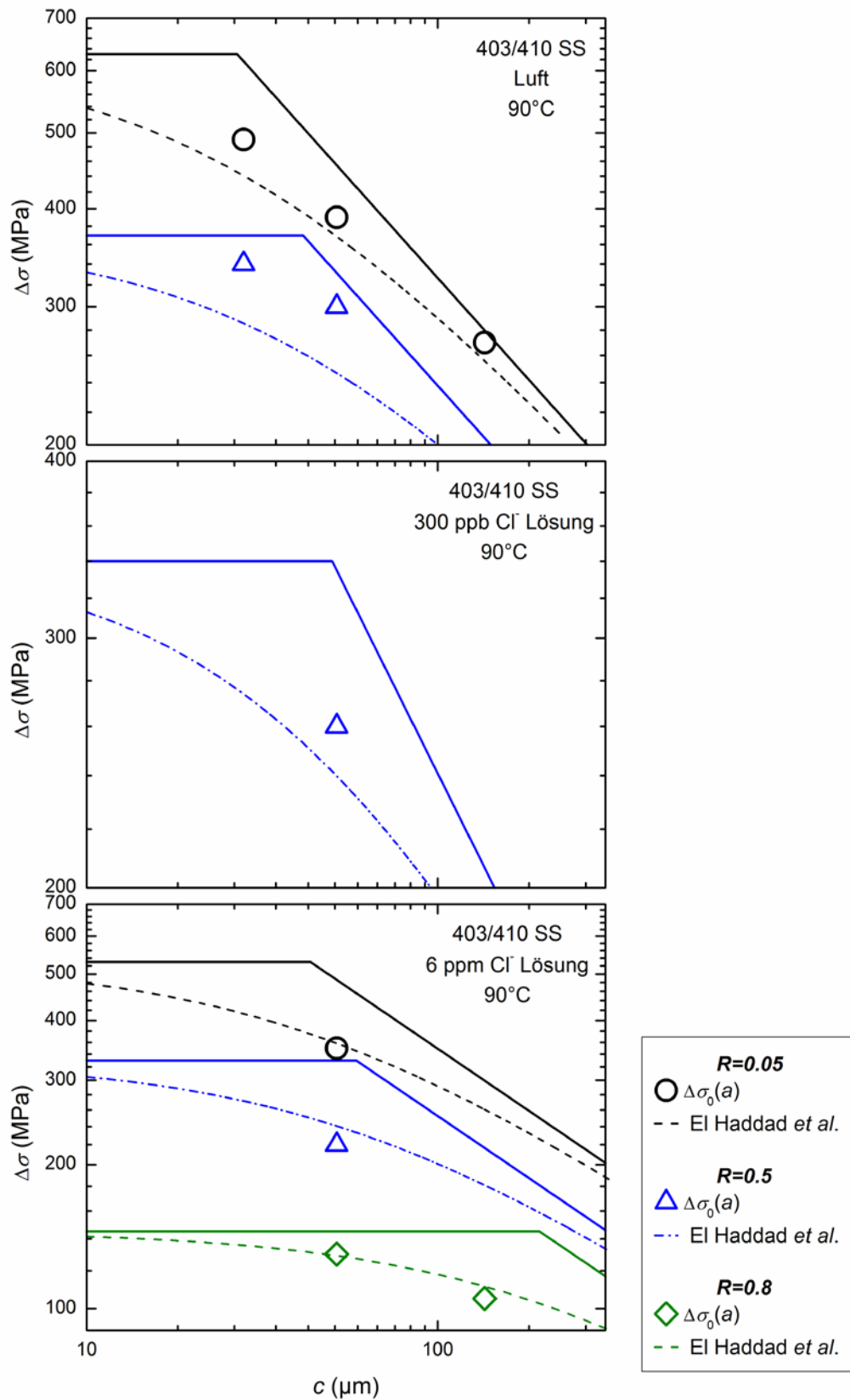


Abbildung 6.3 Kitagawa-Takahashi Diagramme für Ergebnisse in Luft, sauerstofffreier 300 ppb und sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung

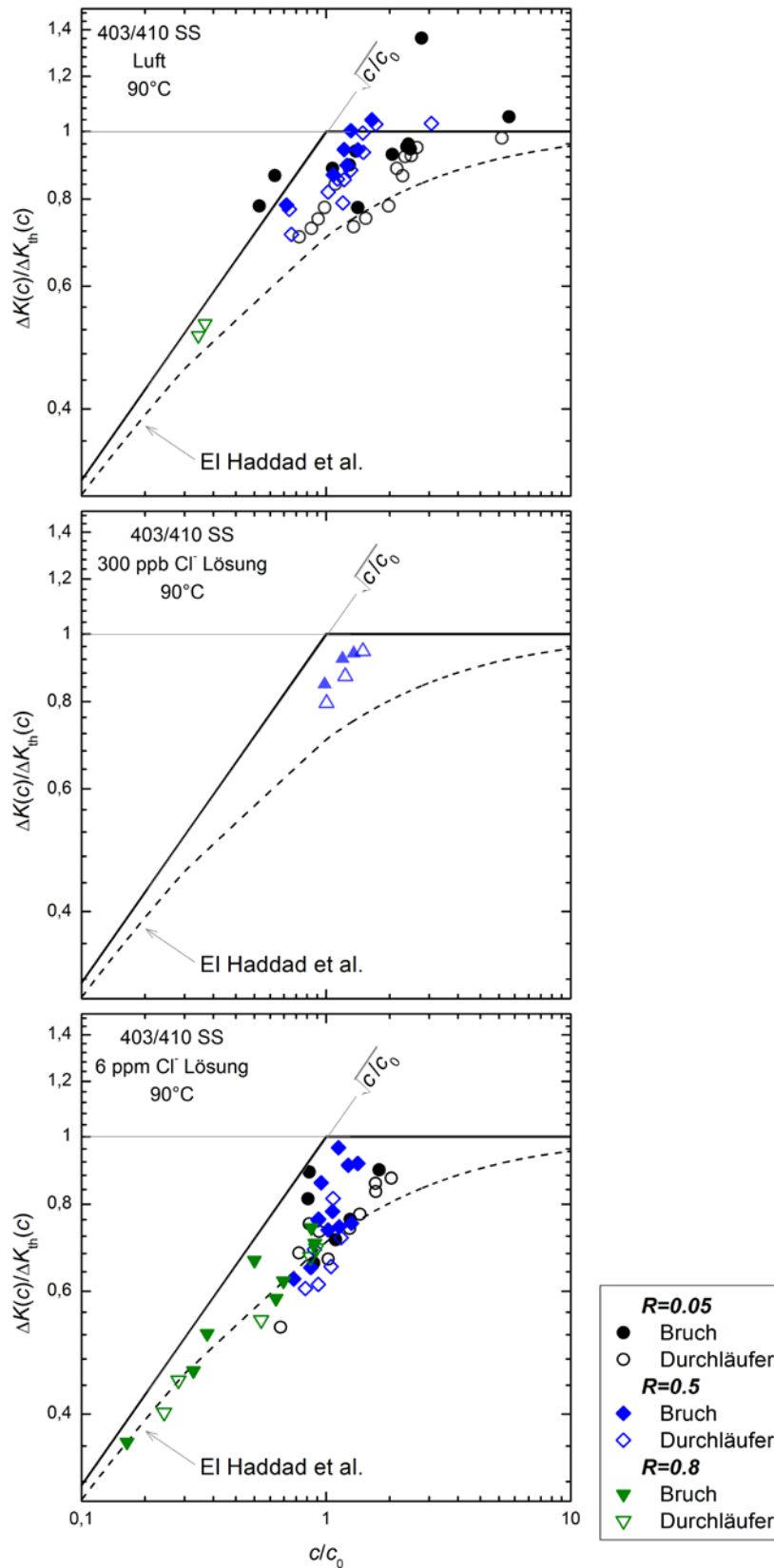


Abbildung 6.4 Modifizierte Kitagawa-Takahashi Diagramme für Ergebnisse in Luft, sauerstofffreier 300 ppb und sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl⁻ Lösung

7 MODELL FÜR KURZE RISSE AN KORROSIONSLÖCHERN

Im folgenden Kapitel wird ein Modell vorgestellt, das die Berechnung des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors kurzer Risse, die von Korrosionslöchern ausgehen, ermöglicht [90]. Das Modell basiert auf den Beobachtungen von Rissinitiation und -ausbreitung, die in Kapitel 5.3 zusammengefasst sind. Als Ergebnis kann die Rissausbreitungsgeschwindigkeit als Funktion der zyklischen Spannungsintensität aufgetragen und mit jener von langen Rissen verglichen werden.

