Materialprüfungsanstalt
Universität Stuttgart

Technisch-
Wissenschaftlicher-
Bericht

Zeynel Benk

Ermüdungsschädigung und Kurzrissausbreitung in nichtrostendem Stahl unter korrosivem Kraftstoffeinfluss

Ermüdungsschädigung und Kurzrissausbreitung in nichtrostendem Stahl unter korrosivem Kraftstoffeinfluss

vorgelegt von
M.Sc. Zeynel Benk
geboren in Mühlacker

Technisch-Wissenschaftlicher-Bericht
Band: 2020/04

Benk, Zeynel:
Ermüdungsschädigung und Kurzrissausbreitung
in nichtrostendem Stahl unter korrosivem Kraftstoffeinfluss

Bildnachweis:
Glasauto auf Titelseite mit freundlicher Genehmigung der Robert Bosch GmbH.

Herausgeber:

© Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart
Pfaffenwaldring 32
70569 Stuttgart
Internet: http://www.mpa.uni-stuttgart.de

Ermüdungsschädigung und Kurzrissausbreitung in nichtrostendem Stahl unter korrosivem Kraftstoffeinfluss

Von der Fakultät Energie-, Verfahrens- und Biotechnik der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Abhandlung

vorgelegt von

M.Sc. Zeynel Benk
geboren in Mühlacker

Hauptberichter:	Prof. Dr.-Ing. Stefan Weihe
Mitberichter:	Prof. Dr.-Ing. Sebastian Münstermann
Tag der mündlichen Prüfung:	24.06.2020

Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF) und
Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

2020

Kurzfassung

Komponenten der Benzindirekteinspritzung, die im Wesentlichen aus nichtrostenden Stählen hergestellt werden, werden auf dem weltweiten Markt häufig mit ethanolhaltigen Kraftstoffen eingesetzt. Dabei werden sie infolge regionaler Vorgaben und der Bioethanolherstellung bei unterschiedlicher Kraftstoffzusammensetzung und –qualität betrieben. Diese Randbedingungen können zu dem technischen Risiko führen, dass infolge der überlagerten potenziellen Kraftstoffkorrosion bei zyklisch-mechanischen Beanspruchung ein relevanter Schwingfestigkeitsabfall an kraftstoffführenden Komponenten entsteht. Dies lässt sich mit dem Phänomen der Schwingungsrisskorrosion in Verbindung bringen. Der breite Einsatzbereich der Kraftstoffe mit vielfältiger Zusammensetzung und Qualität birgt vor allem die technische Herausforderung, den Mechanismus der Schwingungsrisskorrosion zuverlässiger bewerten zu können. In der vorliegenden Arbeit soll ein neues Konzept zur Ermüdungsbewertung von Komponenten unter korrosivem Kraftstoffeinfluss vorgestellt werden. Hierfür wurde eine generische Prüf- und Messmethodik mit einem optischen Messsystem entwickelt, um den für die Ermüdungslebensdauer entscheidenden Kurzrissbereich charakterisieren zu können. Die Untersuchungen erfolgten an bauteilnahen Proben aus dem nichtrostenden martensitischen Stahl X17CrNi16-2 (1.4057). Es konnte durch die Erfassung kurzer Ermüdungsrisse gezeigt werden, dass an Luft ein Rissstopp an einer ehemaligen Austenitkorngrenze auftreten kann, jedoch der Riss bei einer Kraftstoffumgebung weiter wächst, was zu einer Lebensdauer- und Schwingfestigkeitsabnahme führt. Neben der Absenkung des zyklischen Schwellenwerts konnten auch Rissschließmechanismen festgestellt werden, die einen großen Einfluss auf die Phasen der Ermüdungslebensdauer haben. Aus den experimentellen Untersuchungen kurzer sowie langer Risse konnten auch material- sowie kraftstoffabhängige Parameter für die analytische Modellbildung abgeleitet werden, womit eine schwingbruchmechanische Schwellenwertbewertung sowie Lebensdauerabschätzung unter Berücksichtigung der hierbei wichtigen Rissschließeffekte

durchgeführt werden kann. Somit wurde eine systematische experimentelle Untersuchung der Schwingbruchmechanik unter korrosivem Kraftstoffeinfluss durchgeführt und daraus ein fundiertes Mechanismenverständnis der Schwingungsrisskorrosion an kraftstoffführenden Komponenten aufgebaut. Die abgeleitete generische Analyse- und Prognosemethodik erlaubt eine zuverlässigere Auslegung derart belasteter Bauteile.

Abstract

The components of the gasoline direct injection, which are especially manufactured with stainless steels, are used at the worldwide market often with high ethanol content fuels. Besides, they are operated as results of regional allowance and ethanol fuel production with different fuel composition and fuel quality. These boundary conditions can lead to the technical risk that the overlaid potential corrosive fuel with cyclic-mechanical stress lead to a relevant fatigue strength reduction of fuel carrying metallic components. This can be associated with the phenomenon of the corrosion fatigue or environmentally assisted fatigue crack. The wide area of application of the ethanol fuels with varied composition and quality conduct to the technical challenge to be able to reliably evaluate the mechanism of corrosion fatigue. In the present thesis, a new method will be introduced for the fatigue evaluation of components under influence of corrosive fuel. For this a generic test methodology and measuring methodology with an optical measuring system was developed, which enable to characterize the short fatigue crack as a dominant stage in the fatigue endurance. The investigations took place with test specimens, which are gained from the martensitic stainless steel X17CrNi16-2 (1.4057, AISI 321), whereof fuel carrying components made. The recording of short fatigue cracks show that in air a crack arrest can appear in a prior austenite grain boundary, however, the crack will grow in a corrosive fuel environment what leads to an endurance and fatigue strength decrease. Beside the reduction of the cyclic threshold value, the crack closure mechanisms have a big influence on fatigue lifetime, especially in the region of short fatigue crack growth. From the experimental investigations of short as well as long cracks, parameters dependent on fuel as well as dependent on material could be also derived for the analytic modelling and evaluation of fatigue lifetime based on short fatigue cracks considering important crack closure mechanisms. Therefore, a systematic experimental investigation of the cyclic fracture mechanic was carried out under corrosive fuel influence and from it, a well-founded understanding of the mechanism

of corrosion fatigue of fuel carrying metallic components was built up. The derived generic analysis and forecast methodology permits a more reliable interpretation of metallic components stressed under corrosion fatigue.

Vorwort und Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als Doktorand bei der Robert Bosch GmbH, Zentralbereich Forschung und Vorausentwicklung, Gruppe Zuverlässigkeit metallischer Bauteile und Werkstoffe in Kooperation mit der Materialprüfungsanstalt (MPA) der Universität Stuttgart.

Mein besonderer Dank gilt dem Direktor der MPA Herrn Prof. Dr.-Ing. Stefan Weihe für die wertvolle Unterstützung und zahlreichen Anregungen im Verlauf meiner Arbeit sowie die Übernahme des Erstgutachtens.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Sebastian Münstermann, RWTH Aachen, danke ich ebenfalls für die Durchsicht meiner Arbeit und für die Übernahme des Zweitberichts. Außerdem danke ich auch Herrn Prof. Dr.-Ing. Uwe Zerbst sowie Herrn Dr. Mauro Madia, beide BAM Berlin, für die wertvollen fachlichen Diskussionen.

Herrn Dr.-Ing. Manfred Bacher-Höchst und Herrn Dr.-Ing. Thorsten Schütt, beide Robert Bosch GmbH, danke ich besonders für ihr entgegengebrachtes Vertrauen und die zahlreichen Ratschläge, die zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben.

Weiterhin möchte ich mich bei den folgenden Personen ebenfalls besonders bedanken:

- Herrn Dr.-Ing. U. Weber, MPA Uni Stuttgart sowie Herrn Dipl.-Ing. X. Schuler, eh. MPA Uni Stuttgart, für den wertvollen fachlichen Austausch im Verlauf dieser Arbeit,
- meinen Kollegen von der CR/APM2 Dr.-Ing. T. Leyendecker, Dr.-Ing. B. Zillmann, M. Eng. S. Bucher, Dr.-Ing. T. Froschmeier, Dr.-Ing. J. Rögner, R. Mitschelen, R. Braun, Dr.-Ing. M. Müller, Dr.-Ing. T. Kennerknecht, Dr.-Ing. S. Schreijäg, M.Sc. N. Arnaudov, Dr.-Ing. K. Sandmann sowie Dr.-Ing. G. Schauer für die hilfsbereite Zusammenarbeit und der sehr unterhaltsamen Zeit im Verlauf meiner Arbeit,
- den Kollegen von den Produktentwicklungsbereichen der Robert Bosch GmbH Dr.-Ing. R. Bonn, Dr.-Ing. H. Lindel sowie Dipl.-Ing W. Haydn für die fachlichen Diskussionsrunden,
- dem Studenten T. Sachsenmaier für die Unterstützung bei den experimentellen Untersuchungen im E60 Kraftstoff,
- nicht zuletzt danke ich den Kollegen von der zentralen Forschung bei Bosch Dr.-Ing. T. Linkewitz, Dr.-Ing. S. Laue und Dipl.-Ing. S. Hinderberger für den wertvollen fachlichen Austausch in der Schadensanalyse und in der Mikrostrukturanalytik sowie Dr.-Ing. T. Trossmann bei den Korrosionsthemen.

Meinen Eltern und meinen Geschwistern danke ich ganz herzlich für den Rückhalt und die Unterstützung in den letzten Jahren.

Inhaltsverzeichnis

Seite

Formelzeichen und Abkürzungen XI

1 Motivation, Problemstellung und Zielsetzung 1

2 Grundlagen 3

2.1 Grundlagen zur Ermüdungsfestigkeit 3

2.1.1 Zyklisches Werkstoffverhalten und Ermüdungsmechanismen 3

2.1.2 Einflüsse auf die Ermüdungsfestigkeit 12

2.2 Grundlagen zur Bruchmechanik 21

2.2.1 Langrissbruchmechanik 21

2.2.2 Rissschließeffekte 23

2.2.3 Kurzrissbruchmechanik und Kurzrissmodelle 28

2.3 Schwingungsrisskorrosion (SwRK) 32

2.3.1 Elektrochemische Korrosion und Passivität von Metallen 32

2.3.2 Schädigungsmechanismen und Modellvorstellungen 36

2.3.3 SwRK in korrosiven Kraftstoffen 40

3 Ableitung der Lösungsstrategie 43

4 Experimentelle Untersuchungen 47

4.1 Entwicklung einer Prüf-/Messmethodik zur Erfassung kurzer Ermüdungsrisse unter Umgebungseinfluss 47

4.1.1 Versuchsaufbau mit optischem Messsystem 47

4.1.2 Auflösungsgrenzen bei der Risslängenmessung 51

4.2 Charakterisierung des Werkstoffs X17CrNi16-2 sowie der eingesetzten korrosiven Kraftstoffe 52

4.2.1 Werkstoffzustand und Gefügebewertung 52

4.2.2 Mechanisch-technologische Kennwerte 55

4.2.3 Ottokraftstoffe E85 und E60 56

4.3 Probengeometrien und Probenherstellung 57

4.3.1 Geometrie der Kerbprobe 57

4.3.2 Geometrie der Langrissbruchmechanikprobe 58

4.3.3 Spezielle Probenform für die Schwingbruchmechanik kurzer Risse 60

4.4 Versuchsdurchführung und Auswertemethodik 66

4.4.1 Wöhlerversuche 69

4.4.2 Bruchmechanikversuche 72

5 Experimentelle Erkenntnisse 77

5.1 Korrosionsverhalten ohne überlagerte mechanische Beanspruchung 77

5.2 Ermüdungsverhalten an der Kerbprobe 78

5.2.1 Ableitung von Wöhlerlinien für Kerbproben unter Laborluft bzw. Kraftstoff 78

5.2.2 Fraktographie 80

5.3 Schwingbruchmechanische Untersuchungen 83

5.3.1 Zyklisches Langrisswachstum unter Laborluft bzw. Kraftstoff 83

5.3.2 Zyklisches Kurzrisswachstum unter Laborluft bzw. Kraftstoff 87

5.3.3 Fraktographie und FIB-Präparation der Rissflanken 96

5.4 Zusammenfassende Diskussion der Versuchsergebnisse 102

6 Analytische Modellbildung und Lebensdauerabschätzung 107

6.1 Modellierung des Schwellenwertverhaltens 107

6.2 Schwingbruchmechanische Modellierung der Lebensdauer 109

7 Zusammenfassung und Schlussfolgerung 115

8 Literatur 119

Anhang 129

Formelzeichen und Abkürzungen

Formelzeichen

Benennung	Kurzzeichen	Einheit
Zyklisches J-Integral	ΔJ	MPa · m
Spannungsintensitätsschwingbreite Mode I (zyklischer Spannungsintensitätsfaktor)	ΔK_I	MPa$\sqrt{\text{m}}$
Schwingbruchmechanischer Schwellenwert	$\Delta K_{I,th}$	MPa$\sqrt{\text{m}}$
Langrissschwellenwert	$\Delta K_{I,th,lc}$	MPa$\sqrt{\text{m}}$
Intrinsischer Schwellenwert	$\Delta K_{th,eff}$	MPa$\sqrt{\text{m}}$
Nennspannungsschwingbreite	ΔS	MPa
Lokale Schwingbreite	$\Delta\sigma$	MPa
Oberflächenrisslänge	$2c$	mm
Risslänge	a	mm
Fiktive Eigenrisslänge	a_0	mm
Endrisslänge / Eintritt Restgewaltbruch	a_c	mm
Anfangsrisslänge	a_i	mm
Modellparameter im Paris-Gesetz für lange Risse	$C,\ C_{lc}$	$\left(\frac{\text{mm / LW}}{\text{MPa}\sqrt{\text{m}}^{\text{m}}}\right)$
	$m,\ m_{lc}$	-

Modellparameter für kurze Risse	C_{sc}	$\left(\frac{\text{mm / LW}}{\text{MPa}\sqrt{\text{m}^{\text{m}}}}\right)$
	m_{sc}	-
Rissfortschrittsrate	$da\ /\ dN$	mm / LW
E-Modul	E	MPa
Wöhlerneigungsexponent	k	-
Zyklischer Verfestigungskoeffizient	$K‘$	MPa
Spannungsintensitätsfaktor beim Rissöffnen	$K_{I,op}$	MPa√m
Bruchzähigkeit	K_{IC}	MPa√m
Rauhigkeitsfaktor	K_R	-
Formzahl	K_t	-
Lumen	lm	lm
Mittelspannungsempfindlichkeit (Nennspannung)	M_s	-
Zyklischer Verfestigungsexponent	$n‘$	-
Schwingspielzahl bis Anriss	N_A	-
Schwingspielzahl bis Bruch	N_B	-
Ecklastschwingspielzahl	N_E oder N_D	-
Grenzlastschwingspielzahl	N_G	-

Spannungsverhältnis	$R,\ R_\sigma$	-
Zugfestigkeit	R_m	MPa
(Ersatz)Streckgrenze	$R_{p0,2}$	MPa
Zyklische Fließspannung	$R_{p0,2}{}'$	MPa
Raumtemperatur	RT	°C
Dehnungsverhältnis	R_ε	-
Nennspannungsamplitude	S_a	MPa
Ertragbare Nennspannungsamplitude	S_A	MPa
Dauerfestigkeit	S_D	MPa
Dauerfestigkeit bei polierter Oberfläche	$S_{D,pol}$	MPa
Nennspannungsamplitude beim Rissschließen	S_{cl}	MPa
Nennmittelspannung	S_m	MPa
Nennoberspannung, Nennunterspannung	$S_o,\ S_u$	MPa
Wechselfestigkeit (Nennspannung)	S_w	MPa
Rissöffnungsverhältnis	U	-
Rissöffnungsverhältnis für lange Risse	U_{lc}	-
Bezogener Spannungsgradient	X^*	-

Geometriefaktor	Y	-
Elastische Dehnungsamplitude	$\varepsilon_{a,el}$	-
Plastische Dehnungsamplitude	$\varepsilon_{,pl}$	-
Totaldehnungsamplitude	$\varepsilon_{a,t}$	
Plastische Dehnung	ε_{pl}	-
Lokale Spannungsamplitude	σ_a	MPa
Lokale Dauerfestigkeitsamplitude	$\sigma_{a,D}$	MPa
Lokale Mittelspannung	σ_m	MPa

Abkürzungen und Indizes

Benennung	**Kurzzeichen**
Electron Backscatter Diffraction	EBSD
Energiedispersive Röntgenspektroskopie	EDS
Elastisch Plastische Bruchmechanik	EPBM
Finite Elemente Methode	FEM
Focused Ion Beam	FIB
Linear Elastische Bruchmechanik	LEBM

Rasterelektronenmikroskopie	REM
Raumtemperatur	RT
Single Edge Notched Specimen	SENT
Schwingungsrisskorrosion	SwRK
Sekundärionenmassenspektrometrie	ToF-SIMS

1 Motivation, Problemstellung und Zielsetzung

In technischen Anwendungen finden sich metallische Bauteile, die beispielsweise einer überlagerten zyklisch-mechanischen sowie korrosiven Beanspruchung unterliegen. Dieser Anwendungsfall lässt sich bei den kraftstoffführenden Komponenten der Benzindirekteinspritzung finden, die aus nichtrostenden Stählen hergestellt werden. Dabei führen hohe Einspritzdrücke zu zyklisch-mechanischen Beanspruchungen und hochethanolhaltige Ottokraftstoffe können zu potenziell korrosiver Beanspruchung führen. Letzteres kann damit erklärt werden, dass die Komponenten auf dem weltweiten Markt mit hochethanolhaltigen Ottokraftstoffen unterschiedlicher Zusammensetzung betrieben werden. Die Motivation für diesen Kraftstoffeinsatz liegt darin, dass die Abhängigkeit vom Erdölmarkt gemindert und der Ausstoß von Treibhausgasen verringert wird [1], da das beigemischte Bioethanol aus nachwachsenden Rohstoffen wie zum Beispiel Zuckerrohr oder Mais hergestellt werden kann [2]. Jedoch kann ein solch variabler Ottokraftstoffmix ein kritisches Korrosionspotential aufweisen, was bei einer überlagerten zyklisch-mechanischen Beanspruchung auch bei nichtrostenden Stählen zu einem erheblichen Schadensfall führen kann. Zur Risikoabschätzung und Absicherung des Schadenfalls werden deshalb aufwändige Wöhlerversuche an Bauteilen, Demonstratoren oder bauteilnahen Proben durchgeführt. Schmid [3, 4] kommt in seiner Arbeit zu dem Ergebnis, dass bei Wöhlerversuchen an Kerbproben ($K_t = 2$, Werkstoff X90CrMoV18) in E85 (Ottokraftstoff mit 85% Bioethanolanteil) eine an der Oberfläche entstehende Rissinitiierung sowie eine Rissbildung unterhalb des Schwellenwertes an Luft stattfinden. Weiterhin wird bei 10^7 Lastwechseln unter dem Kraftstoffeinfluss ein Schwingfestigkeitsabfall von rund 35% gegenüber den Versuchen an Luft beobachtet. Diese Beobachtung wird mit dem Phänomen der Schwingungsrisskorrosion (SwRK) in Verbindung gebracht.

Um den Schädigungsmechanismus der SwRK in einem Werkstoff-/Mediensystem untersuchen und eine Bauteilbewertung durchführen zu können, werden häufig Wöhlerversuche durchgeführt. Die Nachteile dieser experimentellen Untersuchungsmethodik sind der hohe Versuchs- und Zeitaufwand sowie die schwierige Separation der physikalischen Werkstoffvorgänge der Rissbildung und Rissausbreitung sowie der Erfassung lokaler Korrosionsvorgänge. Jedoch ist für eine fundierte Bewertung des Schädigungsmechanismus der SwRK eine detaillierte Erfassung lokaler physikalischer Werkstoffvorgänge notwendig, damit ein fundiertes Mechanismenverständnis aufgebaut werden kann. Darauf basierend kann bei Änderung des Werkstoffs oder des Mediums in dem jeweiligen System auf dieses Grundlagenverständnis zurückgegriffen werden, um beispielsweise Schadensfälle der SwRK besser verstehen, bewerten und vorbeugen zu können.

An dieser Stelle erweisen sich schwingbruchmechanische Untersuchungen an rissbehafteten Strukturen bzw. Proben als geeigneter, da insbesondere der Vorgang des (Kurz-)Risswachstums systematisch erfasst und fundiert bewertet werden kann, was für die mechanismenorientierte Bewertung der SwRK einen besonderen Stellenwert hat. Daneben können durch die hoch aufgelöste lokale Analyse der Ermüdungsrisse auch auf mögliche lokale Korrosionsvorgänge analysiert werden.

Somit liegt die Zielsetzung der vorliegenden Arbeit in der Entwicklung einer generischen Analyse- und Prognosemethodik der SwRK, um insbesondere den Vorgang des Kurzrisswachstums unter Umgebungseinfluss systematisch erfassen und charakterisieren zu können und folglich eine Lebensdauerabschätzung basierend auf analytischer Modellierung kurzer Ermüdungsrisse unter Umgebungseinfluss durchzuführen.

2 Grundlagen

2.1 Grundlagen zur Ermüdungsfestigkeit

2.1.1 Zyklisches Werkstoffverhalten und Ermüdungsmechanismen

Das zyklische Werkstoffverhalten wird durch experimentelle Methoden bestimmt. Dabei können kraft- bzw. nennspannungskontrollierte Wöhlerversuche oder dehnungskontrollierte Versuche bei konstanter Dehnungsschwingbreite durchgeführt werden [5, 6]. Letztere wird verwendet, um den Zeitpunkt des Anrisses bzw. die Anriss-Wöhlerlinie der quasi defektfreien Probe zu bestimmen. Im Folgenden soll auf den Wöhlerversuch näher eingegangen werden.

In den nennspannungskontrollierten Wöhlerversuchen werden Proben, beispielsweise gekerbte Rundproben, einer sinusförmigen Schwingbelastung mit einer konstanten Mittellast unterzogen. Der zeitliche Verlauf der Nennspannung folgt hierbei dem der aufgebrachten Kraft. Dieser zeitliche Verlauf und die wichtigsten Bezeichnungen sind in Bild 2.1 dargestellt.

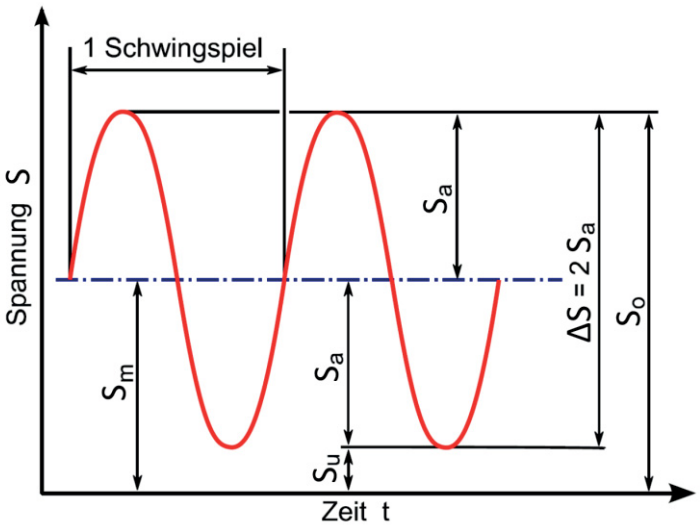


Bild 2.1: Beanspruchungskennwerte im Wöhlerversuch aus [5, 7]

Dabei wird zunächst angenommen, dass die periodische Sinusschwingung eine betriebsähnliche Beanspruchung widerspiegelt, was in der Realität jedoch eher selten der Fall ist. Des Weiteren werden häufig gekerbte Proben eingesetzt, die am realen Bauteil auftretende Mehrachsigkeiten und Spannungsgradienten berücksichtigen sollen.Eine vollständig ausgeführte Sinusschwingung wird als Schwingspiel oder Lastspiel bezeichnet. Die Höhe der Spannungsschwingbreite ΔS variiert um eine Mittelspannung S_m und ist begrenzt durch eine Oberspannung S_o und einer Unterspannung S_u. Weiterhin ist mit S_a die Spannungsamplitude definiert. Die Zusammenhänge zwischen diesen Beanspruchungskennwerten lassen sich in Gleichungen wie folgt angeben [8]:

$$\triangle S = S_o - S_u = 2 \cdot S_a \tag{2.1}$$

$$S_m = \left(\frac{S_o + S_u}{2} \right) = \frac{1 + R}{1 - R} \cdot S_a \tag{2.2}$$

Zur weiteren Quantifizierung und zur Beschreibung der Lage der Ober- und Unterspannung dient das Spannungsverhältnis R:

$$R = \frac{S_u}{S_o} \tag{2.3}$$

In Bild 2.2 sind die wichtigsten Spannungsverhältnisse grafisch dargestellt. Für die Einteilung sind folgende Beanspruchungszustände charakteristisch:

- Reine Zugschwellbeanspruchung mit R = 0
- Reine Wechselbeanspruchung mit R = -1
- Reine Druckschwellbeanspruchung mit $R = -\infty$

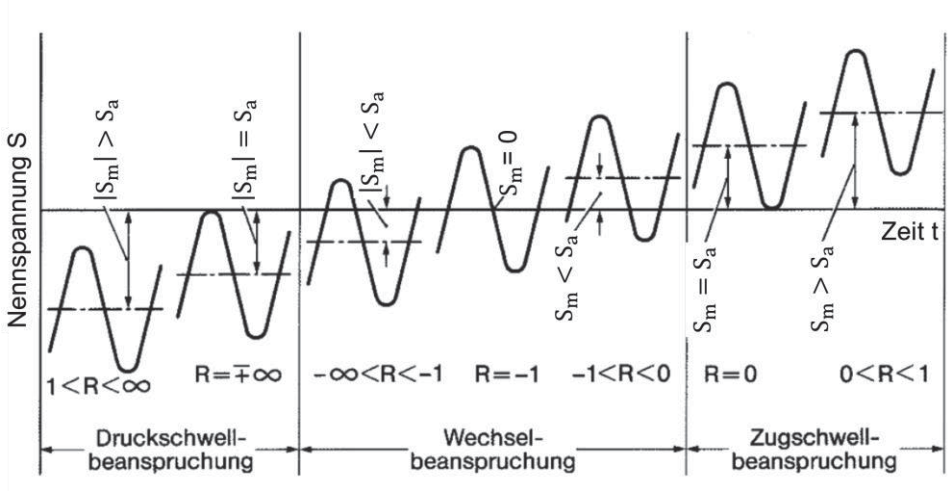


Bild 2.2: Einteilung der Beanspruchungsbereiche aus [5, 7]

Nachdem zahlreiche Proben in Wöhlerversuchen mit konstantem Spannungsverhältnis und unterschiedlichen Spannungsamplituden geprüft wurden, lässt sich ein Wöhlerdiagramm erstellen. Die Proben werden bis zum Bruch oder bis zu einer definierten Grenzlastspielzahl schwingend beansprucht. Dabei wird zu einer bestimmten ertragbaren Spannungsamplitude S_a die zugehörige Bruchlastspielzahl N_B experimentell ermittelt und in ein doppeltlogarithmisch dargestelltes Wöhlerdiagramm eingetragen, siehe Bild 2.3. Die dabei auftretenden Verläufe der Wöhlerlinien lassen sich grob in werkstoffabhängige Gruppen unterteilen. Das Typ I Diagramm ist charakteristisch für Werkstoffe mit krz-Gitter oder tetragonal verspannten krz-Gitter, beispielsweise nichtrostendem martensitischen Chrom-Nickel-Stahl, und das Typ II Diagramm für Werkstoffe mit kfz Gitterstruktur. Beide Wöhlerdiagramme können in die Bereiche der statischen Festigkeit mit bis zu zehn Bruchlastspielen und der Kurzzeitfestigkeit mit bis zu $5 \cdot 10^4$ Bruchlastspielen unterteilt werden. Weiterhin liegt für den Kurventyp I die Zeitfestigkeitsgrenze bei 10^6 bis maximal 10^7 Bruchlastspiele. Wenn während eines Wöhlerversuchs eine Probe die Grenzlastspielzahl ohne Bruch erreicht, so wird die zugehörige ertragbare Nennspannungsamplitude für die statistische Auswertung der Dauerfestigkeit S_D berücksichtigt. Diese Probe wird als „dauerfest für diese Grenzlastspielzahl“ bezeichnet und als Durchläufer mit einem Pfeil oder unausgefüllter Markierung im Wöhlerdiagramm gekennzeichnet.

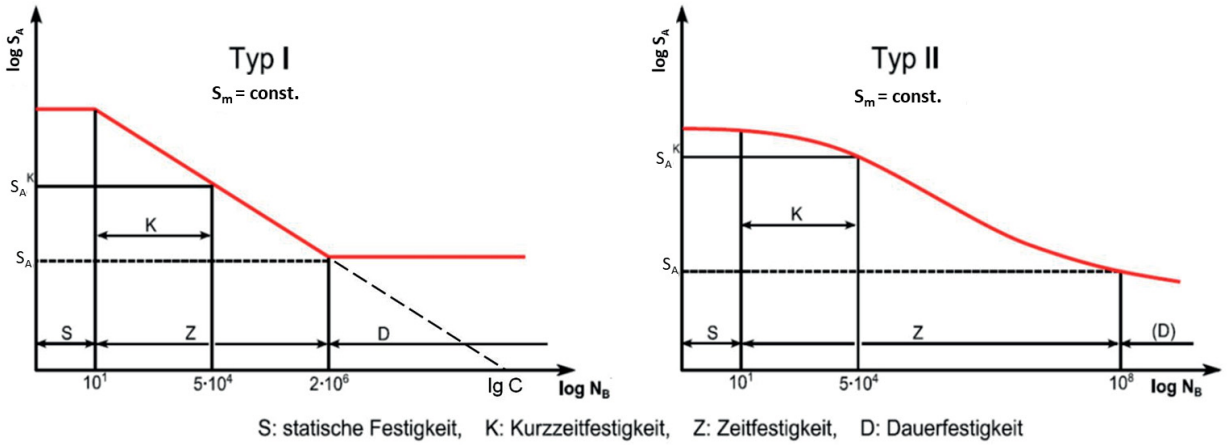


Bild 2.3: Schematische Darstellung der Wöhlerkurven aus [6]

Für den Kurventyp II wird eine Grenzlastspielzahl von 10^8 Bruchlastspielen definiert, wobei hier von keiner ausgeprägten Dauerfestigkeit wie beim Kurventyp I ausgegangen wird. [6, 9, 10]

Die drei beschriebenen Lastspielbereiche lassen sich im Fall ausgeprägter Dauerfestigkeit (Typ I) häufig auch durch drei angenäherte Geraden darstellen und so auch mathematisch beschreiben [11]:

- Bereich I : Statische Festigkeit

  Die Oberspannung ist durch die Zugfestigkeit R_m und die Kerbzugfestigkeit R_{mk} des Werkstoffs gekennzeichnet. Für die ertragbare Spannungsamplitude gilt in diesem Zusammenhang:

$$S_A = \frac{1 - R}{2} \cdot R_m = \text{const.}$$
$$S_A = \frac{1 - R}{2} \cdot R_{mk} = \text{const} \qquad (2.4)$$

- Bereich II: Zeitfestigkeit

  Eine bruchlastpielzahlabhängige ertragbare Spannungsamplitude lässt sich mithilfe einer Geradengleichung, der dazugehörigen Steigung k, auch Neigungsexponent genannt, und dem Achsenabschnittspunkt C auf der Lastspielzahlachse bestimmen. Die Regression sieht wie folgt aus:

$$\log N = \log C - k \cdot \log S_A \tag{2.5}$$

  Durch Delogarithmierung kann eine bestimmte ertragbare Spannungsamplitude S_A im Zeitfestigkeitsgebiet bei einer Schwingspielzahl N_B berechnet werden:

$$S_A = \left(\frac{C \cdot (\log (S_A = 10^0))}{N_B} \right)^{1/k} \tag{2.6}$$

- Bereich III: Dauerfestigkeit

  Der Übergangspunkt von Bereich II in III wird mit der Dauerfestigkeit S_D und der Ecklastschwingspielzahl N_E bestimmt, wobei die Ecklastschwingspielzahl beispielsweise $2 \cdot 10^6$ Lastspiele (Kurventyp I) sein kann. Die ertragbare Spannungsamplitude im Bereich der Dauerfestigkeit lässt sich somit wie folgt bestimmen:

$$S_D = \left(\frac{C \cdot (\log (S_A = 10^0))}{N_E} \right)^{1/k} \tag{2.7}$$

Damit lässt sich auch die Zeitfestigkeitslinie mit der folgenden Korrelation formulieren:

$$\frac{N}{N_E} = \left(\frac{S_a}{S_D} \right)^{-k} \tag{2.8}$$

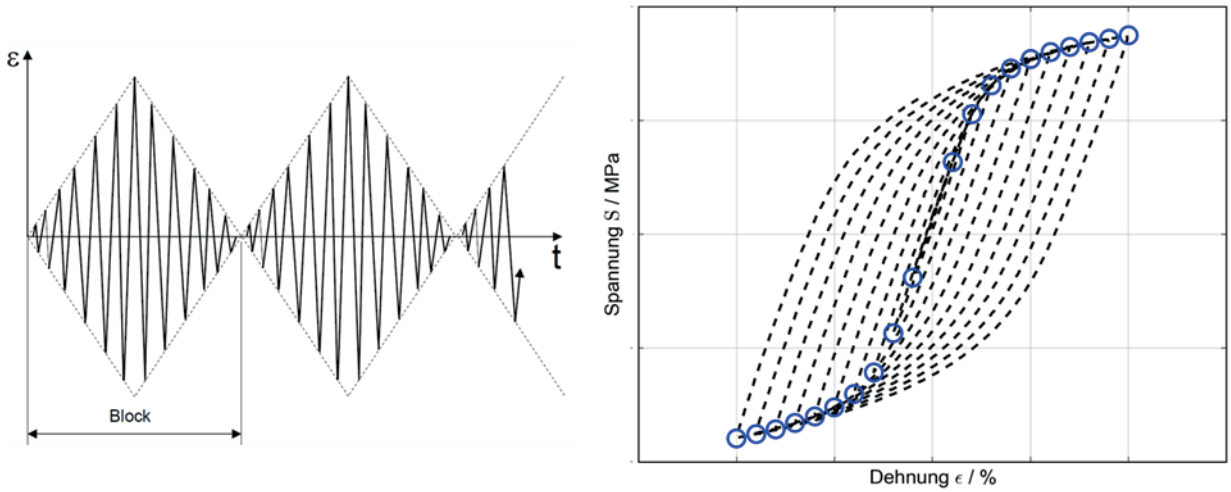


Bild 2.4: Beanspruchungsblöcke eines Incremental Step Test und zyklische Spannungs-Dehnungskurve in Anlehnung an [12]

Zur weiteren Beschreibung des zyklischen Werkstoffverhaltens wird die zyklische Fließkurve herangezogen, die sich mit der aus dem Zugversuch ermittelten statischen Fließkurve vergleichen lässt, um beispielsweise das Wechselverformungsverhalten beschreiben zu können. Die zyklische Fließkurve kann entweder aus einem dehnungskontrolliertem Wöhlerversuch oder durch einen sogenannten Incremental Step Test [13] ermittelt werden. Letzteres hat den großen Vorteil, dass gegenüber dem Wöhlerversuch weniger Proben eingesetzt werden und der Versuchsaufwand deutlich auch reduziert wird. Das vorstehende Bild 2.4 stellt die Versuchsdurchführung sowie die Ableitung der zyklischen Fließkurve dar.

Eine ungekerbte Probe wird dehnungsgeregelt und rein wechselnd beansprucht. Es werden mehrere Blockversuche durchgeführt, bis eine Sättigung eintritt, wobei in einem Blockversuch die Dehnungsamplitude bis zum Erreichen des Maximalwerts schrittweise und linear erhöht wird und anschließend wieder auf den Wert Null reduziert wird. Nach dem Erreichen der Sättigung wird der Maximalwert erhöht und die Lastfolge wiederholt. Die stabilisierten Hysteresemaximalwerte werden anschließend in ein Spannungs-Dehnungsdiagramm eingetragen. Mithilfe des Werkstoffmodells nach Ramberg-Osgood [14] lassen sich diese Maximalwerte verbinden und rechnerisch beschreiben, wobei S_a die

Spannungsamplitude, K' der zyklische Verfestigungskoeffizient und n' der zyklische Verfestigungsexponent ist:

$$\epsilon_{a,t} = \epsilon_{a,el} + \epsilon_{a,pl} = \frac{S_a}{E} + \left(\frac{S_a}{K'}\right)^{1/n'} \tag{2.9}$$

Nach Radaj [5] ist für zähe metallische Werkstoffe der Ermüdungsmechanismus und der damit verbundene Schädigungsablauf in die Phasen der physikalischen Risseinleitung und des stabilen sowie instabilen Rissfortschritts gegliedert, siehe Bild 2.5.

Aus technischer Sicht findet im Stadium der Risseinleitung an einer glatten Oberfläche ein ausschließlich mikrostruktureller Vorgang statt [15]. Zyklische Spannungen rufen unumkehrbare, ungleichmäßige Versetzungsbewegungen in den Körnern des Werkstoffs hervor und verursachen so die Bildung von Gleitbändern. Infolgedessen werden durch Wechselgleitungen an der Oberfläche Intrusionen und Extrusionen erzeugt, siehe Bild 2.6 links [16]. Diese können auch mithilfe eines Rasterelektronenmikroskops (REM) detektiert werden [17], siehe Bild 2.6 rechts. Für die Risskeimbildung sind die Intrusionen verantwortlich. Außerdem ist die Entstehung von Gleitbändern gerichtet und findet in Richtung der maximalen Schubbeanspruchung statt, nämlich unter einem Winkel von 45° zur größten Hauptspannung [8, 17].

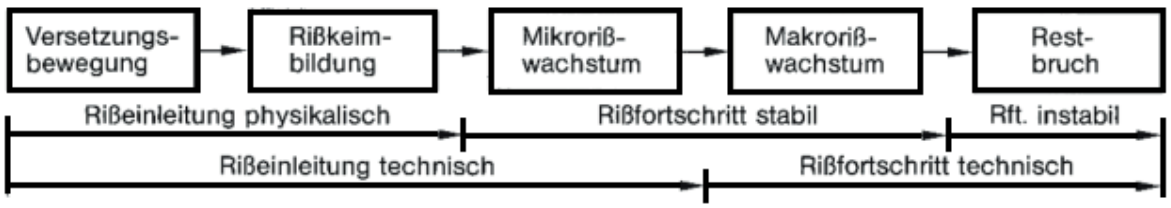


Bild 2.5: Stadien des Ermüdungsvorgangs [5]

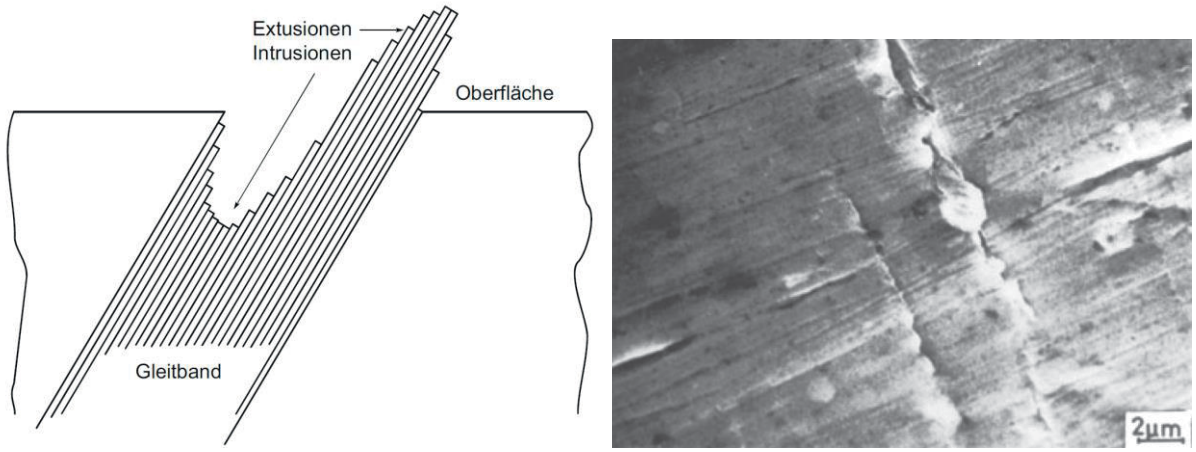


Bild 2.6: Schematische Darstellung von Gleibändern (links) und REM- Aufnahme von Extrusionen an der Oberfläche einer Probe (rechts), [6]

Somit werden Mikrorisse initiiert (mikrostrukturell kurzer Riss), siehe Bild 2.7. Diese verlaufen vorwiegend im Belastungsmodus II ab und schreiten schubspannungskontrolliert durch wenige günstig orientierte Körner hindurch. Dabei ist der Riss stets geschlossen, da die Rissflanken übereinander reiben können [5, 9].

Infolge der Betriebsbelastung kommt es zu einem fortschreitenden Risswachstum und zur Entstehung weiterer Mikrorisse [16]. Einige dieser Mikrorisse kommen zum Stillstand, weil sie beispielsweise an mikrostrukturelle Hindernisse stoßen und andere können unbehindert wachsen, bis sich ein Makroriss bildet. Daneben ist es auch möglich, dass sich mehrere Mikrorisse vereinigen und einen Makroriss bilden. Der Makroriss (physikalisch kurzer Riss) schreitet ab diesem Zeitpunkt mit jedem Lastwechsel stabil voran. Dies kann mit dem Belastungsmodus I beschrieben werden, denn der Riss orientiert sich nunmehr senkrecht zur größten Hauptspannung. Hierbei werden auch ungünstig orientierte Gleitsysteme aktiviert. Der Rissfortschritt in beiden Moden verläuft im Wesentlichen transkristallin [5, 9].

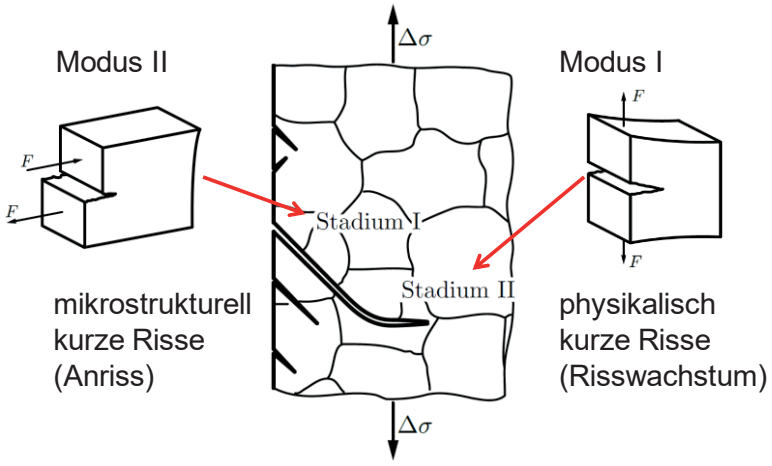


Bild 2.7: Stadien kurzer Risse mit zugehörigen Belastungsmoden nach [5, 9, 18]

Der Übergang vom Stadium I (Modus II) nach Stadium II (Modus I) und der damit einhergehenden Umorientierung des Risses kann mithilfe der Spannungsverteilung an der Rissspitze erklärt werden [18]. An der Rissspitze liegt ein Schubspannungsmaximum, das unter 45° zur Belastungsrichtung verläuft und die größten Wechselgleitungen an einer Gleitebene hervorruft. An einer zweiten um 90° versetzten Gleitebene herrscht ein weiteres Schaubspannungsmaximum, das jedoch zunächst weniger dominierende Wechselgleitungen hervorruft. Im Zuge des Rissfortschritts unter 45° wird eine sehr große Spannungsintensität erreicht, wobei die Wechselgleitung der zweiten versetzten Gleitebene stärker wird. Somit wird der Riss abgelenkt bis sich beide Gleitebenen angenähert haben und die Schubspannungsmaxima sich gegenseitig aufheben. [19]

Infolge des Risswachstums senkrecht zur größten Hauptspannungsrichtung und der Verringerung der tragenden Flächen, kann der Querschnitt die zyklische Beanspruchung schließlich nicht mehr tragen. Es folgt mit dem instabilen Risswachstum (Restgewaltbruch) die vollständige Trennung des Werkstoffs. [5, 8, 17]

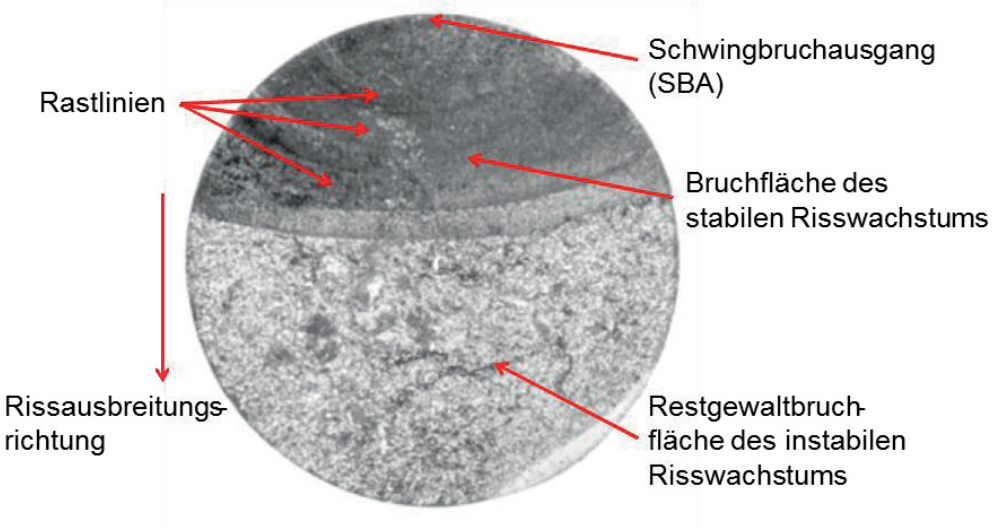


Bild 2.8: Erscheinungsbild der Ermüdungsschädigung durch einseitige Biegung [9]

In Bild 2.8 ist die Bruchfläche einer schwingend beanspruchten Probe dargestellt. Dabei ist zu beobachten, dass der stabile Rissfortschritt eine ebene, matte und samtartige Dauerbruchfläche erzeugt. Makroskopisch betrachtet, können auf der Dauerbruchfläche Rastlinien erkannt werden, die einen Aufschluss über die Rissfortschrittsrichtung, die Beanspruchungsart und die Bruchausgangsstelle geben [20]. Bei einer mikroskopischen Betrachtung, beispielsweise mittels REM, lassen sich Schwingstreifen erkennen.

