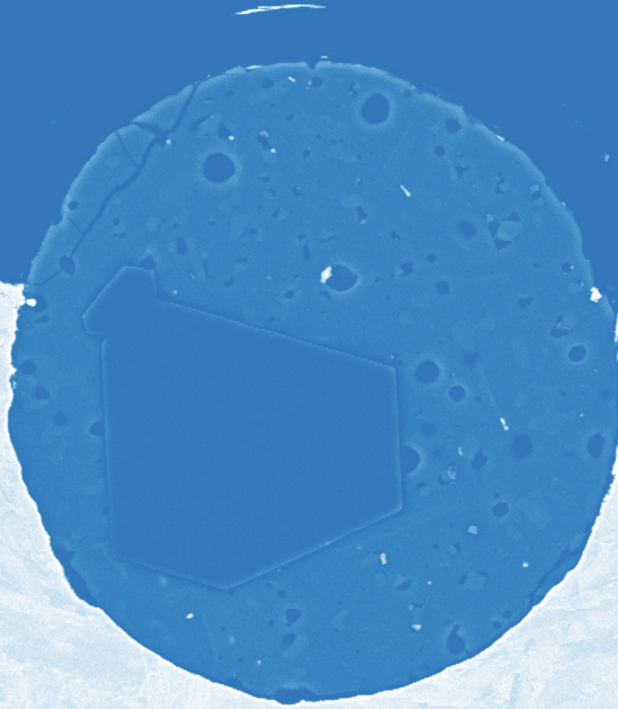




Lebensdauer und Schädigungsentwicklung martensitischer Stähle für Niederdruck-Dampfturbinenschaufeln bei Ermüdungsbeanspruchung im VHCF-Bereich

Stephan Kovacs

Lebensdauer und Schädigungsentwicklung martensitischer Stähle für Niederdruck-Dampfturbinenschaufeln bei Ermüdungs- beanspruchung im VHCF-Bereich

Von der Fakultät für Maschinenwesen der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Stephan Kovacs

Berichter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck
Univ.-Prof. Dr.-Ing. Lorenz Singheiser

Tag der mündlichen Prüfung: 19.11.2013

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Hochschulbibliothek online verfügbar.

Forschungszentrum Jülich GmbH
Institut für Energie- und Klimaforschung (IEK)
Werkstoffstruktur und -eigenschaften (IEK-2)

Lebensdauer und Schädigungsentwicklung martensitischer Stähle für Niederdruck- Dampfturbinenschaufeln bei Ermüdungsbean- spruchung im VHCF-Bereich

Stephan Kovacs

Schriften des Forschungszentrums Jülich
Reihe Energie & Umwelt / Energy & Environment

Band / Volume 214

ISSN 1866-1793

ISBN 978-3-89336-959-1

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek.
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der
Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte Bibliografische Daten
sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Herausgeber
und Vertrieb: Forschungszentrum Jülich GmbH
Zentralbibliothek, Verlag
52425 Jülich
Tel.: +49 2461 61-5368
Fax: +49 2461 61-6103
E-Mail: zb-publikation@fz-juelich.de
www.fz-juelich.de/zb

Umschlaggestaltung: Grafische Medien, Forschungszentrum Jülich GmbH

Druck: Grafische Medien, Forschungszentrum Jülich GmbH

Copyright: Forschungszentrum Jülich 2014

Schriften des Forschungszentrums Jülich
Reihe Energie & Umwelt / Energy & Environment, Band / Volume 214

D 82 (Diss., RWTH Aachen, University, 2013)

ISSN 1866-1793
ISBN 978-3-89336-959-1

Alle Rechte vorbehalten. Kein Teil des Werkes darf in irgendeiner Form (Druck, Fotokopie oder in einem anderen Verfahren) ohne schriftliche Genehmigung des Verlages reproduziert oder unter Verwendung elektronischer Systeme verarbeitet, vervielfältigt oder verbreitet werden.

Kurzfassung

Niederdruck-Dampfturbinenschaufeln werden in der Regel aus martensitischen Stählen mit Cr-Gehalten zwischen 9 und 12% gefertigt, die sich durch gute Korrosions- und Warmfestigkeitseigenschaften auszeichnen. Durch das inhomogene Strömungsfeld hinter dem Leitgitter werden die Schaufeln zu hochfrequenten Schwingungen oberhalb von 1 kHz angeregt. Zusätzlich kommt es bei den ca. 1,5 m langen Laufschaufeln und Drehzahlen bis zu 3000 Umdrehungen pro Minute aufgrund der Fliehkräfte zur Überlagerung von extrem hohen Mittelspannungen. Auch Resonanzschwingungen sind während des An- und Abfahrvorgangs nicht vollständig auszuschließen. Derzeit werden die Bauteile mit hohen Sicherheitsfaktoren gegen Wöhlerkurven mit angenommenem asymptotischem Verlauf oberhalb von 10^7 Lastzyklen dimensioniert. Dennoch werden Ermüdungsbrüche noch bei hohen Zykluszahlen beobachtet, auch ausgehend vom Schaufelfuß, der keine Vorschädigung durch Wasserdampferosion oder Tropfenschlag aufweist. Während der Anriss bei üblichem Ermüdungsversagen in der Regel von der Oberfläche ausgeht, initiieren die Ermüdungsrisse bei sehr hohen Zykluszahlen ($> 10^8$) verstärkt an Oxideinschlüssen unterhalb der Oberfläche.

Ausgehend von dieser Situation wurde im Rahmen dieser Arbeit das Lebensdauer- und Versagensverhalten eines martensitischen Cr-Stahls bei Ermüdungsbelastung ohne und mit hohen Mittelspannungen bei Bruchlastspielzahlen über 10^8 untersucht. Die Untersuchungen lieferten einerseits neue Erkenntnisse über den Zusammenhang zwischen der Lebensdauer und dem Ablauf sowie den Ursachen der Ermüdungsschädigung der hier betrachteten Gruppe hochfester Stähle bei Very-High-Cycle-Fatigue-Beanspruchung (bis $2 \cdot 10^9$). Insbesondere wurde der noch wenig erforschte Einfluss der Mittelspannung auf das VHCF-Verhalten (Rissursprungsort, Risswachstum, Lebensdauer) bestimmt, und die Rissbildungs- und Ausbreitungsmechanismen mit Hilfe elektronenmikroskopischer Analysemethoden (REM, TEM/FIB) analysiert. Andererseits leistet die Arbeit einen Beitrag zur zuverlässigen Auslegung künftiger Niederdruck-Dampfturbinen. Die Ergebnisse zeigen, dass insbesondere im Stahl enthaltene nichtmetallische Einschlüsse vom Werkstoffolumen ausgehende Brüche bei Ultrahochzyklusermüdung verursachen. Dieses Ermüdungsverhalten kann über einen weiten Mittelspannungsbereich sehr gut mit Hilfe bruchmechanischer Ansätze beschrieben werden.

Abstract

Low-pressure steam turbine blades are usually made of martensitic steels with Cr contents between 9 and 12%, which combine good corrosion resistance, high mechanical strength and sufficient ductility. The inhomogeneous flow field behind the vanes generates high-frequency oscillations above 1 kHz. In addition, the blades with lengths up to 1.5 m are operated at rotational speeds up to 3000 rpm, resulting in large centrifugal forces leading to the superposition of extremely high mean stresses. Also resonance oscillations during start-up and shut-down cannot be completely excluded. Currently, the components are designed using high safety factors against S-N curves with an assumed asymptotic fatigue limit above 10⁷ load cycles. Nevertheless, fatigue cracks are observed even at high number of cycles, starting from the blade root without pre-damage by erosion or steam droplet impingement. While fatigue failure usually occurs at the surface, fatigue cracks at very high number of cycles (> 10⁸) initiate at oxides or intermetallic inclusions below the surface. This transition between both failure mechanisms in the Very High-Cycle Fatigue (VHCF) regime is in the focus of numerous current research activities, because numbers of cycles above 10⁸ can be attained in a viable period of time using the recently developed high-frequency testing techniques operated at 20 kHz. Also for wind turbines, gas turbines, bearings, springs, etc. VHCF issues become increasingly important.

Within this work, the fatigue life and damage behavior of a martensitic Cr-steel during fatigue loading with and without high mean stresses at number of cycles to failure above 10⁸ was analyzed. On the one hand, the studies gave insights into the relation between fatigue life and fatigue damage evolution of the investigated group of high-strength steels in the very high cycle fatigue regime (up to 2·10⁹). In particular, the influence of high mean stresses on the VHCF behavior (fracture origin, crack growth, fatigue life) which was not investigated in detail before is studied and the crack initiation and propagation mechanisms are analyzed by electron microscopy (SEM, TEM / FIB). With this, the work contributes to the reliable design of future low-pressure steam turbines. The results show that in particular non-metallic inclusions in the steel cause fracture by fatigue cracks initiated in the volume under very high cycle fatigue conditions. This fatigue behavior can be described very well by means of fracture mechanics approaches over a wide range of load ratios.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	I
Abstract	II
Inhaltsverzeichnis	III
Einleitung und Zielsetzung	1
1 Grundlagen und Stand der Technik	4
1.1 Grundlagen der Materialermüdung	4
1.2 Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich	6
1.2.1 Ermüdungsverhalten von Typ I-Werkstoffen	7
1.2.2 Ermüdungsverhalten von Typ II-Werkstoffen	8
1.2.3 VHCF-Verhalten martensitischer Stähle	10
1.2.4 VHCF-Belastung von Dampfturbinenschaufeln	11
1.3 Bestimmung der Ermüdungsfestigkeit nach dem $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren	12
1.4 Rissinitiierung bei sehr hohen Lastzykluszahlen	13
1.5 Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit	18
1.5.1 Mittelspannung	18
1.5.2 Andere Einflussfaktoren	20
1.6 Bruchmechanik	22
1.6.1 K-Konzept	23
1.6.2 Schwellenwertuntersuchung nach Döker	25
1.6.3 $\sqrt{\text{area}}$ -Konzept	27
1.7 Nichtlineares Materialverhalten	31
2 Experimentelle Methoden	34
2.1 Werkstoffcharakterisierung	34
2.2 Ermüdungsversuche	35
2.2.1 Materialprüfsysteme	35
2.2.2 Härtmessung	42
2.2.3 Temperaturmessung	43
2.3 Verfahren zur Untersuchung der Bruchflächen / Mikrostruktur	44
2.3.1 Lichtmikroskopie	44
2.3.2 Elektronenmikroskopie (REM/FIB)	44
2.3.3 Laserkonfokalmikroskopie	45
2.4 In-situ Signalanalyse	45
2.4.1 Experimenteller Aufbau	45

3	Ergebnisse und Diskussion.....	48
3.1	Ermüdungsversuche - LCF/HCF	48
3.2	Ermüdungsversuche - VHCF	49
3.2.1	Wöhlerdiagramm für $R = -1$	49
3.2.2	Wöhlerdiagramm für $R = 0,1$	53
3.2.3	Wöhlerdiagramm für $R = 0,5$	55
3.2.4	Wöhlerdiagramm für $R = 0,7$	57
3.2.5	Zusammenfassendes Wöhlerdiagramm	58
3.2.6	Haigh-Diagramm	61
3.2.7	Zyklische Kriechkurven.....	64
3.3	Fraktographie	66
3.3.1	Bruchflächen bei $R = -1$	66
3.3.2	Bruchflächen bei $R = 0,1$	73
3.3.3	Bruchflächen bei $R = 0,5$	76
3.3.4	Bruchflächen bei $R = 0,7$	79
3.3.5	Mikrostrukturelle und statistische Auswertung der Bruchmerkmale	80
3.3.6	Mikrostrukturelle Untersuchung der ODA	87
3.4	Bruchmechanische Analyse	93
3.4.1	$\sqrt{area}$ -Konzept nach Murakami	93
3.4.2	Schwellenwertuntersuchung nach Döker	100
3.5	Härtemessung.....	104
3.5.1	Mikrohärte im Ausgangszustand	104
3.5.2	Mikrohärteverteilung einer VHCF-Probe bei $R = 0,1$	105
3.5.3	Mikrohärteverteilung einer VHCF-Probe bei $R = 0,5$	109
3.5.4	Mikrohärteverteilung einer VHCF-Probe bei $R = 0,7$	111
3.6	In-situ Rissdetektion	113
3.6.1	Untersuchung der Versuchsumgebung	114
3.6.2	Signalverläufe für $R = -1$	116
4	Zusammenfassung.....	123
	Literaturverzeichnis.....	126
	Abbildungsverzeichnis	135
	Tabellenverzeichnis	140