7.1 2-STUFEN MODELL

Wie in Kapitel 5.3.1 ausführlich dokumentiert, erfolgt an tiefen Korrosionslöchern die Risseinleitung an den Lochrändern, d.h. am Übergang von Probenoberfläche zu Korrosionsloch. Anfangs initiiert an der linken oder rechten Seite des Korrosionslochs – bei vertikaler Orientierung in Beanspruchungsrichtung – ein Riss. Mit Verzögerung bildet sich ein zweiter Riss auf der gegenüberliegenden Seite. Wie in Kapitel 5.3.3 beschrieben, können in diesem Stadium auch mehr als zwei Risse gleichzeitig auftreten und wachsen. Jedoch dominieren mit der Zeit nur zwei Risse, die sich auf gegenüberliegenden Seiten befindend. Alle anderen vorhandenen Risse kommen zum Stillstand. Bei einer Länge, bei der die zwei dominanten Risse zusammentreffen, findet eine Vereinigung zu einem einzelnen Riss statt. Die Rissausbreitung kann daher in zwei Stufen unterteilt werden. In der ersten erfolgt der Rissfortschritt durch zwei getrennte Risse, die zweite Stufe ist durch das Vorhandensein eines einzigen Risses charakterisiert. Um dies in Abbildung 7.1 schematisch darzustellen, wurde die Bruchfläche aus Abbildung 5.47 herangezogen, auf welcher die zwei an den Lochrändern initiierten Risse deutlich zu erkennen sind. Wie der Spannungsintensitätsfaktor für beide Stufen berechnet werden kann, wird im Folgenden beschrieben.

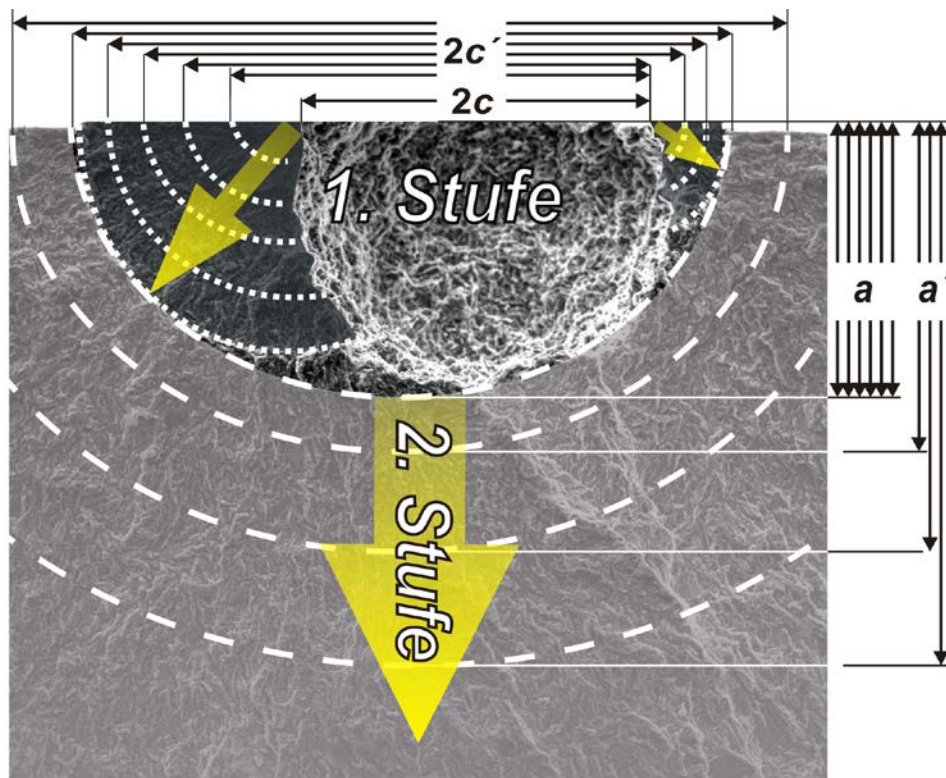


Abbildung 7.1 Schematische Darstellung der 2-stufigen Rissausbreitung [31]

1. Stufe

In der ersten Stufe wird der Spannungsintensitätsfaktor mittels der in Kapitel 6.2 entwickelten Formel berechnet. Unter der Annahme, dass durch die halbe Korrosionslochbreite c und einem Geometriefaktor Y von 0,65 nicht nur der Schwellwert für Korrosionslöcher $\Delta K_{th}(c)$, sondern – unter Verwendung der halben Oberflächenrisslänge c' – auch die Spannungsintensität der an Korrosionslöchern initiierten Risse beschrieben werden kann, erhält man folgende Formel:

$$\Delta K(c) = \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot c'} \cdot 0,65 \quad (7-1)$$

Die empirische Gleichung 7-1 ist gültig, bis der Gesamtriss an der Oberfläche eine Länge von $2c' = 2,41 \cdot a$ erreicht hat, da angenommen wird, dass mindestens einer der beiden Risse bei diesem Verhältnis von a/c' bis zum Grund des Korrosionslochs gewachsen ist, und eine Vereinigung der beiden Risse stattfindet. Eine Erklärung zur Wahl des Verhältnisses von a/c' mit $2c' = 2,41 \cdot a$ wird weiter unten gegeben.

Alternativ zu Gleichung 7-1 kann die Spannungsintensität, anstatt mit einem konstanten Geometriefaktor von $Y = 0,65$ mit Gleichung 6-5 berechnet werden. Die Risstiefe a' wird hierfür mit der Korrosionslochtiefe a gleichgesetzt und als konstant angenommen, bis wieder $2c' = 2,41 \cdot a$ gilt, siehe auch Abbildung 7.1.

2. Stufe

Erreicht der Gesamtriss an der Oberfläche eine Länge von $2c' = 2,41 \cdot a$, wird der Spannungsintensitätsfaktor des – wie angenommen vereinigten – Risses mittels der geläufigen Formel für halbelliptische Risse bestimmt:

$$\Delta K(c) = \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a'} \cdot \frac{F(a', c', d, \Phi)}{Q(a, c')} \quad (7-2)$$

wobei a' die Risstiefe einschließlich des Korrosionslochs ist, siehe Abbildung 7.1. Wie in Kapitel 6.2 wird für den Formfaktor Q Gleichung 6-2 verwendet und der Korrekturfaktor F mit der von Newman und Raju [88] bereitgestellten Formel für halbelliptische Oberflächenrisse in einem endlichen Körper berechnet.

Durch die Wahl eines Verhältnisses von Risstiefe zu -breite von $a/c = 0,83$ erhält man einen beinahe konstanten Wert für den Geometriefaktor $Y = F/Q$ – und folglich ebenfalls einen konstanten Wert für den Spannungsintensitätsfaktor – entlang der gesamten Rissfront, welcher für die beobachtete Risslänge (bis ca. 1,3 mm) zwischen 0,73 und 0,75 beträgt. Hat sich dieses Verhältnis $a/c = 0,83$ beim Übergang von 1. zu 2. Stufe eingestellt, sollte sich im Folgenden die Form des Risses nicht mehr wesentlich ändern. Unter dieser Voraussetzung kann die Risstiefe a' über die Rissbreite $2c'$ bestimmt und Gleichung 6-2 in folgender Form ausgedrückt werden:

$$\Delta K(c) = \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot 0,83 \cdot c'} \cdot \frac{F(a', c', d, \Phi)}{Q(a, c')} \quad (7-3)$$

Aufgrund des wesentlichen Unterschieds von frühem Risswachstum zweier Einzelrisse kurz nach Rissinitiierung und späterer Ausbreitung eines einzelnen Risses scheint ein

zweistufiges Modell einen sinnvollen Ansatz zu liefern. Ähnliche Ansätze wählten Rokhlin *et al.* [10], die die Rissinitiierung an künstlich eingebrachten Korrosionslöchern in der Aluminiumlegierung 2024-T3 untersuchten, wobei die erste Stufe formell als Kurzrissausbreitung an den Ecken einer durchgehenden Bohrung (*corner crack model at through-thickness hole*) bzw. eines an dieser Bohrung durchgehenden Risses (*equivalent through-thickness crack*) beschreiben wurde. Dieser Ansatz brachte für 12% Cr-Stahl keine sinnvollen Ergebnisse, was die oben beschriebene Modifikation notwendig machte.

7.2 RISSAUSBREITUNGSKURVEN KURZER RISSE AN KORROSIONSLÖCHERN

Im Folgenden werden die Rissgeschwindigkeiten über den mit Gleichungen 7-1 und 7-2 berechneten zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren aufgetragen und mit den Kurven für lange Risse verglichen.

7.2.1 Rissausbreitung in Luft

Ergebnisse der detaillierten Untersuchungen mittels FE-SEM bei Raumtemperatur

Die Rissausbreitungskurven der in Kapitel 5.3.3 untersuchten Risse an einem 61 μm breiten Korrosionsloch sind in Abbildung 7.2 dargestellt. Zum Vergleich ist die Kurve für lange Risse aus Abbildung 5.2 eingezeichnet. Wie man sieht, überschreiten die Spannungsintensitäten der ersten zwei Risse bis zum Stillstand niemals den Schwellwert für lange Risse ($\Delta K_{\text{th}} = 4,21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$). Die Werte für $\Delta K(c)$ des dritten und vierten Risses liegen zu Beginn ebenfalls deutlich unter dem Schwellwert. Erst ab einer Gesamtrisslänge von 95 μm gilt $\Delta K(c) > \Delta K_{\text{th}}$. Die Rissgeschwindigkeiten sind etwa doppelt so hoch wie jene für lange Risse, was in guter Übereinstimmung mit den von Turnbull und Zhou [91] berichteten Ergebnissen ist. Diese beobachteten vergleichbar höhere Rissgeschwindigkeiten von kurzen Rissen in einem ähnlichen 12% Chromstahl.