Die Anzahl der Schwingstreifen gibt ungefähr die Anzahl der Lastwechsel wieder. Es kann aber auch vorkommen, dass keine Schwingstreifen detektiert werden können, obwohl ein Schwingungsbruch vorlag. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass beispielsweise durch Korrosionsvorgänge die Schwingstreifen verwischt wurden. [6, 9, 20]

2.1.2 Einflüsse auf die Ermüdungsfestigkeit

Die Lebensdauer einer Probe im Wöhlerversuch hängt von einer Vielzahl von Einflussfaktoren ab, die die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffs beeinflussen können.

Nachfolgend sollen daher die Einflussgrößen, die im Rahmen der experimentellen Versuchsdurchführung dieser Arbeit relevant sein können, näher behandelt werden:

- Mittelspannungseinfluss unter Berücksichtigung von Eigenspannungen
- Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit
- Einfluss einer Kerbe bei schwingender Beanspruchung
- Einfluss der Korrosion
- Prüffrequenzeinfluss unter Berücksichtigung von Korrosionsvorgängen

Die Temperatur hat ebenfalls einen wichtigen Einflussfaktor auf die Lebensdauer und Schwingfestigkeit von metallischen Bauteilen. Da jedoch im Rahmen dieser Arbeit die Prüftemperatur konstant gehalten wird, wird an dieser Stelle auf die Grundlagen nicht näher eingegangen. Daher sei auf folgende Literatur [5, 6, 12, 21] referenziert.

Mittelspannungseinfluss unter Berücksichtigung von Eigenspannungen

Die dauerfest ertragbare Spannungsamplitude ist stark abhängig von der anliegenden Mittelspannung. Um den Einfluss der Mittelspannung zu untersuchen, werden mehrere Proben einem Dauerschwingversuch unterzogen. Dabei wird die Mittelspannung innerhalb einer Versuchsreihe konstant gehalten und zwischen mehreren Versuchsreihen variiert. Aus diesen Ergebnissen kann ein Dauerfestigkeitsschaubild (DFS) erzeugt werden, in dem die ertragbare Spannungsamplitude über der Mittelspannung aufgetragen ist. Bild 2.9 zeigt ein solches DFS nach Haigh mit den Schnittpunkten der Wechselfestigkeit S_w auf der Ordinate und der Streckgrenze R_e bzw. R_p auf der Abszisse. [8, 17]

Anhand des Haigh-Diagramms kann beobachtet werden, dass sich eine zunehmende Zugmittelspannung ($S_m > 0$) im Gegensatz zu einer zunehmenden Druckmittelspannung ($S_m < 0$) negativ auf die dauerfest ertragbare Spannungsamplitude S_D auswirkt.

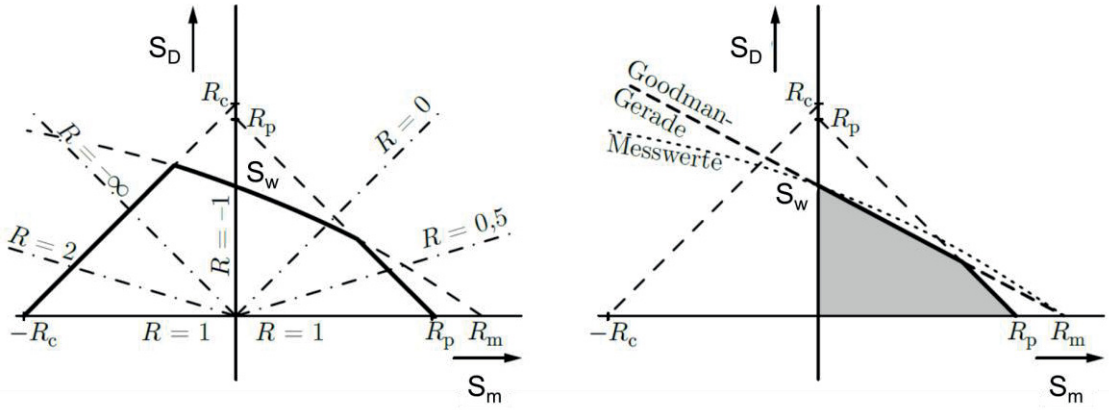


Bild 2.9: Haigh-Diagramm [9]

Dies wird damit begründet, dass die Gleitvorgänge bei zyklischer Beanspruchung durch eine Zugmittelspannung begünstigt werden, wohingegen Druckmittelspannungen Werkstoffgleitungen erschweren.

Ein weiterer Grund liegt bei der mit der Zugmittelspannung einhergehenden Oberspannung, denn je größer die Oberspannung ist, desto stärker wird sichtbares Fließen im Werkstoff eintreten. [17]

Der Mittelspannungseinfluss kann mithilfe der Mittelspannungsempfindlichkeit M_S nach der FKM-Richtlinie [22] quantifiziert werden:

$$M_S = a_m \cdot 10^{-3} \cdot R_m + b_m \tag{2.10}$$

Die FKM-Richtlinie [22] schlägt auch einen Berechnungsansatz zur Ermittlung des Mittelspannungsfaktors K_{Ak} bzw. der dauerfest ertragbaren Spannungsamplitude S_{AK} vor, wobei hier eine mehrteilige Gerade für verschiedene R-Verhältnisse verwendet wird.

Beispielsweise gilt für Spannungsverhältnisse $0 < R \leq 0{,}5$:

$$S_{AK} = K_{Ak} \cdot \sigma_W = \frac{3 + M_S}{(1 + M_S)\left(3 + M_S \cdot \frac{1 + R}{1 - R}\right)} \cdot S_W \tag{2.11}$$

Für positive Mittelspannungen kann alternativ auch mithilfe der Goodman-Geraden, Gl. 2.12, die Dauerfestigkeit S_D für verschiedene Mittelspannungen näherungsweise berechnet werden. Der Goodman-Ansatz liefert im Vergleich konservativere Ergebnisse als der Ansatz nach der FKM-Richtlinie [22].

$$S_D(S_m) = \left(1 - \frac{S_m}{R_m}\right) \cdot S_W \tag{2.12}$$

Zwischen der aufgebrachten und der dann real im Werkstoff vorherrschenden Mittelspannung kann es unter Umständen große Abweichungen geben. Dies lässt sich mit den im Werkstoff vorherrschenden Eigenspannungen oder einer zyklischen Mittelspannungsumlagerung erklären. Dabei wirken stabile Eigenspannungen wie statische Spannungen und überlagern sich mit der aufgebrachten Mittelspannung. Eigenspannungen im Werkstoff entstehen durch thermische oder mechanische Werkstoffbeanspruchungen, beispielsweise durch Herstellungs- und Fertigungsprozesse, die zum örtlichen Fließen des Werkstoffs führen. Wobei Zugbelastungen zu Druckeigenspannungen und Druckbelastungen zu Zugeigenspannungen führen können. Im Haigh-Diagramm (Bild 2.9) wird der Einfluss der Eigenspannung auf die Mittelspannung verdeutlicht. Eine Druckeigenspannung an der versagenskritischen Stelle führt folglich dazu, dass die lokal wirksame Mittelspannung verringert und damit die ertragbare Spannungsamplitude erhöht wird. Ein Eigenspannungsabbau kann ebenfalls durch thermische oder mechanische Werkstoffbeanspruchung stattfinden, wenn beispielsweise unter einer zyklisch mechanischen Beanspruchung die lokale Beanspruchung unter Berücksichtigung von Eigenspannungen die

zyklische Fließgrenze überschreitet. Eigenspannungen sind jedoch in der Versuchstechnik, beispielsweise zur Ermittlung eines Schwellwerts häufig nicht erwünscht, da der unmittelbare Einfluss der äußeren Belastung auf die Probe von Interesse ist. Deshalb sollten im Vorfeld einer experimentellen Versuchsdurchführung die Eigenspannungen in den Proben untersucht werden und gegebenenfalls bei der Beanspruchungsanalyse berücksichtigt oder mittels thermischer Verfahren, beispielsweise Spannungsarmglühen, abgebaut werden. [8, 17]

Oberflächeneinfluss

Die höchstbeanspruchte Stelle an einem Körper unter dynamischer Belastung ist in der Regel die Bauteiloberfläche, weil sie neben der Struktur des Körpers die Belastung aufnehmen und zum anderen den Werkstoff vor Korrosionsangriffen schützen muss [8, 17]. Aus diesen Gründen hat die Oberflächenbeschaffenheit einen großen Einfluss auf die Schwingfestigkeit und Lebensdauer des Werkstoffs. Der Oberflächeneinfluss wird nach der FKM-Richtlinie [22] mit dem Rauheitsfaktor K_R berücksichtigt, wobei die „dauerfest“ ertragbare Spannungsamplitude einer polierten Oberfläche $S_{D,pol}$ als Referenz gilt:

$$\mathrm{S_A = K_R \cdot S_{D,pol}} \tag{2.13}$$

Bild 2.10 zeigt die Verläufe der Rauheitswerte bei unterschiedlicher Oberflächenbeschaffenheit. Es ist zu beobachten, dass mit einer polierten Oberfläche die höchsten Ermüdungsfestigkeiten erreicht werden können und je rauer die Oberfläche wird, desto stärker wird die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffs verringert. Dies rührt im Wesentlichen daher, dass raue Oberflächen wie Mikrokerben wirken, was die Rissinitiierung begünstigt. [6, 17, 23]

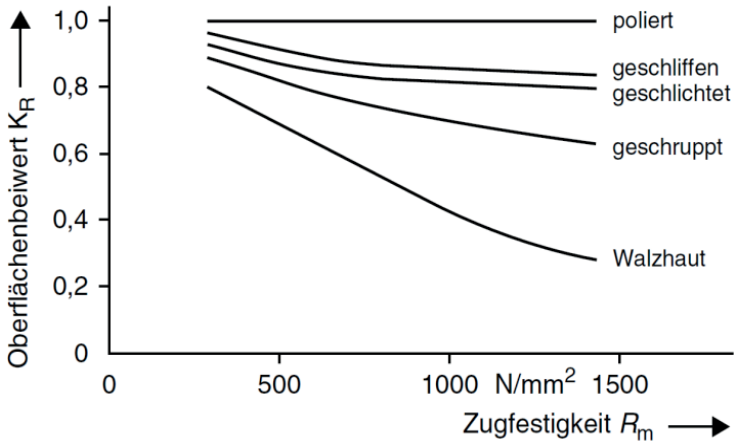


Bild 2.10: Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf die ertragbare Spannungsamplitude S_A [21]

Kerbwirkung

Im Allgemeinen bewirken Querschnittsveränderungen, wie Absätze, Kerben oder Bohrungen, inhomogene Spannungsverteilungen [24], siehe Bild 2.11. Weiterhin bewirken solche Kerben lokale Spannungsüberhöhungen, die bei einer sicheren Bauteilauslegung besonders behandelt werden müssen, da sie die Lebensdauer deutlich verkürzen.

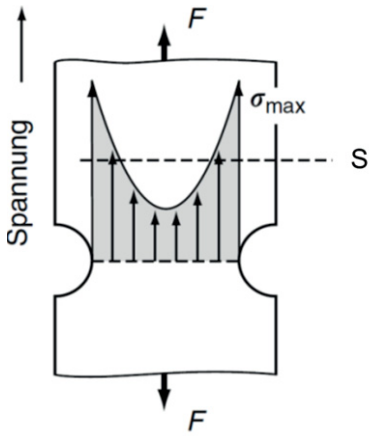


Bild 2.11: Schematische Darstellung der Spannungsüberhöhung infolge Kerbe [21]

Zur Beschreibung der Kerbwirkung bei elastischer Beanspruchung dient die Kerbformzahl K_t. Diese ist definiert als das Verhältnis der Spannungsspitze im Kerbgrund σ_{max} zur Nennspannung im Kerbgrund S:

$$\mathrm{K_t} = \frac{\sigma_{\max}}{\mathrm{S}} \tag{2.14}$$

Mithilfe des Verfahrens nach Siebel kann der bezogene Spannungsgradient χ^* bzw. χ_{ges} aus der Addition des maximalen Spannungsgefälles der gekerbten χ_k^* sowie der ungekerbten χ_0^* Probe berechnet werden [8]:

$$\chi^* = \chi_0^* + \chi_\mathrm{k}^* = \frac{1}{\sigma_{\max}} \cdot \left(\frac{\mathrm{d}\sigma}{\mathrm{dx}}\right)_{\max} \tag{2.15}$$

Der Spannungsgradient kann auch mithilfe von Näherungsgleichungen für unterschiedliche Belastungen in Abhängigkeit vom Probendurchmesser d und vom Kerbradius ρ berechnet werden, siehe [22].

Korrosion

Durch ein wässrig korrosives Medium (wie Salzwasser) können die Ermüdungsfestigkeitseigenschaften eines Metalls negativ beeinflusst werden. Die Schädigungen machen sich direkt an der Oberfläche sichtbar indem es zur Aufrauhung kommt. Die Folge ist, dass im Wöhlerdiagramm keine erkennbare Dauerfestigkeit eines Werkstoffs beobachtet werden kann. In Bild 2.12 sind Wöhlerlinien von zwei unterschiedlichen Werkstoffen dargestellt, die an Luft und in Salzwasser untersucht wurden. Es konnte beobachtet werden, dass beide Werkstoffe in Salzwasser keine Dauerfestigkeit mehr besitzen und die ertragbare Spannungsamplitude mit zunehmender Lastspielzahl stetig abnimmt. [6, 8, 17]

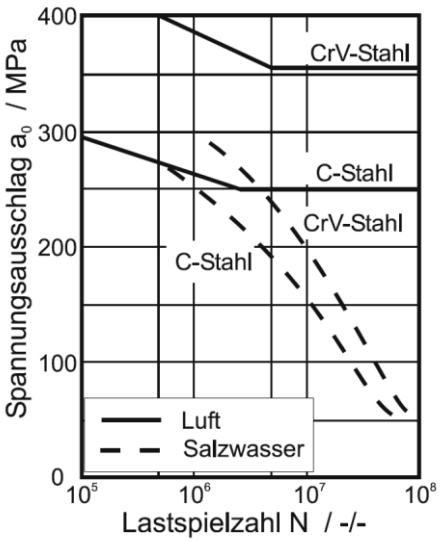


Bild 2.12: Festigkeitsverhalten bei zyklischer Beanspruchung an Luft und im korrosiven Salzwasser [24]

Prüffrequenzeinfluss unter Berücksichtigung von Korrosionsvorgängen

Da im Rahmen dieser Arbeit Wöhlerversuche in korrosivem Medium durchgeführt werden, soll noch der Prüffrequenzeinfluss unter Berücksichtigung von Korrosionsvorgängen erläutert werden.

Die Korrosion ist ein zeitabhängiger Vorgang und demnach wirkt sich dies über die Frequenz der Belastungsamplitude auf den Korrosionseffekt aus. Bild 2.13 zeigt ein Wöhlerdiagramm, wobei ein Baustahl von Luft, Wasser und Natriumsalz umgeben war. Es wird ersichtlich, dass bei einer ungefähr vierfachen Frequenzverringerung es sowohl an Wasser als auch an Natriumsalz zu einem Abfall der Schwingfestigkeit kommt. Der Effekt der abfallenden Dauerfestigkeit unter korrosivem Medium wird Schwingungsrisskorrosion genannt. [25]

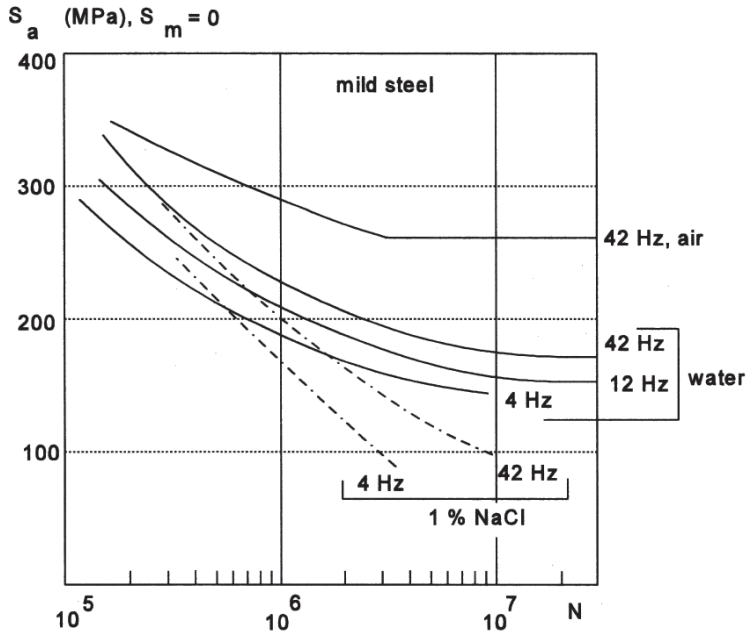


Bild 2.13: Einfluss von Frequenz und Umgebungsmedium auf die Ermüdungsfestigkeit einer ungekerbten Stahlprobe [25]

Bei Natriumsalz wird die Differenz bei sehr hohen Lastspielen deutlich sichtbar, wohingegen bei Wasser die Diskrepanz weniger ausgeprägt ist. Damit kann festgehalten werden, dass zur Bewertung des Einflusses der Prüffrequenz auch das gezielt verwendete Medium bzw. eventuell korrosiv wirkende Umgebungsbedingungen mit zu berücksichtigen sind.

El May et al. [26] konnten bei ihren Wöhlerversuchen ($R = -1$) für den nichtrostenden martensitischen Stahl X12CrNiMoV12-3 in Salzwasser zeigen, dass der Frequenzeinfluss zwischen 120 Hz und 10 Hz keinen signifikanten Effekt auf die Ermüdungsfestigkeit hat.

Im Rahmen der Arbeit von Schmid [3] und internen Untersuchungen bei der Robert Bosch GmbH, wurde auch der Prüffrequenzeinfluss unter Berücksichtigung des ethanolhaltigen Benzinkraftstoffs E85 untersucht. Dabei wurden mit dem Resonanzpulser Wöhlerversuche bei 130 Hz und mit der Ultraschall Prüfmaschine Wöhlerversuche bei 20 kHz durchgeführt. Hier konnte beobachtet werden, dass mit niedrigerer Prüffrequenz die Schwingfestigkeit ebenfalls abnimmt. Dies deckt sich auch mit den Untersuchungen von Gräfen [27].

Der detaillierte Korrosionsvorgang bei metallischen Werkstoffen wird in Kapitel 2.3.1 beschrieben. Auf die Schwingungsrisskorrosion wird dann in Kapitel 2.3 vertieft eingegangen.

2.2 Grundlagen zur Bruchmechanik

2.2.1 Langrissbruchmechanik

Die Langrissbruchmechanik kann ab einer charakteristischen Risslänge in der Größenordnung von 0,5 mm bis 1 mm angewendet werden, wobei diese in der Praxis auch häufig als technische Anrisslänge an metallischen Komponenten gekennzeichnet wird [5, 7, 28]. Dies zeigt, dass der Beginn der Langrissbruchmechanik nicht eindeutig über die Risslänge definiert werden kann. Hierbei spielt beispielsweise die Größe der plastischen Zone vor der Rissspitze oder die Korngröße eine wesentliche Rolle, die materialspezifisch ist und auch vom Wärmebehandlungszustand abhängt. Nichtdestotrotz kann in diesem Zusammenhang von Makrorissen gesprochen werden, da sie sich zum einen durch praxisübliche zerstörungsfreie Prüfverfahren einfach detektieren [5] und zum anderen durch die linear elastische Bruchmechanik (LEBM) beschreiben lassen. Das Langrisswachstum während einer dynamischen Beanspruchung mit Modus I kann mithilfe des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_I charakterisiert werden. Dabei wird die Spannungsschwingbreite als Maß für das zyklische Verhalten herangezogen:

$$\Delta K_I = K_{I,max} - K_{I,min} = \Delta S \cdot Y \cdot \sqrt{a \cdot \pi} \tag{2.16}$$

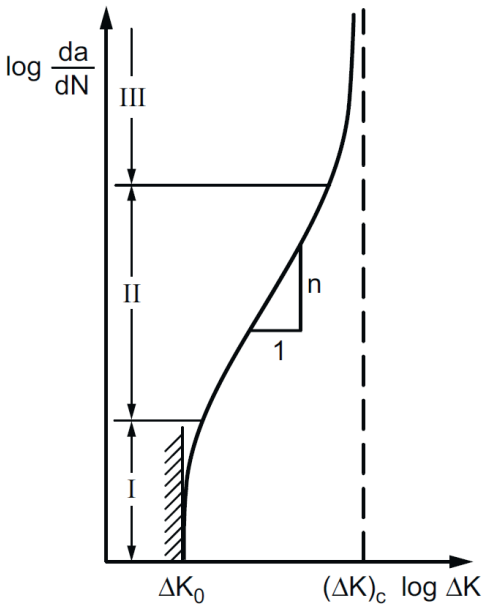


Bild 2.14: Risswachstumscharakteristik [6]

Bild 2.14 veranschaulich die Risswachstumsgeschwindigkeit da/dN über der zyklischen Spannungsintensität für lange Risse. Das Risswachstumsverhalten kann in drei charakteristische Bereiche unterteilt werden, wobei sich die Kurve asymptotisch zwei Grenzen annähert.

Der Grenzwert K_c im Bereich III stellt den kritischen Spannungsintensitätsfaktor unter zyklischer Beanspruchung, auch Bruchzähigkeit oder Risszähigkeit genannt, dar. Der Rissfortschritt ist instabil und wächst mit einer sehr hohen Rissfortschrittsrate.

Der Grenzwert ΔK_0, auch Schwellenwert oder Threshold-Wert ΔK_{th} genannt, stellt die Grenze im Bereich I und den Beginn einer niedrigen Risswachstumsgeschwindigkeit dar. Ein Riss in einem Körper mit einer zyklischen Spannungsintensität unterhalb des Schwellenwerts ist aus bruchmechanischer Sicht nicht in der Lage zu wachsen. Der zweite Bereich schließt sich unmittelbar dem ersten an und weist ein in guter Näherung lineares Risswachstumsverhalten auf.

Es herrscht ein im Wesentlichen stabiler Rissfortschritt. Der Kurvenverlauf kann für diesen Bereich mithilfe der Paris-Erdogan [29] Gleichung beschrieben werden:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\triangle K)^m \tag{2.17}$$

Hierbei sind C und m Materialkonstanten, die nur wenig von der Mikrostruktur abhängen.

Da das Spannungsverhältnis R eine wichtige Kenngröße für das Risswachstum ist und berücksichtigt werden muss, wird Gleichung (2.17) modifiziert [8]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_0 \cdot (\triangle K)^m}{(1 - R) \cdot K_{IC} - \triangle K} \tag{2.18}$$

Ein zunehmendes Spannungsverhältnis R im Modus I hat also zur Folge, dass die Risswachstumskurve (Bild 2.14) nach links zu höheren Risswachstums-geschwindigkeiten bzw. zu einem schnelleren Risswachstum hin verschoben wird. Dieses Langrissverhalten kann mit dem Rissschließeffekt begründet werden. Im Folgenden wird daher auf die wesentlichen Aspekte beim Rissschließen eingegangen.

2.2.2 Rissschließeffekte

Wird ein angerissener Körper unter Zug belastet und wieder entlastet, so können sich die Rissflanken gegenseitig berühren und Druckkräfte übertragen. Der Riss wird dann geschlossen und es tritt kein weiteres Risswachstum auf. Bei erneuter Zugbelastung kommt es wieder zum Rissöffnen und fortschreitendem Risswachstum. Nach Bild 2.15 wird das Risswachstum somit nicht mehr durch die der Lastspannung folgenden zyklische Spannungsintensität ΔK nach (2.16) bestimmt, sondern durch einen effektiven Wert des

Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{eff} (Analog zur effektiven Spannungsschwingbreite ΔS_{eff}) von Elber [30] definiert, der kleiner ist als ΔK. Die Rissöffnung tritt bei K_{op} ein und das vollständige Rissschließen bei einer niedrigeren Spannungsintensität als bei K_{op}.

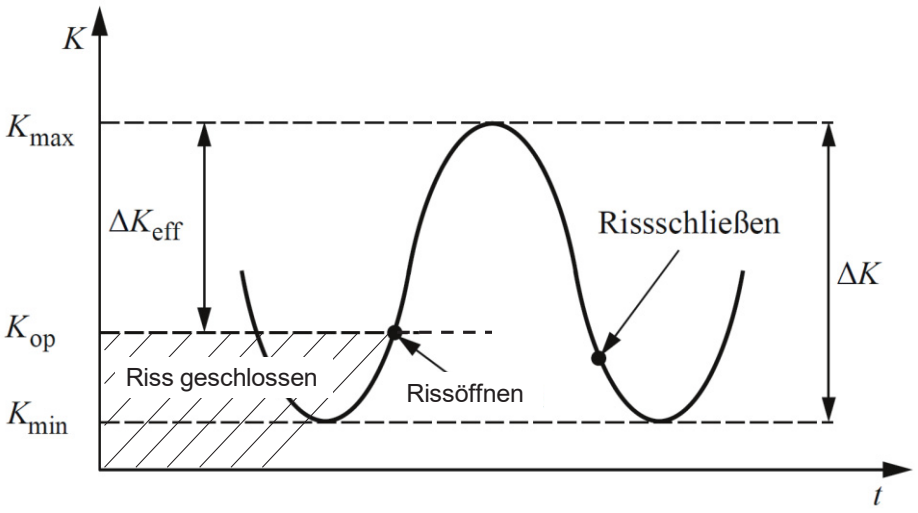


Bild 2.15: Einfluss des Rissschließeffekts auf die effektive Spannungsintensität

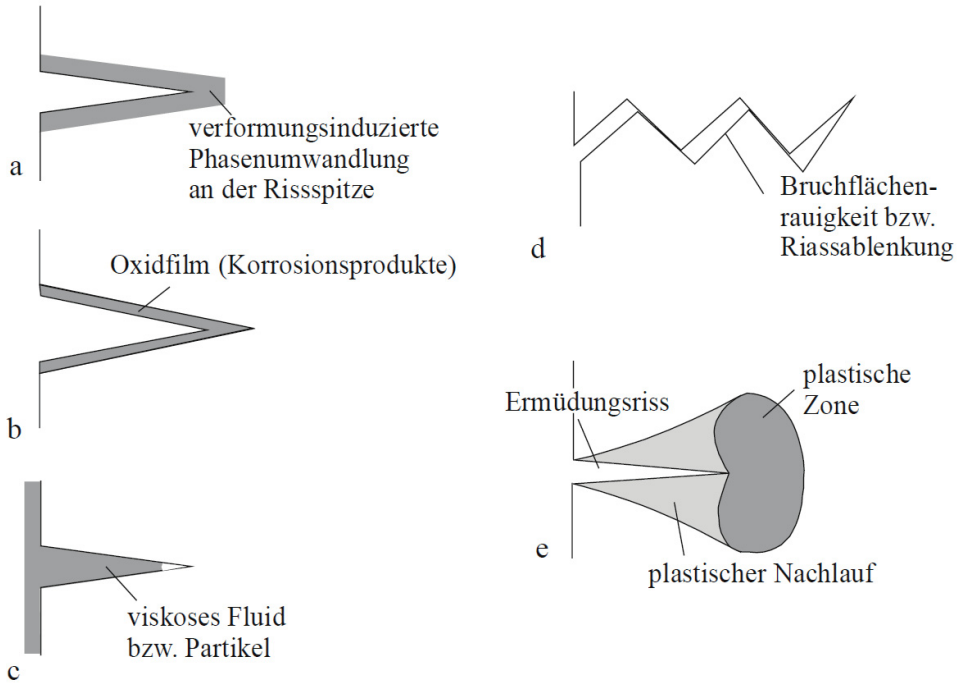


Bild 2.16: Schematische Darstellung der Rissschließmechanismen [31, 32]

Der Rissschließeffekt kann mit den folgenden Mechanismen erklärt und nach Bild 2.16 schematisch dargestellt werden [5, 15, 31, 33, 34]

- Spannungsbedingte Phasenumwandlung (Bild 2.16a):

  Bei metastabilen austenitischen Stählen kann es zu einer Phasenumwandlung ins α'-Martensit kommen, was mit einer lokalen Volumenzunahme einhergeht. Diese lokale Phasenumwandlung kann zu einer Aufdickung an den Rissflanken und nach Entlastung aus der Zugbelastung zum Aufsetzen der Rissufer führen.

- Oxidschichtbildung an den Rissflanken durch korrosives Medium (Bild 2.16b):

  Der Mechanismus der Oxidschichtbildung verhält sich im Wesentlichen analog zu der spannungsbedingten Phasenumwandlung, wo es erst zur lokalen Volumenzunahme und dann zum Aufsetzen der Rissufer kommt. Die Volumenzunahme zwischen den Rissufern rührt aus der Ansammlung von Oxidausscheidungen. Dieser Effekt wird insbesondere durch steigenden Sauerstoffpartialdruck im Rissbereich gefördert, weil dadurch die Bildung von Oxidausscheidungen auf den Rissufern beschleunigt werden kann. Nach [10] wird dieser Mechanismus durch geringe Spannungsverhältnisse, raue Oberflächen und durch oxidierende Umgebungsmedien unterstützt.

- Viskose Flüssigkeit im Riss (Bild 2.16c)

  Eine viskose Flüssigkeit im Riss kann aufgrund ihrer Zähigkeit auch Kräfte übertragen, was dazu führen kann, dass die erforderliche Last zum Rissöffnen K_{op} erhöht, wohingegen die effektive Spannungsintensität ΔK_{eff} vermindert wird.

- Oberflächenrauigkeit der Rissflanken (Bild 2.16d):

  Risse können sich auch infolge der natürlich vorhandenen Raugikeitsspitzen an den Rissufern schließen. Dieser Rissschließeffekt kann durch Rissablenkungen in der

Mikrostruktur oder durch eine Aufrauhung der Bruchoberfläche eintreten. Demzufolge hängt dieser Mechanismus im Wesentlichen von der Korngröße ab und spielt insbesondere beim Kurzrisswachstum im Bereich des Schwellenwerts eine Rolle.

- Aufdickung der Rissflanken wegen Plastizität (Bild 2.16e):
  Durch Belastung duktiler, angerissener Körper unter ebenen Spannungszustand kommt es infolge Rissvergrößerung zu plastischen Verformungen an den Rissflanken. Diese Verformungen sorgen dafür, dass es entlang der Rissflanken zu einer Aufdickung des Werkstoffs kommen kann und sich der Riss schließt. Darüber hinaus kann sich bei Entlastung der Riss nicht vollständig rückverformen, da bei Risswachstum eine plastische Nachlaufzone bestehen bleibt.

Die vorgestellten Rissschließeffekte sind für lange Risse verifiziert. Für kurze Risse jedoch ist deren Bedeutung kaum experimentell nachgewissen und untermauert worden [32]. Trotzdem kann das anormale Kurzrissverhalten mithilfe dieser Mechanismen erklärt werden, wie auch die vorstehende Arbeit zeigt.

Zur quantitativen Ermittlung von Rissschließeffekten sind relativ aufwändige schwingbruchmechanische Versuche nötig, wie Kap. 4.3 zeigt. Um die experimentellen Beobachtungen modellieren zu können, schlagen Zerbst et al. [33] folgenden Ansatz vor:

$$\frac{U(a) - 1}{U_{LC} - 1} = \frac{\Delta K_{th}(a) - \Delta K_{th,eff}}{\Delta K_{th,LC} - \Delta K_{th,eff}} \tag{2.19}$$

Dabei ist $U(a) = \Delta K_{eff} / \Delta K$ das risslängenabhängige Rissöffnungsverhältnis. U_{LC} beschreibt das Rissschließen infolge des plastizitätsinduzierten Rissschließens beim Langrisswachstum. Zur Berechnung von U_{LC} schlagt Newman [35, 36] folgendes Konzept vor:

$$U = \frac{1 - f}{1 - R} \quad \text{mit} \quad f = \frac{S_{op}}{S_{max}} = \frac{K_{op}}{K_{max}} \tag{2.20}$$

$$f = \begin{cases} A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3, & \text{für } R \geq 0 \\ A_0 + A_1 R, & \text{für } -2 < R < 0 \end{cases} \tag{2.21}$$

$$A_0 = \left(0{,}825 - 0{,}34\ \alpha_g + 0{,}05\ \alpha_g{}^2 \right) \left[\cos \frac{\pi / 2 \cdot S_{max}}{R_{p0,2}'} \right]^{1/\alpha_g} \tag{2.22}$$

$$A_1 = \left(0{,}415 - 0{,}071 \cdot \alpha_g \right) \frac{S_{max}}{R_{p0,2}'} \tag{2.23}$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \tag{2.24}$$

$$A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \tag{2.25}$$

Der Funktionsparameter α_g kommt aus dem NASGRO Ansatz von Newman. Im Rahmen dieser Arbeit wird $\alpha_g = 2{,}5$ angenommen [37], wobei in [37] eine Übersicht zur Ableitung des Parameters gegeben wird.

$\Delta K_{th,eff}$ wird als intrinsischer Schwellenwert bezeichnet und kann experimentell oder näherungsweise analytisch ermittelt werden [38, 39]:

$$\Delta K_{th,eff} \approx 1{,}6 \cdot 10^{-5} \cdot E \tag{2.26}$$

Somit definiert der intrinsische Schwellenwert eine untere Grenze (Bild 2.17), welche auch von einem gegen Null gehenden Riss nicht unterschritten wird und somit eine alternative Methode zur Schwellenwertbewertung nach dem im Folgenden Kapitel vorgestellten Kitagawa-Diagramm ist.

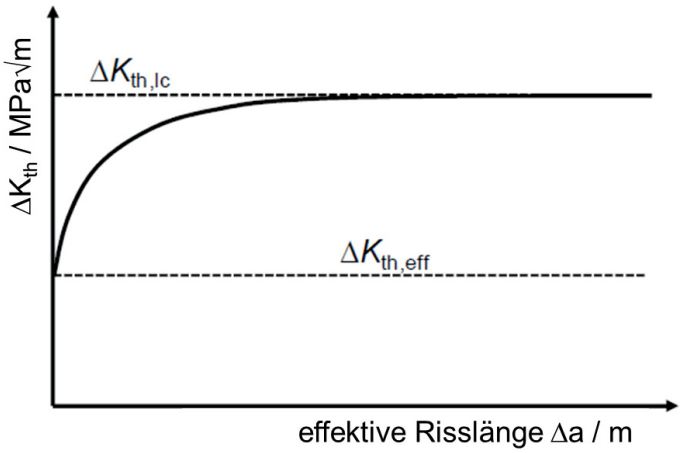


Bild 2.18: Zyklische R-Kurve und Einfluss der Rissschließeffekte auf den Schwellenwert [40]

2.2.3 Kurzrissbruchmechanik und Kurzrissmodelle

Ein Kurzriss weist bei genauerer Betrachtung im Vergleich zu einem Langriss ein anderes Risswachstumsverhalten auf. Es ist zu beobachten, dass ein Kurzriss auch bei einer Belastung unterhalb des Langrissschwellenwerts $\Delta K_{I,th}$ wachsen kann, was einem Langriss nicht unterstellt wird [31, 41, 42]. Die Bedeutung der Kurzrissbruchmechanik kann außerdem auch dadurch hervorgehoben werden, dass 80% bis 90% der Gesamtlebensdauer eines Bauteils im Bereich der Rissinitiierung und des Mikrorisswachstums vergehen [15]. Ist also erst einmal ein Langriss detektiert, ist bei fortlaufender zyklischer Beanspruchung oberhalb des Schwellenwerts ein zeitnahes Versagen des Bauteils vorhersehbar.

Die Ursachen für das eigenartige Verhalten kurzer Risse kann durch die folgenden Faktoren erklärt werden [9, 31, 41, 43]:

- Durch mikrostrukturelle Einflüsse, da die Risslänge kleiner als eine Korngröße sein kann und somit eine kontinuumsmechanische Betrachtung keine Gültigkeit mehr hat. Beispielsweise kann ein kurzer Riss innerhalb des Korns schnell wachsen, da

kaum mikrostrukturelle Hindernisse, wie Poren oder Gefügeeinschlüsse, vorhanden sind. Ein anderer kurzer Riss kann an der Korngrenze zum Stoppen kommen, weil Gleitebenen des Nachbarkorns so ausgerichtet sind, dass das Risswachstum gestoppt wird.

- Die plastische Verformungszone ist oftmals größer als die Risslänge. Dies führt dazu, dass die LEBM nicht ohne Weiteres anwendbar ist.
- Der Effekt des Rissschließens ist noch nicht ausgeprägt und gewinnt erst mit zunehmendem Risswachstum an Bedeutung. Für kurze Risse hat die Gleitbandblockierung eine größere Bedeutung auf den Schwellenwert, als es bei langen Rissen der Fall ist.
- Der mit wachsender Risslänge erschwerte Medienaustausch zwischen Rissspalt und umgebendem Medium führt zu einer veränderten elektrochemischen Grenzflächenreaktion.

Um Versagen infolge von Fehlstellen zuverlässig bewerten zu können, muss eine schwingbruchmechanische Berechnung nachweisen, dass keine Rissinitiierung am Bauteil oder gar ein Risswachstum von diesen Fehlstellen ausgeht [44]. Das Kitagawa-Takahashi-Diagramm in Bild 2.19 zeigt schematisch den Zusammenhang zwischen der Dauerfestigkeit und der Fehlergröße [45–48]. Die Geraden A-E und E-D kennzeichnen den zyklischen Schwellenwert, die den Bereich nicht ausbreitungsfähiger Risse von dem Bereich ausbreitungsfähiger Risse und den damit einhergehenden Schwingungsbruch nach endlicher Lastspielzahl abgrenzt. Die horizontale Dauerfestigkeitslinie S_D wird aus Wöhlerversuchen mit quasi-defektfreien Proben ermittelt. Der Schnittpunkt E wird mit der horizontalen Dauerfestigkeitslinie und der Geraden $S_a(a)$ aus der LEBM bestimmt. Somit ist der Parameter a_0 als eine mathematische Größe zu betrachten und nicht eindeutig einer physikalischen Größe zuzuordnen.

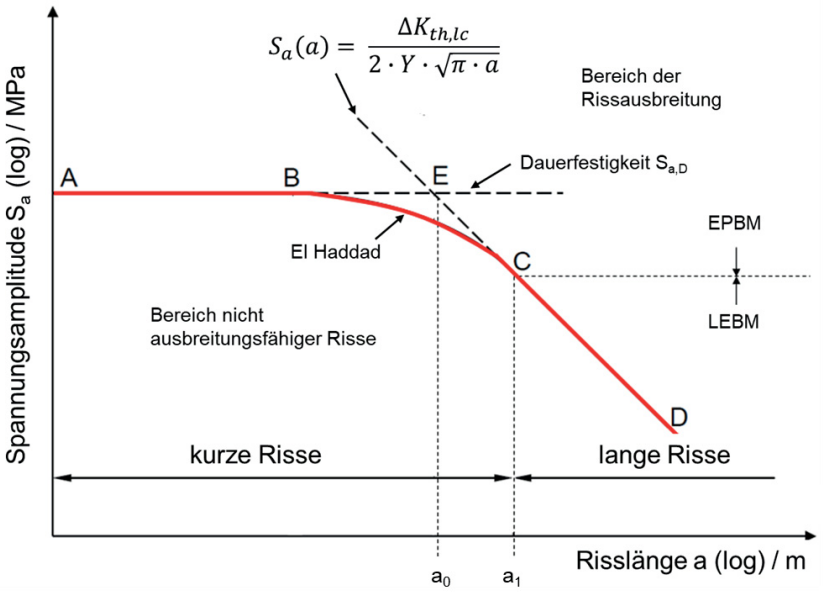


Bild 2.19: Schematische Darstellung des Kitagawa-Takahashi-Diagramms [45] mit Korrektur nach El Haddad [49]

Dieser Parameter wird jedoch auch häufig als eine fiktive Eigenrisslänge a_0 des Werkstoffs dargestellt und kann mithilfe der folgenden Gleichung bestimmt werden:

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{\Delta K_{th,lc}}{Y \cdot \Delta S_D} \right)^2 \tag{2.27}$$

- Die am Punkt C vorliegende Risslänge a_1 definiert den Übergangspunkt zwischen Kurzriss- und Langrissverhalten. Ab dieser Risslänge kann die LEBM zur Beschreibung des stabilen Rissfortschritts herangezogen werden. Für Bereiche außerhalb der LEBM wird die EPBM zur bruchmechanischen Bauteilauslegung angewandt.
- Die horizontale Gerade A-B beschreibt den Bereich der erforderlichen Beanspruchung, um einen mikrostrukturellen Kurzriss zu initiieren. Hierbei wird als Schwellenwert die Dauerfestigkeit des Werkstoffs herangezogen.

- Die Kurve B-C stellt nach El Haddad [49] den allmählichen Übergang vom Kurzriss- zum Langrissbereich dar. Der Schwellenwert nimmt mit zunehmender Risslänge stetig ab.

Das Modell von El Haddad [49] wird mithilfe der fiktiven Eigenrisslänge a_0 des jeweiligen Werkstoffs beschrieben, indem der zyklische Spannungsintensitätsfaktor aus Gl. (2.16) um den Parameter a_0 erweitert wird. Dann ergibt sich der zyklische Kurzriss-Schwellenwert nach El-Haddad:

$$\Delta K_{th} = Y \cdot \Delta S \cdot \sqrt{\pi \cdot (a + a_0)} \tag{2.28}$$

Eine weitere bruchmechanische Berechnungsmethode kurzer Risse liefert das Modell nach Dowling [50]:

$$\Delta J = \left(1{,}24 \cdot \frac{\Delta S^2}{E} + \frac{1{,}02}{\sqrt{n'}} \cdot \Delta S \cdot \Delta \varepsilon_{pl} \right) \cdot a \tag{2.29}$$

Dieses elastisch-plastische Modell wurde für einen halbkreisförmigen Oberflächenriss abgeleitet und basiert auf der Theorie des J-Integrals, dass aus der Energiebilanz an der Rissspitze resultiert.

Innerhalb der LEBM besteht zwischen dem J-Integral und dem Spannungsintensitätsfaktor folgender Zusammenhang, wobei für den ebenen Spannungszustand $E' = E$ und für den ebenen Dehnungszustand $E' = E / (1-\nu)$ gilt.

$$\Delta K_I = \sqrt{E' \cdot \Delta J} \tag{2.30}$$

Vormwald [51] erweiterte das Kurzrissmodell, um auch Rissschließeffekte berücksichtigen zu können:

$$\Delta J = \left(1{,}24 \cdot \frac{(S_{max} - S_{cl})^2}{E} + \frac{1{,}02}{\sqrt{n}} \cdot (S_{max} - S_{cl}) \cdot \left[(\varepsilon_{max} - \varepsilon_{cl}) - \frac{(S_{max} - S_{cl})}{E} \right] \right) \cdot a \quad (2.31))$$

2.3 Schwingungsrisskorrosion (SwRK)

2.3.1 Elektrochemische Korrosion und Passivität von Metallen

Unter Korrosion metallischer Werkstoffe wird ein physikochemischer Vorgang zwischen einem Metall und seinem umgebenden Medium, wie feuchte Luft oder Elektrolyt (Säuren, Basen oder Salze), verstanden, wobei es ausgehend von der Metalloberfläche zu einer Veränderung der Werkstoffeigenschaften kommt. Da der Korrosionsvorgang an einer Phasengrenze zwischen Metall und Elektrolyt stattfindet, spricht man auch von einer Phasengrenzreaktion. In der Regel folgt einer korrosiven Schädigung auch ein Funktionsverlust des metallischen Bauteils. [6, 52, 53]

Es gibt drei unterschiedliche Reaktionsarten:

- Physikalische Reaktion
- Chemische Reaktion
- Elektrochemische Reaktion

Die elektrochemische Reaktion tritt an Metallen am häufigsten auf und soll daher näher erläutert werden.