Einleitung und Zielsetzung

Niederdruck-Dampfturbinenschaufeln werden in der Regel aus martensitischen Stählen mit Cr-Gehalten zwischen 9 und 12% gefertigt. Durch das Strömungsfeld werden die Laufschaufeln hinter dem Leitgitter zu Biege- und Torsionsgrundschwingungen mit den jeweiligen Eigenfrequenzen und zu Oberschwingungen mit Frequenzen bis weit über 1 kHz angeregt [1, 2]. Durch geeignete konstruktive Gestaltung werden Resonanzschwingungen im stationären Betrieb weitgehend vermieden. Während des An- und Abfahrens sind Resonanzen jedoch nicht komplett auszuschließen. Zudem werden bei wechselnden Generatorlasten Torsions- und Biegeschwingungen über die Antriebswelle der Turbine eingekoppelt. Diese Ermüdungsbeanspruchungen mit Zykluszahlen bis 10^{12} bestimmen die Auslegung der Niederdruckbeschaufelung maßgeblich, wobei derzeit mit relativ hohen Sicherheitsfaktoren dimensioniert wird [1]. In den Wöhlerkurven wird für Lastspielzahlen oberhalb von 10^7 Zyklen ein asymptotischer Verlauf angenommen [2, 3]. Dennoch ergeben sich Schadensfälle durch Ermüdungsbrüche, auch im Bereich hoher Zykluszahlen [3-6]. Diese können durch die Kerbwirkung von Korrosionsnarben begünstigt werden, die als Folge des Umgebungseinflusses entstehen [3, 5]. Besonders kritisch sind dabei die im Nassdampfgebiet auftretenden Wassertropfen, die bei den extrem hohen Rotationsgeschwindigkeiten auf die Laufschaufeln auftreffen. Versagen geht aber auch häufig von Positionen nahe dem Schaufelfuß aus, an denen keine Vorschädigung durch den Umgebungseinfluss vorliegt [4, 6]. Bei extrem hohen Zykluszahlen jenseits von 10^8 ist auch Ermüdungsrissbildung an legierungs- und fertigungsbedingten Einschlüssen unterhalb der Oberfläche nicht auszuschließen. Die Kombination aus den bis zu 1,5 m langen Laufschaufeln in Dampfturbinenendstufen und Rotationsfrequenzen von 25 bzw. 50 Hz führt zu hohen überlagerten Mittelspannungen, während die Leitschaufeln einer annähernd mittelspannungsfreien Ermüdungsbeanspruchung unterliegen. Die sich daraus ergebende hochzyklische Ermüdung mit hohen überlagerten Mittelspannungen soll im Rahmen dieser Arbeit untersucht werden.

Die Forschungsaktivitäten auf dem Gebiet der Ermüdung mit sehr hohen Zykluszahlen (VHCF) wurden in den vergangenen Jahren massiv ausgebaut. Hieraus resultierten ein umfangreicher Kenntnisstand, aber auch zahlreiche neue wissenschaftliche und technische Fragestellungen. Übersichten zu den grundsätzlichen Mechanismen bei VHCF-Beanspruchung geben [7, 8] und gehen dabei insbesondere auf die fundamentalen Unterschiede des Schädigungsverhaltens einphasiger und mehrphasiger Werkstoffe ein. Bei letzterer Werkstoffklasse, zu der auch die hier untersuchten martensitischen Cr-Stähle gehören, wird mit steigender Versagenszykluszahl ein Übergang der Ausgangspunkte versagensrelevanter Ermüdungsrisse von der Oberfläche auf innere Fehlstellen wie z. B. nichtmetallische Einschlüsse beobachtet, die in sogenannten „Fisheye-Cracks“ resultieren. Dieser Übergang korreliert mit einer zweistufigen Wöhlerkurve, die bei Zykluszahlen zwischen etwa 10^6 und 10^8 einen annähernd horizontalen

Verlauf annimmt, der als „Dauerfestigkeit bezüglich Oberflächenschädigung“ interpretiert werden kann. Bei höheren Zykluszahlen fällt die Ermüdungsfestigkeit weiter ab. Insbesondere hochfeste Stähle, martensitische Cr-Stähle, aber auch hochfeste Al-Legierungen, weisen bei Lastspielzahlen bis 10^{10} keinen asymptotischen Verlauf der Wöhlerkurve und damit keine Dauerfestigkeit auf. Ab etwa 10^7 Lastzyklen findet ein Übergang der Anrisse von der Oberfläche ausgehend auf innere Fehlstellen wie Einschlüsse oder Poren statt. Das Fehlen einer Dauerfestigkeit hochfester Stähle im hochzyklischen Bereich bestätigt [9] auf der Grundlage umfassender experimenteller Daten. In [7] wird eine Reihe von Schwingfestigkeitsdiagrammen bis in den Ultrahochzyklusbereich von unterschiedlichen Werkstoffen vorgestellt, die einen Abfall der Schwingfestigkeit bis hin zu höchsten Zykluszahlen aufweisen. Demnach liegt eine wahre „Dauerfestigkeit“ nur dann vor, wenn keine versagensauslösenden Umgebungseinflüsse oder Fehlstellen in der Mikrostruktur vorliegen. In der Praxis liegen jedoch immer mikrostrukturelle Inhomogenitäten wie nichtmetallische Einschlüsse, Poren oder Phasengrenzen vor, in vielen Fällen auch in Verbindung mit einem oxidierenden oder reduzierenden Umgebungsmedium. Forschungsarbeiten zum Mittelspannungseinfluss auf das VHCF-Verhalten gibt es bereits zum höchstfesten Wälzlagerstahl 100Cr6 [10, 11]. Forschungsbedarf zur Bewertung von Mittelspannungseinflüssen auf das VHCF-Verhalten besteht dagegen für die in dieser Arbeit betrachtete duktile Werkstoffklasse.

Ausgehend von dieser Situation soll im Rahmen dieser Arbeit das Lebensdauer- und Versagensverhalten eines martensitischen Cr-Stahls bei Ermüdungsbelastung ohne und mit hohen Mittelspannungen bei Bruchlastspielzahlen über 10^8 untersucht werden. Die Untersuchungen sollen einerseits neue Erkenntnisse über den Zusammenhang zwischen der Lebensdauer und dem Ablauf sowie den Ursachen der Ermüdungsschädigung der hier betrachteten Gruppe hochfester Stähle bei Very-High-Cycle-Fatigue-Beanspruchung bis zu hohen Mittelspannungen liefern. Andererseits soll ein Beitrag zur Optimierung der Schaufelwerkstoffe und zur zuverlässigen Auslegung künftiger Niederdruck-Dampfturbinen geleistet werden.

In Kap. 1 werden neben den Grundlagen der Materialermüdung auch der derzeitige Kenntnisstand der VHCF-Forschung vorgestellt. Zunächst wird die Unterteilung in Werkstofftypen nach Mughrabi [8] vorgestellt. Es wird zwischen einphasigen Typ-I-Werkstoffen und mehrphasigen Typ-II-Werkstoffe unterschieden, deren unterschiedliches VHCF-Verhalten dabei herausgestellt wird. Neben mehreren Theorien zu den Rissinitiierungsmechanismen soll der bruchmechanische Ansatz nach Murakami [12], die $\sqrt{\text{area}}$ -Methode zur Beschreibung von Spannungsintensitäten und Ermüdungsfestigkeiten unter Verwendung der kritischen Einschlussgrößen beschrieben werden. Schließlich werden die theoretischen Grundlagen des nichtlinearen Parameters während der Ermüdungsschwingung geschildert, mit dessen Hilfe in zahlreichen Forschergruppen eine in-situ Schädigungsdetektion während der Ultraschallermüdung angestrebt wird. In Kap. 2 werden die angewendeten experimentellen Methoden zur Materialprüfung und -analyse erläutert.

In Kap. 3 werden die VHCF-Versuche sowie wie die daran anschließenden fraktographischen Untersuchungen präsentiert und diskutiert. Anschließend werden die Ergebnisse mit Hilfe bruchmechanischer Methoden analysiert und so die Einflüsse der Versuchsparameter, insbesondere der Mittelspannung auf die Rissinitiierungsprozesse herausgestellt.

Die Zusammenfassung in Kap. 4 gibt einen Überblick über die Ergebnisse und ordnet diese im Hinblick auf den aktuellen Kenntnisstand ein.

1 Grundlagen und Stand der Technik

1.1 Grundlagen der Materialermüdung

Unter Materialermüdung versteht man im Allgemeinen negative Eigenschaftsänderungen, die in einem Werkstoff durch zyklische Spannungs- oder Dehnungsbelastung stattfinden und die zum Werkstoffversagen führen [13].

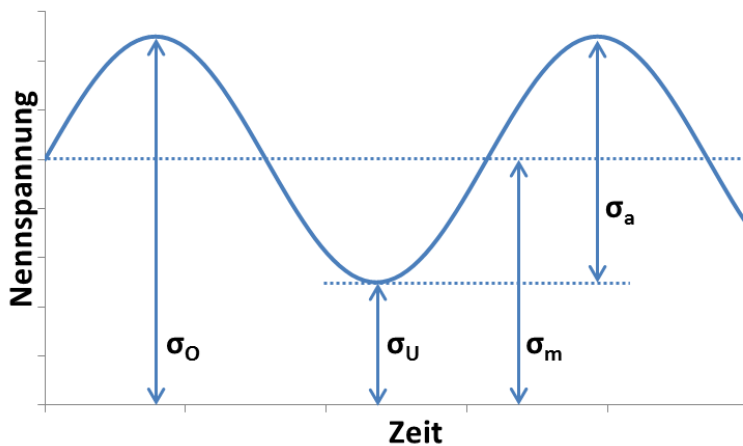


Abb. 1: Schematische Darstellung der mittelspannungsbehafteten Ermüdungsbelastung.

Abb. 1 zeigt den schematischen Last-Zeit-Verlauf für einen nennspannungsgeregelten Ermüdungsversuch. Dargestellt ist ein Verlauf bei konstanter Lastamplitude σ_a , konstanter Belastungsfrequenz und Mittelspannung σ_m . Die Mittelspannung ist eine zusätzliche statische Last, die der zyklischen Ermüdungsbelastung überlagert wird. Die Höhe dieser Mittellast σ_m im Verhältnis zur Spannungsamplitude σ_a wird über das Lastverhältnis bzw. das Spannungsverhältnis beschrieben. Dieses wird über den Quotienten aus Unterspannung σ_U und Oberspannung σ_O berechnet:

$$R = \sigma_U / \sigma_O \quad (1.1)$$

Die möglichen Lastverhältnisse, die sich je nach Lage der Mittellast ergeben, sind in Abb. 2 zusammengefasst. Insbesondere werden dabei drei Bereiche unterschieden (Abb. 2):

- Druckschwellbereich, bei dem sich die Spannung innerhalb des gesamten Ermüdungszyklus im Druckbereich befindet

- Analog hierzu ist der Zugschwellbereich durch eine Unter- und Oberspannung im Zugbereich gekennzeichnet
- Wechselbereich, bei dem die Unterspannung im Druck- und die Oberspannung im Zugbereich liegt

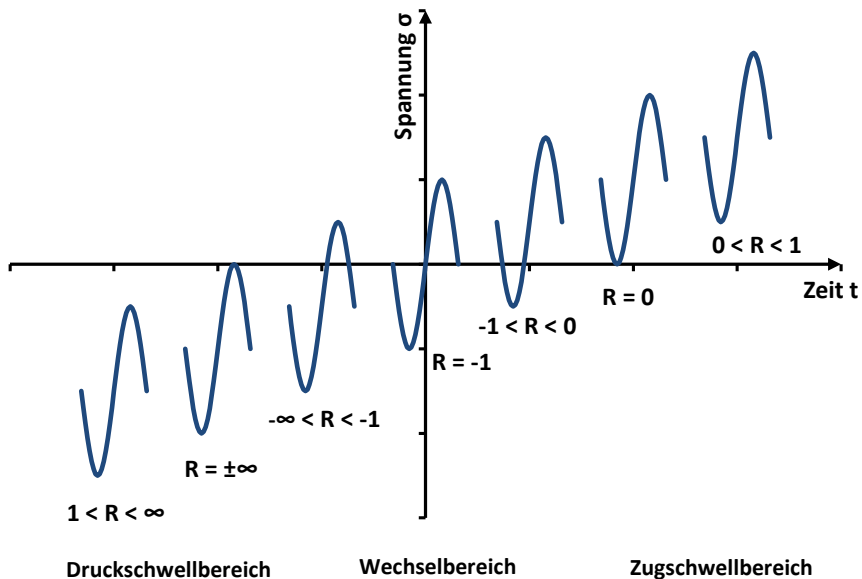


Abb. 2: Beanspruchungsfälle mit zugehörigem Spannungsverhältnis.