Ergebnisse bei 90°C

Die Auswertung der Rissausbreitungskurven für Messungen in Luft bei 90°C sind in Abbildung 7.3 dargestellt.

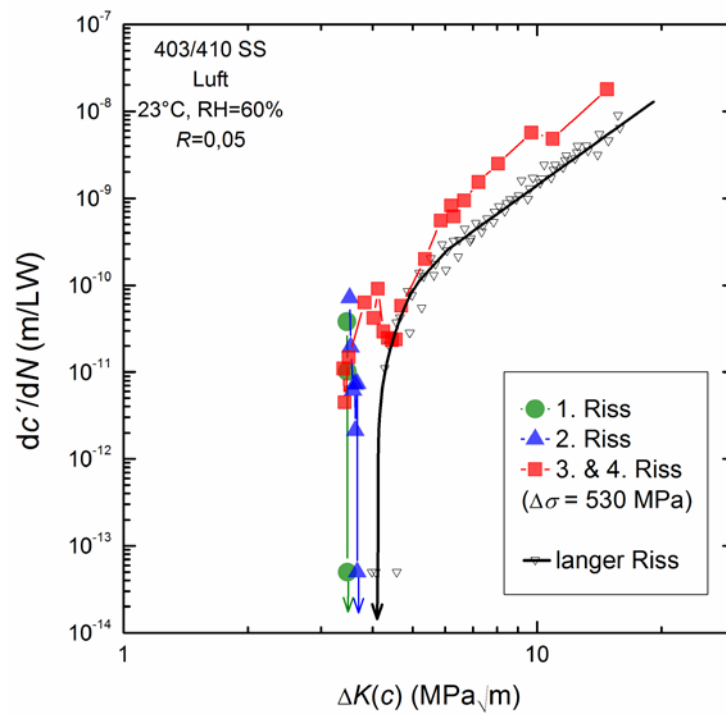


Abbildung 7.2 Rissausbreitungskurven kurzer Risse, die an einem 61 μm breiten Korrosionsloch initiiert (Luft, 23°C, RH = 60%, R = 0,05, Material R) [31]

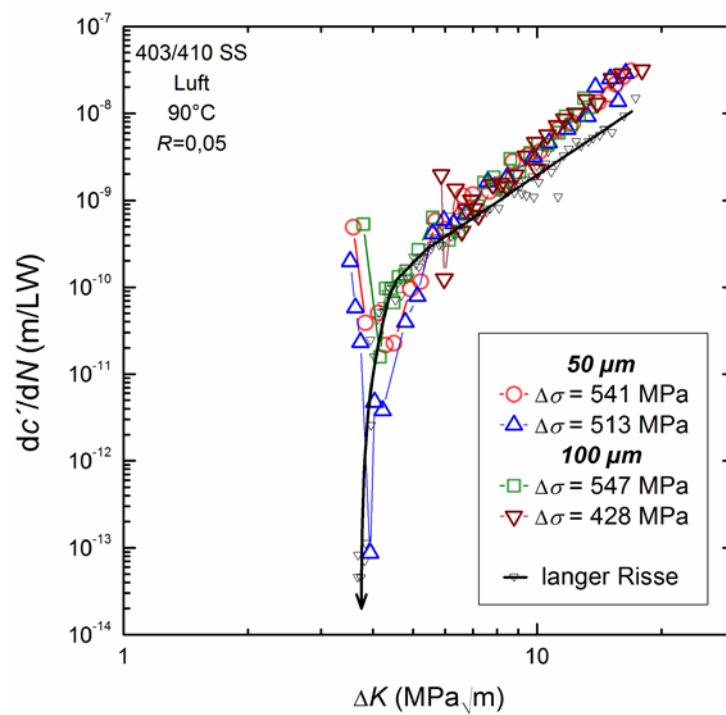


Abbildung 7.3 Rissausbreitungskurven kurzer Risse, die an 50 μm und 100 μm tiefen Korrosionslöchern initiiert (Luft, 90°C, R = 0,05, Material R) [31]

Nach starken Schwankungen der Rissgeschwindigkeiten bei geringen Werten für $\Delta K(c)$ aufgrund von mikrostrukturellen Barrieren ist wiederum eine – verglichen mit langen Rissen – erhöhte Rissfortschrittsrate zu bemerken. Die Spannungsintensitätsfaktoren lagen im frühen Rissstadium wiederum unter dem Schwellwert für lange Risse. Nur bei einer Probe mit einem 100 μm tiefen Korrosionsloch, die bei einer Spannung deutlich oberhalb der Dauerfestigkeit ermüdet wurde ($\Delta\sigma = 547 \text{ MPa}$), lag die Spannungsintensität von Beginn an deutlich über dem Schwellwert.

7.2.2 Rissausbreitung in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung

In Abbildung 7.4 sind die Rissausbreitungskurven für Messungen in sauerstoffgesättigter Lösung bei 90°C dargestellt. Ein frühes Risswachstum bei $\Delta K(c)$ -Werten, die nur etwa 70% des Schwellwerts für lange Risse betragen, wurde festgestellt. Die Rissgeschwindigkeiten sind wiederum etwa doppelt so hoch wie die langer Risse. Knapp oberhalb der Dauerfestigkeit (kreisförmige Symbole) ist im frühen Stadium eine starke Schwankung der Rissgeschwindigkeit zu erkennen, was auf Blockaden des Risses an mikrostrukturellen Barrieren zurückzuführen sein dürfte.

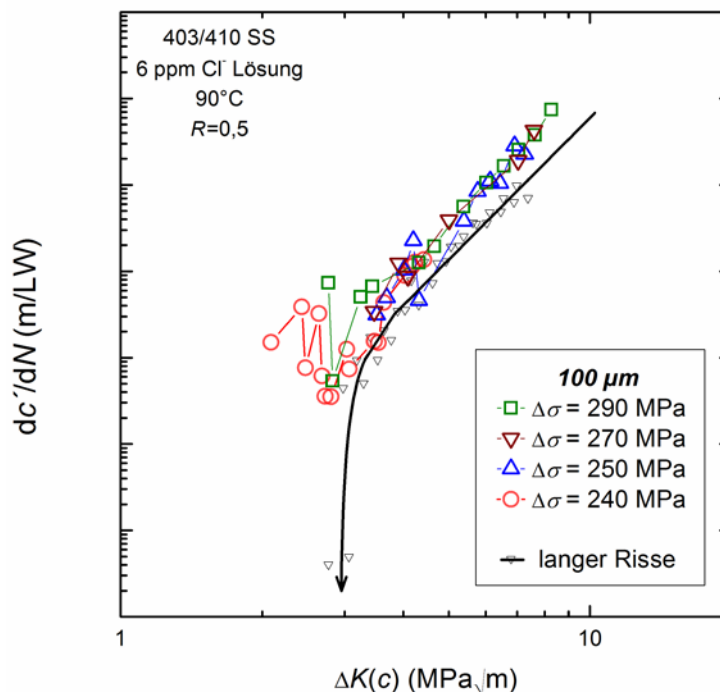


Abbildung 7.4 Rissausbreitungskurven kurzer Risse, die an 100 μm tiefen Korrosionsloch initiierten (sauerstoffgesättigte 6 ppm Cl^- Lösung, 90°C , $R = 0,5$, Material R) [31]

7.3 NORMIERTE RISSAUSBREITUNGSKURVEN

Wie in Kapitel 6.3 gezeigt wurde, kann mithilfe der formalen Beschreibung von El Haddad *et al.* [56] der Schwellwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors für korrosionslochbehaftete Proben $\Delta K_{th}(c)$ ermittelt werden. Unter Kenntnis der Schwellwerte für lange Risse ΔK_{th} und der intrinsischen Risslänge c_0 (Gleichung 3-5) kann dieser entsprechend Gleichung 6-6 berechnet werden:

$$\Delta K_{th}(c) = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{1 + (c/c_0)}} \quad (7-4)$$

Normiert man nun die zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren kurzer – an Korrosionslöchern initiiertes – Risse (Gleichungen 7-1 und 7-2) mit den Schwellwerten nach Gleichung 7-4), so sollten die sich daraus ergebenden Rissausbreitungskurven mit denen langer Risse vergleichbar sein. Die Rissausbreitungskurven für lange Risse müssen hierzu jedoch ebenfalls mit den entsprechenden Schwellwerten ΔK_{th} normiert werden.