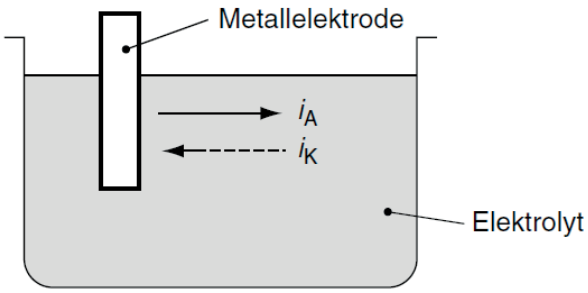


Bild 2.20: Metallelektrode und Elektrolyt [21]

Taucht man eine Metallelektrode in eine Elektrolytlösung, so besteht die elektrochemische Korrosion aus zwei Teilreaktionen:

- Anodische Teilreaktion: Hier gehen Metall-Atome in das Elektrolyt über und an der Metalloberfläche sammeln sich Elektronen an. Die Metallelektrode wird folglich negativ aufgeladen und oxidiert.

$$Me \rightarrow Me^{z+} + ze^{-} \text{ (Metallauflösung)}$$

- Kathodische Teilreaktion: Hier findet eine Elektronenaufnahme vom Elektrolyt statt (Reduktion), wobei sich das Metall positiv auflädt.

$$Me^{z+} + ze^{-} \rightarrow Me \text{ (Metallabscheidung)}$$
$$O_2 + 2H_2O + 4e^{-} \rightarrow 4OH^{-} \text{ (Sauerstoffkorrosionstyp)}$$

Das eingetauchte Metall ist selbst elektrisch kurzgeschlossen, weil es örtlich getrennt sowohl anodische als auch kathodische Bereiche gibt [54]. Es existiert ein kathodischer i_K ($i < 0$) und anodischer i_A ($i > 0$) Teilstrom und infolge dieser Ladungstrennung und dem Stromfluss bildet sich an der Phasengrenze ein elektrisches Feld wie bei einem Plattenkondensator. Der Stromfluss an dieser Phasengrenze ist zunächst ungleichmäßig bis sich ein dynamisches Gleichgewicht einstellt und die anodische als auch die kathodische Teilreaktion gleich schnell ablaufen. [6]

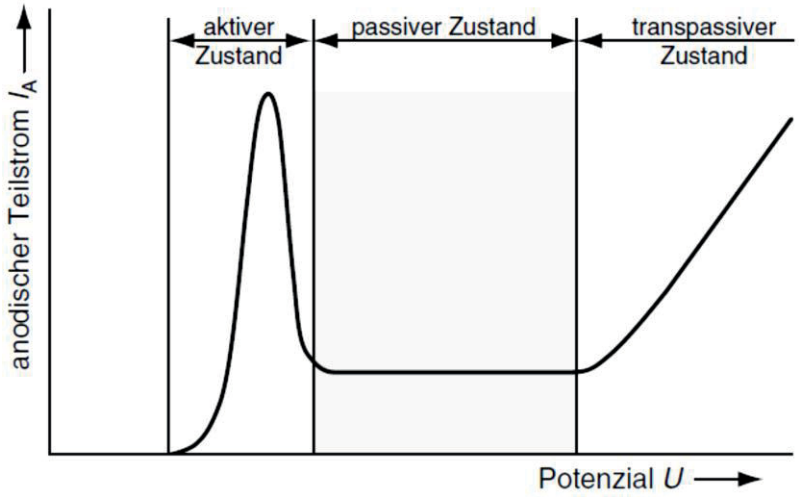


Bild 2.21: Stromdichte-Potenzial-Kurve eines passivierbaren Werkstoffs [21]

Mithilfe einer Stromdichte-Potenzial-Kurve nach Bild 2.21 kann das Potenzial der anodischen Teilreaktionen i_A dargestellt und der Korrosionsvorgang an der Phasengrenze zwischen Metall und Elektrolyt beschrieben werden. Aus der Kurve lassen sich die ablaufenden Korrosionsmechanismen an der Phasengrenze erklären. Im aktiven Zustandsbereich steigt der anodische Teilstrom zunächst vom Ruhepotenzial steil an, bis es ein Maximum erreicht. An der Metalloberfläche kann die Metallauflösung ungehemmt stattfinden. Ab dem Maximum fällt der anodische Teilstrom wieder ab, weil sich an der Metalloberfläche eine Passivschicht ausbildet und diese die Phasendurchtrittsreaktion zunehmenden behindert. Für die Bildung einer schützenden Passivschicht ist insbesondere der Zusatz von passivitätsverbessernden Legierungselementen, beispielsweise Cr und Ni, erforderlich. Diese reagieren mit Sauerstoff und überziehen die Metalloberfläche eines nichtrostenden Stahls mit einem submikroskopisch dünnen Oxidfilm.

Daraus erhält der Werkstoff seine Korrosionsbeständigkeit. Hat sich eine Passivschicht vollständig ausgebildet, so wird der passive Zustand erreicht, wo der anodische Teilstrom auf einem konstanten Minimum verbleibt. Dem passiven Zustandsbereich schließt sich der transpassive Zustandsbereich an, wo der anodische Teilstrom ab einem bestimmten Durchbruchspotenzial wieder steil ansteigt. Der Anstieg kann damit begründet werden, dass

bei höheren Potenzialen der Durchtritt von Ladungen aufgrund zunehmender Sauerstoffentwicklung wieder ermöglicht wird. Daneben ist der Anstieg auch durch eine Zerstörung der Passivschicht erklärbar, die eine blanke ungeschützte Metalloberfläche freisetzt. Die Selbstheilung des Metalls wäre in diesem Falle nicht mehr möglich, weil die sehr hohe anodische Auflösungsstromdichte der Bildung einer Passivschicht entgegenwirkt. Die Folge ist eine Lochkorrosion. [21, 52–54]

Abel [55, 56] hat die Korrosionsvorgänge nichtrostender Stähle in Bioethanolkraftstoffen mittels Stromdichte Potentialanalysen und Auslagerungsversuchen analysiert. Neben den Basismedien Ethanol und Ottokraftstoff lassen sich in dem Kraftstoffgemisch auch Wasser, Chlorid und Ameisensäure finden. Dabei wurde beobachtet, dass Wasser und Chlorid die primären Korrosionsparameter darstellen. Sekundärer Korrosionsparameter ist der Ethanolgehalt, denn Ethanol und Wasser sind ohne Weiteres mischbar. Es kann aber auch zu einer Phasentrennung und Entmischung der Inhaltsstoffe kommen, wenn das vom Ethanolgehalt abhängige Wasseraufnahmevermögen überschritten wird. In der so gebildeten Wasserphase kann sich eine hohe Chloridkonzentration ausbilden und an der Metalloberfläche adsorbieren. Infolge dieser Chloridanreicherung kann eine lokale Passivschicht zerstört werden. In Bild 2.22 ist die Korrosionsausbildung an metallischen Oberflächen des Werkstoffs X46Cr13 in Abhängigkeit des Ethanolgehalts bei konstanter Chlorid-, Wasser- und Essigsäurekonzentration dargestellt. Die Lochkorrosion ist als Korrosionserscheinung bei 10%, 24% und 40% Ethanol deutlich sichtbar. Wobei die Korrosion sich erst lokal dann ungeordnet, flächig auswirkt. Bei 85% und 100% wurde keine Korrosion beobachtet.

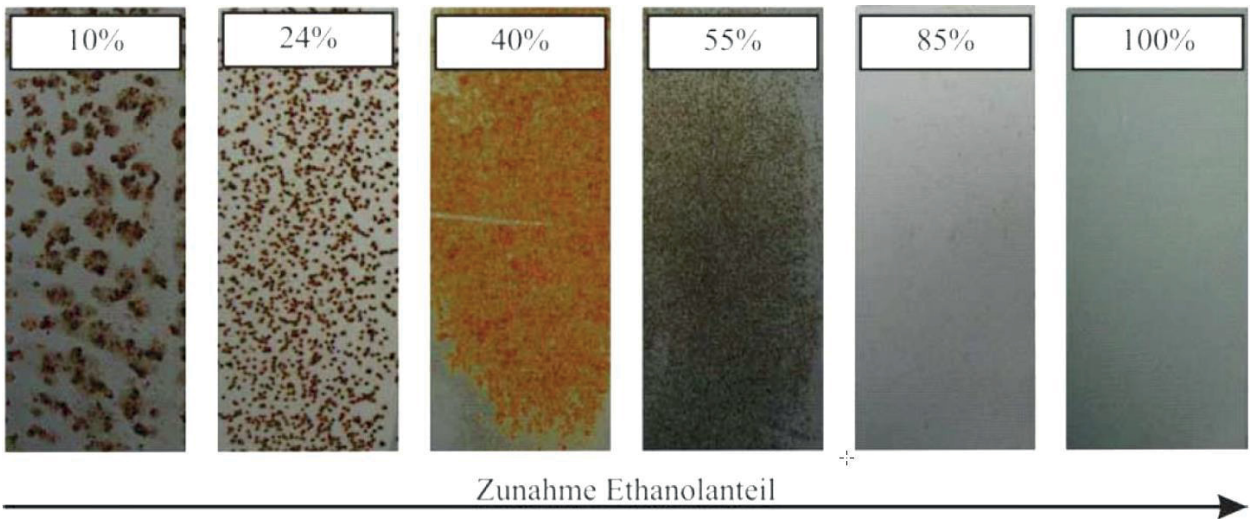


Bild 2.22: Einfluss des Ethanolgehalts auf die Lochkorrosion des Stahls X46Cr13, Auslagerungsdauer 28 Tage bei RT, 20 ppm Chloridkonzentration, 12000 ppm Wasserkonzentration, 30 ppm Essigsäurekonzentration [55]

2.3.2 Schädigungsmechanismen und Modellvorstellungen

Schwingungsrisskorrosion (SwRK) tritt bei kombinierter schwingender und korrosiver Beanspruchung auf. Im Unterschied zur Spannungsrisskorrosion, die erst als Folge einer spezifischen Kombination von Werkstoff, Medium und reiner Zugspannung auftritt, ist für die Schwingungsrisskorrosion keine besondere Werkstoffkombination erforderlich. Bereits feuchte Luft als Umgebungsbedingung an einer schwingend beanspruchten Probe kann zur SwRK führen und sowohl die Rissinitiierung als auch das Risswachstum beeinflussen. Weitere wichtige Einflussfaktoren auf die SwRK sind die Frequenz und Frequenzform (Beanspruchungsablauf), siehe auch Kap. 2.1.2. Da es noch viele weitere Einflussfaktoren auf die SwRK gibt [57], folgt auch die Problematik der Übertragbarkeit der Lebensdauer aus Laborversuchen auf das Bauteil. Die Schädigungsabfolge bei der SwRK lässt sich dennoch nach dem Stand der Technik phänomenologisch erklären. [20, 44, 53, 58–60]

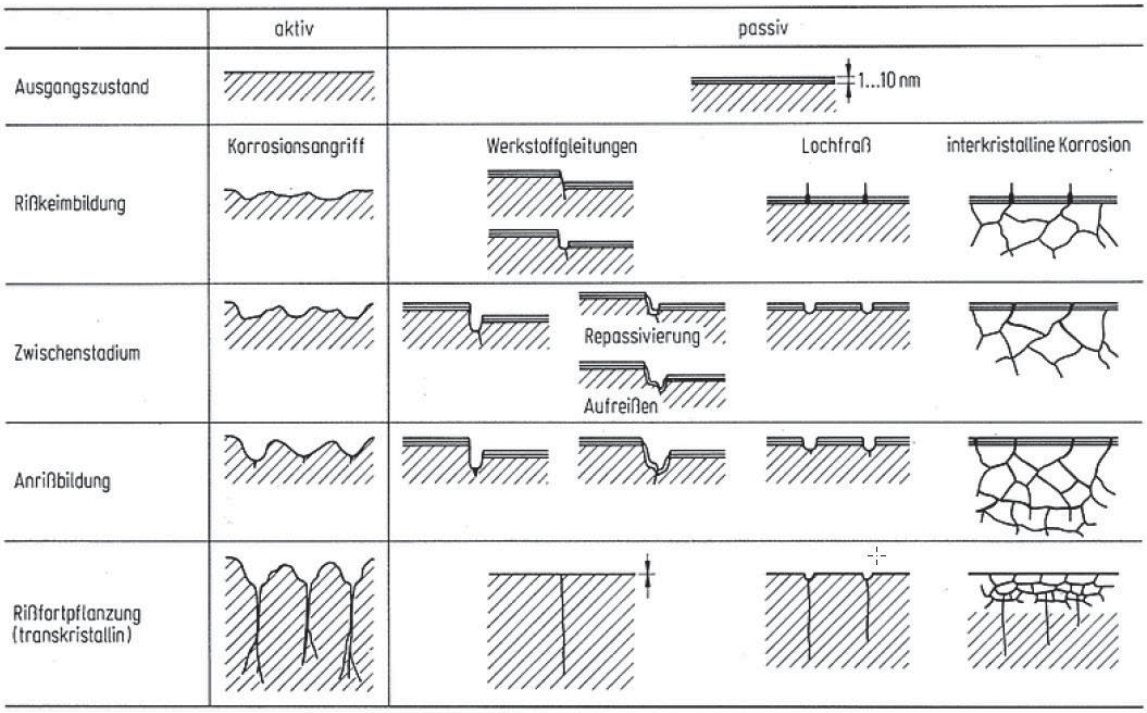


Bild 2.23: Modellvorstellungen der Schwingungsrisskorrosion [60]

Die Abfolge der Schädigung bei SwRK für metallische Werkstoffe lässt sich nach Bild 2.23 in einen aktiven und einen passiven Zustand unterteilen. Im aktiven Zustand der SwRK liegt anfänglich ein unbeschädigtes nicht passivierbares Metall vor. An der Metalloberfläche erfolgt der Korrosionsangriff mit der Bildung von Korrosionsgrübchen und Mulden, die als Kerben wirken. Am Grund dieser Stellen bilden sich sehr feine Mikrorisse aus, die zu einem technischen Riss führen können. Meistens folgt ein transkristalliner Bruch in senkrecht zur Hauptnormalspannungsrichtung. Ein interkristalliner Bruch kann auftreten, wenn der Riss entlang der maximalen Schubspannung verläuft und er eine Korngrenze erreicht.

Im passiven Zustand der SwRK sorgt die Passivität des Metalls dafür, dass sich zunächst eine schützende Passivschicht auf der Metalloberfläche bildet. Dies tritt im Allgemeinen bei nichtrostenden Stählen und an sehr niedrig beanspruchten Oberflächen auf. Aufgrund hoher mechanischer Spannungsausschläge und Entstehung von Gleitbändern kommt es lokal zur Verletzung der Passivschicht und Rissbildung. Der Rissgrund stellt einen aktiven Zustand dar, der zudem durch eine plastische Zone umgeben ist.

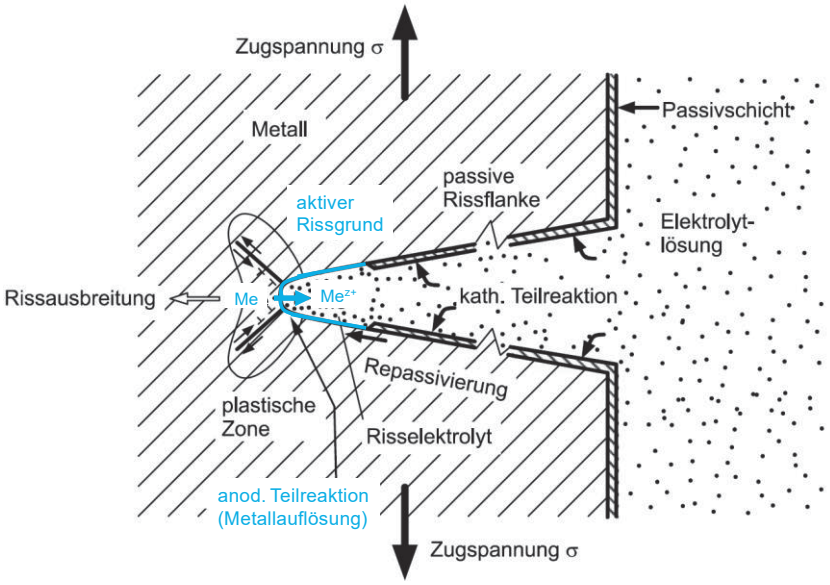


Bild 2.24: Mechanismus der Schwingungsrisskorrosion [6]

Die Versetzungsbewegungen und Wechselgleitungen in dieser Zone sind fortan geprägt durch eine anodische Teilreaktion mit einer hohen Metallauflösungsgeschwindigkeit. Dies führt dazu, dass der Riss ungehindert weiterwachsen kann. Weiterhin schränken die Wechselwirkungen im aktiven Rissgrund eine Repassivierung ein. Erst allmählich kann sich an den hinterbliebenen Rissufern eine Repassivierung bilden und den metallischen Werkstoff wieder vor der Elektrolytlösung schützen, siehe Bild 2.24.

In Bild 2.25 ist der Verlauf der anodischen Teilreaktion schematisch dargestellt. Die Induktionsphase beschreibt dabei den Beginn der Bildung von Gleitbändern in einer Elektrolytlösung. Nach Kalsch und Gräfen [61] ist jedoch an der Oberfläche kein sichtbarer Angriff zu beobachten, was dazu führt, dass die SwRK von nichtrostenden Stählen als besonders kritisch einzustufen ist, da Schäden schwer vorhersehbar sind. Mithilfe einer Transientenmesstechnik kann in Phase I ein transienter Stromverlauf mit kleinen stochastischen Anteilen beobachtet werden, der durch die Repassivierung an den hinterlassenen Mikrokerben gekennzeichnet ist.

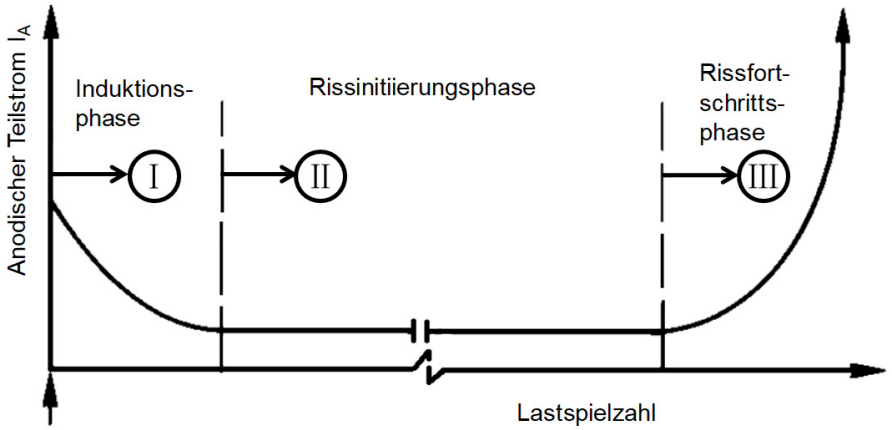


Bild 2.25: Schematische Darstellung des Mittelwerts des anodischen, transienten Stromverlaufs bei SwRK unter Berücksichtigung der Passivität und Ermüdungsmechanismen [53]

Die ursprüngliche Passivschicht kann sich also wieder mithilfe passivitätsverbessernder Legierungselemente ausbilden. Die Passivität führt zu einer Abnahme des anodischen Teilstroms bis auf den Passivreststrom. Nach Erreichen des Passivreststroms und weiteren Lastspielen schließt sich die Rissinitiierungsphase an. Die Rissinitiierung tritt an der Mikrokerbe ein, die hohe Gehalte an passivitätsverbessernden Legierungselementen adsorbiert hat, um die Passivität des Metalls aufrechtzuerhalten. In der Phase II konnte ein sinusförmiger transienter Stromverlauf beobachtet werden, der auf Werkstoffgleitung zurückzuführen ist. Der Maximalwert des sinusförmigen Stromsignals ist durch einen hohen Ladungsfluss bei gleichzeitiger Metallauflösung zur Repassivierung des Mikrorisses gekennzeichnet. Das Wechselspiel zwischen Passivierung und Aufreißen der Passivschicht setzt sich solange fort, bis eine erforderliche Stromdichte zur Repassivierung nicht mehr aufgebracht werden kann und sich im Rissgrund ein aktiver Zustand einstellt. Weiterhin stellt die Rissspitze eine Lokalanode dar. In der nunmehr auftretenden Rissfortschrittsphase kann ein zunehmender sinusförmiger Stromverlauf beobachtet werden. Dies ist darauf zurückzuführen, dass an der Rissspitze eine kontinuierlich zunehmende Metallauflösung stattfindet, den Rissfortschritt begünstigt und den Bruch des Bauteils einleitet.

Auf die Schwingungsrisskorrosion wirken eine Reihe von Einflussfaktoren wie beispielsweise Temperatur, Medienzusammensetzung, örtlicher Spannungszustand, Prüffrequenz, Spannungsverhältnis und Diffusionsvorgänge an der Rissspitze. Aufgrund des Umfangs dieser Aspekte kann an dieser Stelle nur ein Verweis auf umfangreiche Untersuchungen gegeben werden, vgl. [57].

2.3.3 SwRK in korrosiven Kraftstoffen

Die SwRK in korrosiver Kraftstoffumgebung stellt eine Besonderheit in der Forschungslandschaft dar, weil dieses Umgebungsmedium im Speziellen in der Automobilindustrie vorzufinden ist und dieser Schadensmechanismus auch im Wesentlichen dort bzw. in Zusammenarbeit mit anerkannten universitären Forschungseinrichtungen erforscht wird. Vor diesem Hintergrund lassen sich wenige Veröffentlichungen zu diesem Thema finden. In der Arbeit von Schmid [3] wurde die SwRK anhand von Wöhlerversuchen untersucht. Dabei konnte mit gekerbten Rundproben aus dem nichtrostenden Stahl 1.4112 (X90CrMoV18) in dem Ottokraftstoff E85 die SwRK phänomenologisch dargestellt werden, siehe Bild 2.26. Außerdem zeigen die Wöhlerversuche, dass im Zeitfestigkeitsgebiet gegenüber Luft kein signifikanter Unterschied vorliegt. Im Bereich des Übergangsgebiets, zeigt sich jedoch ein erheblicher Schwingfestigkeitsverlust, wobei bei 10^7 Lastwechseln in E85 der Schwingfestigkeitsabfall rund 35% gegenüber den Versuchen an Luft betrug. Bei niedrigen Spannungsamplituden von 180 MPa und 140 MPa, treten vermehrt Durchläufer auf, so dass der Autor in den Wöhleridagrammen die Angabe einer „Dauerfestigkeit“ für sinnvoll hält. Darüber hinaus konnte gezeigt werden, dass bei Wöhlerversuchen in E85 eine an der Oberfläche entstehende Rissinitiierung sowie eine Rissbildung unterhalb des Threshold- Wertes an Luft stattfindet.

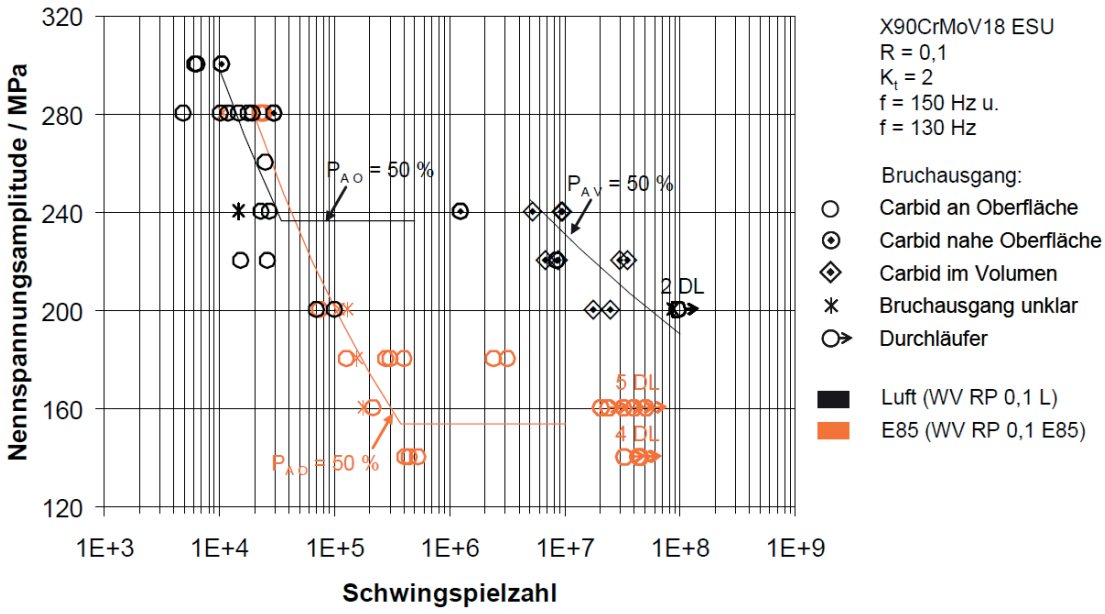


Bild 2.26: Wöhlerversuche an Kerbproben, Werkstoff X90CrMoV18, an Luft und in E85 [3, 4]

Neuere Untersuchungen der SwRK in korrosiver Kraftstoffumgebung wurden im Rahmen des öffentlich geförderten Projekts „Ermüdung in korrosiven Kraftstoffen“ durchgeführt [62]. Beispielsweise zeigt Bild 2.27 Wöhlerversuche, die an Kerbproben mit unterschiedlichem Prüfdurchmesser aus dem hochlegierten ferritischem Chromstahl 1.4016 (X6Cr17) an Luft und im E85 durchgeführt wurden. Zudem wurden für die Wöhlerversuche im E85 mehrere Anlagen bei unterschiedlicher Prüffrequenz eingesetzt. Es zeigt sich unabhängig vom Prüfdurchmesser, dass sich die SwRK darstellt und der Schwingfestigkeitsabfall infolge des Kraftstoffeinflusses bei einer Prüffrequenz 20 Hz und bei 10^7 Lastwechseln ca. 57% betrug. Wird die Prüffrequenz größer 150 Hz eingestellt, lässt sich eine Verringerung des Schwingfestigkeitsabfalls in E85 beobachten. Jedoch zeigt sich auch, dass die Streuung zunimmt, was auf den Maschinen- und Frequenzeinfluss zurückgeführt wurde.

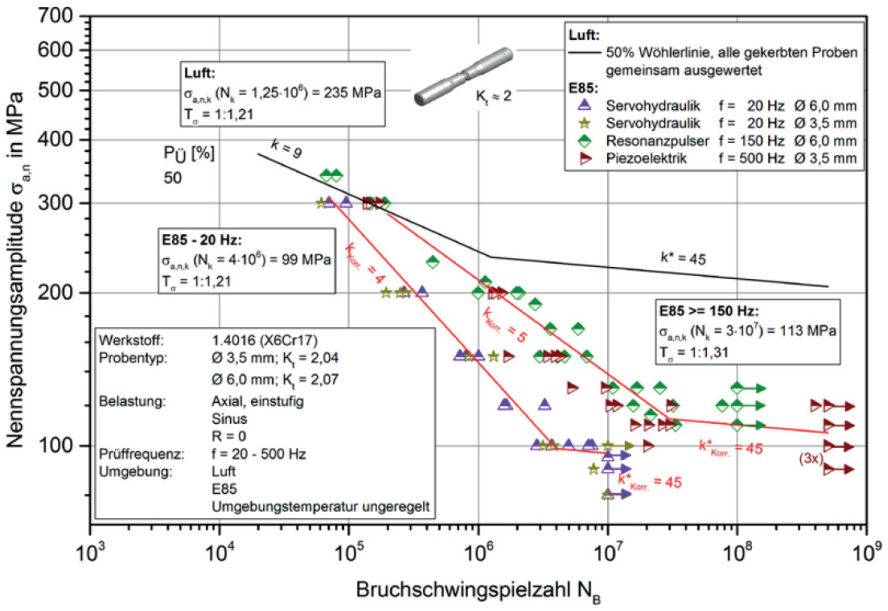


Bild 2.27: Wöhlerversuche an Kerbproben, Werkstoff X6Cr17, an Luft und in E85 [62]

Neben Untersuchungen in Ottokraftstoffen wurden im Rahmen dieses öffentlich geförderten Projekts auch Dieselkraftstoffe in Bezug auf die SwRK betrachtet. Hierbei wurden Ermüdungsversuche an Kerbproben in dem Werkstoff-Medien System 1.7228 (50CrMo4) in B20 (mit Bestandteil 20% Sojamethylester [63]) durchgeführt. Anhand der Wöhlerversuche bei einer Prüffrequenz von 20 Hz konnte jedoch kein Schwingfestigkeitsabfall infolge des Kraftstoffeinflusses beobachtet werden. Dies deckt sich auch mit den Untersuchungen von Kagami et al. [64].

3 Ableitung der Lösungsstrategie

Im vorausgegangenem Kapitel 2 wurde der Stand von Wissenschaft und Technik beleuchtet, und insbesondere in Kap. 2.3.3 wurden Forschungsarbeiten zur SwRK an metallischen Werkstoffen in korrosiven Kraftstoffen vorgestellt. Die Untersuchungen von Schmid [3] haben einen Beitrag zum VHCF-Verhalten der SwRK in ethanolhaltigen Biokraftstoffen geleistet, wobei die Schwingfestigkeit beim Werkstoff 50CrMo4 mit einem Vorauslegungskonzept auf Nennspannungsebene und die Schwingfestigkeit beim Werkstoff X90CrMoV18 mit einem Fehlstellenmodell abgeschätzt wurde. Somit konnte der Schädigungsmechanismus der SwRK auf der phänomenologischen Ebene beschrieben werden. Jedoch konnten dabei die physikalischen Werkstoffvorgänge der Ermüdungsrissinitiierung und –ausbreitung nicht näher untersucht und die möglichen lokalen Korrosionsvorgänge erfasst werden, um beispielsweise das Verhalten kurzer Ermüdungsrisse unter Kraftstoffeinfluss genau zu charakterisieren. Für eine fundierte Bewertung des Schädigungsmechanismus der SwRK ist aber eine detaillierte Erfassung lokaler physikalischer Werkstoff- und Korrosionsvorgänge notwendig, damit ein fundiertes Mechanismenverständnis aufgebaut werden kann. Die Untersuchungen im Rahmen des öffentlich geförderten Projekts „Ermüdung in korrosiven Kraftstoffen“ [62] leisten einen Wissensbeitrag unter anderem über die lokalen Korrosionsphänomene. Dafür wurden während den Wöhlerversuchen lastsimultane elektrochemische Analysen durchgeführt, um mögliche lokale Korrosionsvorgänge charakterisieren zu können. Allerdings wurden auch hier die physikalischen Werkstoffvorgänge der Ermüdungsrissinitiierung und –ausbreitung nicht näher erfasst und untersucht. Aus den beiden vorgestellten Untersuchungen lässt sich ableiten, dass dem Thema des Verhaltens kurzer Ermüdungsrisse unter Kraftstoffeinfluss bisher in der Forschung wenig Aufmerksamkeit gewidmet wurde. Dies kann damit erklärt werden, dass die SwRK an nichtrostenden Stählen in korrosiver Kraftstoffumgebung eine Besonderheit in der Forschungslandschaft darstellt, da die eingesetzten Werkstoffe und der

Medieneinfluss im Wesentlichen in der Automobilindustrie vorzufinden sind. Und auch die schadenstolerante Bewertungsmethodik von Bauteilen mit Ansätzen der Schwingbruchmechanik kurzer Risse und insbesondere unter Berücksichtigung nichtrostender Stähle sowie überlagerter Kraftstoffkorrosion weist ein spezielles Forschungsinteresse sowie Anwendungsgebiet aus. Um das Verhalten kurzer Ermüdungsrisse unter Kraftstoffeinfluss umfangreicher und tiefgreifender untersuchen zu können, erweisen sich schwingbruchmechanische Untersuchungen an rissbehafteten Strukturen bzw. Proben als sehr geeignet, da insbesondere der Vorgang des (Kurz-)Risswachstums systematisch erfasst und fundiert bewertet werden kann, was für die mechanismenorientierte Bewertung der SwRK einen besonderen Stellenwert hat. Daneben können durch die hoch aufgelöste lokale Analyse der Ermüdungsrisse auch mögliche lokale Korrosionsvorgänge analysiert werden.

Vor diesem Hintergrund ist die Zielsetzung der vorliegenden Arbeit festgelegt worden, welches insbesondere die Entwicklung einer generischen Analyse- und Prognosemethodik der SwRK auf der Basis der Schwingbruchmechanik kurzer Risse beinhaltet. Hiervon ausgehend werden im Folgenden die Lösungsstrategie und die Arbeitsschwerpunkte beschrieben, um die Zielsetzung zu erreichen.

Die experimentellen Untersuchungen werden an dem nichtrostenden martensitischen Stahl X17CrNi16-2 durchgeführt, welcher die Gruppe rostfreier Cr-Ni-Stähle repräsentieren soll und zudem in technischen Anwendungen, beispielweise an kraftstofffführenden Komponenten in der Fahrzeugindustrie, Einsatz findet. Neben der zyklischen-mechanischen Beanspruchung werden als überlagerte korrosive Beanspruchung die potenziell korrosiven hochethanolhaltigen Ottokraftstoffe E85 (85% Bioethanolanteil) sowie E60 (60% Bioethanolanteil) verwendet. Zur Gegenüberstellung werden Referenzversuche an Luft durchgeführt.

Weiterhin werden im Folgenden drei Arbeitsschwerpunkte dieser Dissertation abgeleitet und jeweils eine Lösungsstrategie formuliert:

1. **Entwicklung und experimenteller Aufbau einer Prüf- und Messmethodik zur optischen in-situ Erfassung kurzer Ermüdungsrisse unter Umgebungseinfluss sowie von experimentellen schwingbruchmechanischen Untersuchungen:**
   Mithilfe eines optischen Messsystems und einer speziellen Prüf-/Medienkammer wird die Möglichkeit geschaffen, den Verlauf des zyklischen Kurzriss- sowie Langrisswachstums während des Versuchs kontinuierlich erfassen und bewerten zu können. Dazu wird für die Kurzrissuntersuchungen eine Probenform entwickelt, welche die Risserfassung im Kurzrissbereich unter Berücksichtigung mikrostruktureller sowie korrosiver Einflüsse und die anschließende Schadensanalyse erleichtern soll. Für die Langrissuntersuchungen wird im Wesentlichen eine genormte Bruchmechanikprobe eingesetzt. Auf dieser Basis können durch schwingbruchmechanische Untersuchungen kurzer und langer Ermüdungsrisse in Abhängigkeit des Werkstoff-/Mediensystems Rissfortschritts-diagramme und Parameter für die Modellierung abgeleitet werden. Die lokale Betrachtung des zyklischen Kurzrissverhaltens unter Umgebungseinfluss erlaubt es, auch Untersuchungen zum Rissschließverhalten durchzuführen und diese fundiert beschreiben zu können.

2. **Beitrag zum Mechanismenverständnis der SwRK in Ottokraftstoffen:**
   Um einen Beitrag zum Mechanismenverständnis der SwRK leisten zu können, sind neben experimentellen Untersuchungen auch eine Reihe von Analysemethoden anzuwenden. Hierzu werden die in den Versuchen eingesetzten Proben fraktografisch mit dem Lichtmikroskop sowie dem Rasterelektronenmikroskop (REM) begutachtet, um beispielsweise die ausgebildete Ermüdungsrissfront an Luft bzw. unter Kraftstoffeinfluss bestimmen zu können. Darüber hinaus werden die Kurzrissproben mit dem Focused-Ion-Beam (FIB) sowie dem Electron Backscatter Diffraction (EBSD) analysiert, um den

Mikrostruktureinfluss auf das Kurzrissverhalten beschreiben und um mögliche Korrosionsprodukte auf den Rissflanken feststellen zu können. Daneben wird zur Oberflächen-/ und Schichtanalyse auch die Sekundärionenmassenspektroskopie (ToF-SIMS) angewendet. Ergänzend zu den zuvor beschriebenen Untersuchungsmethoden werden reine Korrosionsuntersuchungen durchgeführt, um die Korrosionsbeständigkeit sowie Passivierbarkeit des Werkstoffs ohne überlagerte zyklisch mechanische Beanspruchung zu charakterisieren. Hierbei werden neben Auslagerungsversuchen auch Stromdichte-Potentialanalysen umgesetzt, um das eingesetzte Werkstoff-/Mediensystem zu charakterisieren und fundierte Aussagen über das Werkstoffverhalten unter Kraftstoffeinfluss ableiten zu können.

3. Schwingbruchmechanische Modellierungen der SwRK:

Durch die Anwendung von bereits erfolgreich eingesetzten Kurzrissmodellen wie nach El Haddad [49], Dowling [50] oder Vormwald [51] soll überprüft werden, ob deren Anwendbarkeit auf die Problematik der Schwingungsrisskorrosion gegeben ist. Anschließend werden werkstoff-/mediensystemspezifische Modellparameter abgeleitet, womit Lebensdauerabschätzungen unter Berücksichtigung von Rissschließeffekten durchgeführt werden können. Zur Modellvalidierung werden experimentelle Ergebnisse aus den Kurzrissuntersuchungen verwendet. Zur eigentlichen Übertragbarkeit des Modells werden Wöhlerdiagramme herangezogen, die an Kerbproben an Luft bzw. unter Kraftstoff ermittelt worden sind. Darüber hinaus wird anhand des Kitagawa-Diagramms versucht, den Einfluss der SwRK bei Ottokraftstoffen auf den zyklischen Schwellenwert zu bewerten und eine Langzeitfestigkeit abzuleiten.

4 Experimentelle Untersuchungen

4.1 Entwicklung einer Prüf-/Messmethodik zur Erfassung kurzer Ermüdungsrisse unter Umgebungseinfluss

Um das Verhalten kurzer Ermüdungsrisse unter Umgebungseinfluss erfassen und anschließend bewerten zu können, war es erforderlich eine Prüf- und Messmethodik zu entwickeln und diese an einer vorhandenen Resonanzprüfmaschine zu implementieren. Darauf wird im Folgenden näher eingegangen.

4.1.1 Versuchsaufbau mit optischem Messsystem

Das Ermüdungsverhalten wird an einer Resonanzprüfmaschine mit einer 100 kN Kraftmessdose untersucht. Hierbei wurde eine bereits vorhandener Prüfaufbau verwendet. Um unter Medieneinfluss und mit potenziell explosionsfähigen Kraftstoffen prüfen zu können, wurde zunächst eine Inertisierungskammer angebracht, durch die mittels Stickstoffzufuhr eine nicht explosionsfähige Umgebung (Sauerstoffgehalt ca. 0%) geschaffen werden kann. In dieser Inertisierungskammer befindet sich die sogenannte Medienkammer, in der die eigentliche Ermüdungsprüfung an der Werkstoffprobe unter Medieneinfluss stattfindet. Die Medienkammer ist hierbei zwischen den Spannzangen für die Probeneinspannung positioniert und kann zusätzlich temperiert werden. In dieser Medienkammer befindet sich der Prüfbereich des Prüflings, der von einem Prüfmedium umgeben ist. Die ersten Untersuchungen an diesem Medienprüfstand sind im Rahmen der Dissertation von S. Schmid [3] durchgeführt worden.

Zur schwingbruchmechanischen Untersuchung und insbesondere zur Erfassung und Untersuchung des Kurzrissverhaltens unter Medieneinfluss, musste der bestehende Prüfstand im Rahmen dieser Arbeit entsprechend weiterentwickelt werden.

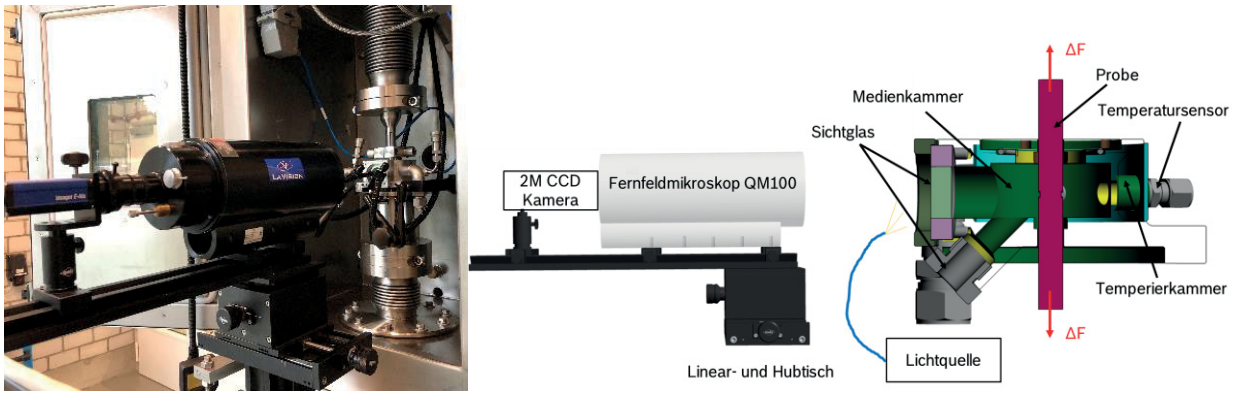


Bild 4.1: Versuchsaufbau an der Resonanzprüfmaschine (links), schematische Seitenansicht des Prüfaufbaus zur optischen Risserfassung (rechts)

In Bild 4.1 ist die Weiterentwicklung mit einem optischen Prüf- /Messsystem dargestellt. Zunächst wurde im Rahmen dieser Arbeit die Tür der Inertisierungskammer und die neue Medienkammer (ca. 70 ml Prüfvolumen) jeweils mit einem Sichtfenster versehen. Die Herausforderung lag hierbei darin, dass bei gleichbleibender Sicherheit beide Sichtfenster die optische Auflösungsgrenze an der Probenoberfläche nicht beeinträchtigen. Als Referenz wurden optische Auflösungsgrenzen an Luft herangezogen.

Zur optischen Prüfung der Probenoberfläche wurde das Fernfeldmikroskop Questar QM 100 eingesetzt. Das eingesetzte Fernfeldmikroskop hat den Vorteil, dass bei einem relativ großen Arbeitsabstand (150 mm bis 350 mm) zwischen Probenoberfläche und dem Mikroskop gearbeitet werden kann, was aufgrund der Medien- und Inertisierungskammer erforderlich ist. Zusammen mit einer 2M-CCD Kamera wurde das Fernfeldmikroskop Questar QM100 auf einem Linear- und Hubtisch montiert, um eine Kamerapositionierung im Mikrometerbereich einstellen zu können. Damit Bildaufnahmen von der Probenoberfläche überhaupt möglich sind, ist eine Belichtung der Probenoberfläche nötig, damit die entstehenden Reflexionen von der Kamera erfasst werden können. Hierzu wurde eine LED-Lichtquelle mit sehr hoher Intensität (6000 K, 1350 lm) implementiert.

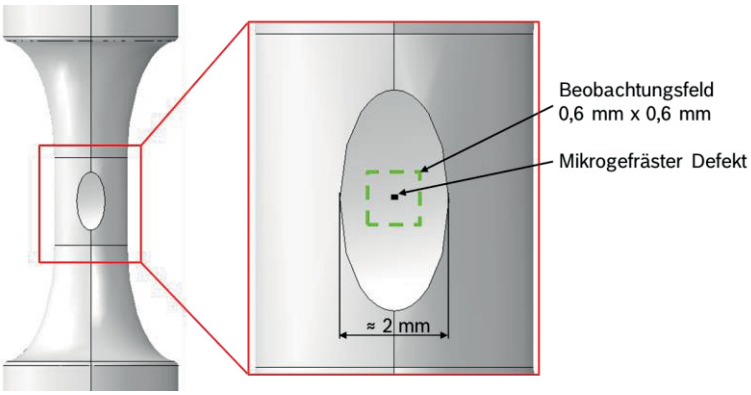


Bild 4.2: Schematische Darstellung der Beobachtungsfläche auf der Probe für schwingbruchmechanische Untersuchungen kurzer Risse

Eine sehr hohe Lichtintensität hat den Vorteil, dass eine sehr kurze Kamerabelichtungszeit von 0,1 ms gewählt und somit auch hohe Bildaufnahmequalitäten bei relativ hohen Prüffrequenzen erreicht werden konnten. Aus diesem Versuchsaufbau ergibt sich bei einem Arbeitsabstand von rund 250 mm und einer 2-fachen Vergrößerung eine Beobachtungsfläche von ca. 0,6 mm x 0,6 mm, siehe Bild 4.2. Hierbei ist auch die eingesetzte Rundprobe dargestellt, die einseitig eine Flachkerbe besitzt in der zusätzlich ein künstlicher Defekt eingebracht wird, näheres siehe Kap. 4.3.3

Nachdem der Versuchsaufbau für die optische Erfassung kurzer Ermüdungsrisse unter Medieneinfluss ertüchtigt wurde, musste im nächsten Schritt eine Bildaufnahmemethodik entwickelt werden. Resonanzprüfmaschinen reagieren auf Steifigkeitsänderungen im gesamten Feder-Masse System beispielsweise infolge einer Rissbildung und des Risswachstums. Die daraus folgende Prüffrequenzänderung kann als ein Abschaltkriterium und zur Definition von Inspektionsintervallen herangezogen werden. Erst ab einer Frequenzänderung $\Delta f = 0{,}4$ Hz konnten stabile Frequenzänderungsimpulse ohne unnötige Zwischenabschaltungen erfasst werden.