Die Ursache für Materialermüdung ist der plastische Verformungsanteil der Gesamtverformung. Der direkte Zusammenhang zwischen Lebensdauer N_B und plastischer Dehnungsamplitude $\Delta\epsilon_{pl}/2$ wurde erstmals im so genannten Coffin-Manson-Gesetz [14, 15] aufgestellt:

$$(N_B)^c * \frac{\Delta\epsilon_{pl}}{2} = const. \quad (1.2)$$

Die Erkenntnis, dass zyklische Schädigung immer die Folge einer zumindest lokalen plastischen Dehnung ist, ist allgemein anerkannt und bildet eine wichtige Grundlage für die metallphysikalische Behandlung des Ermüdungsphänomens.

Während der Materialermüdung kommt es zunächst durch die zyklische Verformung zu globalen oder lokalen Ver-/Entfestigungsvorgängen durch Versetzungsbewegung und -akkumulation. Dies hat schließlich eine lokale Dehnungskonzentration zur Folge und führt bei ausreichend hoher Belastungsamplitude zur Initiierung eines Mikrorisses (Stadium I-Risswachstum). Technisch gesehen beginnt der Rissfortschritt erst dann, wenn der Riss mit üblichen zerstörungsfreien Methoden detektierbar ist. Dieser Anriss wächst im Verlaufe der zyklischen Belastung weiter, bis die maximal wirkende Spannung infolge der Querschnitts-

verringern die Materialfestigkeit überschreitet. Es folgt endgültiges Materialversagen in Form des Restbruchs.

Für hochzyklische Ermüdung (HCF – High Cycle Fatigue) nimmt die Rissinitiierungsphase einen sehr großen Teil der gesamten Lebensdauer ein, mitunter über 99% [16, 17]. Ursache für die Initiierung eines Ermüdungsrisses sind lokale Spannungskonzentrationen, die dort zu irreversiblen Versetzungsbewegungen, d.h. lokaler plastischer Verformung führen. Diese entstehen beispielsweise an geometrischen Kerben, an Poren oder Einschlüssen im Material oder infolge von Verformungslokalisierungen in persistenten Gleitbändern (persistent slip bands - PSBs) [18].

Der Gleitbandmechanismus ist besonders bei der Ermüdung im Bruchlastspielzahlbereich zwischen 10^4 und 10^6 von Bedeutung. An der Oberfläche ist die plastische Verformung größer als im Materialvolumen, da hier keine Dehnungsbehinderung senkrecht zur Oberfläche vorliegt (Abb. 3a). Versetzungen können auf günstig orientierten Gleitsystemen aus der Oberfläche austreten (Abb. 3b). Außerdem kann die Versetzungsbewegung durch Sauerstoffadsorption aus der Umgebungsluft an der ausgetretenen Gleitstufe erschwert werden. Aus energetischen Gründen werden dann benachbarte Gleitebenen aktiviert und führen so bei zyklischer Belastung zur Bildung von Ex- und Intrusionen (Abb. 3c). Diese Oberflächenaufrauhungen und die damit verbundenen Spannungskonzentration durch Kerbwirkung können schließlich zur Rissinitiierung an den persistenten Gleitbändern führen [13].

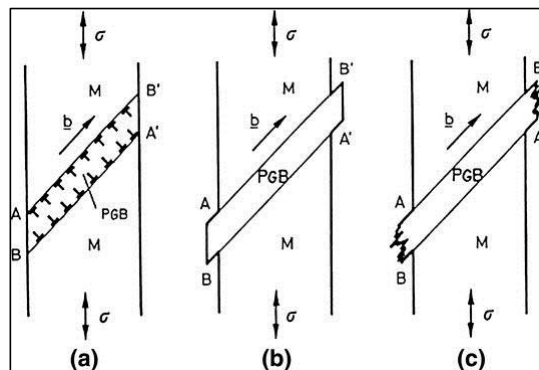


Abb. 3: Schematische Darstellung zur Bildung von persistenten Gleitbändern [19].

Die einschlussinduzierte Rissinitiierung ist insbesondere für die hochzyklische Ermüdung von großer Bedeutung und wird in Kap. 1.2 näher beschrieben.

1.2 Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich

Unter VHCF-Ermüdung (VHCF – Very High Cycle Fatigue) wird das Versagen bei Spannungsamplituden unterhalb der konventionellen HCF-Ermüdungsfestigkeit verstanden. Die

Forschungsergebnisse der letzten Jahre zeigen, dass bei vielen Werkstoffen ein Wechsel der Schädigungsmechanismen beim Übergang von HCF zur VHCF stattfindet. Für eine bessere Beschreibung des VHCF-Verhaltens ist es mittlerweile allgemein anerkannt, eine Unterteilung der metallischen Werkstoffe in Typ I- und Typ II-Werkstoffe vorzunehmen [8].

1.2.1 Ermüdungsverhalten von Typ I-Werkstoffen

Bei Typ I-Werkstoffen handelt es sich in der Regel um einphasige und duktile Metalle, die keine signifikanten inneren Defekte wie z.B. Einschlüsse oder Poren aufweisen. Die schematische Wöhlerkurve eines Typ I-Werkstoffs ist in Abb. 4 dargestellt.

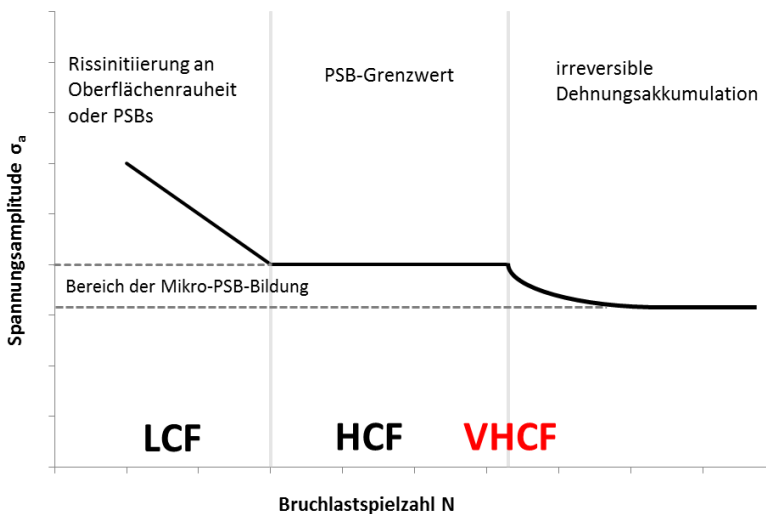


Abb. 4: Schematisches Wöhlerdiagramm für Typ I-Werkstoffe [7].

Im LCF-Bereich kommt es zu Materialversagen nach den bereits in Kap. 1.1 beschriebenen Mechanismen der PSB-Bildung. Der HCF-Bereich markiert die konventionelle Dauerfestigkeit, also die minimale Spannungsamplitude, bei der Versagen noch bei Zykluszahlen bis etwa $10^6/10^7$ eintritt [7]. Dass es im Bereich von 10^8 und 10^9 Zyklen dennoch zu Ermüdungsrisen kommt, ist auf eine Akkumulation von irreversiblen mikroplastischen Dehnungen während der zyklischen Belastung zurückzuführen. Diese treten sehr lokal auf und können auch bei globalen Belastungsamplituden unterhalb des kritischen Grenzwertes zur PSB-Bildung zu einem makroskopischen Anriss führen. Diese PSBs werden in der Regel zunächst an einzelnen Körnern beobachtet. Die dort auftretende Spannungsüberhöhung hat zur Folge, dass die zur PSB-Bildung benötigte Spannung letztlich erreicht wird. Verglichen mit Spannungsamplituden oberhalb des PSB-Grenzwertes, bei denen Gleitbänder auf der gesamten belasteten Oberfläche auftreten, benötigen die Rissinitiierungs- und Risswachstumsmechanismen

hier jedoch wesentlich mehr Lastzyklen. So kann es auch nach extrem hohen Zykluszahlen noch zu Ermüdungsversagen kommen [7, 8]. In [20] beispielsweise konnte PSB-Bildung in polykristallinem Kupfer selbst bei einer Lastamplitude nachgewiesen werden, die 50 % unterhalb der Grenzspannung für PSB-Bildung liegt. Die Anzahl der PSBs und Oberflächenrauigkeit stiegen stetig an, doch ein Ermüdungsbruch ist auch nach 10^{10} Lastspielen noch nicht eingetreten. Ähnliche Ergebnisse lieferten [21] an Reinaluminium und einer Al-Legierung bei unterschiedlichen Ausscheidungszuständen. Da die Höhe der irreversiblen Dehnung mit der Lastamplitude sinkt, kann eine wahre Dauerfestigkeit erwartet werden, die möglicherweise weit unterhalb des PSB-Grenzwerts liegt [7]. Weitere Untersuchungen zum Einfluss der Oberflächenrauigkeit auf die VHCF-Eigenschaften wurden in [22-25] durchgeführt.

1.2.2 Ermüdungsverhalten von Typ II-Werkstoffen

Typ II-Werkstoffe sind in der Regel mehrphasige, hochfeste Werkstoffe, zu denen unter anderem auch der in dieser Arbeit verwendete 12% Cr-Stahl gehört. Das LCF/HCF-Verhalten ist vergleichbar mit dem der Typ I-Werkstoffe. Brüche gehen hier überwiegend von Oberflächenkerben, -einschlüssen oder PSBs aus. Die Rissbildung an der Oberfläche wird dadurch begünstigt, dass die Oberfläche meist Kerben oder Rauigkeiten und so lokalen Spannungskonzentrationen aufweist. Außerdem sind Oberflächenkörner aufgrund der fehlenden Dehnungsbehinderung zur Oberfläche generell leichter verformbar als Körner im Materialvolumen [26].

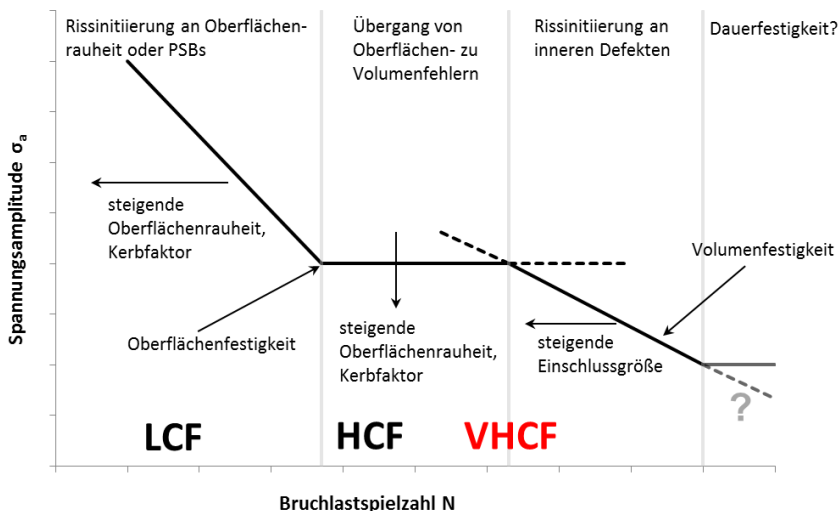


Abb. 5: Schematisches Wöhlerdiagramm für Typ II-Werkstoffe mit hinreichend großen Einschlüssen ($> 10 \mu\text{m}$) [7, 19].