Die normierten Rissausbreitungskurven für lange (Linie) und kurze, an Korrosionslöchern initiierte, Risse (Symbole) sind in Abbildungen 7.5 und 7.6 dargestellt. Durch Normierung mit dem Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors für Korrosionslöcher $\Delta K_{th}(c)$ findet keine Rissausbreitung bei $\Delta K(c)/\Delta K_{th}(c) < 1$ statt. Nahe dem Schwellwert sind die Kurven vergleichbar mit denen für lange Risse, wobei die Streuung aufgrund von Rissblockaden an mikrostrukturellen Barrieren sehr groß ist. Mit steigendem relativem Spannungsintensitätsfaktor nimmt die Streuung wieder ab, und die Kurven sind bei Rissausbreitungsraten um 10^9 m/LW etwa deckungsgleich. Bei weiterem Anstieg ist eine tendenziell höhere Rissgeschwindigkeit für kurze Risse im Vergleich zu langen feststellbar. Da in diesem Bereich die Messbarkeit von langen Rissen mittels Ultraschallermüdung begrenzt ist, kann keine eindeutige Aussage über den weiteren Verlauf bei höheren Spannungsintensitäten getroffen werden. Die Kongruenz der Rissausbreitungskurven unter Verwendung der normierten Spannungsintensität belegt die Anwendbarkeit des Kurzrisssmodell von El Haddad *et al.* [56]. Zudem bekräftigt es die Eignung des in Kapitel 6.3 verwendeten Ansatzes zur Abschätzung der Dauerfestigkeit korrosionslochbehafteter Bauteile.

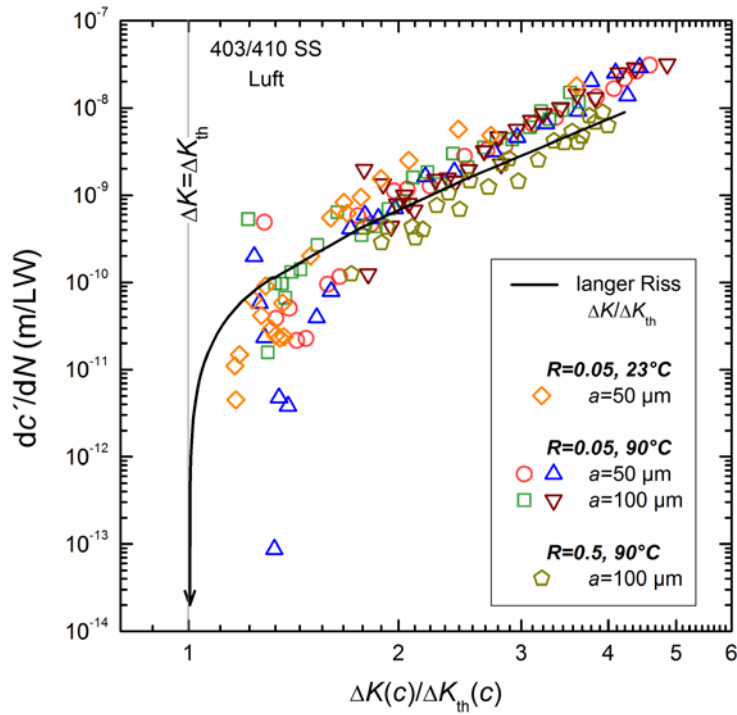


Abbildung 7.5 Normierte Rissausbreitungskurven für Messungen in Luft (Material R) [31]

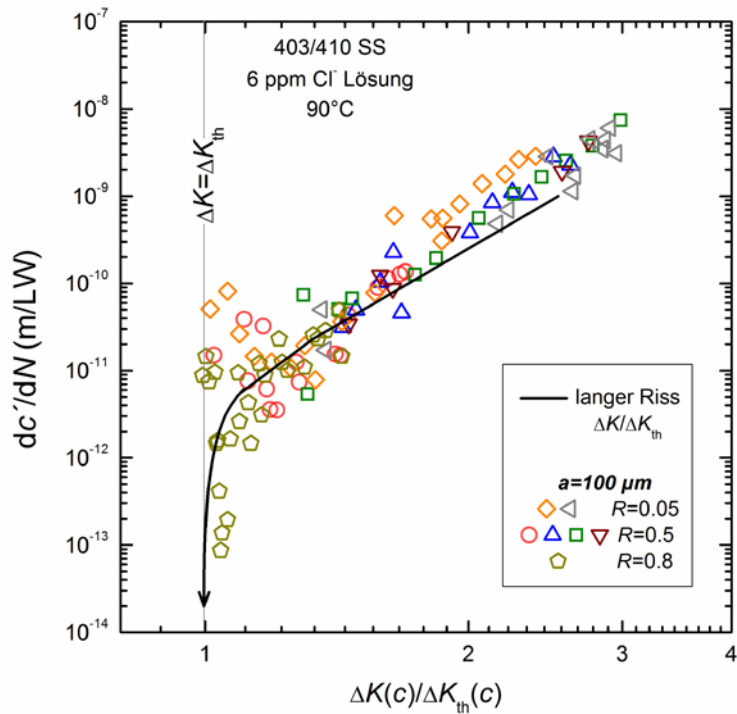


Abbildung 7.6 Normierte Rissausbreitungskurven für Messungen in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl⁻ Lösung bei 90°C (Material R) [31]

8 PRAKTISCHE ANMERKUNGEN

Die in Kapitel 0 beschriebene Methode zur Abschätzung der Dauerfestigkeit korrosionslochbehafteter Bauteile liefert für die untersuchten Spannungsverhältnisse und Umgebungsmedien aussagekräftige Ergebnisse. Die semi-empirische Bestimmung des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors von Korrosionslöchern $\Delta K(c)$ durch Gleichung 6-5 ermöglicht die Abschätzung des Schwellwerts $\Delta K_{th}(c)$ für Rissinitiierung an diesen, der mit dem Schwellwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} entsprechend Gleichung 7-4 korreliert ist. Eine Dauerfestigkeitsabschätzung kann bei bekannter Korrosionslochbreite an der Oberfläche mithilfe der Dauerfestigkeiten $\Delta\sigma_0$ glatter Proben und den Schwellwerten des Spannungsintensitätsfaktors langer Risse ΔK_{th} vorgenommen werden.

Für die Praxis wird somit folgende Herangehensweise zur Beurteilung korrosionslochbehafteter Turbinenschaufeln empfohlen: Werden während der Inspektion einer Dampfturbine Korrosionslöcher an einer Schaufel vorgefunden, so wird deren maximale Breite an der Oberfläche bestimmt. Die Tiefe der Korrosionslöcher kann nötigenfalls über das mittlere Verhältnis der halben Lochbreite und der Tiefe von $a/c = 1,91$ (siehe Kapitel 6.1) abgeschätzt werden. Der Ort des Lochfraßes wird vermessen, um die lokalen statischen und dynamischen Spannungen während des Betriebs bestimmen zu können –letzteres erfolgt üblicherweise mittels Finite-Elemente Simulation. Daraus erhält man einerseits die zur Beurteilung notwendige Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ und andererseits das für die Berechnung der kritischen Spannung erforderliche Spannungsverhältnis R . Für den gegebenen R -Wert können nun der Schwellwert der Spannungsintensität ΔK_{th} und die Dauerfestigkeit $\Delta\sigma_0$ durch Gleichung 3-5 bzw. 3-6 und Gleichung 5-6 bzw. 57 berechnet werden. In Folge kann die intrinsische Risslänge c_0 gemäß Gleichung 3-5 bestimmt werden, und die kritische Spannung $\Delta\sigma_0(c)$, bei deren Überschreiten vorhandene Korrosionslöcher Ermüdungsschäden hervorrufen können, ergibt sich mit:

$$\Delta\sigma_0(c) = \frac{1}{0,65 \cdot \sqrt{\pi}} \cdot \frac{\Delta K_{th.}}{\sqrt{c + c_0}} \quad (8-1)$$

Für den Fall, dass die kritische Spannung $\Delta\sigma_0(c)$ für den Normalbetrieb, welcher in reinem, sauerstofffreiem Wasserdampf stattfindet, abgeschätzt werden soll, können – aufgrund der umfangreicheren Daten – die in Luft ermittelten Werte von ΔK_{th} und $\Delta\sigma_0$ verwendet werden. Wie gezeigt wurde, stimmen diese sehr gut mit den Messwerten in sauerstofffreier 300 ppb Cl^- Lösung – die zur Simulierung des Normalbetriebs diente – überein. Sollen mögliche *Worst-Case*-Szenarien in Betracht gezogen werden, so kommen die in sauerstoffgesättigter 6 ppm Cl^- Lösung ermittelten Daten zum Einsatz.

Aufgrund der Möglichkeit, dass weitere, nicht in Betracht gezogene, Einflussgrößen die kritische Spannung zusätzlich herabsetzen können, ist die Verwendung eines entsprechenden Sicherheitsfaktors dringend angeraten. Für nähere Hinweise und Anleitungen zur Festigkeitsabschätzung korrosionslochbehafteter Dampfturbinenschaufeln siehe [28] und [92].