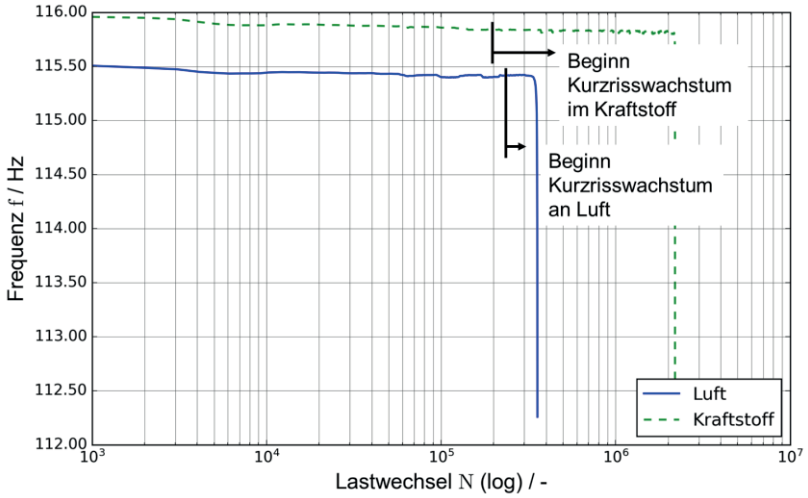


Bild 4.3: Darstellung des Frequenzverlaufs der Resonanzprüfmaschine während des Kurzrisswachstums an Laborluft (links) bzw. unter Kraftstoffeinfluss (rechts)

Hierbei zeigten erste schwingbruchmechanische Untersuchungen kurzer Risse, dass die Frequenzänderung nicht hilfreich ist für die Definition von Inspektionsintervallen, da kurze Ermüdungsrisse an diesem Resonanzprüfmaschinensystem keine auflösbare Steifigkeitsänderung hervorrufen und sogar unterhalb einer Frequenzänderung $\Delta f = 0{,}4$ Hz wachsen können, siehe Bild 4.3.

Deshalb wurde eine automatisierte und kontinuierliche Bilderfassungsmethodik entwickelt, siehe Bild 4.4. Hierzu wurde ein hardwaregesteuerter Signalwandler (Trigger-Generator) ausgearbeitet, der das Sinussignal von der Kraftmessdose in ein Rechtecksignal umwandelt. Das Rechtecksignal kann die Kamera bzw. die Bildaufnahmen triggern, bis eine Prüfmaschinenabschaltung, beispielsweise durch eine Frequenzänderung kurz vor Ermüdungsbruch, eintritt. Die eigentliche Daten- und Bildaufnahmesynchronisation erfolgt an dem StrainMaster Controller (Kommunikationsschnittstelle zwischen Kamera und Bildaufnahmesoftware am PC), welcher über einen Computer mit kommerzieller Software angesteuert wird. Mithilfe der Software kann auch der Bilderfassungszeitpunkt über die Definition einer Referenzstartzeit (Verzögerungszeit) eingestellt werden.

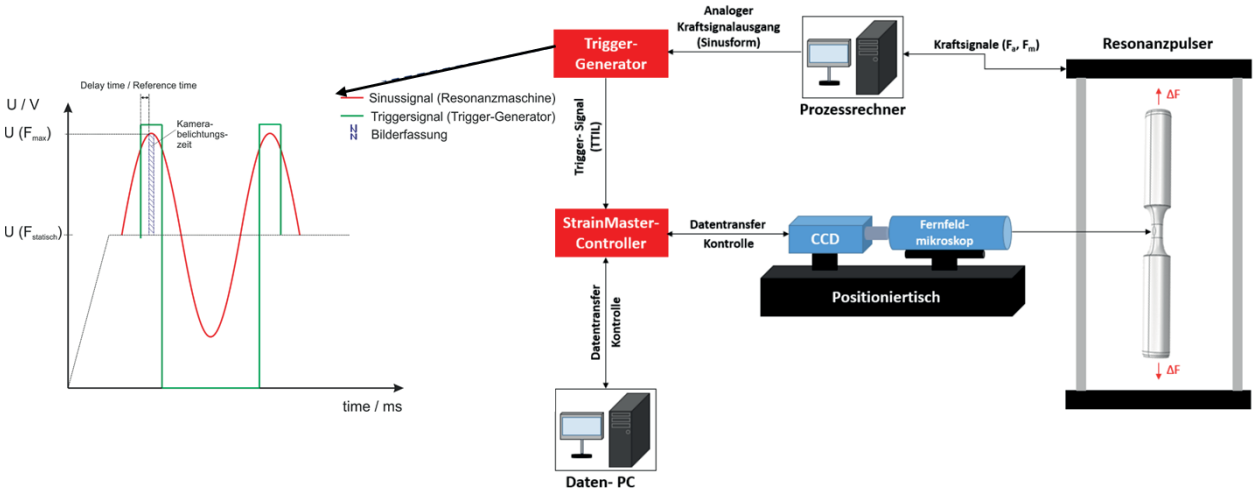


Bild 4.4: Schematische Darstellung der entwickelten online-Bilderfassung

4.1.2 Auflösungsgrenzen bei der Risslängenmessung

Aus dem vorgestellten Versuchsaufbau mit optischen Messsystem in Kap. 3.1.1 lassen sich Oberflächenrisslängen sowohl an Luft, als auch unter Kraftstoff erfassen. Durch den Einsatz des Fernfeldmikroskops ist der Beobachtungsbereich auf ca. 0,6 mm x 0,6 mm (Arbeitsabstand von rund 250 mm und einer 2-fachen Vergrößerungslinse) eingeschränkt. Diese Beobachtungsfläche ist ausreichend, um das Kurzrissverhalten und den Übergang zum Langrissbereich erfassen und bewerten zu können, siehe Kap. 2.2. Es stellt sich jedoch die Frage, wie viele Messpunkte bestimmt werden können, um eine sinnvoll auswertbare Datengrundlage zu erreichen. Dies geht mit der kleinstmöglichen Oberflächenrissverlängerung $\Delta 2c_{min}$ einher (siehe Bild 4.5), die gerade noch erfasst werden kann. Es hat sich gezeigt, dass die kleinstmögliche messbare Rissverlängerung an Luft $\Delta 2c_{min} \approx 4$ m und unter Kraftstoffeinfluss $\Delta 2c_{min} \approx 10$ m ist. Die optische Auflösungsgrenze wird im Wesentlichen durch die Probenoberflächengüte, durch die Lichtintensität, dem Umgebungsmedium sowie dem Arbeitsabstand des Mikroskops beeinflusst. Damit kann dieses optische Messsystem sehr gut für die Untersuchung des Kurzrissverhaltens eingesetzt werden.

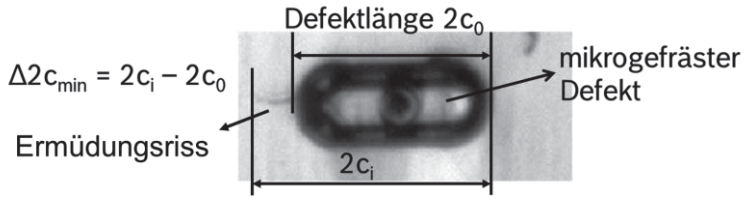


Bild 4.5: Definition und Darstellung der minimal detektierbaren Oberflächenrisslänge

4.2 Charakterisierung des Werkstoffs X17CrNi16-2 sowie der eingesetzten korrosiven Kraftstoffe

4.2.1 Werkstoffzustand und Gefügebewertung

Für die vorliegenden Untersuchungen wird der vergütete nichtrostende martensitische Stahl X17CrNi16-2 (Werkstoffnummer 1.4057) verwendet. Dieser Werkstoff kann u.a. für kraftstoffführende Komponenten in der Benzin-Direkteinspritzung eingesetzt werden.

Das Halbzeug wird durch das Stranggießen hergestellt und die Stangen werden warmgewalzt sowie geschält. Darüber hinaus werden die Stangen wärmebehandelt, um einen vergüteten Wärmebehandlungszustand einzustellen. Dabei wird der Werkstoff im Temperaturberiech von 700°C bis 800°C zweimal hochangelassen. Hiermit soll im Wesentlichen eine erhöhte Werkstoffzähigkeit erreicht werden.

Der Werkstoff verfügt im Allgemeinen über eine sehr gute Korrosionsbeständigkeit, was auf den kombinierten Chrom- sowie Nickelgehalt zurückzuführen ist. Hierbei verleiht insbesondere der hohe Chromanteil von 16% die gute Korrosionsbeständigkeit, denn Chrom ermöglicht in Luftumgebung die Bildung einer sogenannten Passivschicht oder Schutzschicht, welche sich auf der Werkstoffoberfläche ausbildet und damit den Werkstoff vor einer aggressiven Umgebung schützen kann. Wird diese Passivschicht beispielsweise durch eine mechanische Beanspruchung verletzt, kann die Oberfläche wieder repassivieren,

siehe Kap. 2.3.1. In Kap. 5.1 werden detailliertere Untersuchungen zur Korrosionsbeständigkeit des Werkstoffs in korrosiven Ottokraftstoffen vorgestellt.

Chemische Zusammensetzung und Gefügebewertung

Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs wurde mittels Spektralanalyse gemessen, siehe Tabelle 4.1 und ergab eine Übereinstimmung mit der Norm DIN EN 10088-3 [65].

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung X17CrNi16-2 in Massenanteilen [%]

Elemente	**C**	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Cr**	**Ni**
Messung	0,152	0,415	0,659	0,022	0,0036	16,45	2,13
DIN EN 10088-3	0,12-0,22	0 – 1,00	0 – 1,50	0 – 0,040	0 – 0,015	15,0 – 17,0	1,50 – 2,50

Das Werkstoffgefüge wurde an dem Halbzeug jeweils quer und längs sowie am Rand und im Kern analysiert, siehe Bild 4.6. Anhand der Schliffbilder lässt sich eine zweiphasige Mikrostruktur erkennen, die zum einen den Martensit durch seine charakteristische nadelige Form und zum anderen in geringfügigem Anteil eine zeilige Anordnung des δ-Ferrits zeigt, siehe Bild 4.7 und Bild 4.8. EDS-Aufnahmen (Bild A 1) an einer Ferritzeile verdeutlichen, dass eine deutliche Chrom- sowie Kohlenstoffanreicherung an der Phasengrenze zu erkennen ist, die somit eine Chromkarbidansammlung belegt. Weiterhin ist innerhalb des Ferrits kein Nickel vorzufinden.

Zur Ermittlung der durchschnittlichen ehemaligen Austenitkorngröße wurde der Schliff mit Beraha I geätzt [66] und bei 100facher Vergrößerung eine mittlere Korngrößenkennzahl 8 (58 Schnittpunkte der Körner je Millimeter) nach DIN EN ISO 643 [67] bestimmt. Damit liegt der durchschnittliche ehemalige Austenitkorndurchmesser bei 22 m.

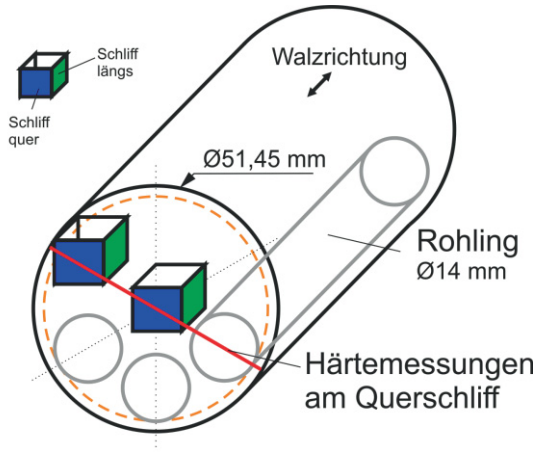


Bild 4.6: Schliffentnahme und Lage der Rohlinge für die Probenfertigung

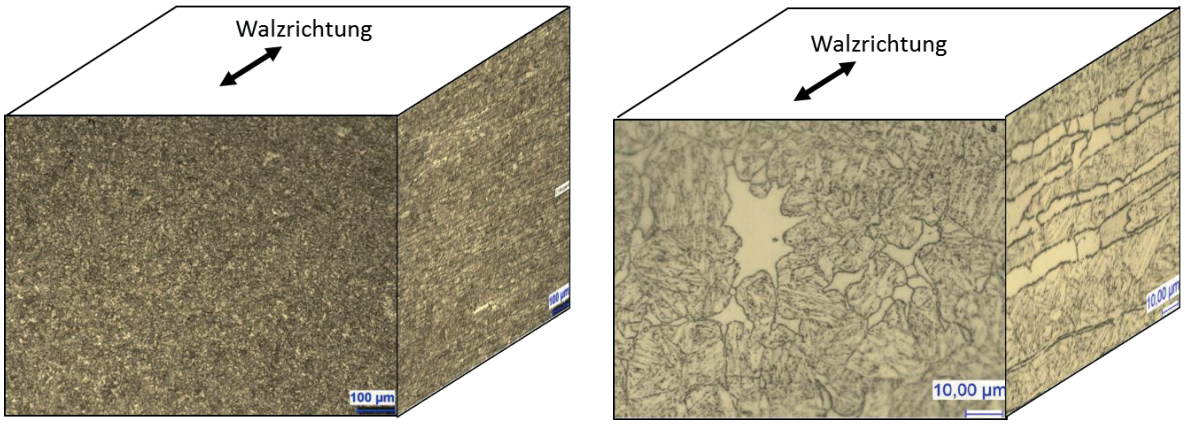


Bild 4.7: Mikrostruktur des Werkstoffs X17CrNi16-2, Randbereich mit Vergrößerung 100fach (links) und 1000fach (rechts)

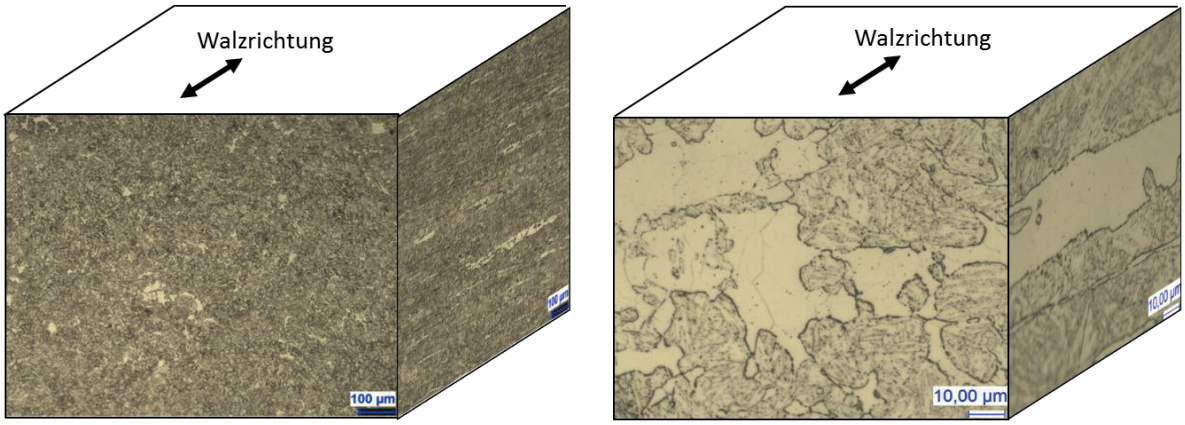


Bild 4.8: Mikrostruktur des Werkstoffs X17CrNi16-2, Kernbereich, mit Vergrößerung 100fach (links) und 1000fach (rechts)

Darüber hinaus wurden Härtemessungen am Querschliff, siehe Bild 4.6, durchgeführt. Vom Rand bis zum Kern resultierte eine Vickershärte von 249 HV10 bis 302 HV10. Im Prüfbereich wurden rund 280 HV10 ermittelt.

4.2.2 Mechanisch-technologische Kennwerte

Zur Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften wurden drei Zugversuche nach DIN EN ISO 6892-1 [68] an längs entnommenen Rundproben (Zugprobe nach DIN 50125 [69]) durchgeführt. Die technischen Fließkurven der Zugversuche sind in Bild 4.9 (links) dargestellt. Tabelle 4.2 enthält die gemittelten mechanisch-technologischen Kenngrößen aus den Zugversuchen.

Um die zyklisch-mechanischen Eigenschaften zu beschreiben, wurden drei Incremental Step Tests [70, 71] bei RT an glatten Rundproben bei R_ε = -1 durchgeführt. In Bild 4.9 (rechts) ist das statische und zyklische Werkstoffverhalten gegenübergestellt, und es zeigt sich, dass der Werkstoff zyklisch entfestigt.

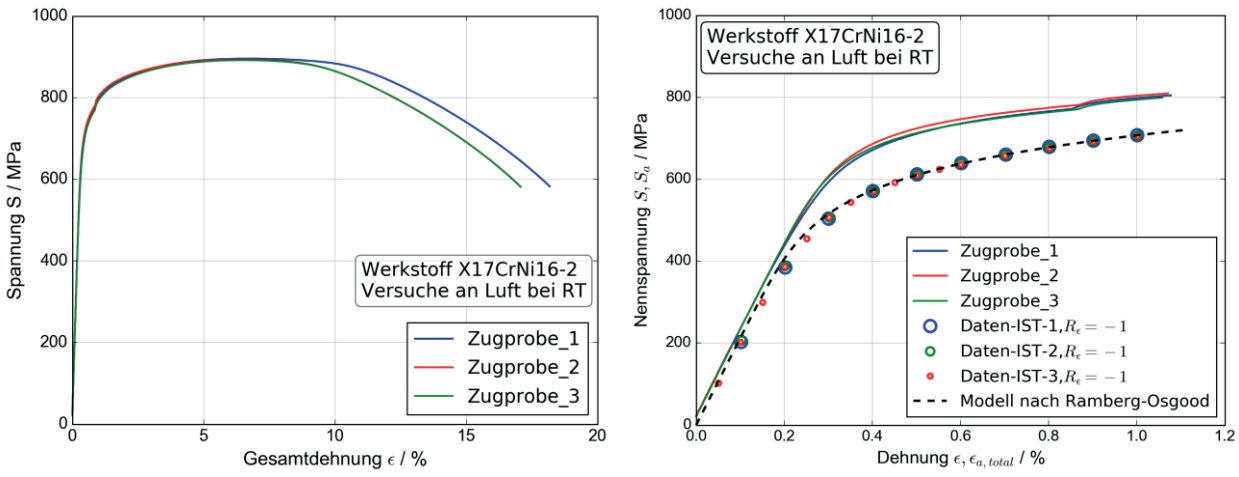


Bild 4.9: Technische Fließkurve (links) und Vergleich der statischen und zyklischen Fließkurven (rechts) X17CrNi16-2

Die zyklische Fließkurve wurde über ein Modell nach Ramberg-Osgood (Gl. 2.9) an die stabilisierten Hysteresen bei halber Anrisslebensdauer N_A / 2 approximiert. Die daraus abgeleiteten Modell-Parameter sowie die zyklische Fließgrenze $R'_{p0,2}$ sind in Tabelle 4.3 angegeben.

Tabelle 4.2: Mechanisch-technologische Kenngrößen aus dem Zugversuch

R_m / MPa	**$R_{p0,2}$ / MPa**	**E-Modul / GPa**	**A_g / %**	**A_5 / %**	**Z / %**	**Temperatur**
894	724	210	6	17	59	RT

Tabelle 4.3: Mechanisch-technologische Kenngrößen aus den zyklischen Versuchen

$R'_{p0,2}$ / MPa	**K' / MPa**	**n'**	**Temperatur**
605	0,12902	1349,6	RT

4.2.3 Ottokraftstoffe E85 und E60

Die in diesem Rahmen der Arbeit durchgeführten Referenzversuche ohne gezielte Korrosionseinwirkung wurden unter Laborluft durchgeführt. Demgegenüber kamen die hochethanolhaltigen Biokraftstoffe E85 und E60 zum Einsatz, die den weltweit auftretenden Otto-Kraftstoffmix abbilden sollen. Die genaue Kraftstoffzusammensetzung ist in Tabelle 4.4 aufgeführt. Dabei bilden der mineralische Referenzkraftstoff für Ottomotoren (Blendkomponente) und Ethanol die Hauptbestandteile. Zusätzlich wurden Anteile an Wasser, Chlorid, Ameisensäure, Essigsäure sowie Schwefel zugegeben, die infolge der Kraftstoffherstellung und Kraftstoffalterung entstehen können sowie eine Raffung darstellen. Zur Absicherung der Kraftstoffqualität wurden im Rahmen dieser Arbeit Kraftstoffanalysen durchgeführt und die erforderliche Zusammensetzung im Toleranzbereich bestätigt.

Tabelle 4.4: Zusammensetzung der Versuchskraftstoffe E85 und E60

Kraftstoff	**Ethanol** [%V/V]	**Wasser** [mg/kg]	**Chlorid** [mg/kg]	**Ameisensäure** [mg/kg]	**Essigsäure** [mg/kg]	**Schwefel** [mg/kg]	**Rest**
E85	85 ± 2	9.000 ± 1000	3,0 ± 1	2,0 ± 1	20,0 ± 4	k. A. [2)]	Blend-komponente[1)]
E60	60 ± 3	60.000 ± 5000	10,0 ± 2,5	k. A. [2)]	21,0 ± 4	3,1 ± 1,5	

[1)]CEC – Coordinating European Council; [2)]erfasst, aber innerhalb der Messungenauigkeit

4.3 Probengeometrien und Probenherstellung

Alle Probenrohlinge wurden aus einer Charge entsprechend Bild 4.6 längs entnommen. Die Probengeometrie für die Wöhlerversuche unterscheidet sich wesentlich zu derjenigen für die schwingbruchmechanischen Untersuchungen, weshalb nachfolgend eine detaillierte Beschreibung der Probengeometrien und deren Herstellung erfolgt.

4.3.1 Geometrie der Kerbprobe

Für die Wöhlerversuche wird die Kerbprobe nach Bild 4.10 eingesetzt. Die Oberflächengüte und die lokale Spannungserhöhung wurden derart gewählt, sodass bauteilnahe Zustände abgebildet sind. Die Formzahl $K_t = 2{,}04$ kann mittels der Formeln in der FKM-Richtlinie [22] für eine umlaufende V-Kerbe unter Zug/Druck- Beanspruchung analytisch berechnet werden. Mithilfe einer linear-elastischen FE-Analyse konnte eine Formzahl von $K_t = 2{,}06$ bestimmt werden. Letztere wurde für die folgenden Berechnungen berücksichtigt.

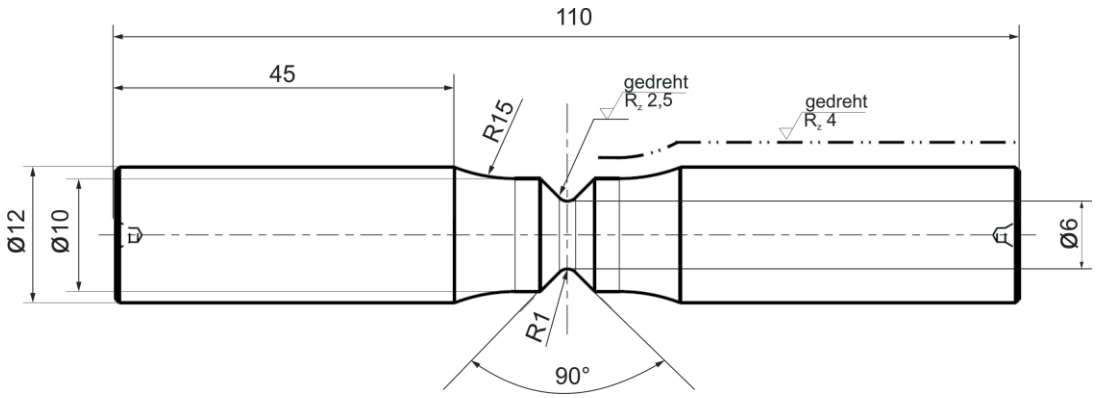


Bild 4.10: Kerbprobe für Wöhlerversuche

4.3.2 Geometrie der Langrissbruchmechanikprobe

Für die Untersuchung des zyklischen Langrissverhaltens und der experimentellen Ermittlung eines Langrissschwellenwerts an Luft sowie unter Kraftstoffeinfluss wird in Anlehnung an [72, 73] die in Bild 4.11 dargestellte einseitig gekerbte Flachzugprobe (single edge notch tension - SENT) verwendet. Die Kerbe wurde gefräst. Die SENT-Probe ist aufgrund der Einspannbedingungen des Resonanzpulsers am Schaft rotationssymmetrisch gestaltet. Weiterhin wurde die Oberfläche im Prüfbereich mit einem Elektrowerkzeug (Dremel) leicht poliert (für ca. 1 min jeweils mit Diamantpaste mit 3 m und 1 m Körnung). Dies hat den Vorteil, dass die optische Erfassung der Oberflächenrisslänge aufgrund der hochglänzenden Oberfläche deutlich erleichtert wird. Da bereits ein langer Riss vorhanden ist, wird der Einfluss der leicht polierten Oberfläche auf das Langrissverhalten vernachlässigt.

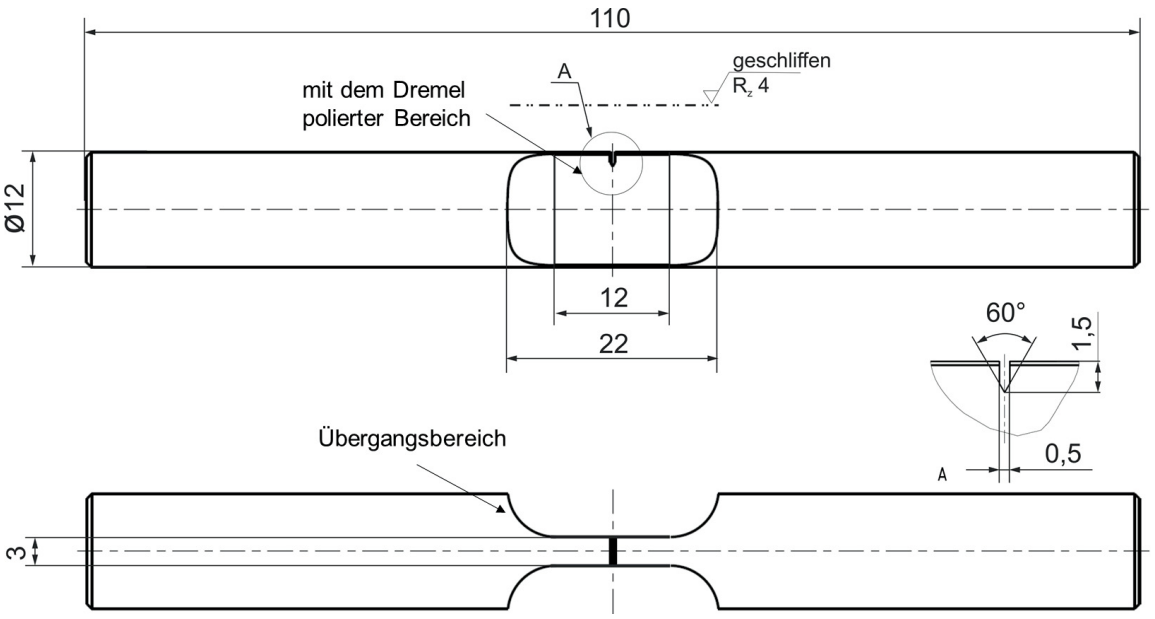


Bild 4.11: SENT-Probe für die Untersuchung des Langrisswachstums

Mithilfe der linear-elastischen FEM und der Contour-Integral Methode in Abaqus wurde ein numerischer Spannungsintensitätsfaktor bestimmt und dieser mit der analytischen Berechnungsformel des Spannungsintensitätsfaktors nach Tada et al. [73] Gl. (4.1), verglichen. Die Ergebnisse sind in Bild 4.12 dargestellt und es zeigt sich, dass das analytische Modell die Simulation in guter Näherung beschreibt. Somit kann ein Einfluss des Übergangsbereichs auf den Prüfbereich und somit auch auf den Langrissschwellenwert ausgeschlossen werden.

$$Y\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\sqrt{\pi}\,\left(1 + 2\left(\frac{a}{W}\right)\right)}{\left(1 - \left(\frac{a}{W}\right)\right)^{\frac{1}{2}}} \cdot V \qquad (4.1)$$

$$\text{mit } V = 1{,}12078 - 3{,}6822\left(\frac{a}{W}\right) + 11{,}95434\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 25{,}8521\left(\frac{a}{W}\right)^3$$

$$+ 33{,}09762\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 22{,}4422\left(\frac{a}{W}\right)^5 + 6{,}17836\left(\frac{a}{W}\right)^6$$

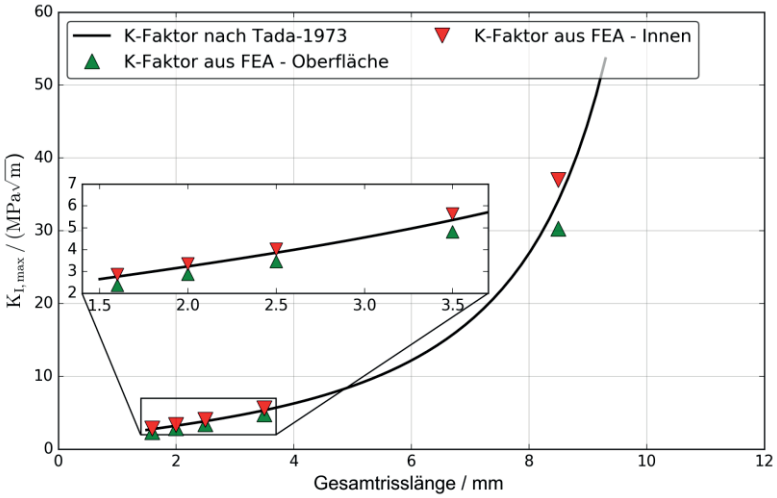


Bild 4.12: Vergleich numerisch und analytisch berechneter Spannungsintensitätsfaktor an der SENT-Probe

4.3.3 Spezielle Probenform für die Schwingbruchmechanik kurzer Risse

Die ASTM E647 [74] liefert einige Beispiele von Probenformen für die Untersuchung des zyklischen Kurzrisswachstums. Diese Beispiele erfüllen die nachfolgend vorgestellten Anforderungen nur bedingt, weshalb eine spezielle Probe entwickelt werden musste:

- keine CT-Probe, da geometriebedingt hohe lokale Spannungsüberhöhung, sodass mikrostruktureller Einfluss auf das Kurzrisswachstum vermindert wird
- Probeneinspannung für Rundproben
- Beobachtbarkeit der Rissbildung und des Risswachstums
- Möglichst glatte Oberfläche, um Mikrostrukturanalysen (EBSD, FIB) durchführen zu können

In Bild 4.13 ist die entwickelte Rundprobe mit einseitiger Flachkerbe dargestellt. Eine ähnliche Probenform lässt sich beispielsweise auch in der Arbeit von Yoshinaka et al. (2016) [75] finden. Die Flachkerbe hat eine lokale Formzahl von $K_t = 1{,}19$ und dient als Beobachtungsfeld im Prüfbereich.

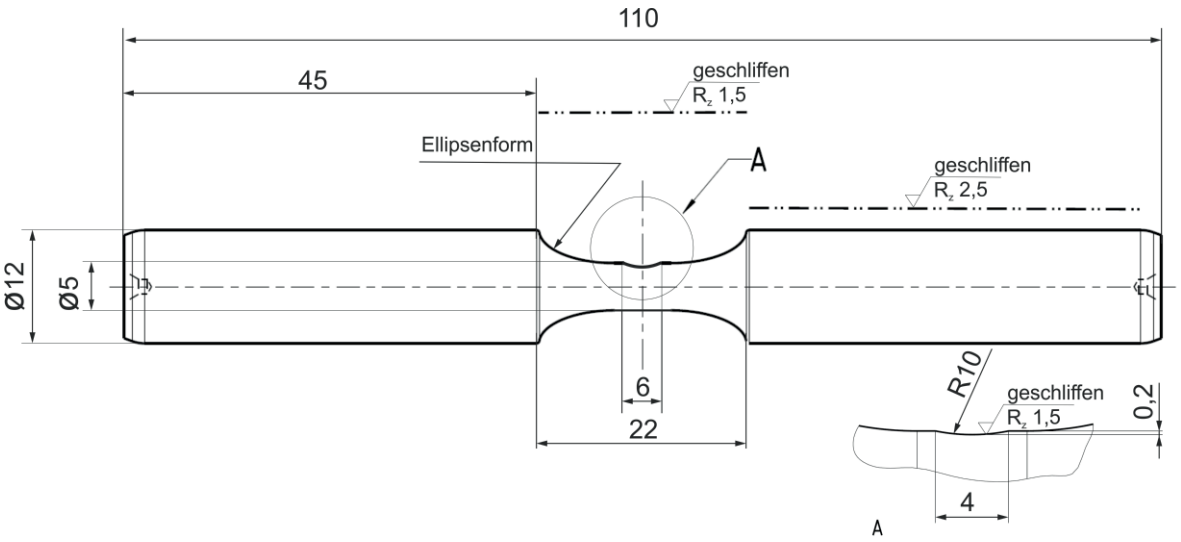


Bild 4.13: Speziell präparierte Probe für die Untersuchung des Kurzrissverhaltens

Diese wurde durch ein Schleifprozess hergestellt und im Anschluss mit dem Dremel-Handpoliergerät leicht poliert (für ca. 1 min jeweils mit Diamantpaste mit 3 m und 1 m Körnung). Dies hat den Vorteil, dass die optische Erfassung der Oberflächenrisslänge deutlich erleichtert wird.

Damit der versagensrelevante kurze Ermüdungsriss untersucht werden kann, war es nötig, als Rissstart einen künstlichen Defekt einzubringen. Ohne diesen würde man ein Feld von vielen kurzen Ermüdungsrissen beobachten, was die optische Erfassung des letztlich versagensrelevanten Risses deutlich erschweren würde, siehe Bild 4.14.

Weiterhin soll der künstliche Defekt in Form und Größe mit einem beispielsweise halbelliptisch gewachsenen Ermüdungsriss approximiert werden können. Außerdem soll das Herstellungsverfahren reproduzierbare Ergebnisse liefern sowie den lokalen Werkstoffzustand nicht verändern. Deshalb wurden neben Literaturrecherchen auch eigene Untersuchungen durchgeführt, um die folgenden möglichen Herstellungsverfahren zu vergleichen und die zielführendste auszuwählen.

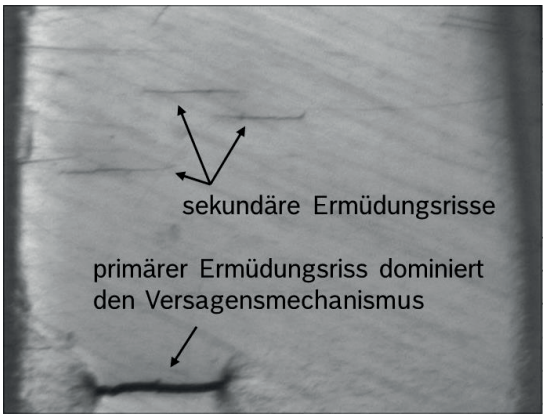


Bild 4.14: Darstellung der Probe ohne künstlichen Defekt und Kennzeichnung des primären Ermüdungsrisses im Bildrandbereich

Herstellung mittels Ultrakurzpulslaser (UKP):

Bei diesem Herstellungsverfahren werden ultrakurz pulsierte Laserstrahlen im Femto- bis Pikosekunden Bereich erzeugt und infolgedessen die Energie lokal stark konzentriert eingebracht wird [76]. Trifft dieser Laserstrahl auf einen metallischen Werkstoff, wird dieser lokal verdampft. Dabei wird eine Schmelzschicht und eine dünne Wärmeeinflusszone < 2 m erzeugt [77]. Ersteres konnte auch im Rahmen dieser Arbeit beobachtet werden, siehe Bild 4.15. Der mögliche Einfluss der Schmelzschicht auf das lokale physikalische Werkstoffverhalten (Kurzrissinitiierung und –wachstum sowie lokaler Korrosionsangriff) konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht werden. Somit wurde dieses Herstellungsverfahren nicht weiterverfolgt. Dennoch sei an dieser Stelle auf die Arbeit von Sinz [78] hingewiesen, wo dieses Herstellungsverfahren erfolgreich angewendet wurde, um einen Schwingfestigkeitsnachweis an künstlich defektbehafteten Bauteilen durchzuführen.

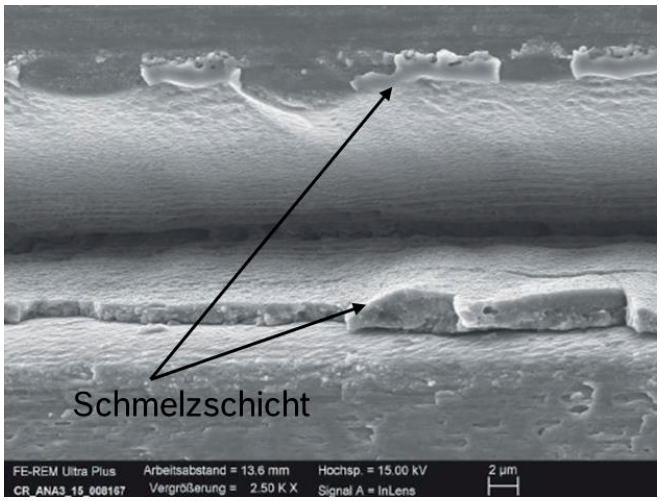


Bild 4.15: Mittels UKP-Laser erzeugter Defekt in der Draufsicht

Herstellung mit dem Focused Ion Beam (FIB):

Beim FIB wird ein fokussierter Ionenstrahl auf den Werkstoff gelenkt und anschließend Material abgetragen. Damit besteht die Möglichkeit, künstliche Defekte analog zum UKP-Verfahren zu erzeugen. Die größten Nachteile gegenüber dem UKP-Verfahren sind die begrenzt einstellbare Defekttiefe sowie in diesem Zusammenhang die progressiv steigende Präparationszeit. Ein weiteres Problem ist die Herstellung von Rundungen, siehe Bild 4.16. Damit wurde dieses Herstellungsverfahren nicht für die weitere Präparation von künstlichen Defekten herangezogen, jedoch kommt es in der Kombination mit der REM-Analyse von Rissen und Schichten zum Einsatz, siehe Kap. 5.3.3.

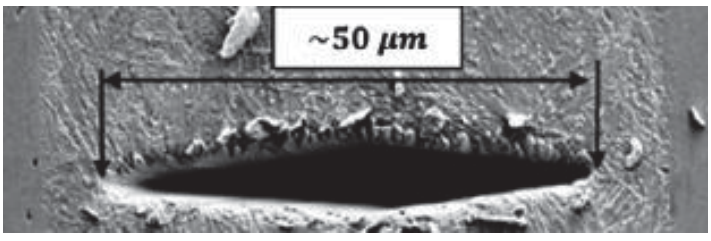


Bild 4.16: Mittels FIB erzeugter Defekt in der Draufsicht [79]

Herstellung mit dem Mikrofräser oder Mikrobohrer:

Auch spanende Fertigungstechnologien wie das Mikrobohren und das Mikrofräsen eignen sich für die Defekteinbringung siehe Bild 4.17. Große Vorteile der spanenden Bearbeitung gegenüber dem UKP-Laser und dem FIB liegen in der Einbringung eines homogenen Tiefenprofils, je nach Werkzeugauswahl (Bohrer oder Fräser) sowie einer flexibel einstellbaren Defektgeometrie und Defektgröße. Demgegenüber sind als Nachteile der Werkzeugverschleiß und die damit verbundenen Herstellungskosten bei der Defekteinbringung zu erwähnen. Trotz der genannten Nachteile wurde diese Fertigungstechnologie auch in der empirischen Kurzrissuntersuchung und -modellierung von Murakami [80] bevorzugt eingesetzt, wo eine Vielzahl von unterschiedlichen Defektgrößen erzeugt wurden und ein Bewertungskonzept des Kurzrissschwellenwerts unabhängig von Fertigungseinflüssen bestimmt werden konnte.

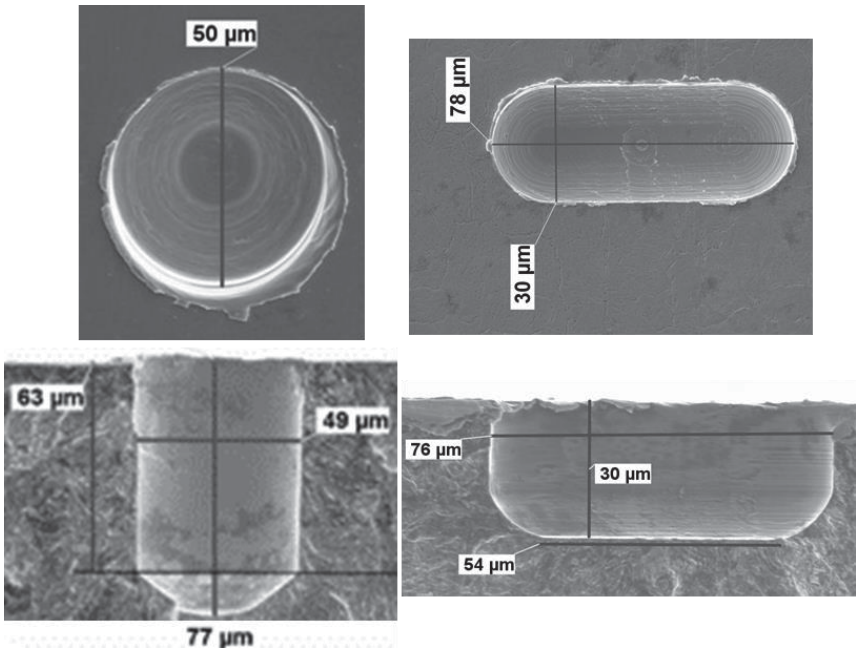


Bild 4.17: Mikrogebohrter (links) und mikrogefräster Defekt (rechts) in der Draufsicht (oben) und im Querschnitt (unten)

In den Arbeiten von Murakami wurden jedoch hauptsächlich Mikrobohrer eingesetzt, die den Nachteil haben, dass ein lokales Spannungsmaximum an der Kegelspitze auftritt und der kurze Ermüdungsriss höchstwahrscheinlich dort initiiert und erst später an der Oberfläche erscheint. Damit wäre für die Bewertung der Kurzrissinitiierungsphase und des Kurzrissfortschritts deren Zeitdauer nicht genau erfassbar.

Ein weiterer Vorteil der spanenden Bearbeitung ist der sehr geringe Wärmeeintrag während des Fertigungsprozess, womit der lokale Werkstoffzustand nahezu unverändert bleibt [81, 82]. In Bild 4.18 ist ein mikrogefräster Defekt zu sehen, welcher im Anschluss an die Fertigung einer Analyse mittels REM sowie EBSD untersucht wurde. Zunächst zeigt sich, dass durch die spanende Bearbeitung keine fertigungsbedingten Mikrorisse erzeugt wurden. Darüber hinaus zeigt die EBSD-Messung ein homogenes Abbild der martensitischen Mikrostruktur. Dies deutet darauf hin, dass wie bereits zuvor genannt, eine ausgeprägte lokale Werkstoffveränderung nicht beobachtet und somit auch ein Einfluss auf das Ermüdungsrissverhalten vernachlässigt werden kann. Aufgrund der Abwägung der Vor- und Nachteile der unterschiedlichen Methoden zur Defekteinbringung, wurde die Mikrofräsbearbeitung für die Herstellung von künstlichen Defekten zur Untersuchung kurzer Ermüdungsrisse unter Umgebungseinfluss als die zielführendste Methode abgeleitet.