Im Bereich hoher Zykluszahlen ($\sim 10^7$ - 10^8 Zyklen) findet ein für VHCF-Versagen charakteristischer Übergang von Oberflächen- hin zu Volumenversagen statt, welcher sich über mehrere Größenordnungen der Zykluszahl erstrecken kann (Abb. 5) [7, 19, 27, 28]. Bruchauslösend sind in der Regel nichtmetallische Einschlüsse oder mikrostrukturelle Inhomogenitäten, welche zu Spannungserhöhungen an den Phasengrenzen führen. Die Wahrscheinlichkeit, eine Inhomogenität im Volumen vorzufinden, ist im Vergleich zur Oberfläche wesentlich größer. Entscheidend ist hierbei nicht die Größenverteilung, sondern lediglich die Größe der versagenskritischen Inhomogenität. Ungeklärt ist derzeit die Frage, ob es für alle Materialien eine Spannungsamplitude gibt, bei der eine tatsächliche Dauerfestigkeit vorliegt. Die Lage der einzelnen Bereiche der Wöhlerlinie in Abb. 5 wird von unterschiedlichen Faktoren beeinflusst, wie die Pfeile in Abb. 5 verdeutlichen. Die Lage im LCF/HCF-Bereich wird hauptsächlich von Oberflächenrauigkeiten und den Kerbeigenschaften bestimmt. Je nach Werkstoff- und Oberflächenparametern entstehen so unterschiedliche Typen von Wöhlerlinien (Abb. 6). Darüber hinaus gibt es zahlreiche weitere, nicht materialbedingte Einflussparameter, die in Kap. 1.5 näher erläutert werden.

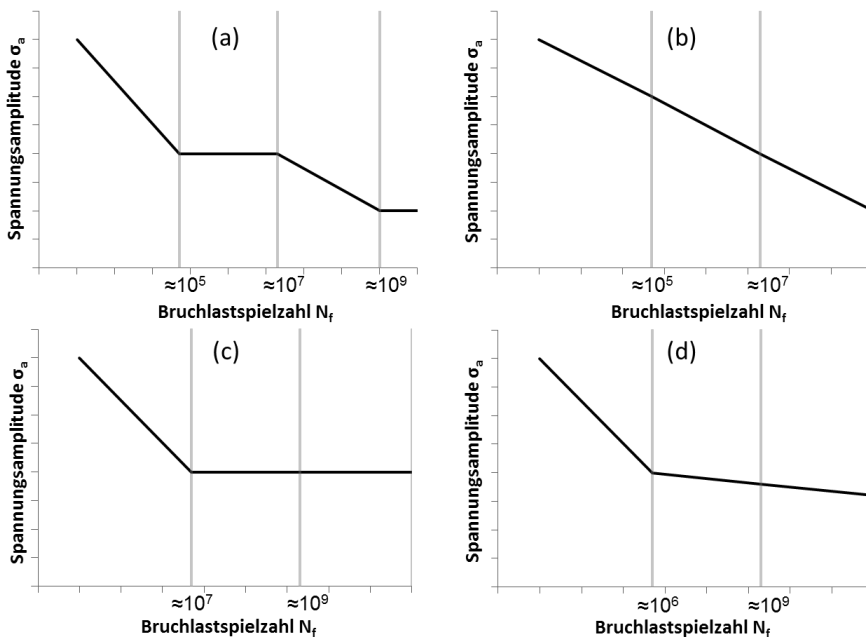


Abb. 6: Typische Wöhlerlinien für unterschiedliche Typ II-Werkstoffe [7]; (a) hochfester Stahl SUJ2 [7, 27, 29]; (b) hochfester Stahl 100Cr6 [7, 30]; (c) niedrigfester Stahl Ck15 [31], Vergütungsstahl 42CrMo4 [32]; (d) diverse Al-Legierungen [30, 33].

Den klassischen Verlauf der Wöhlerlinie zeigt Abb. 6c mit einer wahren Dauerfestigkeit im HCF-Bereich. Ein solcher Verlauf wurde z.B. in [31] für den niedrigsten Stahl Ck15 bei

Versuchen bis 10^{10} Zyklen beschrieben. Abb. 5d zeigt hingegen im VHCF-Bereich einen stetigen Festigkeitsabfall, wie er bei Werkstoffen mit kubisch-raumzentriertem oder kubisch-flächenzentriertem Gitter beobachtet wird [7, 30]. Ein zweites Plateau bei extrem hohen Zykuszahlen wie in Abb. 5a wurde beispielsweise bei Biegeversuchen in [29] beim höchstfesten martensitischen Stahl 100Cr6 gefunden. Für axiale Zug-Druck-Versuche an 100Cr6 wurde wiederum ein gleichmäßiger Abfall der Wöhlerkurve vom LCF- bis zum VHCF-Bereich (Abb. 5b) beobachtet. Eine sehr detaillierte Analyse der Wöhlerkurvenverläufe diverser Werkstoffe ist in [30] zu finden.

1.2.3 VHCF-Verhalten martensitischer Stähle

Im Folgenden wird ein Überblick über den Kenntnisstand zum Verhalten martensitischer Stähle bei VHCF gegeben. Mit dem Verhalten vorwiegend metallischer Werkstoffe im VHCF-Bereich haben sich seit 2001 mehrere internationale Konferenzen befasst [34–38]. Bei mehrphasigen Typ-II-Werkstoffen (vgl. Kap. 1.2.2), zu denen auch der in dieser Arbeit untersuchte martensitische Cr-Stahl zählt, findet im VHCF-Bereich bei Zykuszahlen von ungefähr 10^7 ein Übergang von Oberflächen- zu Volumenversagen, zumeist ausgehend von nichtmetallischen Einschlüssen, statt (vgl. Kap. 1.2). In [39, 40] wurde darauf hingewiesen, dass hochfeste Stähle, insbesondere martensitische Cr-Stähle, aber auch hochfeste Al-Legierungen, bei Lastspielzahlen bis 10^{10} keinen asymptotischen Verlauf der Wöhlerkurve und damit keine wahre Dauerfestigkeit aufweisen. Das Fehlen einer Dauerfestigkeit bei hochfesten Stählen bestätigt [30] auf der Grundlage umfassender experimenteller Datensätze. Da reale Bauteile während des Einsatzes zumeist unterschiedliche Belastungshöhen erfahren, untersucht [41] das VHCF-Verhalten vom hochfesten Vergütungsstahl 34CrNiMo6 bei variabler Amplitudenbelastung unter Mittelspannungsebelastung und erweitert hierfür die Versuchsanlage mit einer entsprechenden Softwaresteuerung für mehrstufige Blocklastversuche [42]. Es wurde gezeigt, dass insbesondere bei mittelspannungsbehafteten Ermüdungsversuchen die Festigkeit deutlich unterhalb der konventionellen Ermüdungsfestigkeit (bei 10^6 Lastzyklen) liegt. Zudem wurde nachgewiesen, dass variable Amplitudenbelastungen zu höheren Lebensdauern aufgrund von Folgeeffekten führen. Mit Hilfe der Gleichstrompotentialsondenmethode konnte darüber hinaus während des VHCF-Versuchs Risswachstum anhand eines Potentialabfalls detektiert werden. In [43] wird die lokale Aufheizung eines niedriglegierten, martensitischen Typ-II-Stahls bei einer Frequenz von 20 kHz und Bruchlastspielzahlen knapp unterhalb von 10^8 gemessen. Mit Hilfe thermographischer Analysen und numerischer Modellierung wurde gezeigt, dass sich Erwärmungen bis zu 100°C an der Rissspitze ergeben können. Das VHCF-Verhalten eines vergüteten, unlegierten Stahls ist in [44] diskutiert worden. Auch hier wurden bei Lastzykluszahlen über 10^7 überwiegend Brüche an inneren Fehlstellen gefunden und mit der Einschlussfläche, der Matrixhärte und den Oberflächeneigenstressen korreliert. Die ablaufenden Mechanismen während der Rissausbreitung bei einschlussinduzierten Brüchen in hochfesten Stählen werden in [45, 46] detailliert untersucht. Hierbei werden besonders die

Eigenstressen in Einschlussumgebung betrachtet und ein qualitativer Vergleich der Rissausbreitungskinetik von Oberflächen- mit Volumenrissen gezogen um daraus ein Modell zur Lebensdauervorhersage zu entwickeln. Auf die VHCF-Rissinitiierung im höchstfesten Wälzlagerstahl 100Cr6 geht [47] durch detaillierte Mikrostrukturuntersuchungen und FEM-Simulationen der Spannungskonzentrationen in Rissnähe ein und leitet daraus einen Ansatz zu den ablaufenden Mechanismen der Rissinitiierung und des frühen Risswachstums im VHCF ab, auf den in Kap. 1.4 näher eingegangen wird. [48] untersucht die Versagensmechanismen und die Lebensdauer eines ferritisch-perlitischen Stahls für Hochgeschwindigkeits-Eisenbahnräder bei VHCF-Beanspruchung. Auch hier geht die Anrissbildung bei sehr hohen Zykluszahlen tendenziell von Gefügeinhomogenitäten unter der Oberfläche aus. Dennoch gelingt die Lebensdauervorhersage im VHCF-Bereich, wobei das Wechselverformungsverhalten durch hochpräzise Messungen der Temperatur und des spezifischen Widerstandes in der Messstrecke charakterisiert wird.

1.2.4 VHCF-Belastung von Dampfturbinenschaufeln

Im Folgenden wird die Bedeutung der VHCF-Beanspruchung auf dem Gebiet der Niederdruck-Dampfturbinen herausgearbeitet. Die Beanspruchung von Dampfturbinenschaufeln im stationären Betrieb setzt sich zum einen aus einer statischen Belastung durch die Fliehkräfte und an der Schaufel angreifende Strömungskräfte, zum anderen aus einer hochzyklischen Ermüdungsbelastung aufgrund inhomogener Strömungsfelder, Turbulenzen und Schwingungsanregung durch Laständerungen, die vom Stromnetz über den Generator in die Turbinenwelle eingekoppelt werden, zusammen [1, 2]. Im Hoch- und Mitteldruckteil werden die Komponenten insbesondere gegen Kriechen ausgelegt, da aufgrund der dort relativ geringen Schaufellängen und steifen Konstruktion der Beschaukelung die statischen Lastkomponenten dominieren. Im Niederdruckteil mit den langen, häufig freistehenden Schaufeln hingegen ist die hochzyklische Ermüdungsbeanspruchung maßgeblich für Design und Lebensdauer [1]. Die Leitschaukeln werden lediglich mit relativ geringen Mittelspannungen aufgrund der Strömungskräfte belastet. Bei den Laufschaufeln sind der HCF-Belastung erhebliche Mittelspannungen aufgrund der hohen Fliehkräfte bei Rotationsfrequenzen von 25 bzw. 50 Hz überlagert. Deren Einfluss wird derzeit in der Praxis über den Schädigungsparameter nach Smith-Watson-Topper oder ähnliche Ansätze berücksichtigt wird [1, 2, 49]. Resonanzen mit Frequenzen in Höhe der Grundschiwingung der Schaufel (Biegung und Torsion) und deren niedrige Oberwellen werden konstruktiv auf der Grundlage elastischer Analysen ausgeschlossen. Dies ist allerdings nur für die Schwingungsanregung im stationären Betrieb ohne An- und Abfahrvorgänge und Anregungen aus dem Laststrang möglich [1, 2]. Da Schwingungen höherer Oberwellen im stationären Betrieb ebenso unvermeidlich sind wie Resonanzen mit höherer Amplitude während des An- und Abfahrens, müssen Niederdruck-Dampfturbinenschaufeln auf Zykluszahlen bis 10^{12} bei Frequenzen über 1 kHz ausgelegt werden [1, 2, 49]. Hierbei wird häufig ausgehend von Zykluszahlen bis 10^8 auf die wesentlich höheren Ziellebensdauern

extrapoliert und dabei von einem asymptotischen Verlauf der Wöhlerkurve ausgegangen [2, 3], der jedoch bei martensitischen Cr-Stählen bei im VHCF-Bereich nicht gegeben ist [39, 40]. In [3-6] werden Schädigungen an Niederdruck-Dampfturbinenschaufeln analysiert, die im Betrieb gebrochen sind. Diese unterstreichen die Bedeutung der HCF-Beanspruchung mit extrem hohen Zykluszahlen bei diesen Komponenten: Bei zwei der untersuchten Schäden gingen Ermüdungsrisse von Korrosions- bzw. Erosionsnarben aus [3, 5]. In den anderen Fällen [4, 6] war kein Zusammenhang zwischen Oberflächenschädigung und Rissursprung erkennbar. Hier wurden Ermüdungsrisse an geometrischen Kerben durch von der Strömung angeregte Biegeschwingungen zwischen 250 Hz und 588 Hz [6] bzw. Torsionsschwingungen bei 120 Hz initiiert. Dies zeigt, dass Ermüdungsbrüche an Niederdruck-Dampfturbinenschaufeln unabhängig von Korrosions- oder Erosionsschädigung auftreten können. Da für Dampfturbinen Lebensdauern bis 10^{12} Zyklen gefordert werden, ist hier trotz der vorhandenen Kerbwirkung und Biege- bzw. Torsionsbeanspruchungen von einer hohen Relevanz innerer Anrisse auszugehen. Dies wird durch vergleichende Umlaufbiegeversuche an einem martensitischen 13 % Cr-Stahl mit unterschiedlichen Frequenzen in Luft und Wasserdampf unterstrichen [50]. Hier wurden bei einer Frequenz von 50 Hz bereits für Bruchlastspielzahlen zwischen 10^5 und 10^7 identische Lebensdauern in beiden Umgebungsatmosphären ermittelt. Eine signifikante Lebensdauerreduktion in Wasserdampf ergab sich erst bei Versuchsfrequenzen unter 10 Hz.