9 ZUSAMMENFASSUNG

In der vorliegenden Arbeit wurde das Ermüdungsverhalten von 12% Chromstahl untersucht mit dem Ziel, grundlegende Daten zur Festigkeitsabschätzung korrosionslochbehafteter Dampfturbinenschaufeln zu ermitteln. Es wurden sowohl Rissausbreitungskurven im Schwellwertbereich als auch Wöhlerkurven mit glatten und korrosionslochbehafteten Proben gemessen. Zusätzlich wurde das Verhalten von kurzen Rissen, die an Korrosionslöchern initiieren, untersucht und ein Modell zur bruchmechanischen Bewertung dieser Risse entwickelt. Die Daten wurden für verschiedene Spannungsverhältnisse und unterschiedlich korrosive Medien ermittelt.

Die Ergebnisse der Rissausbreitungsmessungen im schwellwertnahen Bereich zeigen, dass in wässrigen Lösungen die Rissausbreitungsgeschwindigkeiten da/dN höher und die Schwellwerte des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} tendenziell geringer sind als in Luft. Dieses Verhalten wurde mittels fraktographischer Untersuchungen durch oxid- und rauheitsinduzierte Risschließung erklärt. Es wurde festgestellt, dass der Schwellwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors langer Risse ΔK_{th} mit steigendem Spannungsverhältnis R zunächst linear abfällt und schließlich, sobald keine Risschließung mehr stattfindet, einen konstanten Wert annimmt. In sauerstoffhaltiger Lösung wurde für zyklische Spannungsintensitätsfaktoren von $\Delta K > 8 \text{ Pa}\sqrt{\text{m}}$ eine Frequenzabhängigkeit der Rissgeschwindigkeit gefunden, die auf eine Überlagerung von Korrosionsermüdung und Spannungsrisskorrosion zurückgeführt werden konnte. In sauerstofffreier Lösung wurde kein Frequenzeinfluss beobachtet.

Ermüdungsversuche mit glatten Proben zeigten einen deutlichen Einfluss von Materialunterschieden auf die Dauerfestigkeit $\Delta\sigma_0$. Die unterschiedlichen Festigkeiten unter zyklischer Beanspruchung konnten auf die Anzahl der Einschlüsse im Probenmaterial zurückgeführt werden. Unabhängig vom Versuchsmaterial wurde eine deutliche Reduktion der Dauerfestigkeit bei Anwesenheit von Lochkorrosion festgestellt. Der Festigkeitsverlust ist umso höher, je größer das Korrosionsloch ist. Das Vorhandensein einer kritischen Korrosionslochgröße, i.e. einer minimalen Größe, die ein Ermüdungsversagen ausgehend vom Lochfraß ermöglicht, wurde beobachtet. Diese ist umso größer, je höher der R -Wert ist. Als Ursache wurde ein Übergang des

Bruchmechanismus von typischer Ermüdungsrisssausbreitung zu zyklischem Kriechen unter der Wirkung hoher Maximalspannungen festgestellt. Die Abhängigkeit der Dauerfestigkeit vom Spannungsverhältnis wurde anhand von Haigh-Diagrammen gezeigt.

Eine Abschätzung der Dauerfestigkeit korrosionslochbehafteter Bauteile wurde mittels linear-elastischer Bruchmechanik durchgeführt. Dazu wurden Korrosionslöcher wie zweidimensionale kurze Risse behandelt, wodurch ihnen ein zyklischer Spannungsintensitätsfaktor zugewiesen werden konnte, der in Relation zum Schwellwert langer Risse steht. Hierdurch kann anhand des Kitagawa-Takahashi Diagramms und der formalen Beschreibung des Kurzrissverhaltens nach El Haddad *et al.* die Dauerfestigkeit in Abhängigkeit der halben Korrosionslochbreite als Grenzlinie graphisch dargestellt werden. Mithilfe der ermittelten Abhängigkeit der Werte für ΔK_{th} und $\Delta\sigma_0$ vom Spannungsverhältnis R , können Kitagawa-Takahashi Diagramme für beliebige R -Werte zwischen 0 und 1 aufgetragen werden.

Die Rissinitiierung an Korrosionslöchern und das sich anschließende Kurzrisswachstum wurden detailliert untersucht. Es wurde festgestellt, dass Ermüdungsrisse am Korrosionslochrand, d. h. am Übergang zur Probenoberfläche initiieren. Unterhalb der ermittelten kritischen Dauerfestigkeiten korrosionslochbehafteter Proben wurden zwar kurze Risse beobachtet, diese kamen jedoch bei einer Länge im Größenordnungsbereich der Mikrostruktur zum Stillstand. Es wurde gezeigt, dass das frühe Risswachstum bis zu einer Gesamtlänge von 100 μm den überwiegenden Anteil an der Gesamtlebensdauer einnimmt. Dieser Anteil ist umso größer, je geringer die zum Bruch führende zyklische Spannung ist. Zur Beschreibung des Risswachstums an Korrosionslöchern wurde ein Modell entwickelt, das die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors in zwei Stufen unterteilt. Während in der ersten Stufe das Wachstum durch zwei Einzelrisse an den Korrosionslochrändern beschrieben wird, erfolgt die Rissausbreitung des zweiten Stadiums durch einen einzelnen, halbelliptischen Oberflächenriss. Durch Normierung der Rissausbreitungskurven mit den jeweiligen Schwellwerten, konnte das Risswachstum kurzer, von Korrosionslöchern ausgehender Risse mit jenem langer Risse korreliert werden, was die Gültigkeit des gewählten Ansatzes zur Abschätzung der Dauerfestigkeit korrosionslochbehafteter Bauteile bekräftigt.

LITERATURVERZEICHNIS

- [1] *Corrosion fatigue of steam turbine-blading alloys in operational environments.* EPRI, Final Report CS-2932: 1984.
- [2] C. Lopez-Cacicedo and P. McIntyre, *Stress corrosion cracking and corrosion fatigue of blading materials.* Final Report on COST 504 Round II, WP8 Oroject UK1, JCB 2302/003: 1992.
- [3] D.W. Hoepfner, *Model for prediction of fatigue lives based upon a pitting corrosion fatigue process.* Proceedings of *Fatigue Mechanisms*, ASTM-NBS-NSF Symposium, J.T. Fong (Ed.)ASTM, (1979) pp. 841-870.
- [4] T.C. Lindley, P. McIntyre and P.J. Trant, *Fatigue-crack initiation at corrosion pits.* Met Technol 9 (1982) 135-142
- [5] S. Kawai and K Kasai, *Considerations of allowable stress of corrosion fatigue (focused on the influence of pitting).* Fatigue Fract Eng M 8(2) (1985) 115-127
- [6] Y. Kondo, *Prediction of fatigue crack initiation life based on pit growth.* Corros Sci 45 (1989) 7-11
- [7] A.I. Lebedeva, V.S. Sokolov, V.F. Rezinskikh and A.F. Bogachev, *The effect of pitting corrosion on fatigue resistance in blading materials.* Therm Eng 39 (1992)
- [8] G.S. Chen, K.-C. Wan, M. Gao, R.P. Wei and T.H. Flournoy, *Transition from pitting to fatigue crack growth - modeling of corrosion fatigue crack nucleation in a 2024-T3 aluminum alloy.* Mat Sci Eng A219 (1996) 126-132
- [9] S. Zhou and A. Turnbull, *Influence of pitting on the fatigue life of a turbine blade steel.* Fatigue Fract Eng M 22 (1999) 1083-1093
- [10] S.I. Rokhlin, J.-Y. Kim, H. Nagy and B. Zoofan, *Effect of pitting corrosion on fatigue crack initiation and fatigue life.* Eng Fract Mech 425-444 (1999)
- [11] E.J. Dolley, B. Lee and R.P. Wei, *The effect of pitting corrosion on fatigue life.* Fatigue Fract Eng M 23(555-560) (2000)
- [12] N. Acuña, J. González-Sánchez, G. Kú-Basulto and L. Monínguez, *Analysis of the stress intensity factor around corrosion pits developed on structures subjected to mixed loading.* Scripta Mater 55 (2006) 363-366
- [13] S. Beretta, M. Carboni, G. Fiore and A. Lo Conte, *Corrosion-fatigue of A1N railway axle steel exposed to rainwater.* Int J Fatigue 32(952-961) (2010)
- [14] R. Ebara, R. Yamada and H. Kawano, *Corrosion fatigue process of 12 Cr stainless steel.* ISIJ Int 30 (1990) 535-539
- [15] D.A. Horner, B.J. Connolly, S. Zhou, L. Crocker and A. Turnbull, *Novel images of the evolution of stress corrosion cracks from corrosion pits.* Corros Sci 53 (2011) 3466-3485