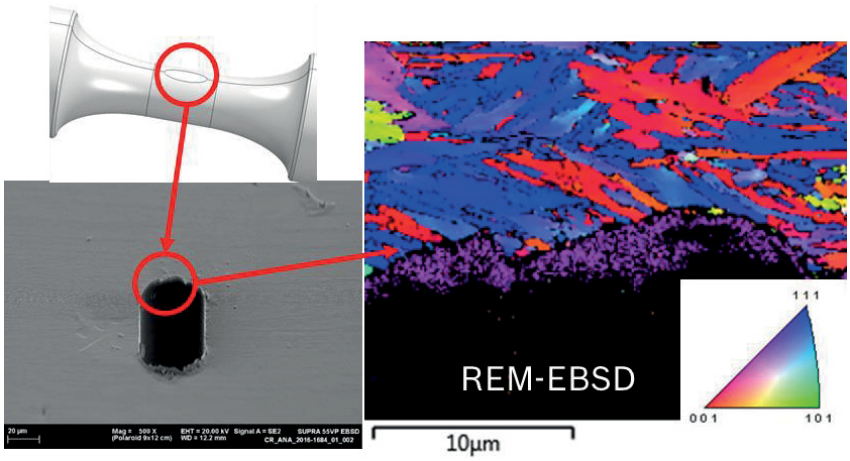


Bild 4.18: Mikrostrukturanalyse an einem mikrogefrästem Defekt im Werkstoff X17CrNi17-2

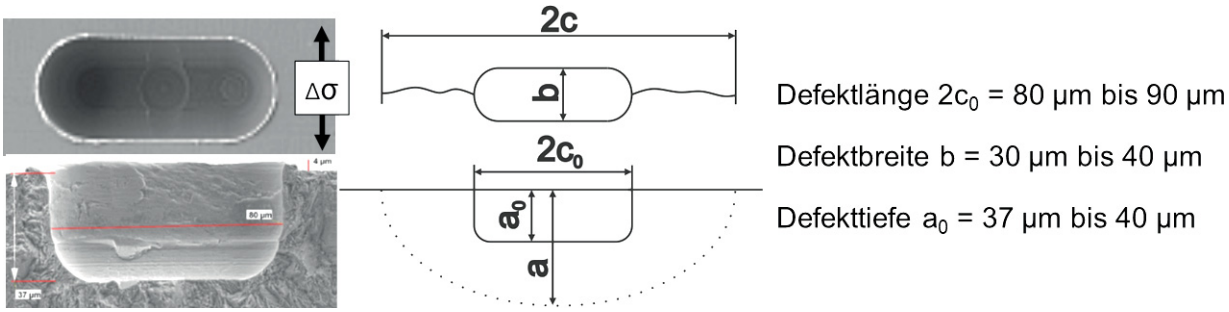


Bild 4.19: Abmessungen des mikrogefrästen Defekts

Im Rahmen dieser Arbeit wird entsprechend Bild 4.19 ein mikrogefräster Defekt erzeugt und im Anschluss an die Defekteinbringung wird die Flachkerbe mit einem Dremel leicht poliert (für ca. 1 min jeweils mit Diamantpaste mit 3 m und 1 m Körnung), damit die Messung der Oberflächenrisslänge deutlich verbessert wird. Die Geometrie des künstlichen Defekts wurde so gewählt, dass diese einem halbelliptisch ausgebreiteten Ermüdungsriss ähnelt. Nach Einbringung des künstlichen Defekts wurden die mikrogefrästen Defekte am REM ausgemessen und die eingebrachte Defektbreite und -länge dokumentiert. Aufgrund des zuvor beschriebenen Werkzeugverschleißes während der Defekteinbringung kam es zu Geometrieabweichungen in der Defektbreite b und der Defektlänge $2c_0$, die sich für die angedachten Untersuchungen als tolerierbar gezeigt haben.

4.4 Versuchsdurchführung und Auswertemethodik

Im Folgenden wird ein Überblick über die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten experimentellen Untersuchungen gegeben. Zusätzlich werden die Methoden zur Auswertung der Wöhlerversuche sowie der zyklischen Kurzrissversuche vorgestellt.

Sowohl die Wöhler- als auch die Bruchmechanikversuche werden an der in Kap. 4.1 beschriebenen Anlagentechnik durchgeführt. Alle Versuche werden kraftkontrolliert und mit einem Sinussignal durchgeführt.

Die Versuche werden bei Raumtemperatur und hauptsächlich bei einem Spannungsverhältnis $R_\sigma = 0{,}1$ durchgeführt, was aus dem Betriebslastfall von innendruckbelasteten Bauteilen abgeleitet werden kann. Zur Untersuchung von Rissschließeffekten werden auch Untersuchungen bei einem Spannungsverhältnis $R_\sigma = 0{,}6$ und $R_\sigma = 0{,}7$ durchgeführt. Durch die Wahl dieser Spannungsverhältnisse wird eine erhöhte statische Mittellast eingestellt, sodass Rissschließeffekte keinen erkennbaren Einfluss mehr auf das Ermüdungsrisswachstum zeigen [31, 33, 43, 83].

Neben den Referenzversuchen an Luft kommen als korrosive Versuchsmedien die in Kap. 4.2.3 beschriebenen hochethanolhaltigen Ottokraftstoffe E85 und E60 zum Einsatz. Bei der Versuchsdurchführung unter Medieneinfluss wird nach jedem Probenversuch das Versuchsmedium gewechselt. Während der einzelnen Probenversuche findet hingegen kein Medienwechsel statt. Dies hat den Vorteil, dass die Zeit für eine neue Inertisierung nach dem Medienwechsel eingespart wird und die Versuche schneller abgeschlossen werden können. Eine mögliche Veränderung der Medienzusammensetzung und folglich eine mögliche Änderung des Korrosionspotenzials während des Probeneinzelversuchs konnte durch vergleichende Kraftstoffanalysen vor und nach dem Versuch ausgeschlossen werden.

Die Resonanzprüfmaschine wurde vor jeder Versuchsreihe ausgerichtet. Dies ist erforderlich, um prüfstands- und probeneinspannungsbedingte Biegeeinflüsse zu erfassen und zu minimieren. Die statische Ausrichtung der Prüfmaschine erfolgte nach der in DIN ISO 1099:2006-04 beschriebenen Methode. Dabei kommt eine sogenannte Ausgleichsprobe zum Einsatz, die einer glatten Rundprobe entspricht und zwei Ebenen mit jeweils vier Dehnungsmesstreifen (DMS) vorweist, siehe Bild 4.20 links.

Weiterhin wurde ein statisch dynamischer Abgleich durchgeführt, um ebenfalls mögliche überlagerte Biegedehnungen in dem Resonanz-System in Erfahrung zu bringen und ggfs. zu minimieren. In Bild 4.20 rechts ist der zeitliche Dehnungsverlauf dargestellt, wobei der linke eingerahmte Bereich den statischen und der rechte Bereich den dynamischen Teil

beschreibt. Zunächst wird eine statische Unterlast und dann eine statische Oberlast eingestellt, wobei hier ein Spannungsverhältnis $R_\sigma = 0{,}1$ gewählt wird wie es in den Versuchsreihen der Fall ist. Anschließend wird eine statische Mittellast sowie die zyklische Belastung eingestellt. Bei einem Vergleich, der in Bild 4.20 rechts gekennzeichneten Messpunkte, der einzelnen DMS vom statischen zum dynamischen Bereich, ergibt sich ein Mittelwert von kleiner 2%.

Somit konnte für alle Versuchsreihen eine nahezu biegefreie Versuchsdurchführung der Betriebslast ermittelt werden, womit keine entsprechende Korrektur der Berechnung der Beanspruchung im Prüfquerschnitt erforderlich war.

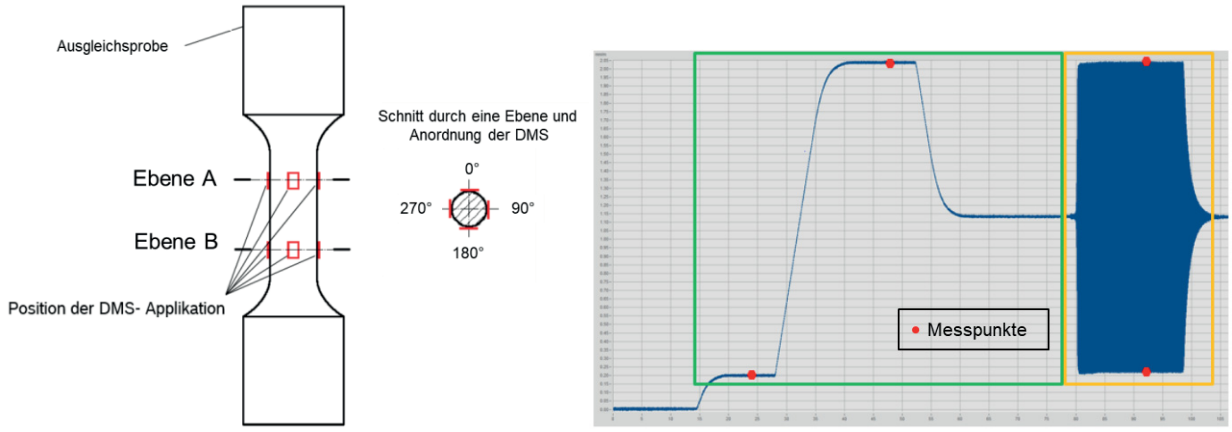


Bild 4.20: Ausrichtprobe (links) und Beispiel für statisch-dynamischen Abgleich (rechts)

4.4.1 Wöhlerversuche

Das Schwingfestigkeitsverhalten wird an Kerbproben mit einer Formzahl $K_t = 2{,}06$ (siehe Kap. 4.3.1) untersucht.

Die Ergebnisse aus Wöhlerversuchen (Datenpunkte in Bild 4.21) unterliegen natürlichen Streuungen, die beispielsweise auf Werkstoffinhomogenitäten und versuchsbedingte Abweichungen zurückzuführen sind [5, 7]. Um dennoch zuverlässige Aussagen über die Versuchsergebnisse zu erhalten, werden statistische Verfahren zur Auswertung von Wöhlerversuchen eingesetzt [7, 84–86].

Zur statistischen Auswertung von Wöhlerversuchen wird zunächst auf jedem Prüfhorizont ein Streuband aus Ausfallwahrscheinlichkeiten $P_{A,}$ angenommen, welche durch einen Mittelwert und eine obere sowie untere Grenze definiert sind. Die Ausfallwahrscheinlichkeit beschreibt den prozentualen Anteil der Proben, die bei definierten Bruchlastspielzahlen versagen. Häufig wird für alle Prüfhorizonte ein paralleles Streuband nach Bild 4.21 angenommen, wobei die untere Grenze der Ausfallwahrscheinlichkeit 10%, die mittlere 50% und die obere 90% beträgt. Demnach ist bei einer Ausfallwahrscheinlichkeit von 0% eine statistisch sehr sichere und bei P_A von 100% eine statistisch sehr unsichere Festigkeit zu erwarten. [7]

Die Lebensdauerstreuungen innerhalb des Streubands werden mithilfe von Verteilungsfunktionen beschrieben, wobei im Rahmen dieser Arbeit eine logarithmische Normalverteilung angenommen wird.

Die Auswertung der Wöhlerversuche erfolgt für den Zeitfestigkeits- und des Übergangsgebiets getrennt, denn im Zeitfestigkeitsgebiet werden nur Brüche und im Übergangsgebiet sowohl Brüche als auch Durchläufer berücksichtigt.

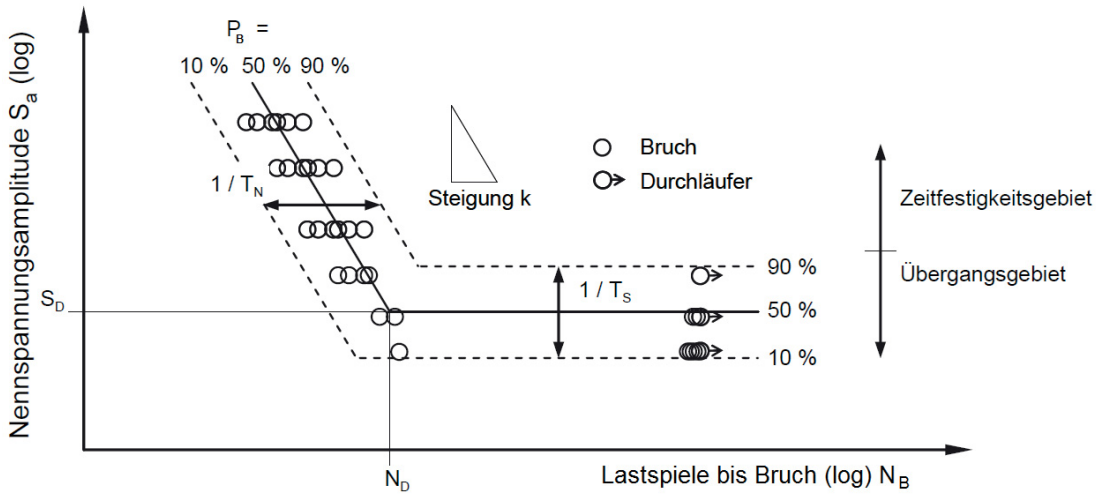


Bild 4.21: Schematische Darstellung und Beschreibung eines Wöhlerdiagramms [7]

Auswertung im Zeitfestigkeitsgebiet

Zur Auswertung des Zeitfestigkeitsgebiets werden Lasthorizonte herangezogen, wo ausschließlich Brüche auftreten. Die Auswertung erfolgt nach dem Perlenschnurverfahren. In einem ersten Schritt wird mithilfe der Gleichung (2.5) der Neigungsexponent k durch lineare Regression über alle Versuchspunkte im Zeitfestigkeitsgebiet ermittelt. Dann werden die Versuchspunkte parallel zur Zeitfestigkeitsgeraden auf einem Lasthorizont verschoben. Die Streuspanne T_N dient als Maß für die Streuung in Bruchlastspielrichtung [7] und steht mit der Streuspanne T_S in Lastrichtung in folgendem Zusammenhang:

$$T_N = \frac{N_{P_A = 90\%}}{N_{P_A = 10\%}} \qquad (4.2)$$

$$T_S = \frac{S_{P_A = 90\%}}{S_{P_A = 10\%}} = (T_N)^{1/k} \qquad (4.3)$$

Unter Gültigkeit der Lognormalverteilung wird im nächsten Schritt die Ausfallwahrscheinlichkeit P_A nach der Schätzungsformel nach Rossow [87] abgeschätzt

$$P_A = \frac{3 \cdot j - 1}{3 \cdot n + 1} \qquad (4.4)$$

wobei n die Anzahl der Ausfälle und j eine Ordnungszahl darstellt, welche ausgehend vom Höchstwert der Schwingspielzahl beginnend zugeordnet wird. Dabei wird in einem Wahrscheinlichkeitsnetz jeder Bruchschwingspielzahl eine Ausfallwahrscheinlichkeit P_A zugeordnet. Durch die Schar der ermittelten Werte wird eine Ausgleichsgerade gelegt [7] [11].

Auswertung im Übergangsgebiet

Zur Auswertung des Übergangsgebiets werden Lasthorizonte, wo sowohl Brüche als Durchläufer (Mischhorizonte) sowie reine Durchläuferhorizonte herangezogen. Die Auswertung erfolgt nach dem Probit-Verfahren. Hierbei sind mindestens zwei Lasthorizonte erforderlich. Zu Auswertungsbeginn wird ein oberes Lastniveau definiert, bei dem sich aus den Versuchspunkten Mischhorizonte einstellen. Dieses Lastniveau stellt die Grenze zwischen dem Zeitfestigkeits- und Dauerfestigkeitsgebiet dar. Demnach werden auf verschiedenen Lasthorizonten, unter Berücksichtigung der Aufteilung von Brüchen und Durchläufern, anhand eines Wahrscheinlichkeitsnetzes die Ausfallwahrscheinlichkeiten ermittelt. Um den Wert für die Ausfallwahrscheinlichkeit zu berechnen, wird eine Abschätzung nach Rossow unter Annahme einer Normalverteilung herangezogen. Wenn sowohl Durchläufer als auch Brüche auf einem Niveau auftreten gilt:

$$P_A = \frac{3 \cdot r - 1}{3 \cdot n + 1} \qquad (4.5)$$

Der Parameter r gibt die Anzahl der Brüche auf dem jeweiligen Lasthorizont an und n die Anzahl für dieses Beanspruchungsniveau geprüften Proben. Es muss berücksichtigt werden, dass es folgende Sonderfälle in der Berechnung der Ausfallwahrscheinlichkeiten gibt:

$$\text{r = 0 (nur Durchläufer):} \qquad P_A \leq 1 - 0{,}5^{1/n} \qquad (4.6)$$

$$\text{r = n (nur Brüche):} \qquad P_A \geq 0{,}5^{1/n} \qquad (4.7)$$

Anhand der Gleichung 4.5 wird für jeden Lasthorizont, der in das Übergangsgebiet gewertet wird, eine Ausfallwahrscheinlichkeit P_A berechnet. Die ermittelten Ausfallwahrscheinlichkeiten werden über die jeweiligen Lasthorizonte in ein Wahrscheinlichkeitsnetz eingetragen. Die Werte werden durch eine lineare Regression verbunden, worauf die Dauerfestigkeit S_D für die jeweilige Ausfallwahrscheinlichkeit P_A bestimmt werden kann. Die Ecklastschwingspielzahl N_E stellt darauf den Schnittpunkt des Niveaus der jeweiligen Dauerfestigkeit mit der Zeitfestigkeitsgeraden dar.

4.4.2 Bruchmechanikversuche

Kurzrissversuche:

Die experimentellen Untersuchungen zum Verhalten kurzer Ermüdungsrisse unter Laborluft bzw. Kraftstoffeinfluss (siehe Kap. 4.2.3) werden an den Proben mit einem mikrogefrästen Defekt nach Kap. 4.3.3 durchgeführt. Zur optischen Prüfung und Erfassung des Kurzrisswachstums wird das in Kap. 4.1 beschriebene optische Messsystem angewendet. Dabei werden die Bilder von Versuchsbeginn an automatisch und kontinuierlich erfasst. Die Bilderfassungsrate beträgt 1 Bild / 1000 LW und der Aufnahmezeitpunkt wurde zu den Kraftmaxima gesetzt, vgl. Bild 4.4. Außerdem konnte eine Kamerabelichtungszeit

von 0,1 ms eingestellt werden. Die Bilderfassung erfolgt bis zu einem Frequenzabfall $\Delta f = 0{,}4$ Hz. Anschließend wird der Versuch bis zum Probengewaltbruch fortgesetzt.

Nach jedem Probeneinzelversuch entsteht je nach Versuchszeit eine relativ hohe Menge an aufgenommenen Bildern. Diese Datenmenge muss auf eine wesentliche Anzahl reduziert werden, da das Risswachstum nicht auf jedem Bild zu beobachten ist und somit nicht jedes Bild als ein Versuchspunkt herangezogen werden kann. Um auch den Aufwand für die Risslängenmessung gering zu halten, wurden mindestens 20 Versuchspunkte ausgewertet. Die Oberflächenrisslängen werden manuell mit der frei erhältlichen Software ImageJ gemessen. Zur Messung wird allerdings eine Referenzlänge als Maßstab benötigt. Dazu werden die mikrogefrästen Defekte am REM ausgemessen und die ermittelte Defektlänge $2c_0$ als Referenzlänge herangezogen. In Bild 4.22 ist eine Bildaufnahme mit den wichtigsten Messgrößen dargestellt.

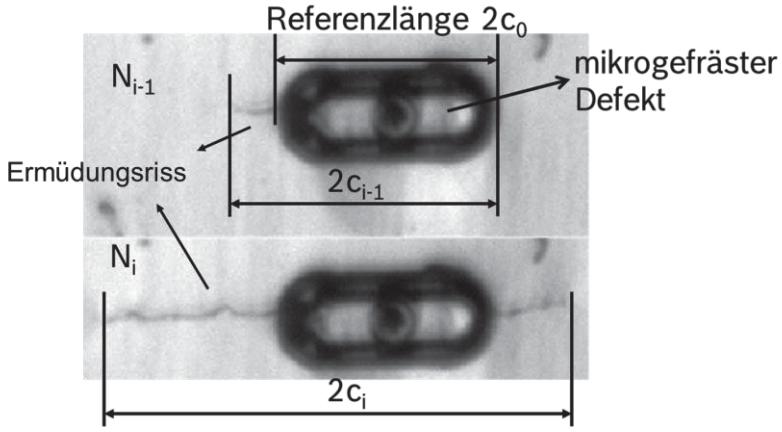


Bild 4.22: Aufnahmen kurzer Ermüdungsrisse an Luft mit dem Fernfeldmikroskop und Beispiel einer Risslängenmessung an der Probenoberfläche

Sind die Oberflächenrisslängen $2c_i$ und die zugehörigen Lastwechselzahlen N_i bestimmt, wird die Rissfortschrittsrate für die Rissausbreitung an der Oberfläche wie folgt ermittelt:

$$\left(\frac{\mathrm{d2c}}{\mathrm{dN}} \right)_\mathrm{i} = \left(\frac{\triangle \mathrm{2c}}{\triangle \mathrm{N}} \right)_\mathrm{i} = \frac{2\mathrm{c_i} - 2\mathrm{c_{i\text{-}1}}}{\mathrm{N_i} - \mathrm{N_{i\text{-}1}}} \qquad (4.8)$$

Für die Bewertung der Rissfortschrittsrate da / dN in die Probentiefe wird die nachfolgend aufgeführte Annahme getroffen:

- Rissfront an Luft und unter Kraftstoffeinfluss: halbkreisförmige, konstante Rissfront bis zum Ermüdungsbruch
  - $a / c = 1$
  - $Y_{kurz} = 0{,}728$ (kurzer Riss an der Oberfläche) [28, 88, 89]

Langrissversuche:

Die experimentellen Untersuchungen zum Verhalten langer Ermüdungsrisse unter Laborluft bzw. Kraftstoffeinfluss (siehe Kap. 4.2.3) werden an den Proben nach Kap. 4.3.2 durchgeführt. Die Bilderfassung und Risslängenbestimmung erfolgt analog zu den Kurzrissversuchen.

Als technischer Grenzwert für die Ermittlung des Langrissschwellenwerts wird in der ASTM E647 [74] $da/dN < 10^{-7}$ mm/LW und in der ISO BS 12108 [90] $da/dN < 10^{-8}$ mm/LW definiert. Im Rahmen dieser Arbeit wird das Schwellenwertkriterium nach der ISO BS 12108 definiert. Das Vorgehen nach ISO BS 12108 hat den Vorteil, dass bei Versuchen unter korrosivem Kraftstoffeinfluss zeitabhängige Korrosionseffekte durch den niedrigeren Grenzwert und der damit verbundenen längeren Laufzeit besser abgedeckt werden können. Die experimentelle Ermittlung des Langrissschwellenwerts ΔK_{th} erfolgt ebenfalls nach den zuvor genannten Prüfnormen.

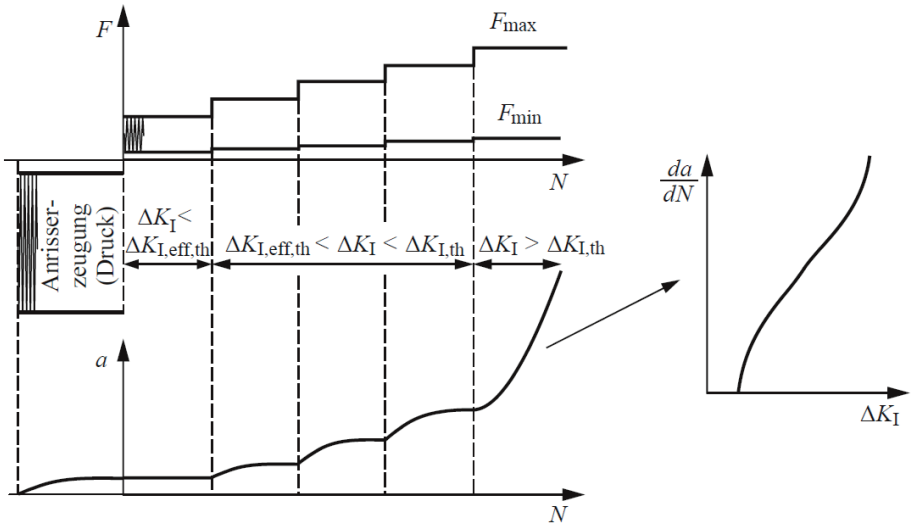


Bild 4.23: Schematische Darstellung der Langrissschwellenwertermittlung nach der Laststeigerungsmethodik in Anlehnung an [91, 92]

Dabei sind die Lastabsenkungsmethode bei konstantem R-Verhältnis und die Erhöhung der Unterlast bei konstanter maximaler Spannungsintensität K_{max} am häufigsten in der Praxis vorzufinden. Diese Methoden haben den großen Vorteil, dass die Versuchsdurchführung automatisiert durchgeführt werden kann. Der Nachteil dieser Methoden ist jedoch, dass der Langrissschwellenwert durch den korrosionsinduzierten Rissschließeffekt überschätzt wird. Um einen konservativeren Langrissschwellenwert bestimmen zu können, wird die Laststeigerungsmethodik *Compression Precracking Constant Amplitude (CPCA)* Methode nach Carboni [93] und Pippan et al. [91] angewandt. In Bild 4.23 ist die Methode schematisch dargestellt.

Dabei wird zunächst im Druckschwellbereich ein gestoppter kurzer Ermüdungsriss erzeugt. Anschließend wird im Zugschwellbereich die Last schrittweise erhöht, bis stabiles Langrisswachstum eintritt. In Bild 4.24 ist eine Aufnahme mit Fernfeldmikroskop dargestellt, die den Bereich der Risseinbringung im Druckschwellbereich (bei $R_\sigma = 10$) sowie das anschließende Risswachstum im Zugschwellbereich (bei $R_\sigma = 0{,}1$) verdeutlichen soll.

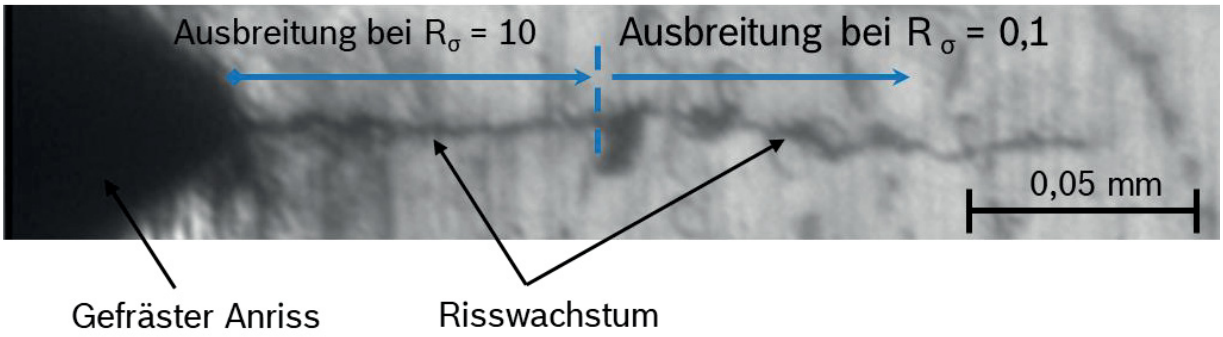


Bild 4.24: Aufnahme an einer SENT-Probe in E85 mit dem Fernfeldmikroskop zur Verdeutlichung der bruchmechanischen Prüfmethode für lange Risse

Abschließend sollen in Tabelle 4.5 die wichtigsten Versuchsrandbedingungen zusammenfassend dargestellt werden:

Tabelle 4.5: Übersicht Randbedingungen in den spannungsmechanischen und schwingbruchmechanischen Versuchen

Versuchsrandbedingung	**Spannungsmechanik**	**Schwingbruchmechanik**
Versuchsdurchführung	Kraftkontrolliert	
Signalform	Sinus	
Prüffrequenz f	~ 125 Hz	~ 115 Hz
Probe	Kerbprobe Formzahl K_t = 2,06	a) Kurzrissversuche: Rundprobe mit einseitiger Flachkerbe und mikrogefrästem Defekt b) Langrissversuche: SENT-Probe
Temperatur	Raumtemperatur	max. 28°C gemessen mittels Pyrometer
Spannungsverhältnis R_σ	0,1	0,1, (0,6 / 0,7)*)
Prüf-/Umgebungsmedien	Luft, Ottokraftstoffe E85 und E60	
Kraftstoffeinsatz	a) Frischer Ottokraftstoff zu Beginn des Probeneinzelversuchs b) kein Medienwechsel während des Versuchs	
Grenzlastschwingspielzahl N_G und Schwellenwert-kriterium da/dN	$N_G = 10^7$ LW	$da/dN = 10^{-8}$ mm / LW

*) Versuche zur Analyse von Rissschließeffekten

5 Experimentelle Erkenntnisse

5.1 Korrosionsverhalten ohne überlagerte mechanische Beanspruchung

Um ein Grundlagenverständnis über das Korrosionsverhalten und die Passivität des eingesetzten Werkstoffs in den beiden Kraftstoffen E85 sowie E60 zu erhalten, wurden Stromdichte-Potentialanalysen durchgeführt, siehe Bild 5.1. Die Versuche umfassen je drei Probenversuche in den beiden Kraftstoffen. Als Proben wurden rechteckige Plättchen verwendet. Eine besondere technische Herausforderung bei der Ermittlung dieser Kurven ist die sehr niedrige elektrische Leitfähigkeit der Ottokraftstoffe. Eine Lösung dieses Problems wäre die Beimischung von Leitsalzen [55], jedoch birgt dies die Gefahr, dass der Korrosionsmechanismus verändert werden kann. Deshalb wurde bei einer externen Prüfstelle [94] ein spezieller Versuchsaufbau [95] entwickelt und eingesetzt, womit Stromdichte-Potential-Analysen auch in sehr schlecht leitfähigen Medien durchgeführt werden können [95].

Bei den durchgeführten Untersuchungen konnten reproduzierbare Ergebnisse ermittelt werden (Bild A 2). Aufgrund der Übersichtlichkeit sind in Bild 5.1 nur zwei repräsentative Kurven dargestellt. Die Lage des Korrosionspotentials (von 0 V_H bis 0,5 V_H) und der entsprechenden Korrosionsstromdichte verändert sich geringfügig in Abhängigkeit des Ottokraftstoffs. Dies lässt annehmen, dass eine vergleichbare Korrosionsgeschwindigkeit zu beobachten ist. Weiterhin ist im breiten Potentialbereich 0,5 bis 3,5 V_H ein flacher Stromdichteverlauf zu beobachten. Dieser Bereich charakterisiert die Passivierung des Werkstoffs in dem entsprechenden Ottokraftstoff. Da in diesem breiten Passivbereich relativ niedrige Stromdichten erfasst wurden, kann von einer geringen Auftretenswahrscheinlichkeit von Lokalkorrosion ausgegangen werden. Jedoch ist im Vergleich beider Kurven zu erkennen, dass der Werkstoff unter E85 eine tendenziell bessere Passivierbarkeit aufweist als unter E60.

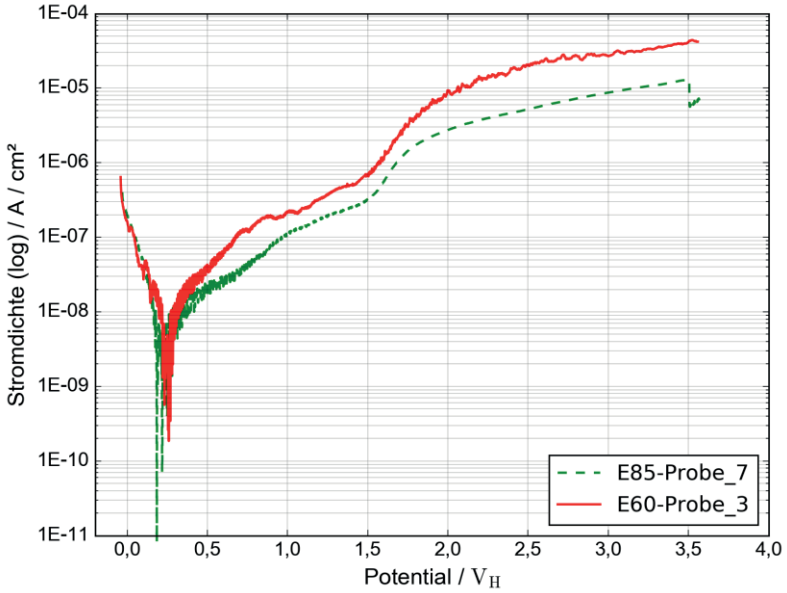


Bild 5.1: Repräsentative Stromdichte-Potential-Kurven ermittelt am vergüteten Werkstoff X17CrNi16-2 in den Ottokraftstoffen E85 sowie E60 [94]

5.2 Ermüdungsverhalten an der Kerbprobe

5.2.1 Ableitung von Wöhlerlinien für Kerbproben unter Laborluft bzw. Kraftstoff

Zur phänomenologischen Bewertung der Schwingungsrisskorrosion wurden kraftkontrollierte Wöhlerversuche an Kerbproben unter Umgebungseinfluss durchgeführt. Das daraus abgeleitete Wöhlerdiagramm ist in Bild 5.2 dargestellt, wobei aufgrund der Übersichtlichkeit nur die Linien bei einer Bruchausfallwahrscheinlichkeit $P_A = 50\%$ zu sehen sind. Die Wöhlerlinien wurden nach dem in Kap. 4.4.1 vorgestelltem Verfahren statistisch ausgewertet und die resultierenden charakteristischen Werte der Wöhlerlinien sind in Tabelle 5.1 zusammengestellt. Es zeigt sich bei einer Lastwechselzahl von 10^7, dass der korrosive Kraftstoffeinfluss die Schwingfestigkeit um rund 35% absenkt.

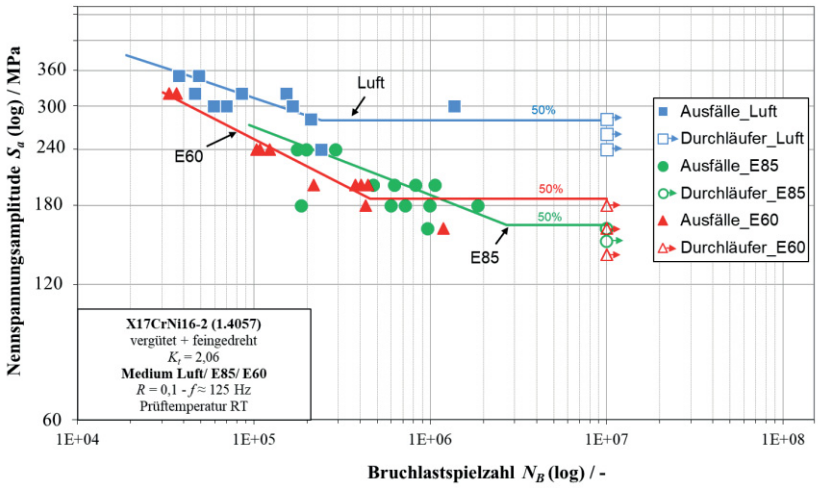


Bild 5.2: Wöhlerlinien ermittelt an Kerbproben ($K_t = 2$) an Luft bzw. in Kraftstoff

Dabei scheint der Kraftstofftyp keinen großen Einfluss auf den Schwingfestigkeitsabfall zu haben, jedoch lässt sich in Lebensdauerrichtung erkennen, dass die Versuchsproben in E60 tendenziell früher ausfallen als in E85. Dies zeigt sich auch in der Verschiebung des Abknickpunkts zu höheren Schwingspielzahlen. Bei der Gegenüberstellung der Neigungsexponenten k fällt auf, dass diese sich nur unwesentlich unterscheiden. Nicht zuletzt konnte beobachtet werden, dass das Streuband T_s für das Zeitfestigkeits- sowie für das Übergangsgebiet bei den Versuchen unter Kraftstoffeinfluss höher liegt, als es bei dem Referenzversuch an Luft der Fall ist.

Tabelle 5.1: Charakteristische Werte aus den Wöhlerversuchen

Umgebungsmedium	**Luft**	**E85**	**E60**
k	7,6	6,5	4,9
N_E / LW	240.000	2.700.000	450.000
S_D / MPa	278	163	186
T_s	1,18	1,39	1,34

Dies könnte damit erklärt werden, dass der E60 aufgrund des höheren Chloridgehalts und Wasseranteils im Vergleich zum E85 ein höheres Korrosionspotential aufweist und damit

die Rissfortschrittsrate größer sein könnte. Der spätere Ausfall in E85 könnte aber auch mit dem korrosionsinduzierten Rissschließen erklärt werden. Hierbei ist es vorstellbar, dass der Werkstoff im E85 eine bessere Repassivierbarkeit besitzt als im E60 und damit die Rissfortschrittsphase verlängert wird. Eine detailliertere Betrachtung des Verhaltens von Ermüdungsrissen unter Berücksichtigung des Umgebungseinflusses erfolgt in Kap. 5.3.

5.2.2 Fraktographie

In Bild 5.3 sind lichtmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen von Probenversuchen an Luft dargestellt. Es zeigt sich, dass bei niedriger Nennbeanspruchung ein klassisches Ermüdungsversagen mit einer Rissinitiierungsstelle im Schwingbruchausgang (SBA) zu deuten ist. Demgegenüber lässt sich bei höherer Nennbeanspruchung beobachten, dass zwar ein primärer Ermüdungsanriss im SBA liegt, jedoch auch Sekundäranrisse festgestellt werden können. Letzteres ist als makroskopische Grunderscheinungsform bei Kerbproben unter relativ hoher Nennbeanspruchung zu beobachten [96].

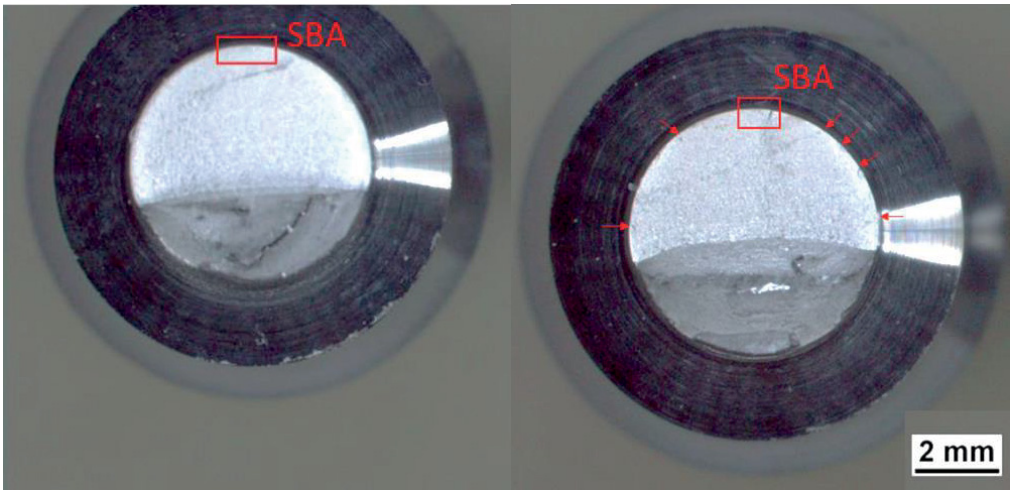


Bild 5.3: Aufnahmen mit dem Lichtmikroskop, Medium Luft, Lasthorizonte $S_a = 280$ MPa, $N_B = 2{,}09\ 10^5$ (links) und $Sa = 320$ MPa, $N_B = 4{,}6\ 10^4$ (rechts)

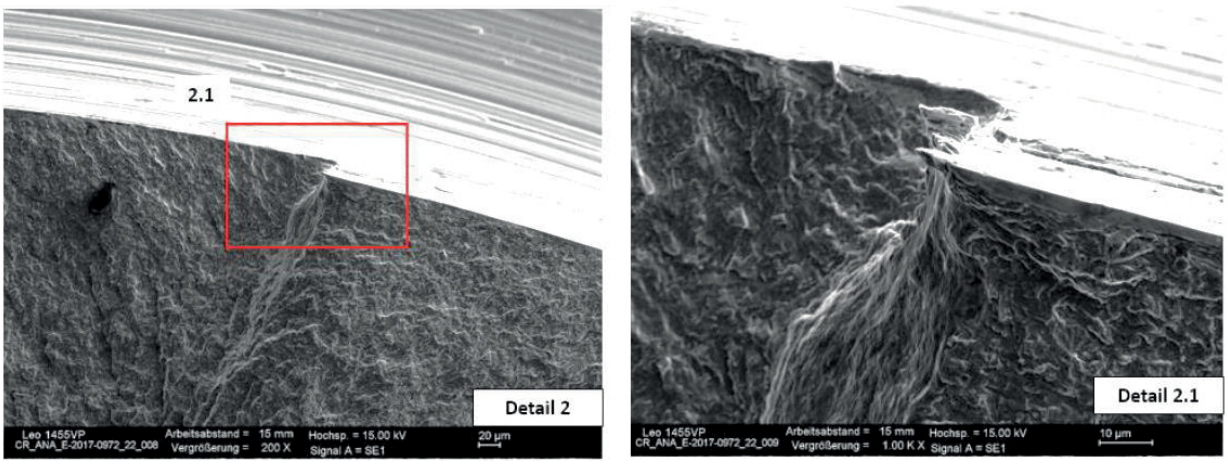


Bild 5.4: Aufnahmen des SBA mit dem REM, Medium Luft, $S_a = 320$ MPa, $N_B = 3{,}5\ 10^4$, Vergrößerung 200fach (links) und 1000fach (rechts)

Um die genaue Ursache für das Ermüdungsversagen zu klären, wurden Aufnahmen mit dem REM gemacht. Hierbei wurde festgestellt, dass die Rissinitiierung von der Werkstoffoberfläche ausgeht. Ermüdungsversagen ausgehend von nichtmetallischen Einschlüssen konnte nicht beobachtet werden, auch wenn dies nicht gänzlich auszuschließen ist. An einer der geprüften Proben konnte ein Ermüdungsversagen ausgehend von einer fertigungsbedingten Drehriefe festgestellt werden, siehe Bild 5.4.

In Bild 5.5 sind lichtmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen von Probenversuchen in E60 dargestellt, repräsentativ für die Versuche in E60 sowie E85. Im Vergleich zu den Referenzversuchen an Luft ist zu festzustellen, dass der Anteil der Schwingbruchfläche vergleichbar ist und bei rund 50% liegt. Bei der Betrachtung des SBAs und den naheliegenden Bereichen können teilweise dunkle Verfärbungen beobachtet werden, die als ein Korrosionsprodukt gedeutet werden können. Diese Verfärbung ist verstärkt in der Nähe der Probenoberfläche zu sehen und schwindet mit zunehmender Tiefe ins Probeninnere. Durchgeführte EDX-Analysen konnten keine zuverlässigen Daten zur Charakterisierung liefern. Da jedoch diese qualitative Erscheinungsform bei den Wöhlerversuchen unter

Kraftstoffeinfluss charakteristisch war, ist davon auszugehen, dass dies ein Korrosionsprodukt ist, welches auf die SwRK zurückzuführen ist.

Weiterhin ist zu erkennen, dass bei relativ hoher Nennbeanspruchung unter Kraftstoffeinfluss die Anzahl an Sekundärrissen zunimmt im Vergleich zum Referenzversuch an Luft. Allerdings konnte diese Beobachtung nicht systematisch festgestellt werden, sodass hier keine eindeutige Korrelation zwischen steigender Anzahl an Sekundärrissen und der SwRK abgeleitet werden konnte. Darüber hinaus wurden fraktographische Analysen mittels REM durchgeführt (Bild 5.6), wobei sich keine signifikanten Unterschiede zu den Referenzproben zeigte (vgl. Bild 5.5), welche unter Luft ermüdet wurden.