1.3 Bestimmung der Ermüdungsfestigkeit nach dem $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren

Mit Hilfe der Statistik lassen sich aus der Wöhlerkurve Regressionsgeraden zur Berechnung der Ermüdungsfestigkeiten bestimmen. Die jeweiligen Spannungsniveaus werden hinsichtlich ihrer Bruchwahrscheinlichkeit ausgewertet. Für die Berechnung der Bruchwahrscheinlichkeiten wird in dieser Arbeit das $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren nach Dengel [51] angewendet. Dafür wählt man zunächst m äquidistante Spannungsniveaus im Übergangsgebiet zum Durchläufer aus. Je Lastamplitude werden n Ermüdungsversuche durchgeführt und die Anzahl an gebrochenen Proben notiert. Anschließend wird aus den erstellten Daten eine Ausgleichskurve

$$\sigma = a + b \cdot \arcsin\sqrt{P} = a + bz \quad (1.3)$$

berechnet, wobei sich die Bruchwahrscheinlichkeit aus $P = r/n$ ergibt. Die Koeffizienten a und b werden nach den Regeln der Regressionsrechnung folgendermaßen ermittelt:

$$b = \frac{\sum_1^m z\sigma - \sum_1^m \sigma \cdot \frac{\sum_1^m z}{m}}{\sum_1^m z^2 - \frac{(\sum_1^m z)^2}{m}} \quad (1.4)$$

$$a = \left(\sum_1^m \sigma - b \cdot \sum_1^m z \right) / m \quad (1.5)$$

Aus der Ausgleichskurve können nun die Bruchwahrscheinlichkeiten für bestimmte Spannungsamplituden berechnet werden, die extrapolierte Ermüdungsfestigkeit für Durchläufer lässt sich bei $P = 0\%$ ablesen.

1.4 Rissinitiiierung bei sehr hohen Lastzykluszahlen

Bei Typ II-Werkstoffen und sehr hohen Zykluszahlen wird die Schädigung an der Oberfläche vernachlässigbar klein und es kommt zur Rissbildung an Spannungsüberhöhungen im Probeninneren. Der Rissausgang ist in der Regel ein nichtmetallischer Einschluss, wie z.B. Al_2O_3 (Abb. 7a und b) oder oxidische Spinelle wie wie $(\text{CaO})_x\text{Al}_2\text{O}_3$ oder $(\text{MgO})_x\text{Al}_2\text{O}_3$ [27, 52-54]. Aber auch an mikrostrukturellen Inhomogenitäten selbst (Abb. 7c und f), wie z.B. Korn- oder Phasengrenzen, sowie durch Defekte wie Porositäten oder Oxidschichten an der Oberfläche oder im Bauteilinneren können Risse initiieren [21, 55, 56].

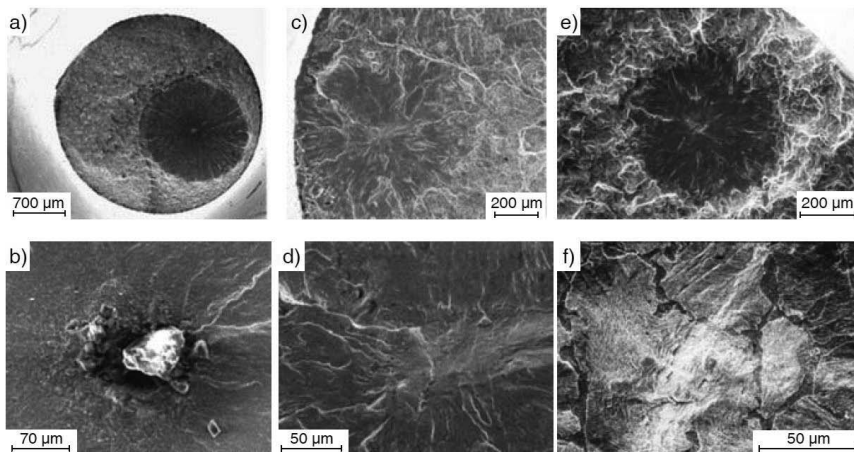


Abb. 7: Bruchflächen mit Rissinitiiierung im Werkstoffvolumen [55]; (a, b) ausgehend von einem nichtmetallischen Einschluss (42CrMo4); (c, d) ausgehend von einer inhomogenen Mikrostruktur eines perlitischen Stahls; (e, f) ausgehend von einer Zelle feinlamellaren Perlits.

Der Riss wächst ausgehend von der Grenzfläche zwischen Einschluss und Matrix und breitet sich dann ringförmig aus. Dies führt zum charakteristischen VHCF-Bruchbild mit sogenannten „Fish-eye-cracks“ (Abb. 7). In [55, 57] wurde in fraktographischen Analysen beispielsweise an einem hochfesten Cr-Al-Mo-Stahl nach Biege- und Torsionsermüdungsversuchen gezeigt, dass Fish-eyes in der Regel kreisförmig sind, durch Eigenspannungen jedoch ellip-

tisch werden können. Diese Abhängigkeit von der Eigenspannung konnte auch in [58] am angelassenen, martensitischen und kugelgestrahlten Wälzlagerstahl 100Cr6 gezeigt werden. Außerdem nimmt der Fish-eye-Radius tendenziell mit dem Abstand zur freien Oberfläche zu [57].

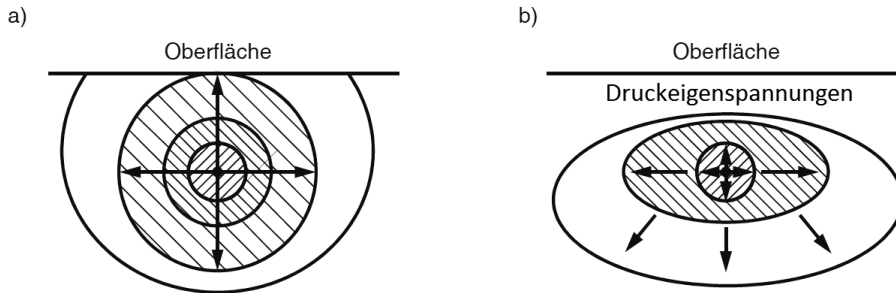


Abb. 8: Schematische Darstellung der Bruchfläche um den Einschluss: a) eigenspannungsfreie Oberfläche; b) oberflächennahe Druckeigenspannungen.

In [59] konnte Murakami zeigen, dass um den versagensauslösenden Einschluss ein in lichtmikroskopischen Abbildungen dunkles Gebiet entsteht (Abb. 9). Derartige „optical dark areas“ (ODAs) sind ein häufig beobachtetes Phänomen bei hochzyklischer Ermüdung von hochfesten Stählen [7, 19, 60-63]. Andere Bezeichnungen heben die feinkörnige Topographie dieses Bereichs hervor: „fine granular area“ (FGA) und „granular bright facet“ (GBF). Die Mechanismen und Ursachen für die Bildung einer ODA bei sehr hohen Lastspielzahlen sind noch nicht vollständig geklärt und derzeit Gegenstand zahlreicher Forschungsarbeiten.

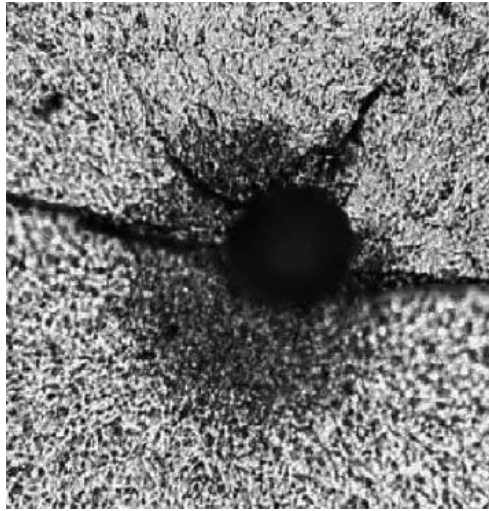


Abb. 9: Nahaufnahme eines versagensauslösenden Einschlusses mit einer ODA im optischen Mikroskop; angelassener, martensitischer 100Cr6 ($\sigma_a = 804 \text{ MPa}$, $N_f = 4,37 \cdot 10^7$) [12].

Murakami [60, 61, 64] hat sich intensiv mit der Bildung von ODAs in einem austenitischen Cr-Mo Edelstahl beschäftigt. Die charakteristischen Eigenschaften der ODA fasst Murakami dabei wie folgt zusammen [55]:

- Die ODA-Größe nimmt mit der Lebensdauer zu, insbesondere das Verhältnis der Flächen des Einschlusses und der ODA. Bei geringen Bruchlastspielzahlen sind ODAs nicht nachweisbar.
- Nichtmetallische Einschlüsse binden Wasserstoff in ihrer Umgebung. Selbst bei geringem Wasserstoffgehalt ist der Wasserstoff im Einschlussbereich gebunden und führt zu einer Versprödung des Materials (Abb. 10). Erst nach Eintreten einer Sättigung wird der restliche Wasserstoff durch Korngrenzen und Versetzungen gebunden. Bei Stählen mit unterschiedlich hohen eingebrachten Wasserstoffgehalten wurde ein starker Einfluss des Wasserstoffgehalts in Einschlussnähe auf die ODA-Größe festgestellt. Ein höherer Wasserstoffgehalt führt dabei zu einer größeren ODA.
- Die ODA hat eine raue Oberfläche, die sich von der restlichen Bruchoberfläche unterscheidet.

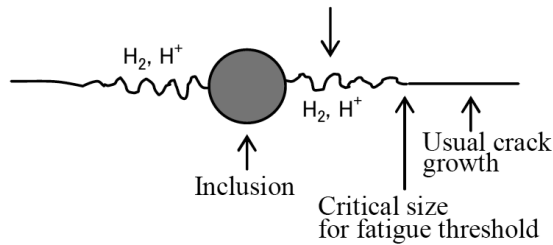


Abb. 10: ODA-Bildung durch Wasserstoffversprödung nach Murakami [28, 60, 61].

Nach der Theorie zur ODA-Bildung von Shiozawa [28, 65] kommt es in der Nähe des Einschlusses zur Dekohäsion von sphärischen Karbiden von der Matrix (Abb. 11a). Mit steigender Zykluszahl nehmen Größe und Anzahl der Mikrorisse zu und vereinigen sich dann zur ODA (Abb. 11b). Dabei verbleiben die Karbidteilchen entweder in der Matrix oder hinterlassen Löcher in der Matrix. Da die Mikrorisse entlang von Korngrenzen zwischen Karbiden und der Matrix initiieren, wird die Oberflächenrauigkeit durch die Größe der Karbide bestimmt. Die Oberflächenrauigkeit ist nach [65] in einem angelassenen, martensitischen 100Cr6 Stahl etwa 2,5mal höher als außerhalb der ODA. Ist eine bestimmte ODA-Größe erreicht, kann der Riss unabhängig von der Mikrostruktur des Materials weiter wachsen und bildet schließlich das Fish-eye (Abb. 11c).