- [16] S. Kim, J.T. Burns and R.P. Gangloff, *Fatigue crack formation and growth from localized corrosion in Al–Zn–Mg–Cu*. Eng Fract Mech 76 (2009) 651-667
- [17] K. van der Walde and B.M Hillbery, *Initiation and shape development of corrosion-nucleated fatigue cracking*. Int J Fatigue 29 (2007) 1269-1281
- [18] R. Ebara, T. Kai, M. Mihara, H. Kino, K. Katayama and K. Shiota, *Corrosion fatigue behaviour of 13 Cr stainless steel for turbine moving blades*, Mitsubishi Heavy Industries Technical Bulletin 129, Mitsubishi Heavy Industries Limited, Tokyo: 1978.
- [19] R. Ebara, R. Yamada and H. Kawano, *Corrosion fatigue process of 12 Cr stainless steel*. ISIJ Int 30 (1990) 535-539
- [20] R. Ebara, *Corrosion fatigue crack initiation in 12% chromium stainless steel*. Mater Sci Eng A 468-470 (2007) 109-113
- [21] R. Ebara, *Corrosion fatigue crack initiation behavior of stainless steels*. Procedia Eng 2 (2010) 1297-1306
- [22] M. Shalaby, J.A. Begley and D.D. Mac, *Phenomenological aspects of fatigue crack initiation and propagation in type 403 stainless steel in simulated steam cycle environments*. Corrosion 52 (1996) 262-274
- [23] G. Gabetta and L. Torri, *Crack nucleation and propagation in blade steel materials*. Fatigue Fract Eng M 15(11) (1992) 1101-1111
- [24] K.M. Perkins and M.R. Bache, *Corrosion fatigue of a 12%Cr low pressure turbine blade steel in simulated service environments*. Int J Fatigue 27 (2005) 1499-1508
- [25] S. Zhou, *Environment assisted cracking of turbine blade steels - A Review*. NPL, Report DEPC-MPE 033: 2007.
- [26] M.O. Speidel and A. Atrens (Eds.) *Corrosion in power generating equipment*. 1. ed, Plenum Press, New York, 1984.
- [27] G. Engelhardt, D.D. MacDonald, Y. Zhang and B. Dooley, *Deterministic prediction of corrosion damage in LP Turbines*. Power Plant Chemistry 6 (2004)
- [28] *Program on Technology Innovation: Development of a Corrosion-fatigue prediction methodology for steam turbines, Test Results of 12% Cr Blade Steel (403/410SS)*. EPRI, Technical Report 1025628: 2013.
- [29] B.M. Schönbauer and S.E. Stanzl-Tschegg, *Influence of environment on the fatigue crack growth behaviour of 12% Cr steel*. Ultrasonics 53(8) (2013) 1399-1405
- [30] B.M. Schönbauer, S.E. Stanzl-Tschegg, A. Perlega, R.N. Salzman, N.F. Rieger, S. Zhou, A. Turnbull and D. Gandy, *Fatigue life estimation of pitted 12% Cr steam turbine blade steel in different environments and at different stress ratios*. Int J Fatigue (SI: Fatigue Damage in Metals) (2013) DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.10.003>.
- [31] B.M. Schönbauer, A. Perlega, U.P. Karr, D. Gandy and S. Stanzl-Tschegg, *Pit-to-crack transition under cyclic loading in 12% Cr steam turbine blade steel*. Submitted to Int J Fatigue (Sep 19, 2013) (2013)

- [32] W.A.J. Albert, *Über Treibseile am Harz. Archiv für Mineralogie, Geognosie. Bergbau und Hüttenkunde* 10 (1837) 215-234
- [33] A. Wöhler, *Über die Festigkeitsversuche mit Eisen und Stahl. Zeitschrift für Bauwesen* XX (1870) 73-106
- [34] J.A. Ewing and J.C.W. Humfrey, *The fracture of metals under repeated alternations of stress. Philos T Roy Soc A* 200 (1903) 241-250
- [35] A.A. Griffith, *The phenomena of rupture and flow in solids. Philos T Roy Soc A* 221 (1920) 163-197
- [36] G.R. Irwin, *Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. J Appl Mech-T ASME* 24 (1957) 361-364
- [37] W. Schütz, *A history of fatigue. Eng Fract Mech* 54(2) (1996) 263-300
- [38] J. Schijve, *Fatigue of structures and materials. 2. ed.*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2009.
- [39] S. Suresh, *Fatigue of materials. 2. ed.*, Cambridge University Press, Cambridge, 1998.
- [40] D. Radaj, *Ermüdungsfestigkeit. 2. ed.*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2003.
- [41] H.-J. Christ, *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe. 2. ed.*, Wiley-VCH, Weinheim, 2009.
- [42] P. Neumann, *Coarse slip model of fatigue. Acta Mater* 17 (1969) 1219-1225
- [43] N.F. Mott, *A theory of the origin of fatigue cracks. Acta Metall Mater* 6 (1958) 195-197
- [44] L.M. Antonopoulos, L.M. Brown and A.T. Winter, *Vacancy dipols in fatigued copper. Philos Mag* 34(4) (1976) 549-563
- [45] K. Differt, U. Essmann and H. Mughrabi, *A model of extrusions and intrusions in fatigued metals - II. surface roughening by random irreversible slip. Philos Mag A* 54 (1986) 237-258
- [46] P.J.E. Forsyth, *A two stage process of fatigue crack growth. Proceedings of Crack Propagation Symposium, Cranfield, (1961) pp. 76-94.*
- [47] D. Gross and T. Seelig, *Bruchmechanik mit einer Einführung in die Mikromechanik. 4. ed.*, Springer, Berlin, 2007.
- [48] P.C. Paris, M.P. Gomez and W.E. Anderson, *A rational analytic theory of fatigue. The trend in Engng* 13 (1961) 9-14
- [49] P.C. Paris and F. Erdogan, *A critical analysis of crack propagation law. J Basic Engng* 85 (1963) 528-539
- [50] S. Suresh and R.O. Ritchie, *Propagation of short fatigue cracks. Int Mater Rev* 29 (1984) 445-476
- [51] W. Elber, *Fatigue-crack closure under cyclic tension. Eng Fract Mech* 2 (1970) 37-45
- [52] K. Tokaji and T. Ogawa, *The growth of small cracks in a low carbon steel, the effect of microstructure and limitations of linear elastic fracture mechanics. Fatigue Fract Eng M* 9(3) (1992) 205-217

- [53] N.E. Frost, *A relation between the critical alternating propagating stress and crack length for mild steel*. Proc Instit Mech Eng 173 (1959) 811-827
- [54] H. Kitagawa and S. Takahashi, *Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the crack in the early stage*. Proceedings of *Second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials*, Boston, Ma, American Society of Metals, (1976) pp. 627-631.
- [55] R.A. Smith, *On the short crack limitations of fracture mechanics*. Int J Fracture 13(5) (1977) 717-720
- [56] M.H. El Haddad, T.H. Topper and K.N. Smith, *Prediction of non propagating cracks*. Eng Fract Mech 11 (1979) 573-584
- [57] S. Suresh and R.O. Ritchie, *Near-threshold fatigue crack propagation a perspective on the role of crack closure*. Proceedings of *Fatigue Crack Growth Threshold Concepts*, 3-5 Oct. 1983, Philadelphia, Pa, (1983) pp. 227-259.
- [58] R.O. Ritchie, S. Suresh and P.K. Liaw, *A comparison of environmentally-influenced near-threshold fatigue-crack-growth behavior in high- and lower-strength steels at conventional frequencies*. Proceedings of *First International Conference on Fatigue and Corrosion Fatigue Up to Ultrasonic Frequencies*, 25-30 Oct. 1981, Champion, Pa, (1982) pp. 443-460.
- [59] K. Endo, K. Komai and T. Shikida, *Crack growth by stress-assisted dissolution and threshold characteristics in corrosion fatigue of a steel*. In: T.W. Crooker and Leis, B.N. (Eds.), *Corrosion Fatigue: Mechanics, Metallurgy, Electrochemistry and Engineering*, ASTM STP 801, 1983, pp.81-95.
- [60] S. Suresh, G.F. Zamiski and R.O. Ritchie, *Oxide-induced crack closure: an explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behavior*. Metall Mater Trans A 12(8) (1981) 1435-1443
- [61] L. Lawson, E.Y. Chen and M. Meshii, *Near-threshold fatigue: a review*. Int J Fatigue 21 (1999) 15-34
- [62] A.K. Vasudevan, K. Sadananda and N. Louat, *A review of crack closure, fatigue crack threshold and related phenomena*. Mat Sci Eng A-Struct 188(1-2) (1994) 1-2210.1016/0921-5093(94)90351-4.
- [63] K. Sadananda and A.K. Vasudevan, *Fatigue crack growth mechanisms in steels*. Int J Fatigue 25(9-11) (2003) 899-91410.1016/s0142-1123(03)00128-2.
- [64] H. Kaesche, *Die Korrosion der Metalle*. 3. ed., Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1990.
- [65] A.J. McEvily and R.P. Wei, *Fracture mechanics and corrosion fatigue*. Proceedings of *Corrosion Fatigue: Chemistry, Mechanics and Microstructure*, 14-18 June 1971, Storrs, Ct, National Association of Corrosion Engineers, (1972) pp. 381-395.
- [66] EN ISO 11463:2008, *Korrosion von Metallen und Legierungen - Bewertung der Lochkorrosion*.