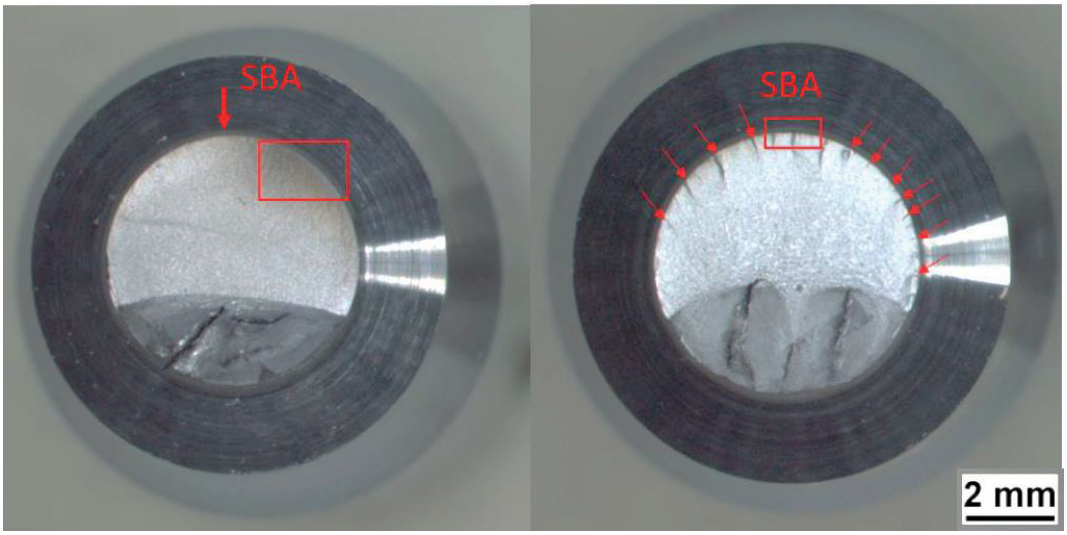


Bild 5.5: Aufnahmen mit dem Lichtmikroskop, Medium E60, Lasthorizonte $S_a = 180$ MPa, $N_B = 4{,}3\ 10^5$ (links) und $S_a = 320$ MPa, $N_B = 3{,}5\ 10^4$ (rechts)

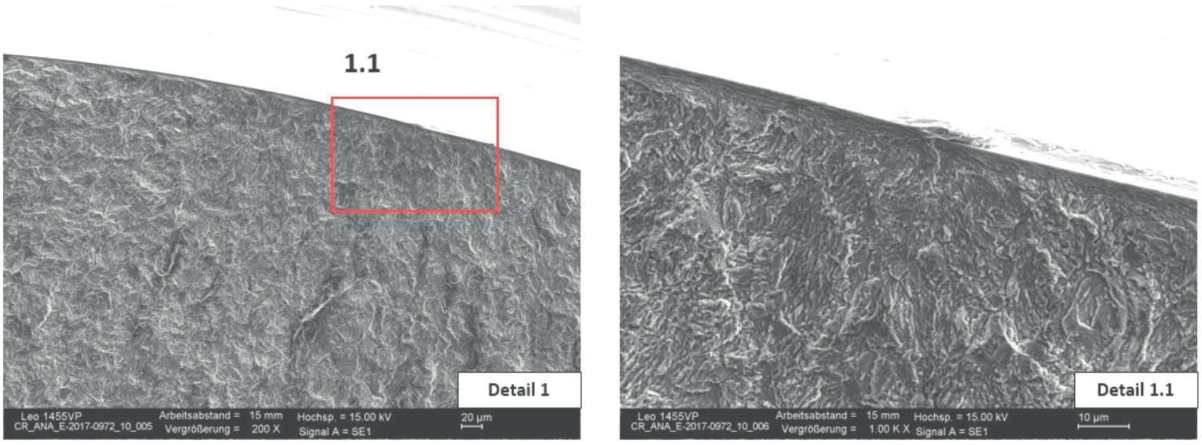


Bild 5.6: Aufnahmen des SBA mit dem REM, Medium E60, $S_a = 180$ MPa, $N_B = 4{,}3\ 10^5$, Vergrößerung 200fach (links) und 1000fach (rechts)

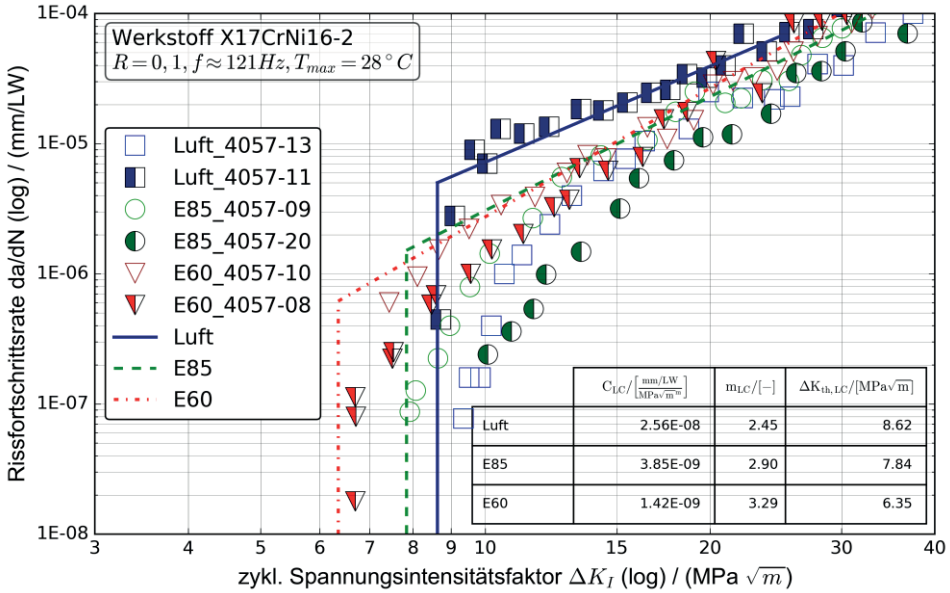
5.3 Schwingbruchmechanische Untersuchungen

5.3.1 Zyklisches Langrisswachstum unter Laborluft bzw. Kraftstoff

Die Untersuchungen des Langrissverhaltens an Luft bzw. unter Kraftstoffeinfluss sind an einseitig gekerbten Flachproben, SENT-Proben, erfolgt. Zur Berechnung des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors wurde die Korrekturfunktion nach Tada [73] verwendet, siehe Kap 4.3.2. Als bruchmechanische Prüfmethode wurde das CPCA-Konzept (Kap 4.4.2) angewandt und in Anlehnung an ISO BS 12109 als Schwellenwertkriterium gegen Rissausbreitung $da\ /\ dN = 10^{-8}$ mm / LW herangezogen.

In Bild 5.7 sind die Messwerte bei einem Spannungsverhältnis $R_\sigma = 0{,}1$ in doppelt-logarithmischer Achsenteilung dargestellt und die entsprechenden bruchmechanischen Kennwerte nach dem Paris-Gesetz sind in Bei noch höheren Spannungsintensitätsfaktoren ($\Delta KI > 20$ MPa$\sqrt{\text{m}}$) fallen die Rissfortschrittsraten auf ein gemeinsames Niveau zusammen, sodass Umgebungseinflüsse keine Rolle mehr spielen.

Tabelle 5.2 zusammenfassend aufgelistet. Entsprechend der Norm ISO BS 12109 konnten gültige Messpunkte in Umgebungsmedium herangezogen und eine Modellierung des Langrissverhaltens entsprechend des Paris-Gesetzes durchgeführt werden. Es zeigt sich, dass gegenüber den Versuchen unter Luft der Langrissschwellenwert unter Kraftstoffeinfluss herabgesetzt wird. Unter E85 betrug die Schwellenwertabsenkung gegenüber den Referenzversuchen in Luft etwa 10%, siehe Bild 5.7. Unter E60 wurde der niedrigste Langrissschwellenwert mit einer Schwellenwertabsenkung von rund 26% gegenüber dem Referenzversuch an Luft ermittelt, siehe Bild 5.7. Beim Vergleich der Rissfortschrittsraten ist festzustellen, dass bei der Probe 4057-11 der lange Ermüdungsriss an Luft zwischen $\Delta K_I = 9$ MPa$\sqrt{\text{m}}$ und $\Delta K_I = 20$ MPa$\sqrt{\text{m}}$ tendenziell schneller wächst als es unter Kraftstoffeinfluss zu sehen ist, vgl. [97]. Demgegenüber wächst der lange Ermüdungsriss bei der Probe 4057-13 vergleichbar zu den langen Ermüdungsrissen im Kraftstoff. Letztere Beobachtung an Luft kann möglicherweise mit Korrosionsprozessen z.B. aufgrund höherer Luftfeuchte und folglich der Bildung von korrosionsinduziertem Rissschließen in Zusammenhang stehen. Jedoch wurde dies nur an einem Probenversuch an Luft beobachtet, sodass hier die Rissfortschrittsrate an Luft nicht eindeutig und statistisch sicher von den Rissfortschrittsraten unter Kraftstoffeinfluss abgegrenzt werden kann.



	$C_{LC}/\left[\frac{mm/LW}{MPa\sqrt{m}^m}\right]$	$m_{LC}/[-]$	$\Delta K_{th,LC}/[MPa\sqrt{m}]$
Luft	2.56E-08	2.45	8.62
E85	3.85E-09	2.90	7.84
E60	1.42E-09	3.29	6.35

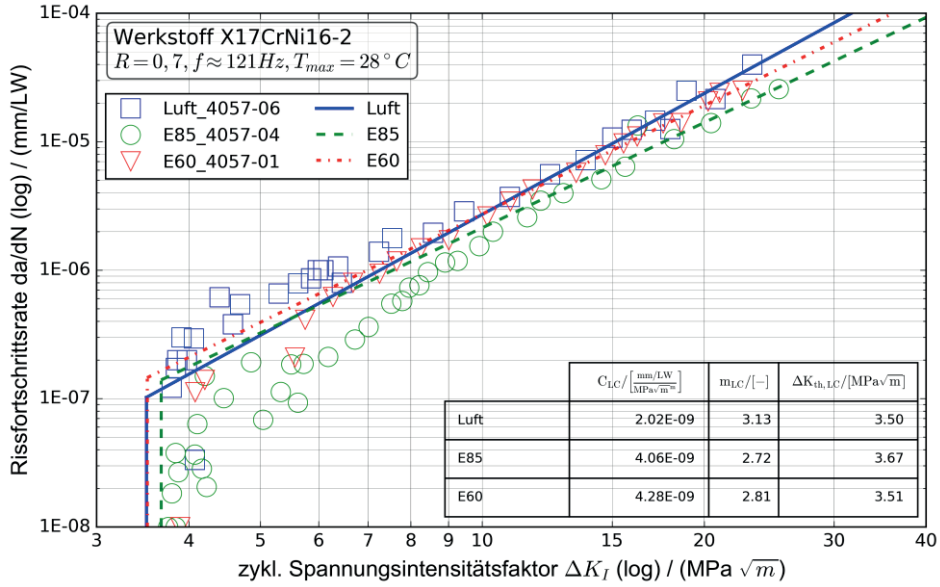
Bild 5.7: Rissfortschrittsdiagramm für lange Risse an Luft bzw. unter Kraftstoffeinfluss bei $R_\sigma = 0{,}1$

Bei noch höheren Spannungsintensitätsfaktoren ($\Delta K_I > 20$ MPa$\sqrt{\text{m}}$) fallen die Rissfortschrittsraten auf ein gemeinsames Niveau zusammen, sodass Umgebungseinflüsse keine Rolle mehr spielen.

Tabelle 5.2: Kennwerte zum Langrissverhalten bei $R_\sigma = 0{,}1$

Umgebungsmedium	$\mathbf{C_{lc}}$ / $\left(\frac{mm\,/\,LW}{MPa\sqrt{m}^m}\right)$	$\mathbf{m_{lc}}$ / -	$\mathbf{\Delta K_{I,th}}$ / MPa$\sqrt{\text{m}}$
Luft	$2{,}56 \cdot 10^{-8}$	2,45	8,62
E85	$3{,}85 \cdot 10^{-9}$	2,90	7,84
E60	$1{,}42 \cdot 10^{-9}$	3,29	6,35

Zur Untersuchung des Einflusses von Rissschließeffekten bei langen Ermüdungsrissen bedingt durch die eingesetzten Kraftstoffe wurden Versuche bei einem erhöhten R-Verhältnis $R_\sigma = 0{,}7$ durchgeführt.



	$C_{LC}/\left[\frac{mm/LW}{MPa\sqrt{m}^m}\right]$	$m_{LC}/[-]$	$\Delta K_{th,LC}/[MPa\sqrt{m}]$
Luft	2.02E-09	3.13	3.50
E85	4.06E-09	2.72	3.67
E60	4.28E-09	2.81	3.51

Bild 5.8: Rissfortschrittsdiagramm für lange Risse an Luft bzw. unter Kraftstoffeinfluss bei $R_\sigma = 0{,}7$

Die experimentellen Ergebnisse sind in doppelt-logarithmischer Achsenteilung in Bild 5.8 dargestellt und die entsprechenden bruchmechanischen Kennwerte nach dem Paris Gesetz sind in Tabelle 5.3 zusammenfassend aufgelistet. Es zeigt sich, dass die Langrissschwellenwerte an Luft bzw. in Kraftstoffumgebung näherungsweise identisch sind, sodass hier ein Medieneinfluss vernachlässigt werden kann. Weiterhin ist festzustellen, dass die Rissfortschrittsraten konvergieren.

Tabelle 5.3: Kennwerte zum Langrissverhalten bei $R_\sigma = 0{,}7$

Umgebungsmedium	$\mathbf{C_{lc}}$ / $\left(\frac{mm\,/\,LW}{MPa\sqrt{m}^m}\right)$	$\mathbf{m_{lc}}$ / -	$\mathbf{\Delta K_{I,th,eff}}$ / MPa$\sqrt{m}$
Luft	$2{,}02 \cdot 10^{-9}$	3,13	3,50
E85	$4{,}06 \cdot 10^{-9}$	2,72	3,67
E60	$4{,}28 \cdot 10^{-9}$	2,81	3,51

5.3.2 Zyklisches Kurzrisswachstum unter Laborluft bzw. Kraftstoff

Die Untersuchungen des zyklischen Kurzrissverhaltens an Luft bzw. unter Kraftstoffeinfluss sind an den Rundproben mit einseitiger Flachkerbe und mikrogefrästem Defekt erfolgt, siehe Kap. 4.3.3. Bild 5.9 zeigt das (Rissfortschritts-)Wöhlerdiagramm, wo alle Versuchspunkte aus den Kurzrissversuchen an Luft, in E85 und in E60 dargestellt sind.

Dabei sind zu jedem Probenversuch die Lastspielzahlen sowohl für den Anrisszeitpunkt N_A, als auch für den Zeitpunkt des Bruchs N_B dargestellt. Um die Anrisslastspielzahl N_A in Abhängigkeit der Umgebungsmedien darstellen und vergleichen zu können, wurde eine Anrisslänge $\Delta 2c = 10$ µm als Initiierung des Kurzrisswachstums definiert.

Beim Vergleich des medienabhängigen Zeitpunkts der Kurzrissinitiierung lässt sich festhalten, dass der Kraftstoff im Vergleich zu Luft eine tendenziell frühere Kurzrissinitiierung begünstigt.

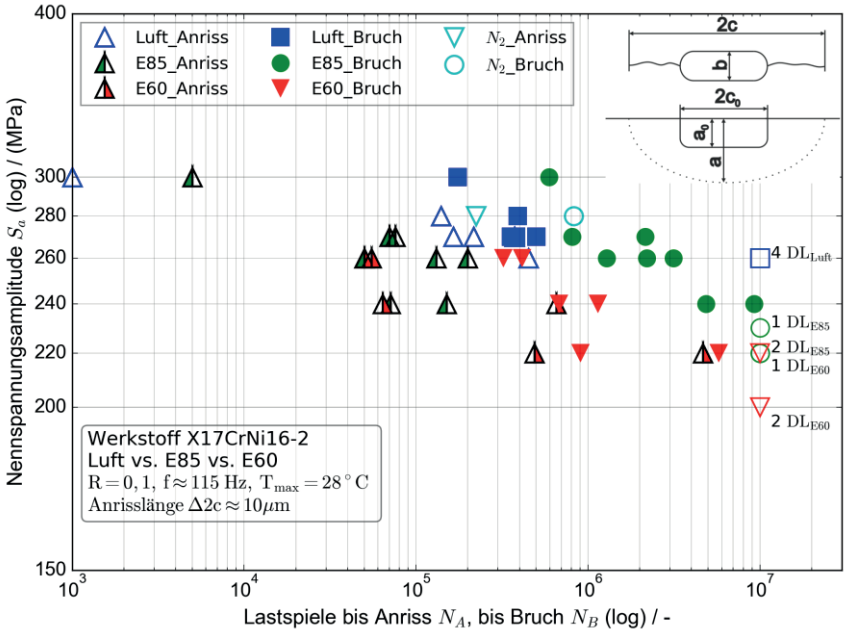


Bild 5.9: Rissfortschrittswöhlerdiagramm ermittelt mit Rundproben mit mikrogefrästem Defekt (Bild 4.13) an Luft bzw. im Kraftstoff

Die Messungen haben außerdem ergeben, dass bei einer Nennspannungsamplitude $S_a \leq 260$ MPa nur unter Kraftstoffeinfluss ein Versagen (N_B) beobachtet wurde. Hierbei zeigt sich, dass Brüche unter E60 früher eintreten als unter E85. Weiterhin lässt sich bei $S_a \leq 230$ MPa erkennen, dass Grenzlastspielzahl 10^7 kein Bruchversagen im E85 eintrat, wohingegen dies im E60 erst bei einer Absenkung auf $S_a < 220$ MPa zu beobachten ist.

Bei genauerer Analyse des zyklischen Kurzrissverhaltens für $S_a \leq 260$ MPa ist in Bild 5.10 zu beobachten, dass die Rissfortschrittsrate niedrig ist und diese auch durch den speziellen Kraftstofftyp beeinflusst wird, vgl. [97]. So ist zu erkennen, dass die Rissfortschrittsrate unter Einfluss des E60 Kraftstoffs höher ist als in E85. Weiterhin zeigt sich, dass ab einer Oberflächenrisslänge $2c \approx 0{,}5$ mm der korrosive Kraftstoffeinfluss die Wirkung auf das zyklische Kurzrissverhalten verliert, was mit dem Übergang zum Langrissbereich und der damit verbundenen Abnahme mikrostruktureller Einflüsse erklärt werden kann.

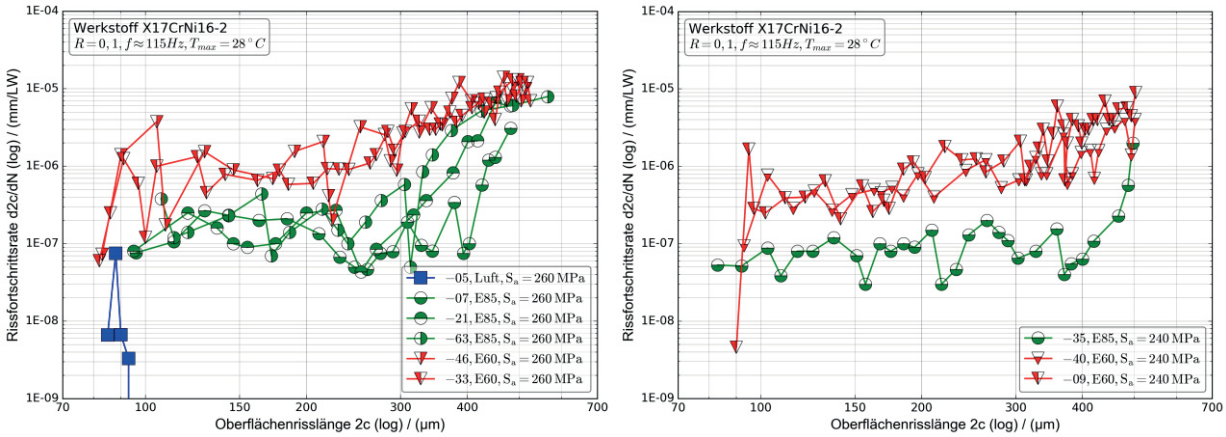


Bild 5.10: (Kurz-)Rissfortschrittsdiagramm für Versuche an Luft bzw. im Kraftstoff bei $S_a = 260$ MPa (links) und $S_a = 240$ MPa (rechts)

Bei den Kurzrissversuchen an Luft konnte bei einer Nennspannungsamplitude $S_a = 260$ MPa ein zyklisches Kurzrisswachstum festgestellt werden, welches nach rund $1{,}7 \cdot 10^6$ LW und einer Oberflächenrisslänge $\Delta 2c = 11$ µm ($2c_0 = 82$ m) zum Stoppen kam. Die Entwicklung des Kurzrissfortschritts bis zum Rissstopp bei der Grenzlastspielzahl 10^7

ist in Bild 5.11 dargestellt. Der Rissstopp konnte versuchstechnisch dadurch belegt werden, dass der Riss auch bei Weiterführung des Versuches bis 10^7 LW nicht weitergewachsen ist, wobei eine mögliche Schadensfolge bei $>10^7$ LW (VHCF-Verhalten) hier nicht betrachtet wird. Bild 5.12 zeigt zum einen Aufnahmen mit dem Fernfeldmikroskop vor Versuchsbeginn und bei 10^7 LW und zum anderen Aufnahmen mit dem EBSD (Electron Backscatter Diffraction) für die Mikrostrukturanalytik am künstlichen Defekt bzw. gestoppten Ermüdungsriss. Die EBSD-Analyse [98] hat ergeben, dass der kurze Ermüdungsriss durch Martensitblöcke gewandert ist. Außerdem ist durch eine Rekonstruktion der ehemaligen Austenitkörner festzuhalten, dass der Ermüdungsrissstopp an einer ehemaligen Austenitkorngrenze erfolgt ist [98].

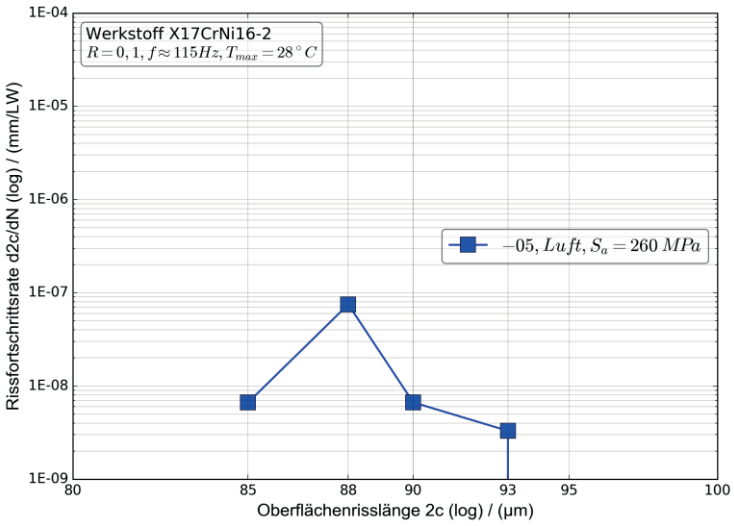


Bild 5.11: (Kurz-)Rissfortschrittsdiagramm für gestoppten Ermüdungsriss während des Versuchs an Luft bei $S_a = 260$ MPa

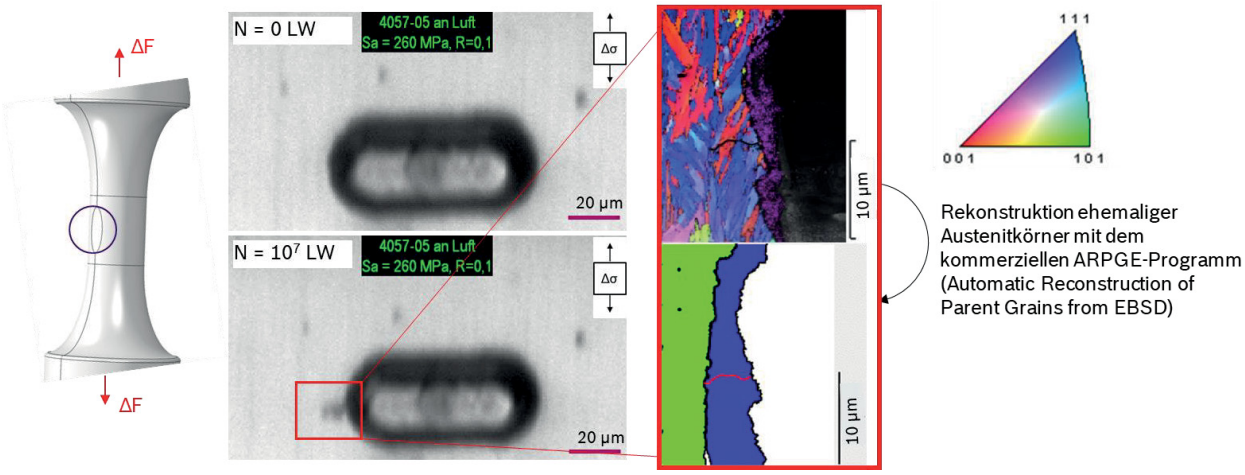


Bild 5.12: Aufnahmen des Ermüdungsrisstopps an Luft mit dem Fernfeldmikroskop und EBSD-Aufnahmen [98] sowie Rekonstruktion der ehemaligen Austenitkörner

Die Messwerte bei einer Nennspannungsamplitude $S_a > 260$ MPa haben ergeben, dass Versagen unter Kraftstoffeinfluss später eintritt, als es an Luft der Fall ist. Die medienbedingte Verlängerung der Rissfortschrittsphase wird auch durch den Versuch im Stickstoff verdeutlicht, siehe Bild 5.9.

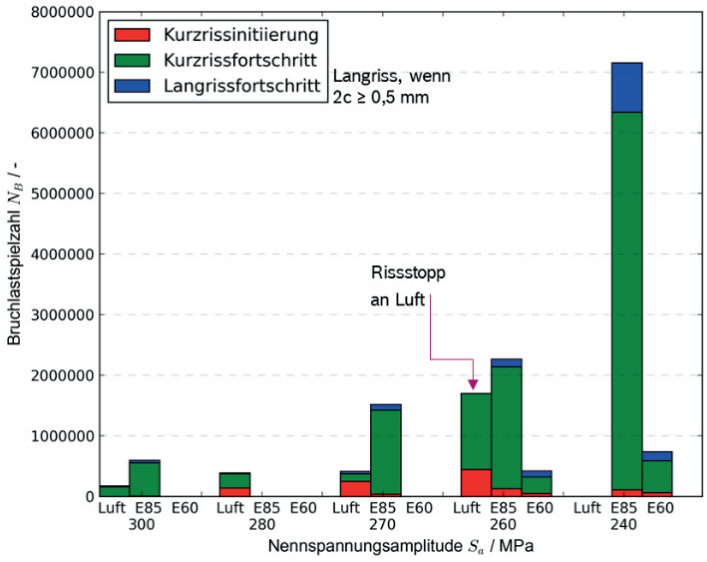


Bild 5.13: Rissfortschrittsphasen an Luft bzw. in den Kraftstoffen E85 und E60

Es fällt ferner auf, dass die Rissfortschrittslebensdauer unter Korrosionseinfluss länger ist, als bei den Versuchen an Luft und das die Ermüdungslebensdauer mit einem signifikanten Anteil durch die Kurzrissfortschrittsphase bestimmt ist. Dieser Sachverhalt kann quantifiziert aus Bild 5.13 entnommen werden.

Ermittlung der Modellparameter C_{sc} und m_{sc} zur Beschreibung des Kurzrissverhaltens

Um die schwingbruchmechanische Modellierung und Lebensdauerberechnung auf der Basis des Ermüdungskurzrisswachstums durchführen zu können, wurde das Kurzrissverhalten mittels des Paris-Gesetzes beschrieben und die Modellparameter C_{sc} und m_{sc} in Abhängigkeit des Umgebungsmediums sowie des angewandten Kurzrissmodells ermittelt. Die pragmatische Ableitung der beiden Kurzrissparameter nach dem Paris-Gesetz wurde auch in der Arbeit von Laue [99] erfolgreich angewandt.

Zur Ermittlung der Modellparameter wurden alle Rissfortschrittsdaten in einem Umgebungsmedium dargestellt und eine übergeordnete Bewertung durchgeführt, siehe Bild A 8 - Bild A 10. Bild 5.14 stellt eine Zusammenfassung der Paris-Geraden dar.

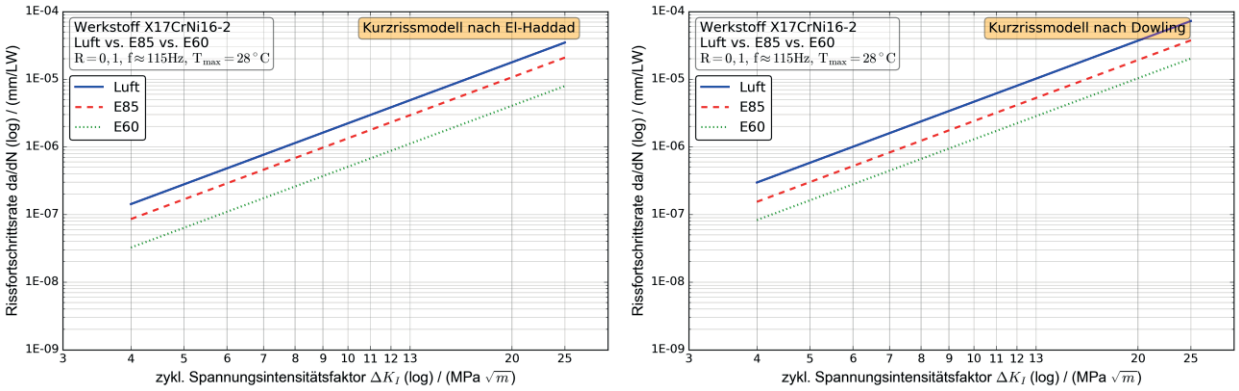


Bild 5.14: Darstellung des Kurzrissverhaltens nach El-Haddad (links) und Dowling (rechts) sowie die Ableitung der Bruchmechanikparameter C_{sc} und m_{sc} aus den Kurzrissversuchen aus Kap. 5.3.2

Die einzelnen Versuchspunkte wurden der Übersichtlichkeit halber weggelassen. Außerdem wurde die Annahme getroffen, dass die Steigung m_{sc} konstant und unabhängig vom Umgebungsmedium ist. Diese vereinfachte Annahme erleichtert die Ergebnisinterpretation über den C_{sc} Parameter, der über die Paris-Funktion unmittelbar an m_{sc} gekoppelt ist und somit diese Annahme zulässt.

Unabhängig vom verwendeten Kurzrissmodell kann gezeigt werden, dass die Rissfortschrittsrate kurzer Risse unter Luft höher ist als unter Kraftstoffeinfluss. Beim Vergleich der Kurzrissmodelle lässt sich festhalten, dass die Rissfortschrittsraten beim Modell nach Dowling höher sind als beim Modell nach El-Haddad. Dies kann damit erklärt werden, dass das Modell nach Dowling zusätzlich die Plastifizierung des Werkstoffs berücksichtigt und somit zu einer höheren Rissspitzenbeanspruchung führt, die wiederrum die Rissfortschrittsrate beeinflusst. In Tabelle 5.4 sind die Modellparameter für die analytische Modellbildung und Lebensdauerberechnung zusammenfassend dargestellt.

Tabelle 5.4: Kennwerte zum Kurzrissverhalten bei $R_\sigma = 0{,}1$

Umgebungsmedium	**El-Haddad**	**Dowling**	$\mathbf{m_{sc}}$ / -
	$\mathbf{C_{sc}}$ / $\left(\frac{mm\,/\,LW}{MPa\sqrt{m}^{m}}\right)$	$\mathbf{C_{sc}}$ / $\left(\frac{mm\,/\,LW}{MPa\sqrt{m}^{m}}\right)$	
Luft	$2{,}23 \cdot 10^{-9}$	$4{,}64 \cdot 10^{-9}$	3,0
E85	$5{,}07 \cdot 10^{-10}$	$1{,}29 \cdot 10^{-9}$	3,0
E60	$1{,}34 \cdot 10^{-10}$	$2{,}41 \cdot 10^{-9}$	3,0

Analyse der Rissschließeffekte

Im folgenden Abschnitt sollen die Rissschließeffekte fundiert untersucht werden, da diese im Vergleich zu den Kurzrissversuchen an Luft für die verlängerten Kurzrissfortschrittsphasen unter Kraftstoffeinfluss ursächlich sein können. Hierbei werden

die Kraftstoffversuche lediglich in E85 durchgeführt. Es wird davon ausgegangen, dass die hieraus erhaltenen Ergebnisse qualitativ auch auf die SwRK im E60 übertragbar sind, weil sich beide Kraftstoffe nur in der Zusammensetzung unterscheiden.

Bild 5.15 stellt den ersten Analyseschritt dar, wobei Ergebnisse an Rissfortschrittsversuchen unter Luft sowie unter Kraftstoff E85 gegenübergestellt sind. Dabei ist ein Kurzrissversuch mit der Probe 24 erfolgt, wobei ein kurzer Ermüdungsriss unter E85 initiiert (bis $\Delta K_I \approx 7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) und der Versuch anschließend manuell abgebrochen wurde. Nach Abbruch des Versuchs wurde die Medienkammer vom Kraftstoff entleert und die Probe mit reinem Ethanol gereinigt, um die Rissflanken von möglichen Korrosionsprodukten zu befreien.

Da im Versuchsraum eine ständige Umluft aktiv ist, wurde angenommen, dass nach der Reinigung die Probe und insbesondere der Rissspalt nach einer Wartezeit von einem halben Tag abgetrocknet sind. Danach wurde der Kurzrissversuch an Luft bis zum Versagen fortgesetzt ($\Delta K_I > 7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$).

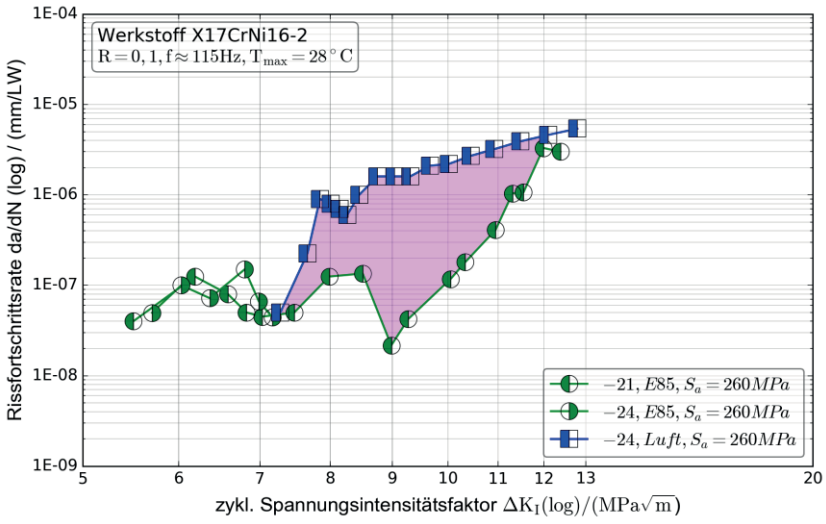


Bild 5.15: Untersuchung des Kraftstoffeinflusses auf die Kurzrissfortschrittsrate an Luft und in E85

Bei der Gegenüberstellung des reinen Kurzrissversuchs in E85 (Probe 21) kann festgestellt werden, dass der Kraftstoffeinfluss einen wesentlichen Beitrag zur Verlangsamung der Kurzrissfortschrittsrate leistet. Jedoch kann an dieser Stelle nicht eindeutig abgeleitet werden, welcher Rissschließeffekt für die Verlangsamung der Rissfortschrittsrate verantwortlich ist. Deshalb wurden weitere Kurzrissversuche durchgeführt, auf die im Folgenden näher eingegangen wird.

Zur experimentellen Analyse der Rissschließmechanismen wurden Kurzrissversuche bei einem R-Verhältnis $R_\sigma = 0{,}6$ durchgeführt und den bei einem R-Verhältnis $R_\sigma = 0{,}1$ durchgeführten Versuchen gegenübergestellt. Das nachfolgend aufgeführte Kurzrissfortschrittsdiagramm (Bild 5.16) zeigt, dass bei den Versuchen an Luft kein Einfluss des R-Verhältnisses auf die Rissfortschrittsrate zu beobachten ist. Es ist daher davon auszugehen, dass das plastizitätsinduzierte Rissschließen vernachlässigbar ist. Die Untersuchungen im E85 zeigen hingegen einen deutlichen Unterschied in der Rissfortschrittsrate bei vergleichbarer Rissspitzenbeanspruchung. Unter erhöhtem R-Verhältnis ist eine Verlangsamung der Rissfortschrittsrate nicht zu erkennen.

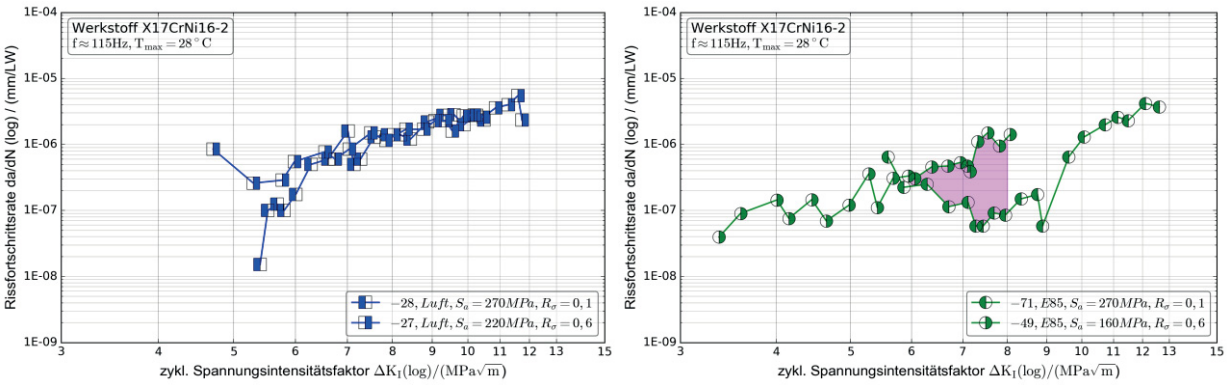


Bild 5.16: Kurzrissversuche bei $R_\sigma = 0{,}1$ und $R_\sigma = 0{,}6$ an Luft (links) und in E85 (rechts) zur Analyse von Rissschließeffekten

Die Ergebnisse zeigen, dass bei einem R-Verhältnis $R_\sigma = 0{,}1$ Rissschließeffekte bedingt durch den Kraftstoff E85 wirken. Jedoch kann noch nicht eindeutig abgleitet werden, ob es sich um ein rein korrosionsinduziertes oder flüssigkeitsinduziertes Rissschließen, oder gar um eine Kombination aus beidem handelt. Um auch hier fundierte Aussagen ableiten zu können, wurde ein Kurzrissversuch im Ottokraftstoff E85-light durchgeführt. Dieser ist im Vergleich zum Ottokraftstoff E85 ein reiner Ethanol-Kraftstoff ohne Beigabe von Zusätzen.

Es wird davon ausgegangen, dass wie bei der Stillstandskorrosion auch bei der Schwingungsrisskorrosion die chemischen Zusätze, vor allem die primären Korrosionsparameter Wasser und Chloride, für die Korrosion und den Metallabtrag an der Rissspitze verantwortlich sind und damit einen wesentlichen Beitrag für das korrosionsinduzierte Rissschließen haben.

Bild 5.17 zeigt, dass die Rissfortschrittsrate unter E85-light unterhalb der Rissfortschrittsphase an Luft liegt. Da auch hier tendenziell eine Verlangsamung der Rissfortschrittsrate zu erkennen ist, kann dies dem Mechanismus des flüssigkeitsinduzierten Rissschließens zugeordnet werden. Weiterhin ist festzustellen, dass die Rissfortschrittsrate unter E85 niedriger ist als unter E85-light. Beide Medien besitzen näherungsweise dieselbe Fluidität und es kann davon ausgegangen werden, dass der langsamere Rissfortschritt unter E85 im Wesentlichen durch das korrosionsinduzierte Rissschließen herrührt.

Ab einem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_I > 10\ \mathrm{MPa}\sqrt{\mathrm{m}}$ gleichen sich die Rissfortschrittsraten in den jeweiligen Medien an, was mit dem Übergang zum Langrissbereich erklärt werden kann.

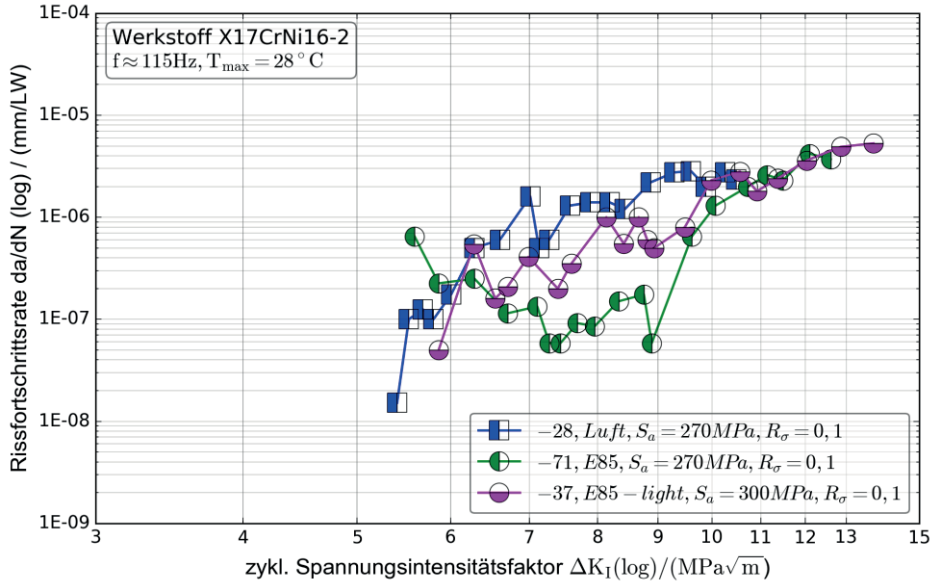


Bild 5.17: Vergleich der Kurzrissversuche bei $R_\sigma = 0{,}1$ an Luft, in E85, und in E85-light ohne korrosive Zusätze zur Analyse von Rissschließeffekten

5.3.3 Fraktographie und FIB-Präparation der Rissflanken

Die fraktographische Bewertung der SENT-Proben erfolgte mit dem Lichtmikroskop, siehe Bild 5.18. Es ist unter beiden R-Verhältnissen zu erkennen, dass die Ermüdungsrisslänge bis zum Restgewaltbruch relativ unabhängig vom Umgebungseinfluss ist, aber unter dem hohen R-Verhältnis eine tendenziell größere Restgewaltbruchfläche zu beobachten ist, als es beim niedrigeren R-Verhältnis der Fall ist. Die Ausbreitung der Rissfront verläuft relativ parallel zur Ausgangsrissfront, sodass hier die einseitige optische Risserfassung an der Probenoberfläche keine signifikante Problematik darstellt und die Messwerte zur Bewertung des Langrissverhaltens herangezogen werden können. Die Untersuchungen unter Kraftstoffeinfluss zeigen, dass sich auf den Bruchflächen dunkle Schichten gebildet haben. Diese Schichtbildung wird auf die direkte Wechselwirkung des Werkstoff-Medien-Systems mit überlagerter zyklisch-mechanischer Beanspruchung während des Versuchs zurückgeführt.

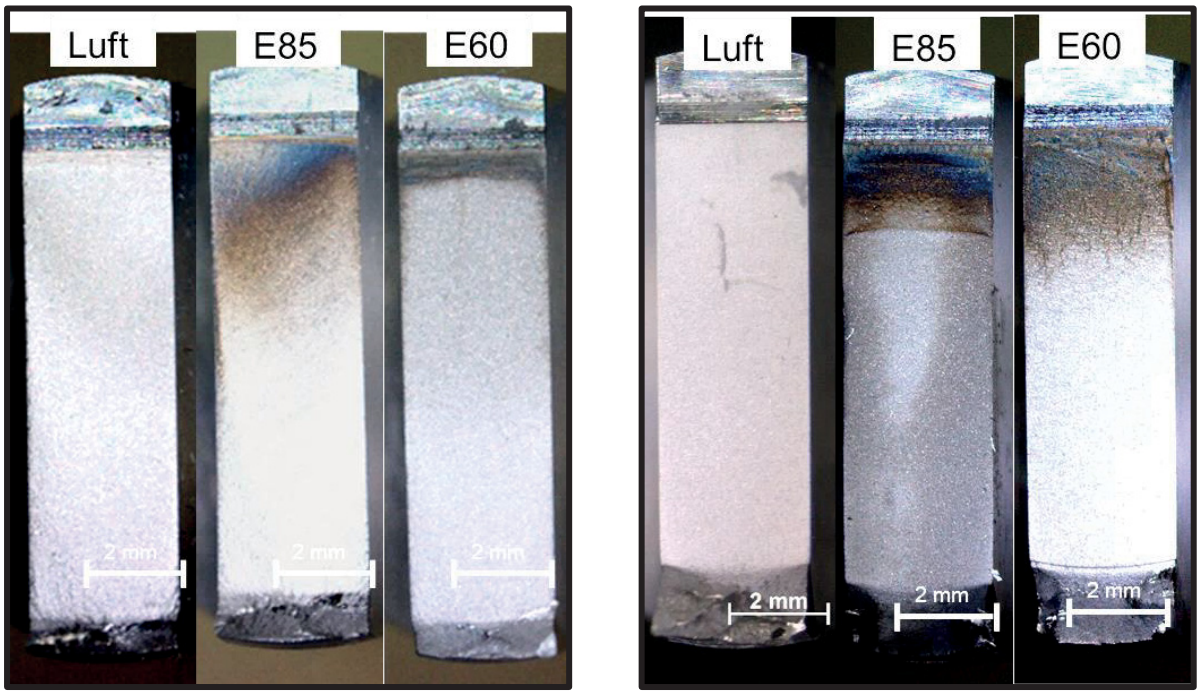


Bild 5.18: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen der SENT-Proben, Versuche bei $R_\sigma = 0{,}1$ (links) und bei $R_\sigma = 0{,}7$ (rechts)

Hierbei ist deutlich zu erkennen, dass sich die Schichtoberfläche abhängig von der Kraftstoffzusammensetzung und vom R-Verhältnis ausbildet. Bei einem R-Verhältnis $R_\sigma = 0{,}1$ ist zu beoabachten, dass die Schicht in E85 eine größere Fläche abdeckt als es in E60 der Fall ist. Dies kann ein Hinweis darauf geben, dass das korrosionsinduzierte Rissschließen im E85 länger wirkt als im E60. Weiterhin ist festzustellen, dass die Schicht sich im Wesentlichen im Schwellenwertbereich bildet und bei größeren Risslängen keine Unterschiede auf den Bruchflächen zwischen Luft und unter Kraftstoffeinfluss zu erkennen ist. Bei einem R-Verhältnis $R_\sigma = 0{,}7$ ist zu beobachten, dass die Schichtfläche im Vergleich zwischen E60 und E85 näherungsweise gleich groß ist, sodass hier der Kraftstoffeinfluss zwar bei der Schichtbildung mitwirkt, jedoch keinen deutlichen Einfluss auf die Flächengröße hat. Dies kann jedoch auch einen Hinweis darauf geben, dass sich das korrosionsinduzierte Rissschließen unabhängig vom Ottokraftstoff in gleichem Maße auswirkt. Auch Medway et al. [100] konnte bei vergleichbar hohem R-Verhältnis Oxidbeläge auf den Rissflanken

beobachten, sodass das korrosionsinduzierte Rissschließen vermindert, aber nicht gänzlich ausgeschlossen wurde.