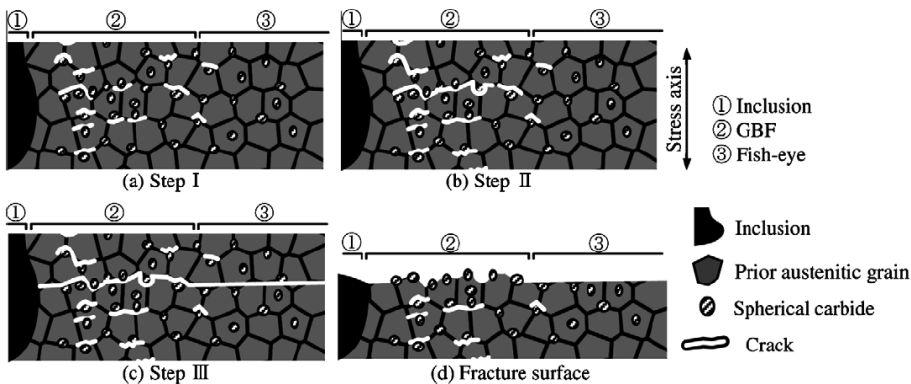


Abb. 11: ODA-Entstehung durch viele Mikrorisse, die sich durch Dekohäsion von Karbiden von der Matrix bilden nach Shiozawa [28, 65].

Eine weitere Theorie zur Entstehung einer ODA wurde von Sakai vorgeschlagen [28]. Dieses Modell beinhaltet die folgenden drei Schritte:

- Bildung einer feinkörnigen Schicht von etwa $0,4 \mu\text{m}$ Dicke um den inneren Einschluss, verursacht durch starke Polygonisation (Abb. 12A). Diese Phase nimmt einen großen Anteil der Gesamtlebensdauer während der Ermüdung ein.

- Bildung und Koaleszenz zahlreicher Mikroablösungen (Abb. 12B).
- Die Mikroablösungen verteilen sich über die gesamte feinkörnige Schicht und vereinigen sich zum ODA-Anriss um den Volumeneinschluss (Abb. 12C). Da die Orientierung der Mikroablösungen von der feinkörnigen Mikrostruktur bestimmt wird, entsteht so die feinkörnige ODA.

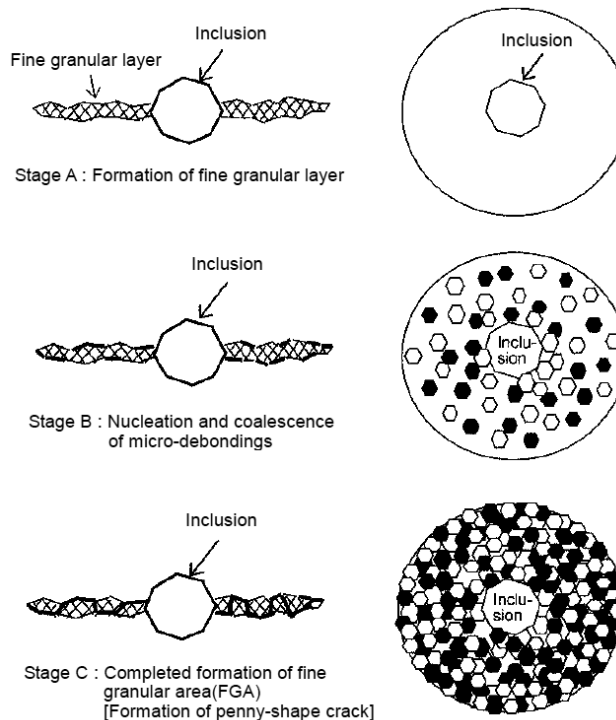


Abb. 12: Bildung einer feinkörnigen Zone um den Einschluss durch zyklische plastische Verformung nach Sakai [28].

Aus Arbeiten im Rahmen des Schwerpunktprogramms 1466 ging ein weiterer Vorschlag zur Bildung der ODAs hervor [47]. Zunächst wird davon ausgegangen, dass sich innerhalb des belasteten Volumens ein Einschluss befindet. Die Spannung ist jedoch zu niedrig, um einen Anriss zu initiieren (Abb. 13a). Während der zyklischen Belastung kommt es zu einer Kornfeinung im Einschlussgebiet (Abb. 13b). Diese Kornfeinung hat einen lokalen Abfall des Schwellenwertes zur Rissausbreitung K_{th} zur Folge. Die feinkörnige Zone breitet sich bis zu dem Punkt aus, an dem die Spannungsintensität K_{max} lokal den Schwellenwert $K_{th, lokal}$ überschreitet und so ein Anriss initiiert wird (Abb. 13c). Dieser Prozess wiederholt sich, so dass der Riss bei $K_{th, global} > K_{max} > K_{th, lokal}$ wachsen kann (Abb. 13d/e). Ab einer bestimmten Riss-

größe ist der globale Schwellenwert erreicht und der Riss kann im Fish-eye bis zur Oberfläche oder dem Erreichen der kritischen Belastung weiterwachsen (Abb. 13f).

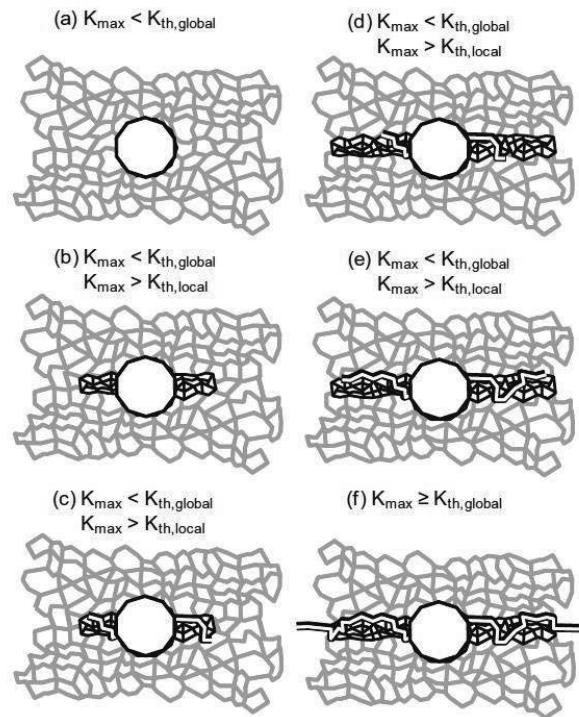


Abb. 13: ODA-Bildung durch einen lokalen Abfall des Schwellenwertes in Einschlussnähe nach Grad *et al.* [47].

1.5 Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit

1.5.1 Mittelspannung

Wie bereits in Kap. 1.2.2 erwähnt, sollen in diesem Abschnitt die Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit näher erläutert werden. Dabei soll insbesondere auf den Einfluss hoher Mittelspannungen bei hochzyklischen Ermüdungsversuchen eingegangen werden. Bereits bis Mitte des 20. Jahrhunderts gab es zahlreiche Arbeiten, die sich mit dem Zusammenhang zwischen ertragbarer zyklischer Spannung und Mittelspannung beschäftigt haben [66-73]. Als geeignete Darstellungsweise für die mittelspannungsabhängige Ermüdungsfestigkeit hat sich die Auftragung nach Haigh erwiesen. Dabei werden die dauerhaft ertragbaren Spannungsamplituden über die Mittelspannungen aufgetragen (Abb. 14). Die Ermüdungsfestigkeiten eines Lastverhältnisses liegen dabei auf den entsprechenden Geraden (gepunktete Linien in Abb. 14).

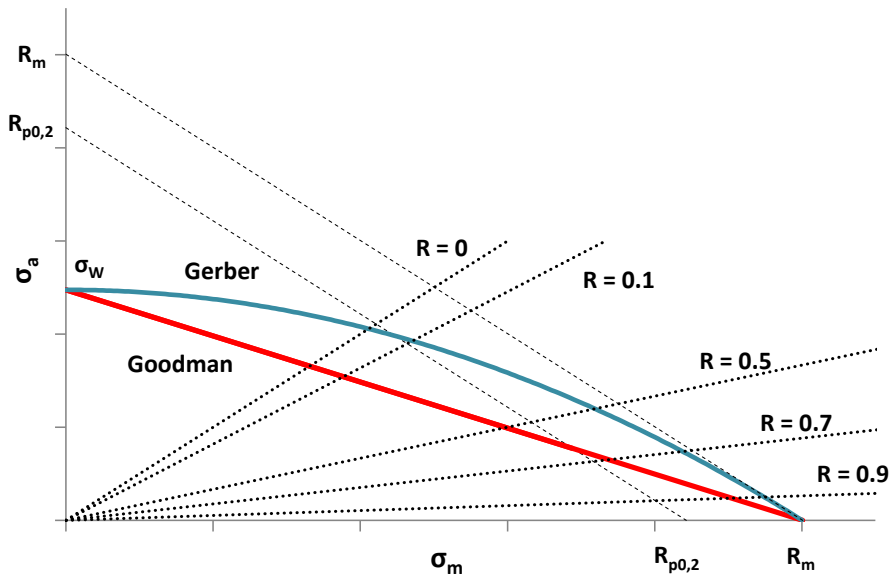


Abb. 14: Schematisches Haigh-Diagramm.

Hierzu wurden folgende Näherungsgleichungen für die Beschreibung der Mittelspannungsabhängigkeit von Goodman bzw. Gerber vorgeschlagen [74]:

$$\sigma_a = \sigma_w(1 - \sigma_m/R_m) \quad (1.6)$$

$$\sigma_a = \sigma_w(1 - (\sigma_m/R_m)^2) \quad (1.7)$$

Wie erwartet sinkt die ertragbare Spannungsamplitude σ_a auf 0 ab, wenn die Mittelspannung σ_m die Zugfestigkeit R_m erreicht, denn jedes kleine σ_a bei $\sigma_m \approx R_m$ führt zu einer maximalen Spannung oberhalb der Zugfestigkeit und damit unmittelbar zu Materialversagen. Die Goodman-Gerade (Gl. (1.6)) beginnt bei $\sigma_m = 0$ (also $R = -1$) bei der Wechselfestigkeit σ_w und beschreibt einen linearen Abfall der Ermüdungsfestigkeit mit ansteigender Mittelspannung. Diese Näherungsgleichung ist ein eher konservativer Ansatz zur Berechnung des Mittelspannungseinflusses, gibt aber das Verhalten einiger Werkstoffe, wie z.B. der Ti-Legierung Ti-6Al-4V, sehr gut wieder [74].

Es gibt jedoch einige Ausnahmen, vor allem bei hochfesten Legierungen mit geringer Duktilität, wie dem gehärteten Stahl 40NiCrMo6 [75]. Die Ermüdungsfestigkeit fällt hier langsamer ab als von der Goodman-Gleichung vorausgesagt. Dies hängt vermutlich mit den kleinen nichtmetallischen Einschlüssen (etwa 10 bis 100 μm) zusammen, die im Allgemeinen in hochfesten Stählen durch Verunreinigungen während des Erschmelzens eingebracht werden [74]. Für solche Materialien eignet sich die Beschreibung mit der Gerber-Gleichung (Gl. (1.7)). Diese beschreibt eine Parabel mit horizontaler Tangente senkrecht zur σ_a -Achse, also

bei $\sigma_m = 0$ (Abb. 14). Im weiteren Verlauf schneidet die Parabel die σ_m -Achse bei $\sigma_m = R_m$. Für Legierungen wie der zuvor erwähnten Ti-6Al-4V ist diese Näherung nicht konservativ, für hochfeste Stähle stellt sie jedoch eine häufig sinnvolle Beschreibung dar. Grundsätzlich gibt die Gerber-Parabel den Einfluss von Mittelspannungen für duktile Materialien und hohe Zykluszahlen besser wieder im Vergleich zur häufig zu konservativen Goodman-Geraden. Hochfeste Legierungen mit geringer Duktilität weisen in der Regel eine höhere Mittelspannungsempfindlichkeit als duktile und weiche Stähle auf [74].