- [67] ASTM G46-94 (2013), *Standard guide for examination and evaluation of pitting corrosion*.
- [68] *Corrosion-fatigue prediction methodology*. EPRI, Report EP-P31022/C14387: 2011.
- [69] S.E. Stanzl and H.M. Ebenberger, *Concepts of fatigue crack growth thresholds gained by the ultrasound method*. Proceedings of *Fatigue Crack Growth Concepts*, D. Davidson and Suresh, S. (Eds.), 3-5 Oct. 1983, Philadelphia, Pa, The Met. Soc. of AIME, (1984) pp. 399-416.
- [70] H. Mayer, *Fatigue crack growth and threshold measurements at very high frequencies*. *Int Mater Rev* 44(1) (1999) 1-34
- [71] S.E. Stanzl-Tschegg and H. Mayer, *Fatigue and fatigue crack growth of aluminium alloys at very high numbers of cycles*. *Int J Fatigue* 23 (2001) 231-237
- [72] M.O. Speidel, *Stress corrosion cracking and corrosion fatigue of nuclear reactor pressure vessel steels in hot water*. *J Mater Eng* 9(2) (1987) 157-162. [10.1007/bf02833706](https://doi.org/10.1007/bf02833706).
- [73] D.B. Dawson and R.M. Pelloux, *Corrosion fatigue crack growth of titanium alloys in aqueous environments*. *Metall Mater Trans B* 5(3) (1974) 723-731. [10.1007/bf02644669](https://doi.org/10.1007/bf02644669).
- [74] J.D. Atkinson, D.R. Tice and P.M. Scott, *A review of the UK research programme on corrosion fatigue crack propagation in pressure vessel steels exposed to PWR environments*. Proceedings of 2nd IAEA Specialists Meeting on Sub-critical Crack Growth, 15-17 May 1985, Sendai, National Technical Informations Service (NUREG/CP-0067 MEA-2090), Springfield, USA, (1986) pp. 166-173.
- [75] A. Turnbull and S. Zhou, *Comparative evaluation of environment induced cracking of conventional and advanced steam turbine blade steels. Part 1: Stress corrosion cracking*. *Corros Sci* 52(9) (2010) 2936-2944. [10.1016/j.corsci.2010.05.005](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.05.005).
- [76] R.A. Schmidt and P.C. Paris, *Threshold for fatigue crack propagation and the effects of load ratio and frequency*. Proceedings of *National Symposium on Fracture Mechanics*, Philadelphia, Pa, ASTM-STP 536, (1973) pp. 79-84.
- [77] S. Suresh and R.O. Ritchie, *On the influence of environment on the load ratio dependence of fatigue thresholds in pressure vessel steel*. *Eng Fract Mech* 18(4) (1983) 785-800
- [78] S. Suresh and R.O. Ritchie, *A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface roughness*. *Metall Mater Trans A* 13A (1982) 1627-1631
- [79] J. Wasén and E. Heier, *Fatigue crack growth thresholds - the influence of Young's Modulus and fracture surface roughness*. *Int J Fatigue* 20(10) (1998) 737-742
- [80] S.-H. Wang and C. Müller, *Fracture surface roughness and roughness-induced crack closure in Ti-2.5 wt% Cu*. *Mat Sci Eng A255* (1998) 7-15

- [81] S. Kovacs, T. Beck and L. Singheiser, *Influence of mean stresses on fatigue life and damage of a turbine blade steel in the VHCF-regime*. Int J Fatigue 49 (2013) 90-99
- [82] P. Zhao and F.-Z. Xuan, *Ratchetting behavior of advanced 9–12% chromium ferrite steel under creep–fatigue loadings: Fracture modes and dislocation patterns*. Mat Sci Eng A539 (2012) 301-307
- [83] M. Karadag and R.I. Stephens, *The influence of high R ratio on unnotched fatigue behavior of 1045 steel with three different heat treatments*. Int J Fatigue 25 (2003) 191-200
- [84] ASM Handbook, *Fatigue and Fracture*, L. S. (Ed.), ASM International, 1996.
- [85] T. Lin, A.G. Evans and R. O. Ritchie, *A statistical model of brittle fracture by transgranular cleavage*. J Mech Phys Solids 34(5) (1986) 477-497
- [86] A. Turnbull and S. Zhou, *Pit to crack transition in stress corrosion cracking of a steam turbine disc steel*. Corros Sci 46 (2004) 1239-1264
- [87] A. Turnbull and S. Zhou, *Comparative evaluation of environment induced cracking of conventional and advanced steam turbine blade steels. Part 2: Corrosion fatigue*. Corros Sci 53(1) (2011) 503-512.10.1016/j.corosci.2010.10.001.
- [88] J.C. Newman and I.S. Raju, *Stress-intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies*. NASA, Technical Memorandum 83200: 1981.
- [89] Xin Wang and S.B. Lambert, *Stress intensity factors and weight functions for high aspect ratio semi-elliptical surface cracks in finite-thickness plates*. Eng Fract Mech 57 (1997) 13-24
- [90] B. Schönbauer, S. Stanzl-Tschegg, N. Rieger, R. Salzman and D. Gandy, *Influence of corrosion pits on the fatigue limit of 12% Cr steam turbine blade steel*. Proceedings of ECF 19, 26-31 Aug. 2012, Kazan, (2012)
- [91] A. Turnbull and S. Zhou, *Electrochemical short crack effect in environmentally assisted cracking of a steam turbine blade steel*. Corros Sci 58 (2012) 33-40
- [92] R. Salzman, D. Gandy, N. Rieger, B. Schönbauer, S. Tschegg, S. Zhou and A. Turnbull, *Corrosion-fatigue prediction methodology for 12% Cr steam turbine blades*. Proceedings of ASME 2013 Power Conference, 21. Jul. - 1. Aug. 2013, Boston, MA, ASME, (2013)

DANKSAGUNG / ACKNOWLEDGMENT

Frau Prof. Stefanie Tschegg möchte ich sehr herzlich für die Möglichkeit zur Realisierung dieser Dissertation, für Ihre vielseitige Unterstützung und Ihr Vertrauen in meine Arbeit danken.

Herrn Prof. Elmar Tschegg sei für die Betreuung und Begutachtung meiner Arbeit und Herrn Prof. Peter Ettmayer für die Bereitschaft, das Zweitgutachten zu erstellen gedankt.

I would like to thank Dr. Neville Rieger (STI Technologies, SimuTech Group, USA) who brought the project – within this thesis arouse – with great zeal into being and Dr. David Gandy (EPRI) for his constructive guidance. I am also grateful to Dr. Shengqi Zhou (NPL), Dr. Alan Turnbull (NPL) and Dr. Ronald Salzman (STI) for extensive discussions, helpful suggestions and a pleasant collaboration within the project.

Frau Andrea Perlega und Frau Ulrike Karr möchte ich für die konstruktive Zusammenarbeit und für die Durchsicht der vorliegenden Arbeit vielmals danken.

Für Ihre Hilfsbereitschaft und die vielfältige Unterstützung bei meiner Arbeit möchte ich schließlich Tobias Steurer, Daniel Irrasch, Reinhard Schuller, Dipl.-Ing. Martin Meischel und Stefan Wawricka meinen Dank aussprechen.

CURRICULUM VITAE

Bernd M. Schönbauer

Goldschlagstraße 70/23, 1150 Wien

Geboren: *am 07.12.1978 in Grieskirchen, OÖ*

Staatsbürgerschaft: *Österreich*

STUDIUM

- | | |
|--------------------------|---|
| seit 10.2008 | Doktoratsstudium der Physik
an der Technischen Universität Wien |
| 10.2001 – 10.2008 | Studium der Technischen Physik
an der Technischen Universität Wien
<i>2. Diplomprüfung am 08.10.2008 (Erlangung des Titels Dipl.-Ing.)</i> |
| 03.2002 – 04.2004 | Studium der Physik
an der Albert-Ludwigs-Universität Freiburg |
| 10.1998 – 11.2001 | Studium der Architektur
an der Technischen Universität Wien
<i>1. Diplomprüfung am 30.11.2001</i> |

ZIVILDIENTST

- | | |
|--------------------------|--------------------|
| 10.1997 – 09.1998 | Zivildienst |
|--------------------------|--------------------|

SCHULBILDUNG

- | | |
|--------------------------|--|
| 09.1993 – 06.1997 | Bundesoberstufenrealgymnasium Grieskirchen
<i>Abschluss mit Reifeprüfung</i> |
|--------------------------|--|

BERUFSERFAHRUNG

- | | |
|--------------------------|---|
| seit 10.2011 | Lehrauftrag
Universität für Bodenkultur Wien |
| seit 10.2008 | Projektassistent
am Institut für Physik und Materialwissenschaft
Universität für Bodenkultur Wien |
| 03.2007 – 09.2008 | Technischer Assistent
am Institut für Physik und Materialwissenschaft
Universität für Bodenkultur Wien |
| 03.2006 – 02.2009 | Tutor
am Institut für Physik und Materialwissenschaft
Universität für Bodenkultur Wien |

FACHGUTACHTER FÜR WISSENSCHAFTLICHE ZEITSCHRIFT

- | | |
|------------------|----------------------------------|
| seit 2010 | International Journal of Fatigue |
|------------------|----------------------------------|

PUBLIKATIONSLISTE

Publikationen in Fachzeitschriften (* Publikationen gelistet in SCI)

* B.M. Schönbauer, A. Perlega, U.P. Karr, D. Gandy and S. Stanzl-Tschegg, *Pit-to-crack transition under cyclic loading in 12% Cr steam turbine blade steel*. Submitted to Int J Fatigue (Sep 19, 2013).