Die lichtmikroskopische Bewertung der Bruchflächen der Proben für die Kurzrissversuche an Luft und unter Kraftstoffeinfluss (beispielhaft für E85, aber auch repräsentativ für E60) ist Bild 5.19 zu entnehmen.

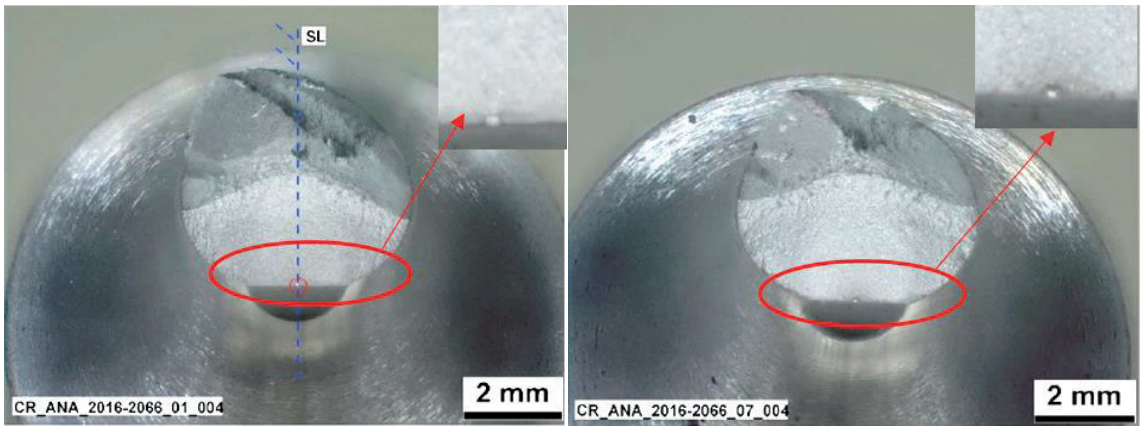


Bild 5.19: Lichtmikroskopische Aufnahmen für Versuche an Luft (links):S_a = 300 MPa, N_B = 1,75 10^5, und in E85 (rechts): S_a = 260 MPa, N_B = 1,28 10^6 [101]

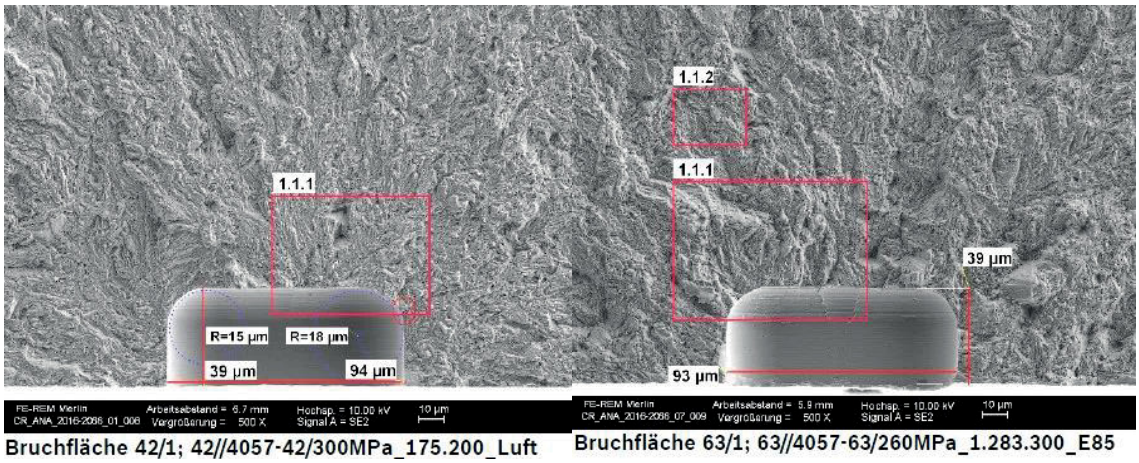


Bild 5.20: REM-Aufnahmen am künstlichen Defekt für Versuche an Luft (links) und in E85 (rechts), Versuchsdaten analog zu Bild 5.19 [101]

Es zeigt sich, dass die gesamte Ermüdungsrisslänge bis zum Restgewaltbruch im Vergleich zu den Versuchen an Luft und in Kraftstoff ähnlich groß ist. Die versagensrelevante Rissinitiierungsstelle befindet sich immer am künstlichen Defekt.

Bei vergrößerter lichtmikroskopischer Betrachtung am Schwingbruchausgang kann an den unter Kraftstoff geprüften Proben eine dunkle Schicht analog zu den Langrissversuchen (Bild 5.18) erkannt werden, die als ein Korrosionsprodukt infolge Schwingungsrisskorrosion gedeutet werden kann. Bei der REM-Analyse des Schwingbruchausgangs zwischen Luft und Kraftstoff konnten keine Unterschiede zwischen den Versuchen an Luft bzw. Kraftstoff beobachtet werden.

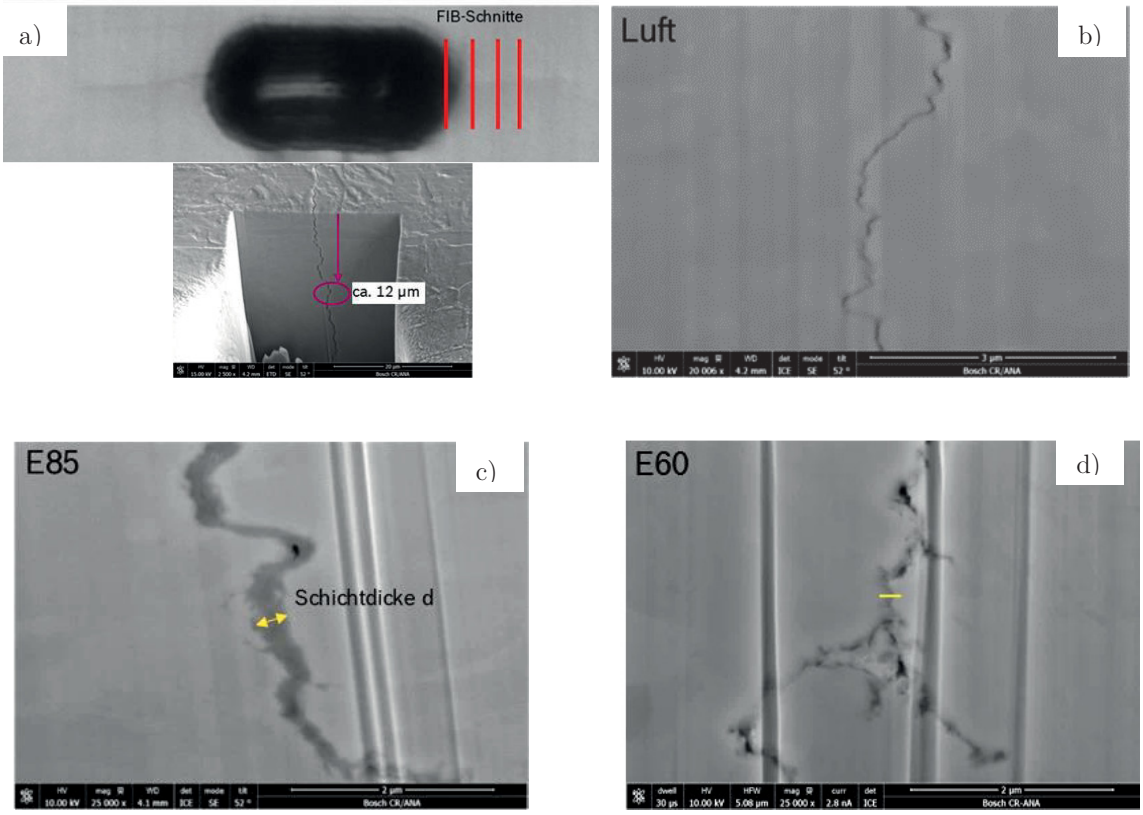


Bild 5.21: a) Aufnahme mit dem Fernfeldmikroskop am künstlichen Defekt mit Oberflächenriss und FIB-Präparation; b-d) REM-Aufnahmen des Rissverlaufs [102]

Zur weiteren Analyse des Kurzrissverhaltens, insbesondere zur Schichtanalyse, wurden Bruchmechanikversuche an den Spezialproben mit künstlichem Defekt durchgeführt, wo ein Ermüdungsrisswachstum bis zu einer Oberflächenrisslänge $2c \approx 250$ m erfasst und der Versuch dann abgebrochen wurde. Die Rissflanken dieser Proben wurden anschließend mit FIB präpariert und analysiert, siehe Bild 5.21.

Die Betrachtung des Rissspalts erfolgte in einer Tiefe von ca. 12 m zur Probenoberfläche. Bei den Versuchen an Luft ist der Rissspalt zu sehen, wobei eine Schichtbelegung mittels der REM-Analyse schwer nachzuweisen ist. Unter Kraftstoffeinfluss konnte jedoch im Rissspalt eine ausgeprägte Schichtbelegung in E85 und eine weniger ausgeprägte Schichtbelegung in E60 beobachtet werden. Diese Schichtbelegung ist somit sehr wahrscheinlich verantwortlich für das korrosionsinduzierte Rissschließen und für die Verlangsamung der Kurzrissfortschrittsrate unter Kraftstoffeinfluss im Vergleich zu Versuchen unter Luft.

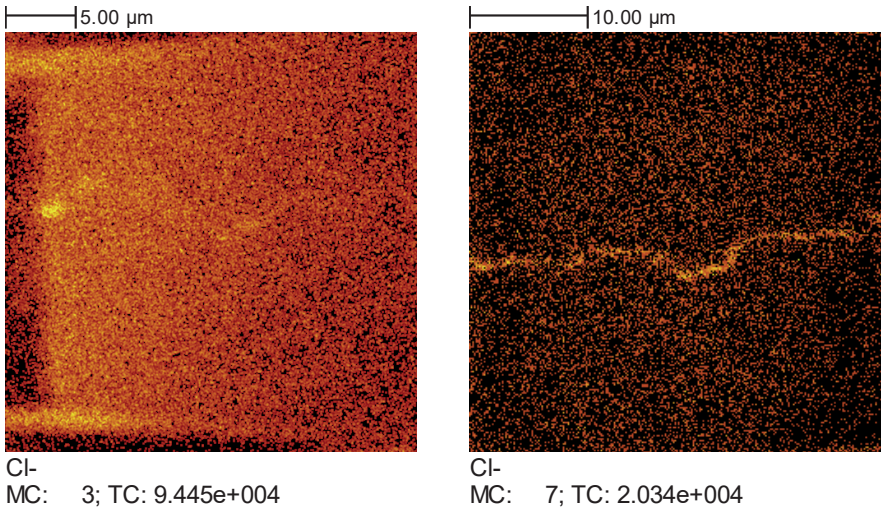


Bild 5.22: ToF-SIMS Analyse des Rissspalts an Luft (links) und in E85 (rechts) (MC: Zahl nachgewiesener Sekundärionen im hellsten Pixel; TC: Gesamtzahl nachgewiesener Sekundärionen [102]

Zur weiteren Analyse der Schichtausbildung im Rissspalt wurden ToF-SIMS Untersuchungen der an Luft und in E85 geprüften Proben durchgeführt, siehe Bild 5.22. Mittels ToF-SIMS ist es möglich die chemische Zusammensetzung der Beläge auf Oberflächen hochempfindlich zu analysieren.

An Luft ist eine sehr geringe Intensität (MC - Zahl) an Cl^- sowie kein merklicher Unterschied zwischen dem Rissspalt und dem Gesamtbild zu erkennen. Damit kann diese Messung als Referenz herangezogen werden. Der in E85 gebildete Rissspalt zeigt jedoch eine deutliche Intensitätssteigerung (MC - Zahl) von Cl^- im Rissspalt gegenüber dem restlichen Messbereich und dem Referenzbild. Es kann somit davon ausgegangen werden, dass die Schicht zu einem sehr hohen Anteil aus Chloridionen besteht, da diese sich an der anodischen Rissspitze anreichern, zur Metallauflösung beitragen und sich schließlich auch an der Schichtbildung beteiligen.

Beschreibung der Rissfront an Luft und unter Kraftstoffeinfluss:

Um die Rissspitzenbeanspruchung mittels eines Spannungsintensitätsfaktors beschreiben zu können, muss der Geometriefaktor Y zur Charakterisierung der Rissgeometrie unter Berücksichtigung der Probengeometrie und Lage des Risses ermittelt werden. Handbücher wie [72, 73, 89] geben für eine Reihe von Standardfällen (Probengeometrie, Belastungsart, Rissgeometrie) analytische Näherungslösungen zur Ermittlung des Geometriefaktors an. Allerdings bleibt hier der Umgebungseinfluss unbeachtet, der einen Einfluss auf die Rissgeometrie infolge unterschiedlicher Rissfortschrittsraten an der Oberfläche sowie in der Probentiefe haben kann.

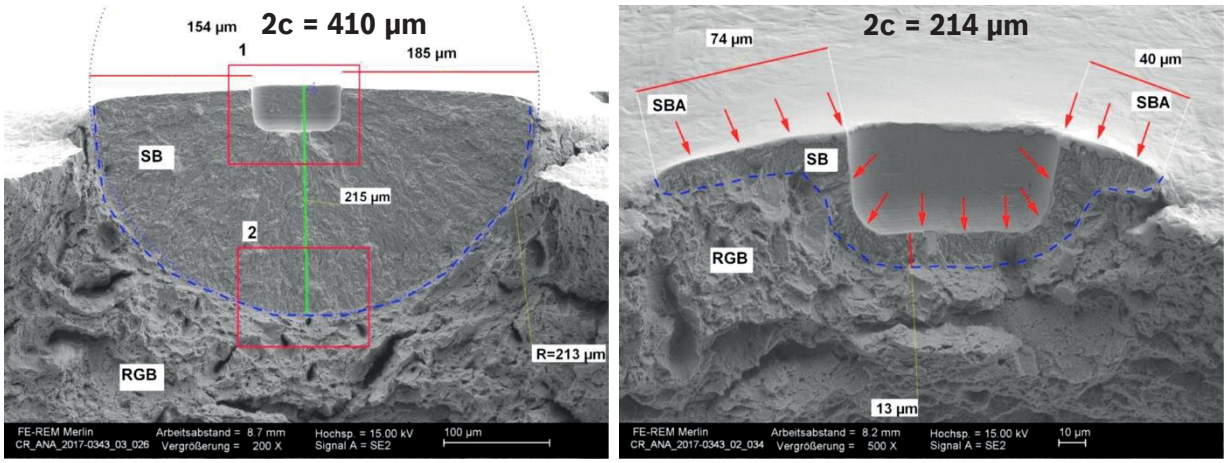


Bild 5.23: Aufgetrennte Kurzrissproben zur Bewertung der Rissfront an Luft (links) bei S_a = 280 MPa, 1,85·10^5 LW, in E85 (rechts) bei S_a = 240 MPa, 1,5·10^6 LW [103]

Deshalb wurden Rissfortschrittsversuche an Luft sowie im Ottokraftstoff E85 durchgeführt, die Versuche bei definierten Risslängen beendet und die angerissenen Proben anschließend aufgetrennt sowie die Rissfront ausgewertet, siehe Kap. 5.3.3. Damit die Rissfront durch das Auftrennen nicht durch Plastifizierung erheblich verformt und verfälscht wird, wurden die Proben unmittelbar vor dem Trennen in flüssigem Stickstoff tiefgekühlt. In Bild 5.23 sind repräsentative Rissfronten unter Umgebungseinfluss dargestellt. An Luft bildet sich eine halbkreisförmige Rissfront aus. Aufgrund des Kraftstoffeinflusses scheint die Rissausbreitung an der Oberfläche gegenüber der Rissausbreitung in Tiefenrichtung vorauszueilen. In E85 ist eine Rissfront zu erkennen, die nicht durch einen einfachen Kreis oder eine Ellipse beschrieben werden kann.

5.4 Zusammenfassende Diskussion der Versuchsergebnisse

Der Werkstoff X17CrNi16-2 zeigt in den beiden Ottokraftstoffen E85 und E60 eine sehr gute Lochkorrosionsbeständigkeit sowie Passivierbarkeit, was durch geringe Stromdichten

sowie einem breiten Passivbereich bei der Stromdichte-Potentialanalyse gezeigt werden konnte. Der reine Korrosionsversuch zeigte auch, dass der Werkstoff im E85 besser passiviert als im E60. Dies kann im Wesentlichen auf den geringeren Chlorid- sowie Wassergehalt im E85 als im E60 zurückgeführt werden. Wird jedoch der Korrosionsbeanspruchung eine Ermüdungsbeanspruchung überlagert, werden die beiden genannten positiven Werkstoffeigenschaften gehemmt. Dies wird durch die Auswertung der Wöhlerversuche mit Kerbproben ($K_t = 2$) an Luft sowie in E85 und E60 beobachtet. Dabei wurde infolge des Kraftstoffeinflusses bei 10^7 LW ein Schwingfestigkeitsabfall von rund 35% gegenüber dem Referenzversuch an Luft bestimmt. Diese phänomenologische Beobachtung wird als Schwingungsrisskorrosion bezeichnet und kann damit erklärt werden, dass zunächst infolge der Werkstoffermüdung und der damit einhergehenden Bildung von Extrusionen und Intrusionen die Passivschicht an der Werkstoffoberfläche lokal zerstört wird, siehe Bild 2.23, Kap. 2.3.2. Die somit lokal ungeschützte Werkstoffoberfläche ist dem korrosiven Kraftstoffeinfluss ausgesetzt und begünstigt die lokale Metallauflösung, die Ermüdungsrissinitiierung sowie die anschließende Rissausbreitung. Daneben zeigten fraktographische Analysen an den Kerbproben keine Unterschiede zwischen den Versuchen an Luft und in den beiden Ottokraftstoffen. Damit kann als Zwischenfazit gezogen werden, dass der Kraftstoffeinfluss eine Schwellenwertabsenkung bei dem eingesetzten nichtrostenden martensitischen Stahl bewirkt. Die durchgeführten schwingbruchmechanischen Untersuchungen kurzer sowie langer Risse belegen die Schwellenwertabsenkung und erlauben eine fundierte Charakterisierung der Ermüdungsschädigung unter Medien- und Mikrostruktureinfluss. Die Untersuchungen zur Langrissbruchmechanik (Kap. 5.3.1) zeigten, dass der Langrissschwellenwert im Vergleich zu Luft in E85 um 10% und in E60 um 26% herabgesetzt wurde. Dieser Unterschied kann ebenfalls durch die spezifische Kraftstoffzusammensetzung erklärt werden, denn im E60 befindet sich ein höherer Chlorid- sowie Wassergehalt als im E85. Diese primären Korrosionsparameter bewirken eine lokale metallische Auflösung an der plastifizierten

Rissspitze. Demgegenüber steht die Repassivierbarkeit des Werkstoffs. Das Wechselspiel zwischen der metallischen Auflösung und der Repassivierung wird durch die Ermüdungsbeanspruchung beeinflusst. Wird nämlich eine niedrige Rissspitzenbeanspruchung angeregt, wird die Rissfortschrittsrate verringert und folglich kann die unmittelbare Rissspitzenumgebung schnell repassiveren. Da jedoch die Repassivierbarkeit durch die primären Korrosionsparameter beeinflusst wird, kann die Rissspitzenumgebung im E60 erst bei niedrigerer Rissspitzenbeanspruchung repassivieren als es im E85 der Fall ist. Weiterhin fällt bei den Langrissversuchen auf, dass die Rissfortschrittsrate an Luft tendenziell höher liegt als unter Kraftstoffeinfluss. Dies rührt im Wesentlichen aus den korrosions- und fluidinduzierten Rissschließeffekten bei den Versuchen unter Kraftstoffeinfluss.

Im Vergleich zur Langrissbruchmechanik zeigt die Kurzrissbruchmechanik (Kap. 5.3.2) ein diskontinuierliches Kurzrissverhalten. Dabei spielt neben der Werkstoffmikrostruktur auch der Kraftstoffeinfluss eine bedeutende Rolle. Kurze Ermüdungsrisse können in einem Korn im Wesentlichen ungehindert wachsen. Nähert sich der Riss einem mikrostrukturellen Hindernis, z. B. einer Korngrenze, wird die Rissfortschrittsrate verringert. Es konnte gezeigt werden, dass ein kurzer Ermüdungsriss an Luft an einer ehemaligen Austenitkorngrenze zum Stoppen kam und dieser auch bis 10^7 LW nicht mehr weitergewachsen ist. Kommt jedoch der korrosive Kraftstoffeinfluss hinzu, verliert der Korngrenze ihre Hinderniswirkung. Dies geht mit einer Schwellenwertabsenkung in korrosiver Kraftstoffumgebung einher. Ferner konnte gezeigt werden, dass Rissschließeffekte einen großen Einfluss auf das Kurzrissverhalten haben. Infolge des korrosionsinduzierten Rissschließens bilden sich Korrosionsprodukte als Schichten im Rissspalt, die wie ein Keil das Rissöffnen und –schließen erschweren. FIB-Analysen haben gezeigt, dass sich in Abhängigkeit des Kraftstofftyps unterschiedliche Schichtdicken einstellen, welche diese Keilwirkung im Riss hervorrufen können. Im E85 konnte eine dickere Schicht bestimmt werden als im E60. Anschließende Schichtanalysen mittels ToF-SIMS konnten eine hohe Chloridkonzentration

im Rissspalt belegen. Diese Effekte führen zum vorzeitigen korrosionsinduzierten Rissschließen und einer Verringerung der Rissspitzenbeanspruchung, die wiederrum eine Verringerung der Rissfortschrittsrate bewirkt. Daneben konnte durch eine schwingbruchmechanische Untersuchung unter E85-light (reiner Ethanol-Kraftstoff ohne chemische Zusätze) und eine daran anschließende FIB-Analyse festgestellt werden, dass der Rissspalt hierbei vergleichbar ist zu den Analysen an Luft. Somit steht die spezifische Kraftstoffzusammensetzung, insbesondere der Chlorid- sowie Wassergehalt, in unmittelbarem Zusammenhang mit der Repassivierbarkeit und der Schichtbildung des Werkstoffs. Mithilfe des Versuchs in E85-light konnte das fluidinduzierte Rissschließen unter Kraftstoffeinfluss nachgewiesen werden, da eine verringerte Rissfortschrittsrate gegenüber den Versuchen an Luft, jedoch eine tendenziell schnellere Rissfortschrittsrate als in E85 beobachtet wurde. Nicht zuletzt konnte durch die Rissschließeffekte gezeigt werden, dass die Kurzrissphase unter Kraftstoffeinfluss den größten Ermüdungslebensdaueranteil abdeckt. Somit kann der Korrosionseinfluss sogar einen positiven Effekt auslösen und den Schwingungsbruch unter Kraftstoffeinfluss gegenüber Luft verzögern. Die Kurzrissversuche unter Kraftstoffeinfluss zeigten bei Belastungen unterhalb des Dauerfestigkeitsniveaus an Luft, dass entweder eine Probe bis 10^7 LW ohne Ermüdungsrissstopp durchgelaufen ist, oder es kam zum vorzeitigen Bruch. Diese Erkenntnisse lassen den Schluss zu, dass die Schwellenwertabsenkung im Wesentlichen durch die Zerstörung der Schutzschicht an der Werkstoffoberfläche und der folgenden anodischen Metallauflösung sowie dem Verlust der Hinderniswirkung der Korngrenze dominiert wird. Sofern ersteres nicht von Versuchsbeginn an verhindert werden kann, ist zumindest bei einem Beanspruchungskollektiv mit konstanten Amplituden ein Ermüdungsversagen infolge der Schwingungsrisskorrosion nicht auszuschließen.

6 Analytische Modellbildung und Lebensdauerabschätzung

6.1 Modellierung des Schwellenwertverhaltens

Im Folgenden wird eine Schwellenwertbewertung für die Schwingungsrisskorrosion nach dem Modell von El-Haddad [49] durchgeführt und diese in einem Kitagawa-Takahashi-Diagramm [104] dargestellt, siehe Bild 6.1. Die horizontalen Linien wurden aus dem Wöhlerversuch (Bild 5.2) und die schräg laufenden Linien aus dem Langrissbruchmechanikversuch (Bild 5.7) gewonnen. Somit ist eine Abgrenzung zwischen dem Bereich wachstumsfähiger Risse und nicht wachstumsfähiger Risse möglich, vgl. Kap. 2.2.3. Mit den daraus abgeleiteten Schnittpunkten wurde eine medienabhängige fiktive Eigenrisslänge abgeleitet, die im Modell von El-Haddad berücksichtigt wird. Dieses Modell verschiebt nun die Abgrenzung zwischen dem Bereich wachstumsfähiger und nicht wachstumsfähiger Risse unter Berücksichtigung des Kurzrissverhaltens. Das Diagramm verdeutlicht eine Schwellenwertabsenkung unter Kraftstoff im Vergleich zu Luft sowohl im Kurzriss- als auch im Langrissbereich, wobei die Schwellenwertabsenkung gegenüber den Versuchen an Luft mit zunehmender Risslänge oder Defektgröße kleiner wird. Bei längeren Rissen wird die lokale mechanische Beanspruchbarkeit bereits an Luft so stark herabgesetzt, dass eine überlagerte korrosive Beanspruchung keinen großen Beitrag zum Schwingfestigkeitsabfall zur Folge hat. Wohingegen bei kleineren Rissen oder kurzen Rissen die mechanische Beanspruchbarkeit zwar noch relativ hoch ist, diese jedoch aufgrund einer korrosiven Beanspruchung drastisch herabgesetzt wird. Damit kann gezeigt werden, dass stark gekerbte oder stark fehlerbehaftete (Oberflächenfehler) Bauteile einen geringeren Schwingfestigkeitsabfall unter Korrosionseinfluss zeigen als ungekerbte Bauteile. Durch eine Analogiebetrachtung kann hier auch das Kerbspannungskonzept mit der höchstbeanspruchten Fläche A_{90}-Konzept herangezogen werden, weil die SwRK als eine Phasengrenzreaktion an der Bauteiloberfläche betrachtet werden kann. Hierbei wird die Fläche als Parameter herangezogen, die mehr als 90% des Kerbspannungshöchstwerts

abdeckt. Somit kann die Schwingfestigkeitsabnahme dadurch erklärt werden, dass bei kleinen beanspruchten Flächen (starke Kerbe) eine geringere Anfälligkeit hinsichtlich SwRK zu beobachten wäre, als bei einer größeren beanspruchten Fläche (schwache Kerbe). Außerdem weist das Modell von El-Haddad bei einer charakteristischen Risslänge (vgl. Konzept nach Murakami [80]) $\sqrt{area} = 30$ µm bis 40 µm einen identischen Schwingfestigkeitsabfall in E60 und E85 gegenüber Luft auf. Dies rührt zunächst aus der statistischen Wöhler-Auswertung der Langzeitfestigkeit bei 10^7 LW her. Die Langzeitfestigkeit in E60 und E85 kann vergleichbar groß sein, was zur Folge hätte, dass die fiktive Eigenrisslänge verändert wird und somit beim Modell von El-Haddad kein Überschneiden zwischen E60 und E85 zu sehen wäre. Dennoch kann hier die Aussage belegt werden, dass der Schwingfestigkeitsabfall in E85 und in E60 vergleichbar eintreten kann.

Wird die abgeleitete Risslange des mikrogefrästen Defekts, welcher in der Spezialprobe eingebracht ist (Bild 4.13), und die aus Bild 5.9 ermittelte dazugehörige Langzeitfestigkeit bei 10^7 LW ins Kitagawa-Diagramm eingetragen, so kann das Modell nach El-Haddad verifiziert werden. Durch eine ergänzende statistische Auswertung der Kurzrissversuche wird diese Verifizierung und Anwendbarkeit des Modells untermauert, siehe Bild A 5 – Bild A 7, weil die Versuchspunkte im Bereich der Streuung durch das Modell approximiert werden kann. Somit zeigt dieses Schwellenwertkonzept eine in guter Näherung anwendbare Modellierung der Schwingungsrisskorrosion für den nichtrostenden Stahl X17CrNi16-2 in korrosiver Kraftstoffumgebung.

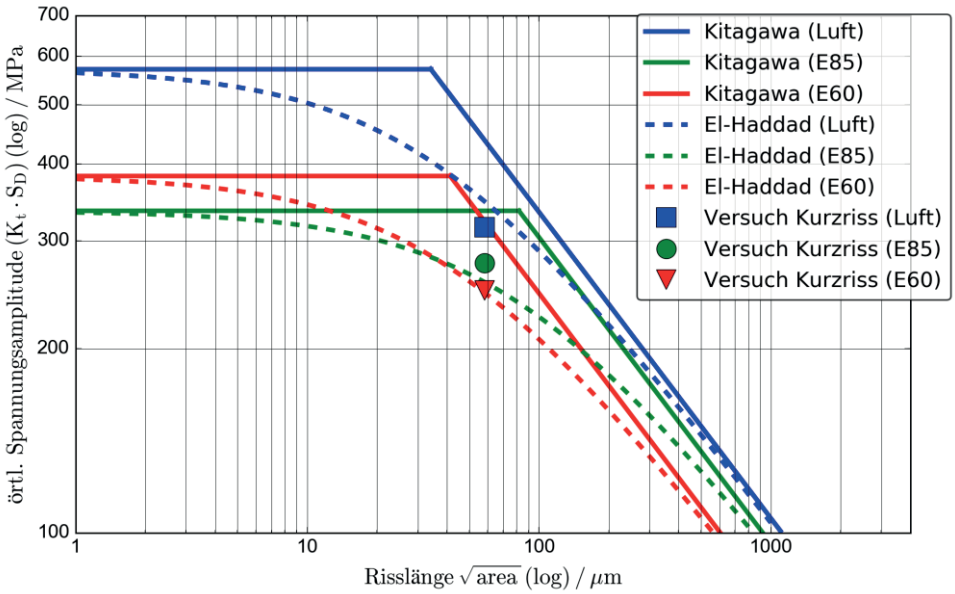


Bild 6.1: Bewertung der Schwingungsrisskorrosion mit dem Kitagawa-Diagramm und Anwendung des Kurzrissmodells nach El-Haddad sowie Verifizierung mit den Kurzrissversuchen aus Bild 5.9

6.2 Schwingbruchmechanische Modellierung der Lebensdauer

Nachstehend wird die angewandte schwingbruchmechanische Modellierung der Lebensdauer auf der Basis analytischer Kurzrissmodelle nach El-Haddad und Dowling vorgestellt. Im ersten Schritt wurde die Lebensdauer der Kurzrissversuche (Kap. 5.3.2) berechnet. Die Berechnung erfolgte unter folgenden Annahmen:

- Gültigkeit des Paris-Gesetzes nach Gl. (2.17)
- Halbkreisförmiger Oberflächenriss in einer Platte an Luft (risslängenabhängiger Geometriefaktor Y(a) nach [72])
- Halbelliptischer Oberflächenriss in einer Platte unter Kraftstoffeinfluss (risslängenabhängiger Geometriefaktor *Y(a)* nach [72])
- Anfangsrisslänge $a_i = 40$ m (vgl. Kap 4.3.3 und Kap. 5.3.3)
- Ermüdungsrisslänge ab dem Restgewaltbruch eintritt $a_c = 2{,}4$ mm (auf Basis der Fraktographieergebnisse nach Kap. 5.3.3)

- Rissschließeffekte werden ganzheitlich nach Kap. 2.2.2 und Bild A 11 berücksichtigt

Die Berechnungsergebnisse mithilfe des Kurzrissmodells nach Dowling und Vormwald (Bild 6.2 rechts) zeigen, dass ohne Berücksichtigung von Rissschließeffekten eine konservative Lebensdauer an Luft sowie unter Kraftstoffeinfluss ermittelt wurde. Durch die Berücksichtigung von Rissschließeffekten werden die Konservativitäten abgebaut und die Lebensdauer der Kurzrissversuchsergebnisse besser getroffen.

Die Anwendung des Kurzrissmodells nach El-Haddad (Bild 6.2 links) zeigt ohne Berücksichtigung von Rissschließeffekten ebenfalls eine konservative Lebensdauerabschätzung. Jedoch ist diese geringer als nach dem Modell nach Dowling. Erst durch die Implementierung von Rissschließeffekten wird die Lebensdauer der Kurzrissproben gut approximiert. Bei übergeordneter Betrachtung der Berechnungsergebnisse fällt auf, dass die Neigungen identisch sind und mit dem Paris Exponenten m korrelieren. Diese Randbedingung führt dazu, dass obere Lastniveaus tendenziell überschätzt und untere Lastniveaus unterschätzt werden.

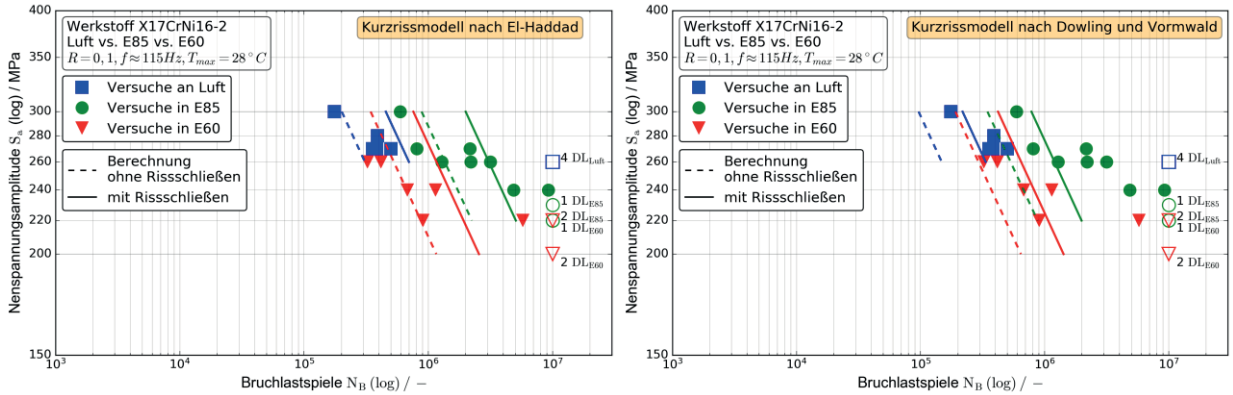


Bild 6.2: Anwendung der Kurzrissmodelle nach El-Haddad (links) und nach Dowling (rechts) zur schwingbruchmechanischen Lebensdauerberechnung im Vergleich zu den Kurzrissversuchsergebnissen (Bild 5.9) aus Kap. 5.3.2

Da bei der schwingbruchmechanischen Berechnung eine Rissfortschrittslebensdauer bis zum Bruch (Rissfortschrittswöhlerlinie) folgt, kann diese auch nicht direkt mit dem klassischen Neigungsexponenten k einer Bruchwöhlerlinie aus der Wöhlerauswertung nach Kap. 3.4.1 verglichen werden. Hierzu müsste noch der Anteil der Rissinitiierungsphase berücksichtigt werden. Jedoch zeigen die experimentellen Erkenntnisse aus Kap 5.3.2, dass die Ermüdungslebensdauer im Wesentlichen durch die Phase des Kurzrisswachstums beschrieben wird und somit die Rissinitiierungsphase vernachlässigt werden kann. Somit zeigen beide Kurzrissmodelle eine gute Möglichkeit die (Ermüdungs-)Lebensdauer der bauteilnahen Proben unter Berücksichtigung des korrosiven Kraftstoffeinflusses abzuschätzen.

Modellvalidierung durch Nachrechnung der Wöhlerversuchsergebnisse (Kap. 5.2.1)

Im letzten Abschnitt wurden unter Berücksichtigung spezifischer Berechnungsparameter zwei Kurzrissmodelle für eine schwingbruchmechanische Lebensdauerabschätzung angewandt und dabei die Versuchsergebnisse weitgehend abgebildet. Im nächsten Schritt wird die Nachrechnung der Wöhlerversuchsergebnisse untersucht und die Modellvalidierung für eine weitere Probenform durchgeführt. Hierzu wird versucht die Lebensdauer der Kerbproben (Bild 4.10) zu berechnen. Die Berechnung erfolgte unter folgenden Annahmen:

- Gültigkeit des Paris-Gesetzes nach Gl. (2.17)
- Halbkreisförmiger Oberflächenriss an Luft (risslängenabhängiger Geometriefaktor *Y(a)* nach [105])
- Halbelliptische Rissfront unter Kraftstoffeinfluss (risslängenabhängiger Geometriefaktor *Y(a)* nach [105])
- Anfangsrisslänge $a_i = 40 \quad \mathrm{m}$

- Ermüdungsrisslänge ab dem Restgewaltbruch eintritt $a_c = 3$ mm (auf Basis der Fraktographieergebnisse nach Kap. 5.2.2)
- Es gelten die gleichen Rissschließeffekte wie bei den Kurzrissversuchen und diese werden somit ganzheitlich nach Kap. 2.2.2 und Bild A 11 berücksichtigt

Die Berechnungsergebnisse nach dem Modell von Dowling und Vormwald (Bild 6.3 rechts) zeigen, dass ohne Berücksichtigung von Rissschließeffekten an Luft sowie unter Kraftstoffeinfluss die Versuchspunkte konservativ abgeschätzt werden. Allerdings wird die Lebensdauer auf dem höchsten Lastniveau an Luft überschätzt. Durch die Berücksichtigung von Rissschließeffekten werden die Versuchspunkte deutlich besser approximiert, wobei die Lebensdauer auf dem höchsten Lastniveau rechnerisch etwa um den Faktor 4 überschätzt wird.

Die Berechnungsergebnisse nach dem Modell von El-Haddad (Bild 6.3 links) zeigen, dass ohne Berücksichtigung von Rissschließeffekten an Luft sowie unter Kraftstoffeinfluss die Versuchspunkte besser als nach Dowling/Vormwald abgeschätzt werden. Lediglich die Lebensdauer auf dem höchsten Lastniveau an Luft wird rechnerisch etwa um den Faktor vier überschätzt.

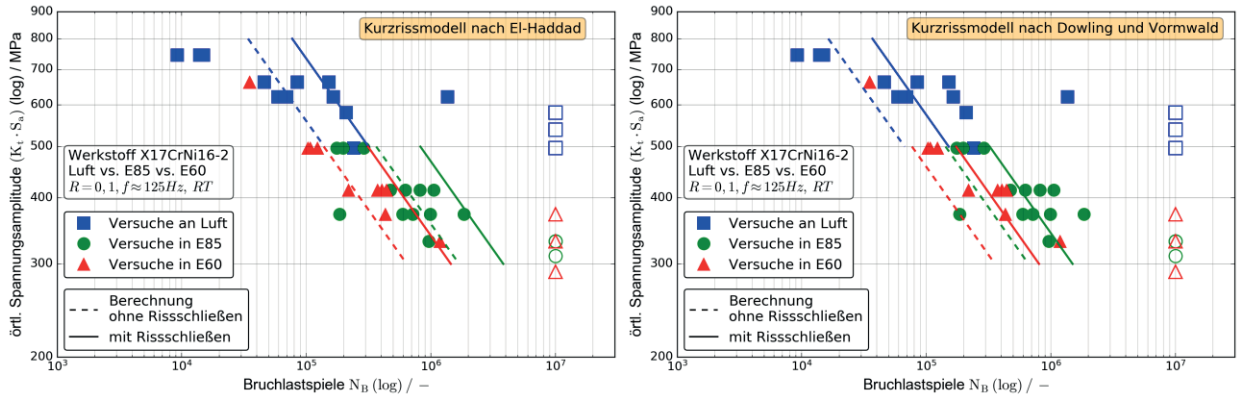


Bild 6.3: Validierung der Kurzrissmodelle nach El-Haddad (links) und nach Dowling (rechts) zur schwingbruchmechanischen Lebensdauerberechnung der Wöhlerversuchsergebnisse aus Kap. 5.2.1

Werden zusätzlich Rissschließeffekte berücksichtigt, zeigt die Lebensdauerberechnung ebenfalls eine gute Approximation der Versuchsergebnisse. Lediglich die Versuche in E85 werden tendenziell nicht konservativ abgeschätzt. Wie bereits in Bild 6.2 dargestellt, fällt auch hier auf, dass die Neigungen identisch sind und mit dem Paris-Exponenten m korrelieren. Es kann auch hier schlussfolgert werden, dass beide Kurzrissmodelle eine gute Möglichkeit abbilden die (Ermüdungs-) Lebensdauer der bauteilnahen Kerbproben unter Berücksichtigung des korrosiven Kraftstoffeinflusses abzuschätzen.

7 Zusammenfassung und Schlussfolgerung

In technischen Anwendungen wie beispielsweise bei der Benzindirekteinspritzung finden sich kraftstoffführende metallische Bauteile, die einer zyklisch-mechanischen sowie einer überlagerten korrosiven Beanspruchung unterliegen. Dabei führen hohe Einspritzdrücke zu zyklisch-mechanischen Beanspruchungen und hochethanolhaltige Ottokraftstoffe können zu potenziell korrosiver Beanspruchung führen. Die Motivation für diesen Kraftstoffeinsatz liegt darin, dass die Abhängigkeit vom Erdölmarkt gemindert und der Ausstoß von Treibhausgasen verringert wird, da das beigemischte Bioethanol aus nachwachsenden Rohstoffen wie zum Beispiel Zuckerrohr oder Mais hergestellt werden kann. Jedoch kann ein derart variabler Ottokraftstoffmix ein kritisches Korrosionspotential aufweisen, was bei einer überlagerten zyklisch-mechanischen Beanspruchung auch bei nichtrostenden Stählen zu einem erheblichen Schadensfall führen kann.

Um die Ermüdungsschädigung in einem nichtrostenden Stahl unter korrosivem Kraftstoffeinfluss zuverlässig bewerten zu können, wurde im Rahmen dieser Arbeit eine generische Analyse- und Prognosemethodik entwickelt, die es auch ermöglicht die Schwingungsrisskorrosion (SwRK) in einem alternativen Werkstoff-/Mediensystem zu beschreiben. Der Schwerpunkt wurde auf die schwingbruchmechanische Erfassung und Modellierung des zyklischen Kurzriss- sowie Langrissverhaltens gelegt, um darauf basierend eine Schwingfestigkeitsbewertung durchführen zu können. Dazu wurde ein spezielles mikroskopisches Prüf- und Messsystem sowie eine spezielle Rundprobe mit einem mikrogefrästen Anriss ($a_0 = 40$ m) entwickelt. Damit ist es möglich, kurze Ermüdungsrisse unter Kraftstoffeinfluss kontinuierlich und automatisiert zu erfassen und so einen Beitrag zum Mechanismenverständnis der SwRK zu liefern. Basierend auf den Experimenten werden material- sowie medienabhängige Modellierungsparameter abgeleitet, welche für die analytische Prognose der Schwingfestigkeit durch eine schwingbruchmechanische Modellierung herangezogen werden.

Die experimentellen Untersuchungen wurden an dem martensitischen nichtrostenden Stahl 1.4057 (X17CrNi16-2) durchgeführt. Dieser Werkstoff lässt sich beispielsweise in der Automobilindustrie für hochbeanspruchte kraftstofffführende Komponenten der Benzindirekteinspritzung finden. Als Erprobungskraftstoffe kamen die hochethanolhaltigen Ottokraftstoffe E85 sowie E60 zum Einsatz. Die Referenzversuche erfolgten an Laborluft.

Im ersten Schritt wurde mittels Stromdichtepotentialanalysen die Korrosionsbeständigkeit sowie die Passivierungseigenschaft des eingesetzten Werkstoffs in den beiden korrosiven Ottokraftstoffen untersucht. Der Werkstoff zeigte ohne eine überlagerte mechanische Beanspruchung eine Korrosionsbeständigkeit in beiden korrosiven Medien. Allerdings konnte beobachtet werden, dass der Passivbereich im E85 ausgeprägter ist als im E60, was auf den höheren Chlorid- sowie Wassergehalt im E60 zurückgeführt werden kann.

Darüber hinaus wurden kraftkontrollierte Wöhlerversuche mit Kerbproben ($K_t = 2$) an Luft sowie unter Kraftstoffeinfluss durchgeführt und hiermit die Auswirkung der SwRK phänomenologisch beschrieben werden. Dabei zeigte sich bei 10^7 Lastwechseln, dass der korrosive Kraftstoff die Schwingfestigkeit um rund 35% gegenüber den Versuchen an Luft absenkt. Dies kann mit der Modellvorstellung erklärt werden, dass Ermüdungsgleitbänder die Passivschicht zerstören und damit ungeschützte Bereiche an der Werkstoffoberfläche entstehen, die zusätzlich noch dem Korrosionsangriff ausgesetzt sind. Folglich findet ein metallischer Abtrag statt, durch den die Ermüdungsrissbildung begünstigt wird.