1.5.2 Andere Einflussfaktoren

Ob die in Kap. 1.2 beschriebene Einteilung in die Werkstoffklassen Typ I und Typ II für VHCF auch zukünftig erhalten werden kann, oder ob vor allem die lokal auftretenden Spannungsüberhöhungen die Schädigungsmechanismen bestimmen, ist noch zu klären. Die wirkenden Schädigungsmechanismen werden zusätzlich auch stark von der Proben- bzw. Bauteilgröße beeinflusst. So zeigt sich, dass die Plastizität durch eine reduzierte Probengröße stark eingeschränkt wird [76-78]. Dies führt bei dünnen Schichten zu einer Behinderung der plastischen Verformung [79], so dass die Lebensdauer bei Ermüdungsbeanspruchung mit abnehmender Schichtdicke zunimmt [80]. Hinsichtlich der Übertragbarkeit auf Bauteile muss auch die bisher nur unvollständig betrachtete Abhängigkeit von der Beanspruchungsart untersucht werden. Dahingehend bestehen derzeit Einschränkungen vor allem aufgrund der verfügbaren Prüftechnologien, denn hohe Prüffrequenzen sind notwendig, um die extrem hohen Zykluszahlen für VHCF-Versuchsreihen realisieren zu können. Aufgrund der Einfachheit des Versuchsprinzips und der relativ geringen Kosten gibt es zahlreiche Arbeiten mit Umlaufbiegeversuchen bei Prüffrequenzen um die 50 Hz [52, 57, 58, 81]. Die derzeit mittels Ultraschallprüfanlagen realisierbaren Beanspruchungen, die Zug-Druck- und die Torsionsermüdung, sind in [82] beschrieben. Die unterschiedlichen Einflüsse von Biege- und Zug-Druck-Beanspruchung auf das VHCF-Verhalten am hochfesten, martensitischen Stahl 100Cr6 wurden in [11, 83] untersucht. Die grundsätzlichen VHCF-Merkmale wie das Fish-eye und die ODA werden unabhängig von der Beanspruchungsart beobachtet. In der Wöhlerlinie zeigten sich allerdings deutliche Unterschiede (Abb. 15).

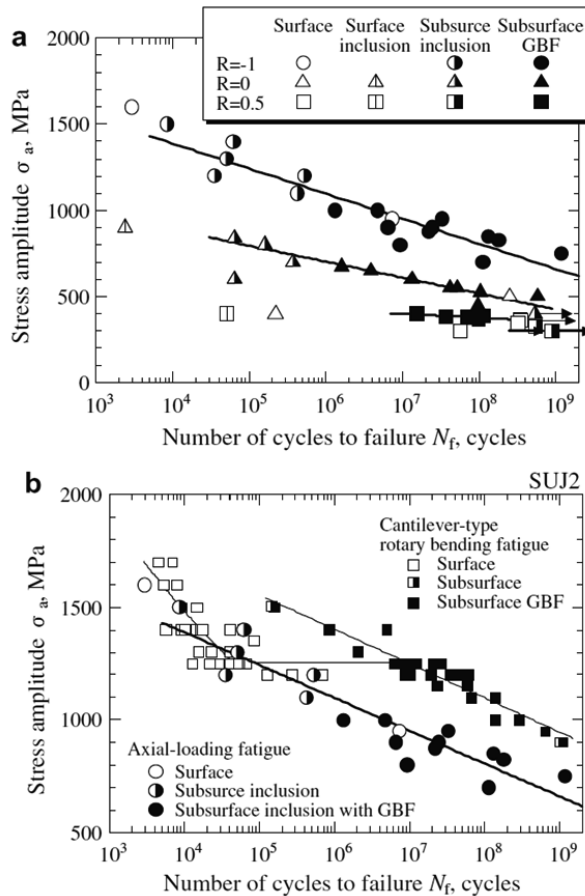


Abb. 15: Wöhlerkurven von 100Cr6 bei axialer Belastung (a) und bei Umlaufbiegebelastung (b) [11].

So zeigt sich für die axiale Zug-Druck-Belastung ein mit der Zykluszahl kontinuierlich abfallender Verlauf der Spannungsamplitude (Abb. 15a), während sich bei den Umlaufbiegeversuchen in Abb. 15b eine klare zwei-stufige Wöhlerlinie zeigte. Die genaue Ursache für diese unterschiedlichen Verläufe konnte bislang noch nicht abschließend geklärt werden.

Ein weiterer zu berücksichtigender Faktor ist der Frequenzeinfluss. Hierzu wurden in [84] Versuche bei 100 Hz und bei 20 kHz an kubisch-raumzentriertem Nb und Ta sowie an hexagonalen Ti-Legierungen durchgeführt. Mit Ausnahme des Ta konnte bei keinem der Materialien ein Frequenzeinfluss festgestellt werden. Bei Ta führte die hohe Frequenz zu einer erhöhten Lebensdauer. Wie im LCF-Bereich könnte auch im VHCF-Bereich die dehnratenabhängige Fließspannung und ein asymmetrisches Versetzungsgleiten für den Frequenzeffekt bei einigen kubisch-raumzentrierten Materialien verantwortlich sein. Für kubisch-flächenzentrierte

Materialien konnte hingegen kein Frequenzeinfluss beobachtet werden [85, 86], da hier die zyklische Fließspannung nur geringfügig von der Dehnrate abhängt.

Bei erhöhten Dehnraten, wie sie bei Ultraschallermüdung auftreten, müssen ebenfalls die Umgebungsbedingungen berücksichtigt werden. An der Al-Legierung 23024-T351 [86] und der Ti-Legierung Ti-6Al-4V [87] wurde zunächst ein frequenzunabhängiges Risswachstum im Vakuum festgestellt. In Umgebungsluft führte zunehmende Luftfeuchtigkeit zu stark erhöhten Risswachstumsraten bei konventionellen Frequenzen, wohingegen die untersuchte Ti-Legierung auch bei Ultraschallfrequenzen zu schnellerem Risswachstum neigt.

1.6 Bruchmechanik

Im Allgemeinen geht man bei der Bestimmung der Festigkeitswerte von fehlerfreien Bauteilen aus und mögliche Ungängen werden durch erhöhte Sicherheitsfaktoren berücksichtigt. In der Bruchmechanik werden hingegen grundsätzlich im Bauteil vorhandene Risse angenommen. Diese reichen von sehr kleinen und schwer detektierbaren Mikrorissen ($\sim \mu\text{m}$) bis hin zu Makrorissen ($\sim \text{mm}$ bis m). Die Grundlage für bruchmechanische Konzepte und Methoden sind die Untersuchungen des Spannungs- und Verformungszustandes. Durch Betrachtung der lokalen Beanspruchungen am Riss, der dort auftretenden Spannungs- und Verschiebungsfelder sowie der für Risse bedeutsamen bruchmechanischen Werkstoffkennwerte wurden Konzepte und Methoden erarbeitet, die eine Beurteilung und Vorhersage des stabilen und instabilen Risswachstums ermöglichen [88].

Die Betrachtung von Rissen als mathematischer Schnitt führt zu drei Grundlegenden Rissbeanspruchungsarten (Abb. 16): Normalbeanspruchung (Mode I), Schubbeanspruchung, die ein entgegengesetztes Gleiten der Rissoberflächen in Rissrichtung hervorruft (Mode II) und Schubbeanspruchung, die ein Gleiten der Rissoberfläche quer zur Rissrichtung bewirkt (Mode III) [88]. Komplexe Beanspruchungen können durch Superposition der drei Moden beschrieben werden.

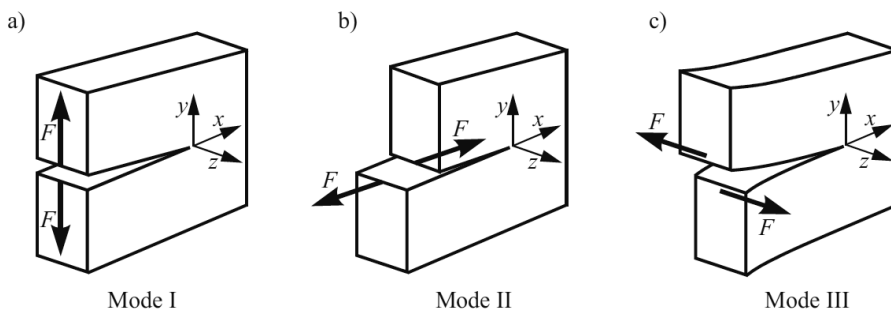


Abb. 16: Grundlegende Rissbeanspruchungsmoden der Bruchmechanik [88].

Die elastischen Spannungsfelder, die in Rissnähe auftreten, lassen sich für alle Strukturen und Belastungen durch Näherungsgleichungen darstellen. Die Verschiebungsfelder können dabei mit Hilfe des Spannungsintensitätsfaktors charakterisiert werden. Der Spannungsintensitätsfaktor beschreibt die Intensität der Spannungsfelder und ist ein Maß für die Größe der Verschiebung in Rissumgebung, nicht aber für die Verteilung von Spannungen und Verschiebungen. Der Spannungsintensitätsfaktor ist abhängig von der äußeren Belastung, der Rissgeometrie sowie von der Lasteinleitung [88]. Diese Abhängigkeit kann wie folgt beschrieben werden:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot Y_I \quad (1.8)$$

$$K_{II} = \tau_Z \cdot \sqrt{\pi a} \cdot Y_{II} \quad (1.9)$$

$$K_{III} = \tau_Z \cdot \sqrt{\pi a} \cdot Y_{III} \quad (1.10)$$

Dabei stehen die Indizes für die unterschiedlichen Beanspruchungsmoden. Die Nennspannung σ für Mode I-Beanspruchung steht für die Belastung des Bauteils und die Rissgeometrie wird insbesondere durch die Risslänge a repräsentiert. Die Spannungen τ_x bzw. τ_z bezeichnen die Schubspannungen bei Beanspruchung nach Abb. 16b und c. Bei Rissen im Volumen wird die Risslänge in der Regel mit $2a$ beschrieben, bei Oberflächenrissen mit a . Y bezeichnet den Geometriefaktor unter Berücksichtigung von Risslage, Bauteilgeometrie sowie Art und Stelle der Lasteinleitung. Für einen Riss in einer unendlich ausgedehnten Scheibe unter Zugbelastung ist $Y_I = 1$. Geometriefaktoren für einige komplexere Fälle für verschiedene Rissarten können in der Literatur nachgeschlagen werden [88-91]. Der Spannungsintensitätsfaktor hat die Dimension Kraft pro Länge^{3/2} bzw. die Einheit N/mm^{3/2} oder MPa√m [88].

1.6.1 K-Konzept

Das elastische Rissspitzenfeld ist durch den Spannungsintensitätsfaktor K eindeutig charakterisiert. Dieses K -bestimmte Feld dominiert in einem nach außen und innen begrenzten Bereich um die Rissspitze (in Abb. 17 mit R gekennzeichnet). Außerhalb von R können die Terme höherer Ordnung nicht mehr vernachlässigt werden. Aber auch bei Abständen unterhalb von r_p kann das Feld nicht mehr mit K beschrieben werden, denn die formal auftretenden singulären Verzerrungen widersprechen den Voraussetzungen der linearen Elastizität von kleinen Verzerrungen. Diese Beschreibung gilt ebenso nicht für plastisches Materialverhalten wie es in unmittelbarer Rissspitzennähe auftritt, da es bei realen Materialien aufgrund der zur Rissspitze hin stark ansteigenden Spannungen zu plastischem Fließen kommt. Außerdem befindet sich die Prozesszone der eigentlichen Rissausbreitung an der Rissspitze (in Abb. 17 mit ρ gekennzeichnet). Voraussetzung für die Anwendung des K -Konzepts ist, dass das K -bestimmte Feld groß ist im Vergleich zum eingeschlossenen Gebiet, welches nicht durch das Nahfeld beschrieben wird ($r_p \ll R$). Nach dem K -Konzept kann der Spannungszustand in der Prozess-

zone indirekt durch den Spannungsintensitätsfaktor beschrieben werden, welcher ein Maß für die Belastung im Rissspitzenbereich ist [89].

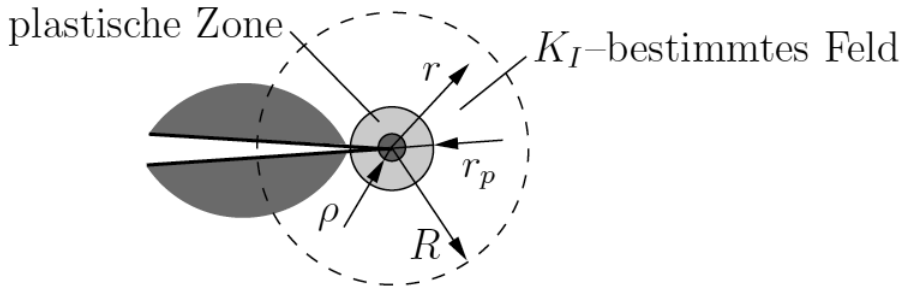


Abb. 17: Rissspitze mit plastischer Zone [89].