S.E. Stanzl-Tschegg and B.M. Schönbauer, *PSBs and non-propagation of small surface and interior cracks in polycrystalline copper*. Key Eng Mat 592-593 (2014) 777-780

R. Salzman, D. Gandy, N. Rieger, B. Schönbauer, S. Tschegg, S. Zhou and A. Turnbull, *Corrosion-fatigue prediction methodology for 12 percent Cr steam turbine blades*. Energy-Tech December 2013 (2013) 18-24

* T. Ogawa, S.E. Stanzl-Tschegg and B.M. Schönbauer, *A fracture mechanics approach to interior fatigue crack growth in the very high cycle regime*. Eng Fract Mech 115 (2014) 241-254

* B.M. Schönbauer, S.E. Stanzl-Tschegg, A. Perlega, R.N. Salzman, N.F. Rieger, S. Zhou, A. Turnbull and D. Gandy, *Fatigue life estimation of pitted 12% Cr steam turbine blade steel in different environments and at different stress ratios*. Int J Fatigue (SI: Fatigue Damage in Metals) (2013). DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.10.003>

* B.M. Schönbauer and S.E. Stanzl-Tschegg, *Influence of environment on the fatigue crack growth behaviour of 12% Cr steel*. Ultrasonics 53(8) (2013) 1399-1405

S. Stanzl-Tschegg, K. Eichinger, A. Weidner, E. Tschegg, J. Bernardi and B. Schönbauer, *Role of impurities and PSBs on microcracking of polycrystalline copper at very high numbers of cycles*. Key Eng Mat 465 (2011) 29-34

* S. Stanzl-Tschegg and B. Schönbauer, *Mechanisms of strain localization, crack initiation and fracture of polycrystalline copper in the VHCF regime*. Int J Fatigue 32(6) (2008) 886-893

* A. Weidner, D. Amberger, F. Pyczak, B. Schönbauer, S. Stanzl-Tschegg and H. Mughrabi, *Fatigue damage in copper polycrystals subjected to ultrahigh-cycle fatigue below the PSB threshold*. Int J Fatigue 32(6) (2008) 872-878

* S. Stanzl-Tschegg, H. Mughrabi and B. Schoenbauer, *Life time and cyclic slip of copper in the VHCF regime*. Int J Fatigue 29(9-11) (2006) 2050-2059

Vorträge bei wissenschaftlichen Veranstaltungen (publiziert)

R. Salzman, D. Gandy, N. Rieger, B. Schönbauer, S. Tschegg, S. Zhou and A. Turnbull, *Corrosion-fatigue prediction methodology for 12% Cr steam turbine blades*. Proceedings of *ASME 2013 Power Conference*, 21. Jul. - 1. Aug. 2013, Boston, MA, ASME, (2013)

S.E. Tschegg, B.M. Schönbauer, *PSBs and non-propagating small surface and interior cracks in polycrystalline copper*. Proceedings of *MSMF-7*, 1-3 July 2013, Brno (2013)

B.M. Schönbauer, A. Perlega, S. Stanzl-Tschegg, *Pit-to-crack transition and corrosion fatigue of 12% Cr steam turbine blade steel*. Proceedings of *ICF 13*, 26-31 Aug. 2012, Kazan, (2012)

B. Schönbauer, A. Perlega, S. Tschegg, N. Rieger, R. Salzman and D. Gandy, *Influence of corrosion pits and environment on the fatigue life of 12% Cr steam turbine blade steel*. Proceedings of *ICMFM-XVI*, 24-26 Sept. 2012, Brno, (2012) pp. 25-32.

B. Schönbauer, S. Stanzl-Tschegg, N. Rieger, R. Salzman and D. Gandy, *Influence of corrosion pits on the fatigue limit of 12% Cr steam turbine blade steel*. Proceedings of *ECF 19*, 26-31 Aug. 2012, Kazan, (2012)

B. Schönbauer, S. Stanzl-Tschegg, N. Rieger, R. Salzman, A. Turnbull, S. Zhou and D. Gandy, *Crack initiation and propagation in 12% Cr steam turbine blade steel*. Proceedings of *VHCF5*, 28-30 June 2011, Berlin, (2011) pp. 545-550.

R.N. Salzman, N.F. Rieger, S. Tschegg, B. Schönbauer, A. Turnbull, S. Zhou and D. Gandy, *Corrosion-fatigue in steam turbine blades*. Proceedings of *6th International Conference on Advanced in Materials Technology for Fossil Power Plants*, D. Gandy, Shingledecker, J. and Viswanathan, R. (Eds.), 31 Aug. - 3 Sept. 2010, Santa Fe, NM, ASM International, (2011) pp. 450-469.

S. Stanzl-Tschegg, K. Eichinger, A. Weidner, E. Tschegg, J. Bernardi, B. Schönbauer, *Role of impurities and PSBs on microcracking of polycrystalline copper at very high numbers of cycles*. Proceedings of *MSMF6*, 28-30 June 2010, Brno, (2010)

S. Stanzl-Tschegg and B. Schönbauer, *Near-threshold fatigue crack propagation and internal cracks in steel*. *Procedia Engineering 2(Fatigue 2010)* (2010) pp. 1547-1555.

S. Stanzl-Tschegg, B. Schönbauer, C. Laird, *Mechanisms of fatigue failure of polycrystalline copper in the VHCF-regime*. Proceedings of *TMS2008*, 9-13 March 2008, New Orleans, LA (2008) pp. 229-234.

S.E. Stanzl-Tschegg, B. Schönbauer, *Mechanisms of strain localization, crack initiation and fracture of polycrystalline copper in the VHCF-regime*. Proceedings of *ECF17*, 2-5 Sept. 2008, Brno, (2008)

S. Stanzl-Tschegg, B. Schönbauer, *PSB threshold and fatigue limit of polycrystalline copper in the VHCF-regime*. Proceedings of *VHCF4*, 19-22 Aug. 2007, Ann Arbor, MI, TMS, (2007) pp. 15-22.

Vorträge bei wissenschaftlichen Veranstaltungen (nicht publiziert) (Vortragender)

B. Schönbauer, S. Tschegg, A. Perlega, *Corrosion fatigue and pit-to-crack transition of 12% Cr steel*. 24th Coll. On Mechanisms of Fatigue, 26-27 March 2013, Freiberg

B. Schönbauer, S. Tschegg, *Ultrasonic fatigue testing and results on 12% Cr steam turbine blade steel*. Expert-Workshop: Corrosion-Fatigue Damage and Life Prediction for Steam Turbine Blades, 18-19 July 2012, Boston, NY

H. Mayer, B. Schönbauer, S. Stanzl-Tschegg, *Endurance limits and non-propagating cracks*. TMS 2012, 11-15 March 2012, Orlando, FL

B. Schönbauer, S. Stanzl-Tschegg, *Fatigue crack growth in AISI 410 steam turbine steel at a loading frequency of 19 kHz*. 21st Coll. On Fatigue Mechanism, 19-17 March 2010, Brno

B. Schönbauer, S. Stanzl-Tschegg, *Fatigue of copper at very high numbers of cycles*. 3. ESIS TC2 Meeting, 20-21 April 2009, Leoben

S. Stanzl-Tschegg, B. Schönbauer, *Plastische Verformung und Lebensdauer von polykristallinem Kupfer bei sehr hohen Lastwechselzahlen*. 29. Adelbodener Werkstoffseminar, 3-6 March 2008, Adelboden

S. Stanzl-Tschegg, H. Mughrabi, B. Schönbauer, R. Schuller *Life time and cyclic slip of copper in the VHCF regime*. Fatigue Damage of Structural Materials VI, 17-22 Sept 2006, Hyannis, MA

S. Stanzl-Tschegg, B. Schönbauer, *Slip band formation and surface roughness of polycrystalline copper in the VHCF regime*. 17th Coll. on Fundamental Fatigue Mechanisms, 24 March 2006, Vienna