Im nächsten Schritt konnte durch schwingbruchmechanische Untersuchungen belegt werden, dass unter Luft ein kurzer Ermüdungsriss durch Rissstopp an einer ehemaligen Austenitkorngrenze nicht weiter wachsen kann, unter Kraftstoffeinfluss jedoch weiter bis zum Bruchversagen wächst. Weiterhin konnte gezeigt werden, dass kurze Ermüdungsrisse unter Kraftstoffeinfluss tendenziell früher initiieren, jedoch langsamer wachsen als an Luft. FIB-und REM-Analysen lassen darauf schließen, dass das korrosionsinduzierte Rissschließen eine wichtige Rolle für die Kurzrissfortschrittsphase spielt, da unter Kraftstoffeinfluss im

Rissspalt eine Schichtbelegung - in E85 ausgeprägter als in E60 - beobachtet werden konnte: Die größere Schichtdicke in E85 führt dazu, dass der effektive Spannungsintensitätsfaktor in E85 geringer ist als in E60, und somit ist die Rissfortschrittsrate in E85 niedriger als in E60. Durch weitergehende experimentelle Untersuchungen kurzer Ermüdungsrisse konnte fundiert dargestellt werden, dass neben dem dominierendem korrosionsinduzierten Rissschließen auch das flüssigkeitsinduzierte Rissschließen ursächlich für eine ausgeprägte Kurzrissfortschrittsphase ist, wobei angenommen werden kann, dass dieser Effekt an beiden Kraftstofftypen aufgrund ähnlicher Viskosität vergleichbar ist. Die gemessenen Lebensdauerunterschiede zwischen den Versuchen unter Luft und denen unter den beiden untersuchten Kraftstoffen werden somit im Wesentlichen durch die kraftstoffbedingte Veränderung des Kurzrissverhaltens dominiert.

Zur Verallgemeinerung und Anwendung dieser Erkenntnisse wurde aus den experimentellen Erkenntnissen sowie den abgeleiteten Modellparametern eine schwingbruchmechanische Modellierung kurzer sowie langer Ermüdungsrisse umgesetzt. Zunächst wurde zur Schwellenwertbewertung das Kitagawa-Takahashi Diagramm herangezogen und das Kurzrissmodell nach El-Haddad angewandt. Damit konnte die Schwingfestigkeit an Luft bzw. unter Kraftstoffeinfluss an der defektbehafteten Spezialprobe in guter Näherung beschrieben werden. Darüber hinaus konnte mit dem Modell nach El-Haddad sowie nach Dowling/Vormwald das zyklische Kurzrissfortschrittsverhalten nach dem Paris-Gesetz modelliert werden, sodass die Lebensdauer der Spezialproben sowie der Kerbproben im Wöhlerversuch näherungsweise abgeschätzt werden konnten. Durch eine zusätzliche Berücksichtigung von Rissschließeffekten konnte die Lebensdauerabschätzung im HCF-Bereich verbessert werden.

Somit konnte gezeigt werden, dass die entwickelte generische Analyse- und Prognosemethodik auf der Basis der Schwingbruchmechanik kurzer Risse einen Beitrag zum Mechanismenverständnis der SwRK liefert: Nun können metallische Bauteile hinsichtlich

dieser sehr komplexen Schädigungsmechanismen bruchmechanisch ausgelegt und zusätzlich abgesichert werden. Weitergehende Untersuchungen bieten sich in den Bereichen der Modellierung der Schichtbildung und des lokalen Korrosionsvorgangs an der Rissspitze in Abhängigkeit einer individuellen Medienzusammensetzung an. Dies könnte zu einer schwingbruchmechanisch ermittelten Schwingfestigkeit unter Berücksichtigung des modellierten Kraftstoffeinflusses führen.

8 Literatur

[1] Bundesverband der deutschen Bioethanolwirtschaft e.V., *Marktdaten Deutschland: Die deutsche Bioethanolwirtschaft in Zahlen.* [Online] Verfügbar unter: https://www.bdbe.de/daten/marktdaten-deutschland.

[2] S. Brysch, *Biogene Kraftstoffe in Deutschland: Biodiesel, Bioethanol, Pflanzenöl und Biomass-to-Liquid im Vergleich.* Zugl.: Berlin, Fachhochsch. für Technik und Wirtschaft, Diplomarbeit, 2007 u.d.T.: Brysch, Stephanie: Erfolgsbedingungen und Entwicklungsperspektiven biogener Kraftstoffe in Deutschland. Hamburg: Diplomica Verl., 2008.

[3] S. Schmid, „Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten von mittel- und hochfesten Stählen bei sehr hohen Lastspielzahlen unter Berücksichtigung von Schwingungsrisskorrosion infolge moderner Biokraftstoffe“. Dissertation, Universität Bremen.

[4] S. Schmid *et al.,* „Effect of frequency and biofuel E85 on very high cycle fatigue behaviour of the high strength steel X90CrMoV18“, *International Journal of Fatigue*, Jg. 60, S. 90–100, 2014.

[5] D. Radaj, *Ermüdungsfestigkeit.* Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2003.

[6] E. Roos und K. Maile, *Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung,* 5. Aufl. Springer Verlag, 2015.

[7] E. Haibach, *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung,* 3. Aufl., 2006.

[8] E. Roos, *Festigkeitslehre I: Vorlesungsskript.* IMWF Uni Stuttgart, 2011.

[9] J. Rösler, H. Harders und M. Bäker, *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe,* 2. Aufl. Springer Verlag, 2012.

[10] W. Weißbach, *Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung,* 18. Aufl. Springer Verlag, 2012.

[11] L. Issler, P. Häfele und H. Ruoß, *Festigkeitslehre — Grundlagen*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2003.

[12] H.-J. Christ, Hg., *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe,* 2. Aufl. Weinheim: Wiley-VCH, 2009.

[13] R. W. Landgraf, J. D. Morrow und T. Endo, „Determination of the cyclic stress–strain curve“, *Journal of Materials*, S. 176–188, 1969.

[14] W. Ramberg und R. Osgood, „Description of stress–strain curves by three parameters“, *NACA Techn. Rep.*, Nr. 902, 1943.

[15] H. A. Richard und M. Sander, *Ermüdungsrisse: Grundlagen für Ingenieure,* 2. Aufl. Springer Verlag, 2007.

[16] K. Maile, *Werkstoffeigenschaften: Vorlesungsskript*. IMWF Uni Stuttgart, 2013.

[17] L. Issler, H. Ruoß und P. Häfele, *Festigkeitslehre: Grundlagen*. Springer Verlag, 2006.

[18] J. Bürge, H. A. Richard und A. Riemer, *Werkstoffmechanik: Bauteile sicher beurteilen und Werkstoffe richtig einsetzen,* 2. Aufl. Springer Verlag, 2014.

[19] K.-H. Schwalbe, *Bruchmechanik metallischer Werkstoffe*. Carl Hanser, 1980.

[20] E. Roos, *Schadenskunde: Vorlesungsskript*. IMWF Uni Stuttgart, 2011.

[21] H.-J. Bargel und G. Schulze, *Werkstoffkunde,* 11. Aufl., 2012.

[22] Forschungskuratorium Maschinenbau, Hg., *Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen,* 6. Aufl. Frankfurt am Main: VDMA-Verl., 2012.

[23] G. Schott, *Werkstoffermüdung: Ermüdungsfestigkeit,* 4. Aufl. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1997.

[24] S. Schmauder, *Werkstofftechnik: Vorlesungsskript*. IMWF Uni Stuttgart, 2013.

[25] K. Endo und Y. Miyao, „Effects of cycle frequency on the corrosion fatigue strength“, *Japan Soc. Mech. Engrs.*, S. 374–380, 1958.

[26] M. El May, T. Palin-Luc, N. Saintier und O. Devos, „Effect of corrosion on the high cycle fatigue strength of martensitic stainless steel X12CrNiMoV12-3“, *International Journal of Fatigue*, Jg. 47, S. 330–339, 2013.

[27] H. Gräfen, „Einfluss der Temperatur und der Umgebungsbedingungen auf das Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe“, *VDI Bericht 268*, 1979.

[28] N. E. Dowling, K. Siva Prasad und R. Narayanasamy, Hg., *Mechanical behavior of materials: Engineering methods for deformation, fracture, and fatigue,* 4. Aufl. Boston, Mass.: Pearson, 2013.

[29] P. C. Paris und F. A. Erdogan, „A critical analysis of crack propagation laws“, *Journal of Basic Engineering*, Nr. 85, S. 528–534, 1963.

[30] W. Elber, Hg., *The significance of fatigue crack closure*. ASTM: ASTM, 1970.

[31] S. Suresh und R. O. Ritchie, „Propagation of short fatigue cracks“, *International Metals Reviews*, Jg. 29, Nr. 1, S. 445–475, 1984.

[32] U. Krupp, „Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und -ausbreitung in metallischen Werkstoffen“. Habilitationsschrift, Universität Siegen, 2004.

[33] U. Zerbst, M. Madia, M. Vormwald und H.T. Beier, „Fatigue strength and fracture mechanics – A general perspective“, *Engineering Fracture Mechanics*, 2017.

[34] R. Pippan und A. Hohenwarter, „Fatigue crack closure: A review of the physical phenomena“, *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 2017.

[35] J. C. Newman, „A review of modelling small-crack behavior and fatigue-life predictions for aluminum alloys“, *Fat Frac Eng Mat Struct*, Jg. 17, Nr. 4, S. 429–439, 1994.

[36] J. C. Newman, „A crack opening stress equation for fatigue crack growth“, *Int J Fract*, Jg. 24, Nr. 4, R131-R135, 1984.

[37] U. Zerbst und M. Madia, „Analytical flaw assessment“, *Engineering Fracture Mechanics*, 2017.

[38] M. Chapetti, „Fatigue propagation threshold of short cracks under constant amplitude loading“, *International Journal of Fatigue*, Jg. 25, Nr. 12, S. 1319–1326, 2003.

[39] M. Chapetti, „Application of a threshold curve model to high-cycle fatigue behavior of small cracks induced by foreign-object damage in Ti-6Al-4V“, *International Journal of Fatigue*, Jg. 27, Nr. 5, S. 493–501, 2005.

[40] J. Maierhofer *et al.,* „The cyclic R-curve – Determination, problems, limitations and application“, *Engineering Fracture Mechanics*, Jg. 198, S. 45–64, 2018.

[41] R. O. Ritchie, „Small Fatigue Cracks: A Statement of the Problem and Potential Solutions“, *Materials Science and Engineering*, Nr. 84, S. 11–16, 1986.

[42] C. Kaynak, A. Ankara und T. J. Baker, „A comparions of short and long fatigue crack growth in steel“, *International Journal of Fatigue*, Nr. 18, S. 17–23, 1996.

[43] S. Suresh, G. F. Zamiski und R. O. Ritchie, „Oxide-Induced Crack Closure: An Explanation for Near-Threshold Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 12A, S. 1435–1443, 1981.

[44] J. Schijve, Hg., *Fatigue of Structures and Materials*. Springer Netherlands, 2009.

[45] H. Kitagawa und S. Takahashi, Hg., *Applicability of fracture mechanics to very small cracks or cracks in the early stage*, 1976.

[46] M. Civarella und F. Monno, „On the possible generlatizations of the Kitagawa-Takahashi diagram and of the El Haddad equation to finite life“, *International Journal of Fatigue*, Nr. 28, S. 1826–1837, 2006.

[47] J.O. Peters *et al.,* „On the application of the Kitagawa–Takahashi diagram to foreign-object damage and high-cycle fatigue“, *Engineering Fracture Mechanics*, Jg. 69, Nr. 13, S. 1425–1446, 2002.

[48] J. J. Kruzic und R. O. Ritchie, „Kitagawa-Takahashi diagrams define the limiting conditions for cyclic fatigue failure in human dentin“, *J. Biomed. Mater. Res.*, 79A, Nr. 3, S. 747–751, 2006.

[49] M.H. El Haddad, T.H. Topper und K.N. Smith, „Prediction of non propagating cracks“, *Engineering Fracture Mechanics*, Jg. 11, S. 573–584, 1979.

[50] N. E. Dowling, „J-Integral estimates for cracks in infinite bodies“, *Engineering Fracture Mechanics*, Jg. 26, Nr. 3, S. 333–348, 1987.

[51] M. Vormwald und T. Seeger, „The consequences of short crack closure on fatigue crack growth under variable amplitude loading“, *Fat Frac Eng Mat Struct*, Jg. 14, 2-3, S. 205–225, 1991.

[52] H. Kaesche, *Die Korrosion der Metalle: Physikalisch-chemische Prinzipien und aktuelle Probleme,* 3. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2011.

[53] E. Kunze, Hg., *Korrosion und Korrosionsschutz*. Weinheim u.a.: Wiley-VCH.

[54] B. Ilschner und R. F. Singer, *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik: Eigenschaften, Vorgänge, Technologien,* 5. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010.

[55] J. Abel, „Korrosion nichtrostender Stähle in ethanolhaltigen Ottokraftstoffen“. Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, 2009.

[56] J. Abel und S. Virtanen, „Corrosion of martensitic stainless steel in ethanol-containing gasoline: Influence of contamination by chloride, H2O and acetic acid“, *Corrosion Science*, Nr. 98, S. 318–326, 2015.

[57] E. Roeder und J. Vollmar, *Schwingungsrißkorrosionsverhalten der Stähle*. Düsseldorf: Verl. Stahleisen, 1992.

[58] R. Spähn, G. Blümmel und H. Speckhardt, „Beanspruchungssynchrone elektrochemische Messungen an SwRK-beanspruchten Proben aus rost- und säurebeständigem Stahl“, *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, Jg. 17, Nr. 4, S. 154–163, 1986.

[59] H. Spähn, „Zur Schwingungsrißkorrosion metallischer Werkstoffe“, *Zeitschrift für Physikalische Chemie*, 234O, Nr. 1, S. 1–25, 1967.

[60] K.-H. Grote und J. Feldhusen, *Dubbel: Taschenbuch für den Maschinenbau*, 2005.

[61] E. Wendler-Kalsch und H. Gräfen, *Korrosionsschadenkunde,* 1. Aufl. Berlin: Springer Vieweg, 2012.

[62] T. Engler *et al.,* „Ermüdung in korrosiven Kraftstoffen: Abschlussbericht zum Vorhaben FVV Nr. 1168“, *Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen e. V.*, 2018.

[63] *Diesel Fuel Injection Equipment Manufacturers: Joint FIE Manufacturers Position Statement on Fuel Requirements for Diesel Fuel Injection Systems.*

[64] S. Kagami *et al.,* „Fatigue properties of high-strength steel in diesel oil“, *Procedia Structural Integrity*, Jg. 2, S. 1738–1745, 2016.

[65] *DIN EN 10088: Nichtrostende Stähle - Teil 3: Technische Lieferbedingungen für Halbzeug, Stäbe, Walzdraht, gezogenen Draht, Profile und Blankstahlerzeugnisse aus korrosionsbeständigen Stählen für allgemeine Verwendung*, DIN EN 10088-3, 2014.

[66] Vohtec GmbH, „Schliffpräparation am 1.4057: in Auftrag von Robert Bosch GmbH, Z. Benk“ 2016-4384, 2016.

[67] *DIN EN ISO 643: Stahl- Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße*, DIN EN ISO 643:2013-05, 2013.

[68] *DIN EN ISO 6892: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*, DIN EN ISO 6892-1, 2017.

[69] *DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe_- Zugproben*, DIN 50125:2016-12, 2016.

[70] R.W. Landgraf, J.D. Morrow und T. Endo, „Determination of the cyclic stress-strain curve“, *Journal of Materials*, 1969.

[71] H.-J. Christ, *Wechselverformung von Metallen: Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten und Mikrostruktur*. Berlin, Heidelberg: Springer, 1991.

[72] S. Al Laham, S. I. Branch und R. Ainsworth, „Stress intensity factor and limit load handbook“, *British Energy Generation Limited*, Jg. 1998.

[73] H. Tada, P. C. Paris und G. Irwin, „The Stress Analysis of Cracks Handbook“, 1973.

[74] *ASTM E647: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, 2015.

[75] F. Yoshinaka, T. Nakamura und K. Takaku, „Effects of vacuum environment on small fatigue crack propagation in Ti–6Al–4V“, *International Journal of Fatigue*, Jg. 91, S. 29–38, 2016.

[76] D. Breitling, A. Ruf und F. Dausinger, „Fundamental aspects in machining of metals with short and ultrashort laser pulses“ in San Jose, Ca, 2004, S. 49.

[77] E. Audouard *et al.,* „Heat-affected zone in microdrilling of metals by femtosecond laser pulses“ in Taos, NM, 2002, S. 973.

[78] U. Sinz, „Schwingfestigkeit von Common-Rail Komponenten unter Berücksichtigung von seltenen nichtmetallischen Einschlüssen“. Dissertation, TU Kaiserslautern, 2017.

[79] A. Roiko und J. Solin, „Measurement of small cracks initiating from inclusions, Focused Ion Beam notches and drilled holes“, *International Journal of Fatigue*, Jg. 62, S. 154–158, 2014.

[80] Y. Murakami, *Metal Fatigue: Effects of small defects and nonmetallic inclusions.* Elsevier, 2002.

[81] C. Godard, *Auswirkung von Mikrokerben auf das quasistatische und zyklische Verformungsverhalten von cp-Titan-Mikroproben.* Zugl.: Kaiserslautern, Techn. Univ., Diss., 2015. Kaiserslautern: Techn. Univ. Arbeitsgruppe Werkstoffprüfung, 2015.

[82] L. Boehme, C. Godard und E. Kerscher, „Influence Of Engineered Surfaces And Microstructure on the Fatigue Limit of Titanium“, *30th International Conference on Surface Modification Technogologies*, 2016.

[83] U. Zerbst *et al.,* „About the fatigue crack propagation threshold of metals as a design criterion – A review“, *Engineering Fracture Mechanics*, Jg. 153, S. 190–243, 2016.

[84] C. Müller, „Zur statistischen Auswertung experimenteller Wöhlerlinien“. Dissertation, TU Clausthal, 2015.

[85] M. Wächter, „Zur Ermittlung von zyklischen Werkstoffkennwerten und Schädigungsparameterwöhlerlinien“. Dissertation, TU Clausthal, 2016.

[86] B. Bertsche und G. Lechner, *Zuverlässigkeit im Fahrzeug- und Maschinenbau: Ermittlung von Bauteil- und System-Zuverlässigkeiten,* 3. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2004.

[87] E. Rossow, „Eine einfache Rechenschiebernäherung an die den normal scores entsprechenden Prozentpunkte“, *Qualitätskontrolle 9*, Nr. 12, 1964.

[88] K. Tanaka und Y. Akiniwa, „Resistance-curve method for predicting propagation threshold of short fatigue cracks at notches“, *Engineering Fracture Mechanics*, Jg. 30, Nr. 6, S. 863–876, 1988.

[89] J. N. J.C. und I. Raju, „Stress-intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies subjected to tension and bending loads“, *ComputationalMethods in TheMechanics of Fracture*, Jg. 2, S. 311–334, 1986.

[90] *Metallic materials, Fatigue testing, Fatigue crack growth method*, ISO 12108:2018, 2018.

[91] B. Tabernig und R. Pippan, „Determination of the length dependence of the threshold for fatigue crack propagation“, *Engineering Fracture Mechanics*, Jg. 69, Nr. 8, S. 899–907, 2002.

[92] H. A. Richard und M. Sander, *Ermüdungsrisse: Erkennen, sicher beurteilen, vermeiden,* 1. Aufl. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH Wiesbaden, 2009.

[93] M. Carboni *et al.,* „Determination of ΔKth by Compression Pre-Cracking in a Structural Steel“, *J. ASTM Int.*, Jg. 6, Nr. 9, S. 102617, 2009.

[94] MPA Darmstadt, „Stromdichte-Potentialanalysen in E85 und in E60: in Auftrag von Robert Bosch GmbH, Z. Benk“ O-161966, 2016.

[95] R. Reitz, G. Andersohn und M. Oechsner, „Bewertung der Werkstoff- und Medienbeständigkeit von Metallen im Kontakt mit Arbeitsmedien für WHR-Systeme:

Abschlussbericht zum Vorhaben FVV Nr. 1184“, *Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen e. V.*, 2017.

[96] G. Lange und M. Pohl, Hg., *Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle.* Weinheim, Germany: Wiley-VCH, 2014.

[97] M. Kapp *et al.,* „On the slowdown of the crack propagation rate of austenitic stainless steels in corrosive environment“, *NACE - International Corrosion Conference Series,* https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-84922278399&partnerID=40&md5=d5e4bbac7b49c6d0c31235751445271f, 2014.

[98] S. Hinderberger, „Mikrostrukturanalytik gestoppter Ermüdungsrisse an Luft von X17CrNi16-2: Analysebericht“, Robert Bosch GmbH, Zentrale Analytik Nr. 2016-1684, 2016.

[99] S. Laue, „Experimentelle und theoretische Untersuchungen zur Ausbreitung kurzer Ermüdungsrisse in gekerbten Proben des Stahls Cm15“. Dissertation, Universität Bremen, 2004.

[100] S. L. Medway *et al.,* „Mechanistic Understanding of Environmentally Assisted Fatigue Crack Growth of Austenitic Stainless Steels in PWR Environments“ in *Proceedings of the 18th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*, 2019, S. 957–986.

[101] T. Linkewitz, „Fraktographie an Spezialproben (mit Mikrokerben) aus X17CrNi16-2 für Schwingbruchmechanikversuche an Luft und in E85: Analysebericht“, Robert Bosch GmbH, Zentrale Analytik Nr. 2016-1684, 2016.

[102] S. Hinderberger, „FIB Analysen zum korrosionsinduzierten Rissschließen: Analysebericht“, Robert Bosch GmbH, Zentrale Analytik Nr. 2017-1605, 2017.

[103] T. Linkewitz, „Bestimmung und Bewertung der Rissfront an speziellen Bruchmechanikproben: Analysebericht“, Robert Bosch GmbH, Zentrale Analytik Nr. 2017-0343 E1, 2017.

[104] H. Kitagawa und S. Takahashi, „Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage“, *Second International Conference on Mechanical*, S. 627–631, 1976.

[105] The British Standard Institution, „Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures“, BS 7910:2013+A1:2015, 2015.

Anhang

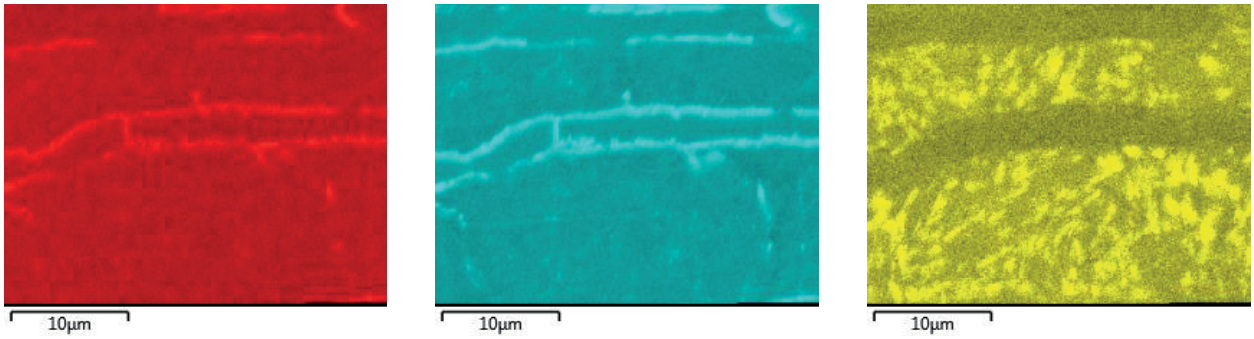


Bild A 1: EDS Aufnahmen an einer Ferritzeile und Darstellung der Anreichung von Kohlenstoff (links), Chrom (in der Mitte) und Nickel (rechts) (helle/dunkle Bereiche mit hoher/niedriger Konzentration)

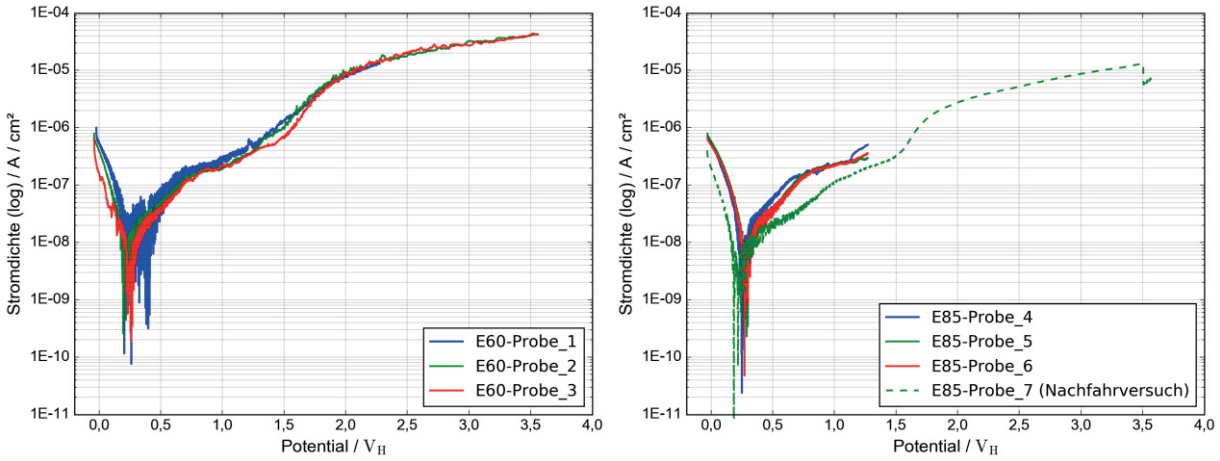


Bild A 2: Stromdichte-Potential-Kurven ermittelt am vergüteten Werkstoff X17CrNi16-2 in den Ottokraftstoffen E85 sowie E60

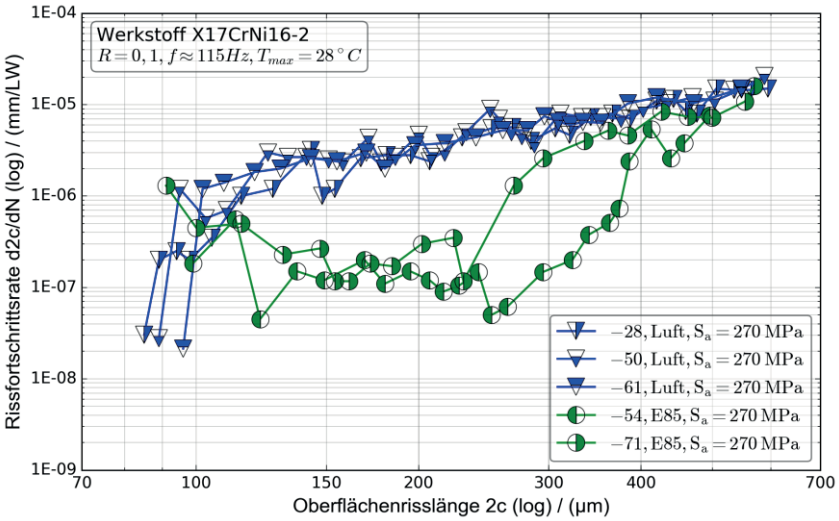


Bild A 3: (Kurz-)Rissfortschrittsdiagramm für Versuche an Luft bzw. im Kraftstoff bei Nennspannungsamplituden $S_a = 270$ MPa

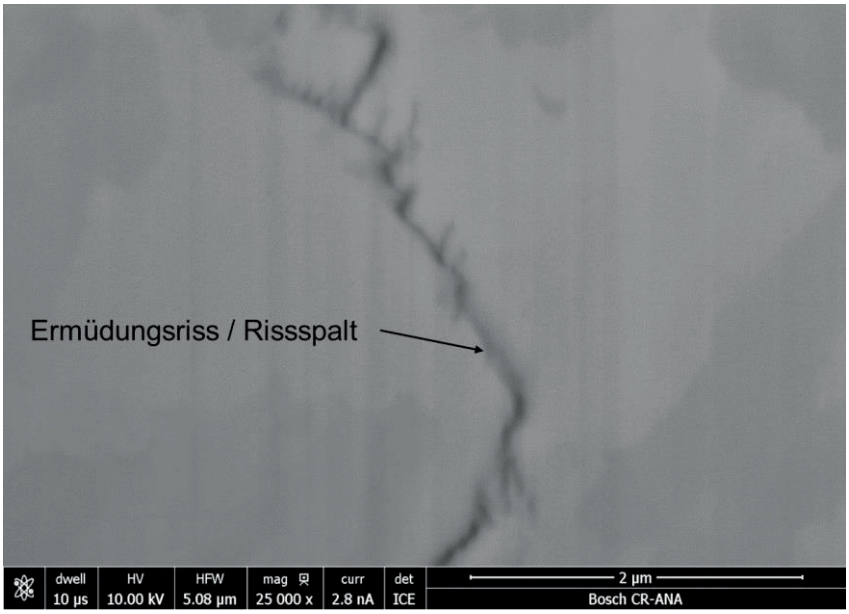


Bild A 4: FIB-Präparation und REM-Analyse am Rissspalt ermüdet in E85-light

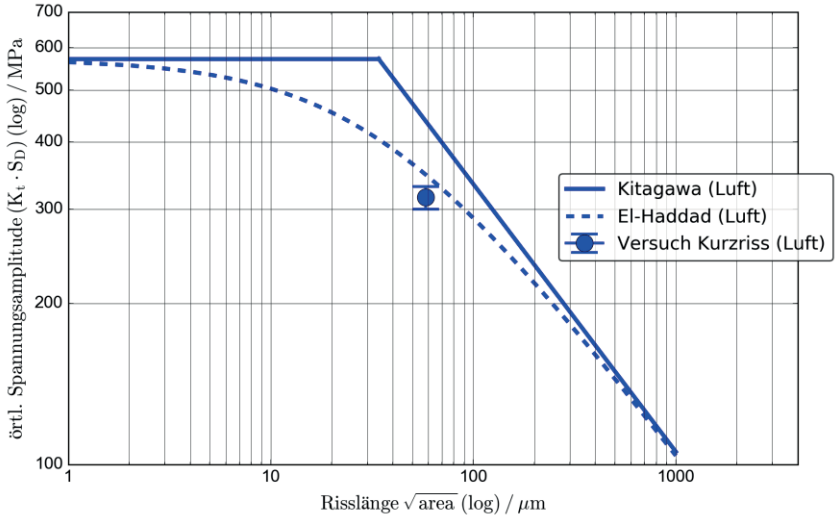


Bild A 5: Schwellenwertbewertung kurzer Risse an Luft in dem Kitagawa-Diagramm und Verifizierung des El-Haddad Modells mit den Kurzrissversuchen aus Bild 5.9

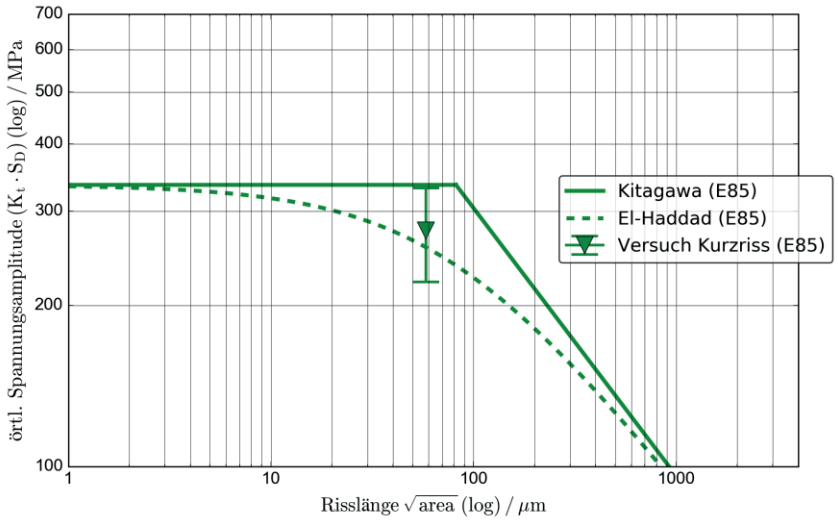


Bild A 6: Schwellenwertbewertung kurzer Risse in E85 in dem Kitagawa-Diagramm und Verifizierung des El-Haddad Modells mit den Kurzrissversuchen aus Bild 5.9

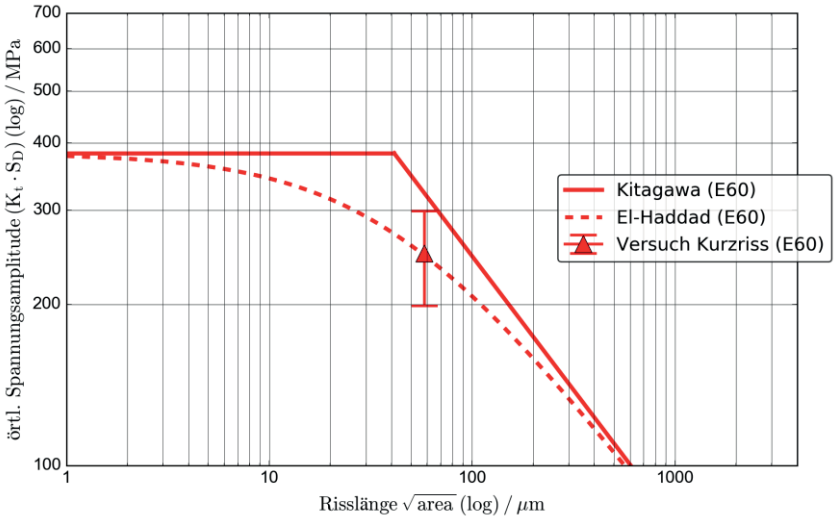


Bild A 7: Schwellenwertbewertung kurzer Risse in E60 in dem Kitagawa-Diagramm und Verifizierung des El-Haddad Modells mit den Kurzrissversuchen aus Bild 5.9

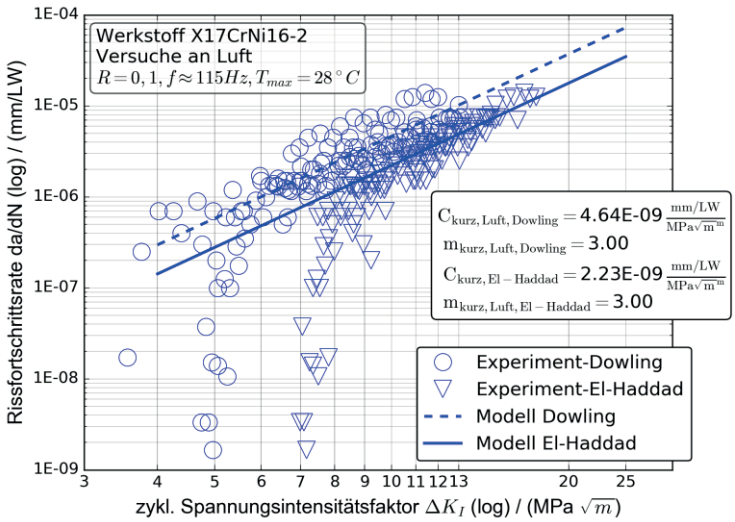


Bild A 8: Darstellung des Kurzrissverhaltens nach El-Haddad und Dowling sowie die Ableitung der Bruchmechanikparameter C_{sc} und m_{sc} aus den Kurzrissversuchen an Luft aus Kap. 5.3.2

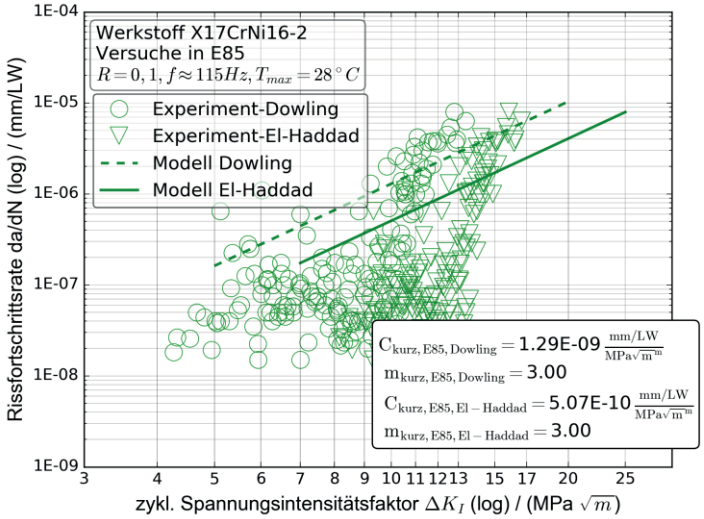


Bild A 9: Darstellung des Kurzrissverhaltens nach El-Haddad und Dowling sowie die Ableitung der Bruchmechanikparameter C_{sc} und m_{sc} aus den Kurzrissversuchen in E85 aus Kap. 5.3.2

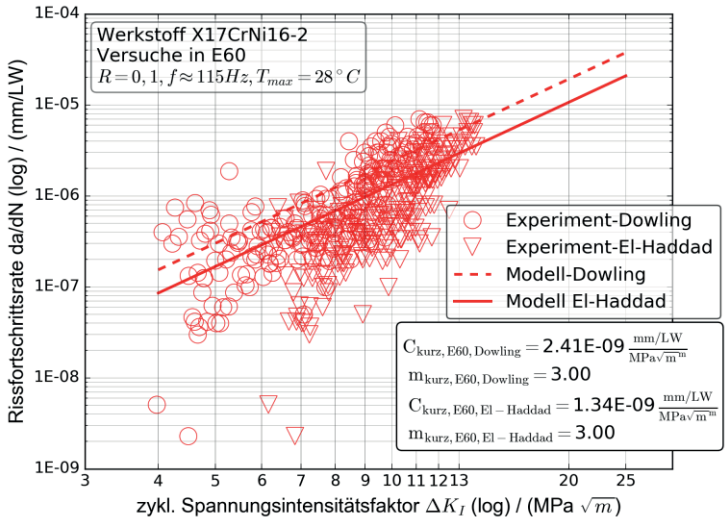


Bild A 10: Darstellung des Kurzrissverhaltens nach El-Haddad und Dowling sowie die Ableitung der Bruchmechanikparameter C_{sc} und m_{sc} aus den Kurzrissversuchen in E60 aus Kap. 5.3.2

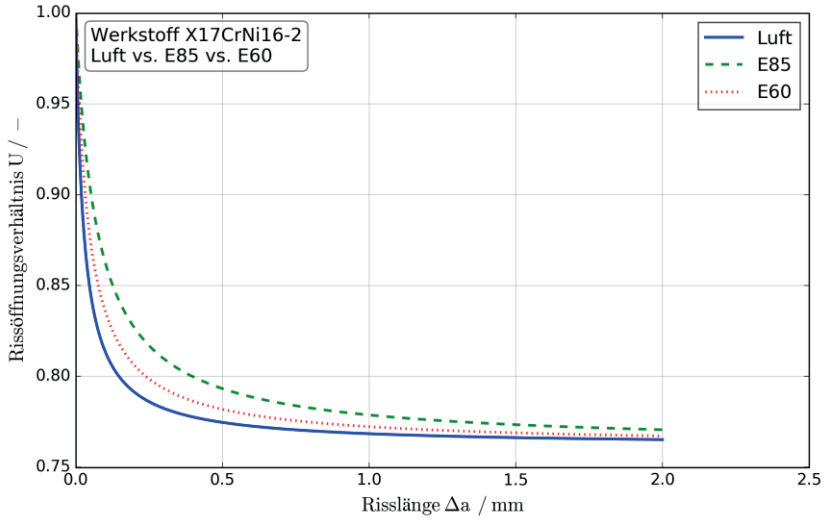
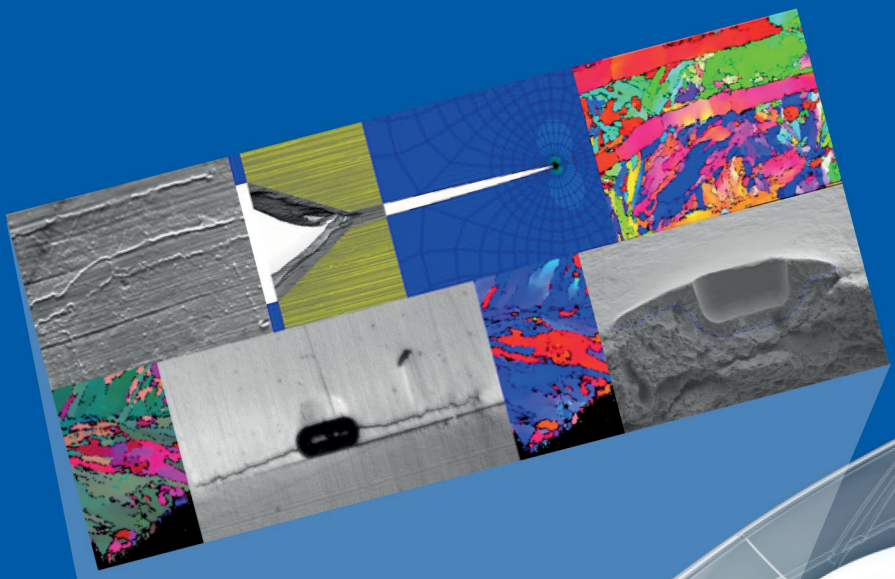
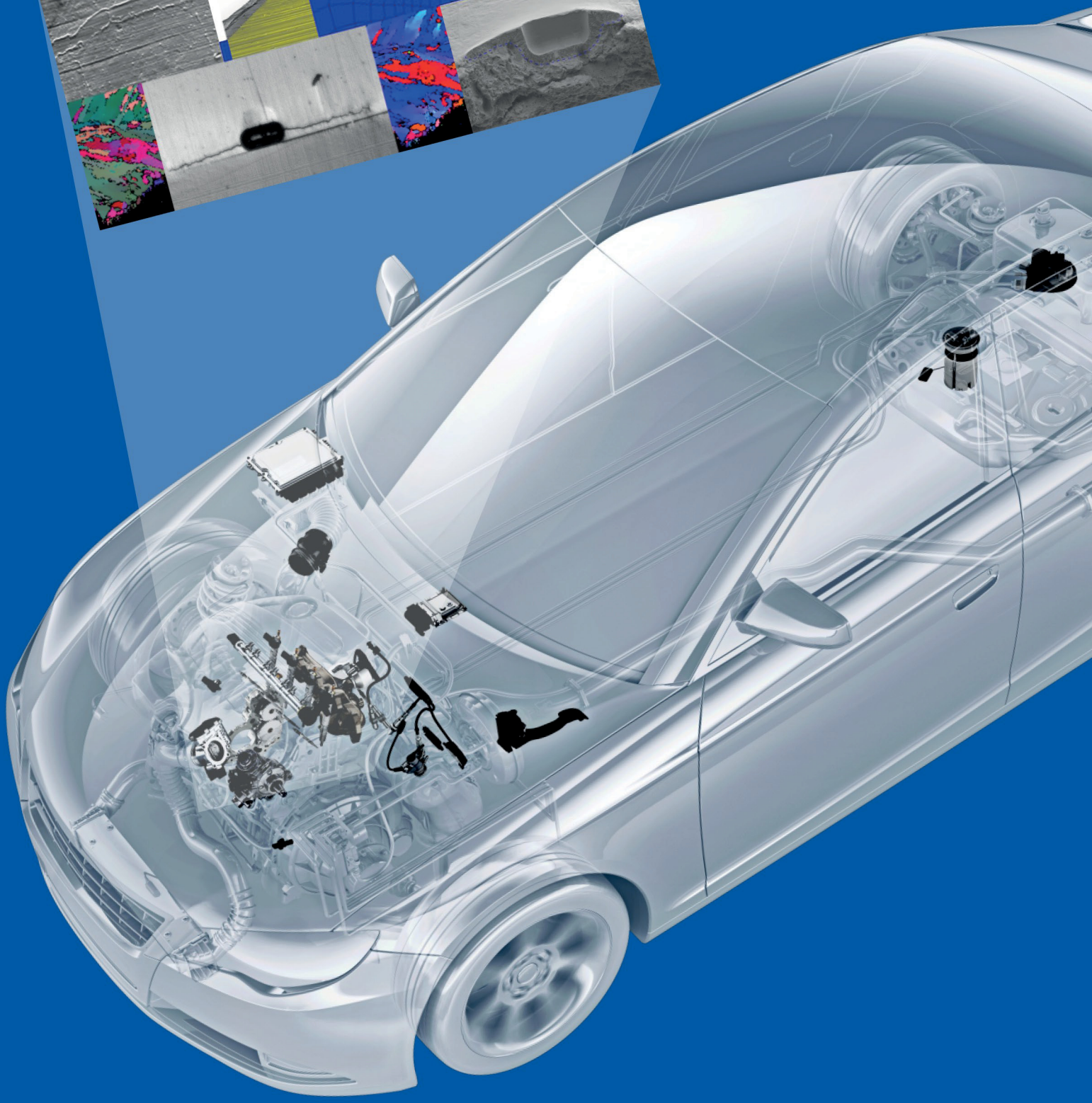
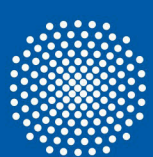


Bild A 11: Darstellung des Rissöffnungsverhaltens in Abhängigkeit der Risslänge und des Umgebungsmediums (R = 0,1)







Universität Stuttgart

ISBN: 978-3-946789-09-3