Mit Hilfe des Spannungsintensitätsfaktors kann nun ein Kriterium für Rissfortschritt formuliert werden. Danach kommt es bei quasistatischer Belastung zum instabilen Rissfortschritt bzw. zum Bruch, wenn der Spannungsintensitätsfaktor K eine materialspezifische Größe K_c erreicht:

$$K = K_c \quad (1.11)$$

Die Größe K_c wird als Bruchzähigkeit bezeichnet und kann in geeigneten Experimenten, z.B. in Kompaktzugversuchen, bestimmt werden [89].

Aber auch bei Belastungen unterhalb der kritischen Größe kann es bei zyklischer Beanspruchung zu Risswachstum in kleinen Schritten kommen, wenn die Freisetzungsrates der gespeicherten elastischen Energie größer ist als der Energieverbrauch durch die Bildung einer neuen Oberfläche bei Rissfortschritt. Dieses Kriterium gilt gleichermaßen für alle drei Beanspruchungsmoden. Ist diese Bedingung erfüllt, liegt innerhalb der Prozesszone ein kritischer Zustand vor, welcher zu weiterer Materialtrennung, also zu einem fortschreitenden Riss führt. Dieser wird in der Regel durch die Risswachstumsrate da/dN (Rissfortschritt pro Lastzyklus) charakterisiert. Ursache für das Ermüdungsrisswachstum sind die komplexen inelastischen Vorgänge, die sich bei zyklischer Belastung in der Prozesszone abspielen.

Sind die Bedingungen der linear-elastischen Bruchmechanik erfüllt, das heißt die plastische Zone ist klein im Vergleich zum K -bestimmten Gebiet, kann Risswachstum mit Hilfe des K -Konzeptes beschrieben werden. Einer periodischen Belastung ist ein periodisch veränderlicher Spannungsintensitätsfaktor zugeordnet. ΔK wird als zyklischer Spannungsintensitätsfaktor bezeichnet mit $\Delta K = K_{max} - K_{min}$. Wird die Risswachstumsrate für einen Werkstoff in Abhängigkeit von ΔK gemessen, ergibt sich der in Abb. 18 dargestellte Verlauf. Unterhalb eines Schwellenwertes ΔK_0 breitet sich der Riss nicht aus.

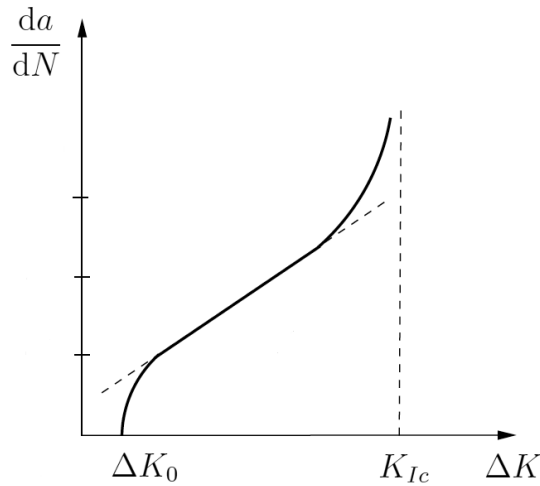


Abb. 18: Ermüdungsrisswachstum nach dem Paris-Gesetz.

Im mittleren Kurvenbereich zwischen ΔK_0 und K_{Ic} kann das Risswachstum durch folgende empirische Gleichung, das sogenannte Paris-Gesetz, beschrieben werden (Modus I Beanspruchung):

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (1.12)$$

Die Konstanten C und m sind abhängig vom Werkstoff sowie von Temperatur, Umgebungsmedium oder mittlerem Spannungsintensitätsfaktor. Typische Werte für m liegen zwischen 2 und 4. An den mittleren Bereich in Abb. 18, der mit Hilfe des Paris-Gesetzes beschrieben werden kann, schließt sich das instabile Risswachstum an. Ist die Belastung groß genug, kommt es bei Erreichen von K_{Ic} zum Materialbruch. Die Kenntnis von da/dN erlaubt demnach eine Lebensdauervorhersage für zyklisch beanspruchte Bauteile.

1.6.2 Schwellenwertuntersuchung nach Döcker

Zur Untersuchung des Schwellenwertverhaltens für Ermüdungsrisse wird im Folgenden der Ansatz von Döcker [92, 93] angewendet und auf die im VHCF-Bereich relevanten kurzen Risse übertragen. Auf Grundlage des K -Konzeptes kann so der Schwellenwert ΔK_{th} in Abhängigkeit vom Lastverhältnis R in einer Näherungskurve dargestellt werden. Üblicherweise ist ΔK_{th} der Wert der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK , bei dem sich die Rissgeschwindigkeit asymptotisch dem Wert 0 nähert. Für die Bestimmung des Schwellenwertes sind also Rissgeschwindigkeitsmessungen bei sehr niedrigen Risswachstumsraten notwendig, so dass eine hinreichend genaue Extrapolation in Richtung Rissgeschwindigkeit 0 möglich ist [93].

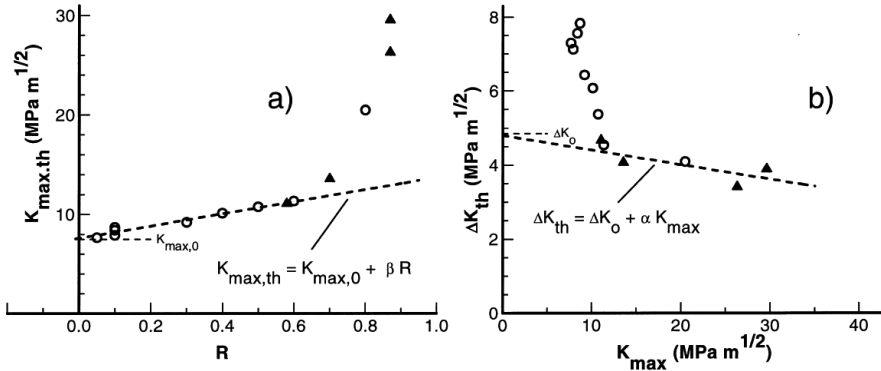


Abb. 19: Ergebnisse von Schwellenwertmessungen an einem Hochtemperaturstahl bei 550°C [92].

Abb. 19 zeigt die Ergebnisse von Rissfortschrittsmessungen für einen austenitischen Cr-Ni-Edelstahl [92]. In den entscheidenden Bereichen lassen sich die beiden Kurven gut durch Geradengleichungen annähern. Hieraus können folgende Gleichung abgeleitet werden:

$$K_{max,th} = K_{max,0} + \beta R \quad (1.13)$$

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 + \alpha K_{max} \quad (1.14)$$

β und α sind die Steigungen der Geraden mit $\beta \geq 0$ und $\alpha \leq 0$. $K_{max,th}$ bezeichnet den maximalen Schwellenwert, also $K_{max,0}$ Spannungsmaximum, bei $R = 0$, unterhalb dessen keine Rissausbreitung möglich ist. Aus $R = K_{min} / K_{max}$ und $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ können Gl. (1.13) und (1.14) wie folgt umgewandelt werden:

$$\Delta K_{th} = (K_{max,0} + \beta R) * (1 - R) \quad (1.15)$$

$$\Delta K_{th} = \frac{1 - R}{1 - R - \alpha} * \Delta K_0 \quad (1.16)$$

Auf diese Weise kann das Schwellenwertverhalten in einem $\Delta K_{th}, R$ -Diagramm beschrieben werden. Gl. (1.15) ist eine nach unten geöffnete Parabel, die die R -Achse bei $R = 1$ und die ΔK -Achse bei $K_{max,0}$ schneidet. Gl. (1.16) schneidet die Achse ebenfalls bei $R = 1$ und nähert sich dann mit abnehmendem R asymptotisch ΔK_0 . Diese Gleichungen beschreiben die Bereiche I und II aus Abb. 20 für positive R -Verhältnisse. Für negative Lastverhältnisse wird nur der positive Teil des Lastzyklus zur Berechnung der Spannungsintensitäten berücksichtigt. Fällt also in Bereich III $K_{max,th}$ bei $R < 0$ linear mit R ab, fällt ΔK_{th} ebenso mit R . Für Bereich IV ist wieder Gl. (1.16) gültig, da sie den unteren Grenzwert für Rissausbreitung angibt.

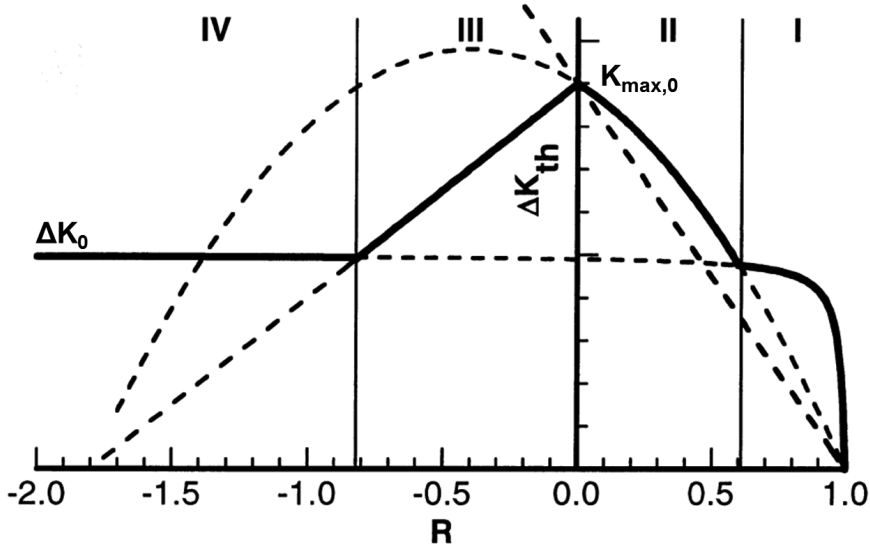


Abb. 20: Schwellenwertuntersuchung nach Döker [92]: Konstruktion der $\Delta K_{th,R}$ -Kurve.

Das Schwellenwertverhalten lässt sich also durch die vier Größen ΔK_0 , $K_{max,0}$, α und β beschreiben. Werden α und β zu 0, ergibt sich das Modell von Schmidt und Paris [94].

1.6.3 $\sqrt{area}$ -Konzept

In [95] haben Murakami *et al.* ein aus empirischen Befunden hergeleitetes Konzept zur quantitativen Bewertung des Einflusses von nichtmetallischen Einschlüssen auf die Ermüdungsfestigkeit von hochfesten Stählen entwickelt. In der folgenden Herleitung wird von mittelspannungsfreier Ermüdungsbelastung ausgegangen, also von $R = -1$. Hierfür hat Murakami zunächst die maximalen Spannungsintensitätsfaktoren entlang der Rissfront von elliptischen, quadratischen und dreieckförmigen Rissen unter Verwendung einer modifizierter Version der „body force method“ berechnet [96]. Aus der inneren Rissfläche hat Murakami [95, 97] nach zahlreichen drei-dimensionalen Rissanalysen eine Näherungsgleichung zur Bestimmung des maximalen Spannungsintensitätsfaktors $K_{I,max}$ für einen beliebig geformten Anriss an der Probenoberfläche bzw. im Probenvolumen abgeleitet:

$$K_{I,max,OF} \cong 0,65 \cdot \sigma_{max} (\pi \sqrt{area})^{1/2} \quad (1.17)$$

$$K_{I,max,Vol} \cong 0,50 \cdot \sigma_{max} (\pi \sqrt{area})^{1/2} \quad (1.18)$$

Die maximale Spannung wird mit σ_{max} bezeichnet, $\sqrt{area}$ ist der von Murakami eingeführte Parameter zur geeigneten Beschreibung der Größe eines Risses. Der $\sqrt{area}$ -Parameter berechnet sich aus der Wurzel der projizierten Rissfläche senkrecht zur maximalen Spannung und repräsentiert demnach die effektive Rissgröße. Der größere Faktor für Oberflächenrisse ergibt sich aus dem größeren K_f . Dies ist damit begründet, dass beim Randrissproblem mit größerer Risslänge im Restquerschnitt neben einer Normalkraft auch ein hoher Biegeanteil zur Wirkung kommt [88]. Der Fehler in Gl. (1.18) beträgt weniger als 5% für elliptische Risse und weniger als 10% für beliebig geformte Anrisse [95] (bis wenige 100 μm). Die Gleichung gilt nicht für sehr schmale Einschlüsse oder Einschlüsse mit stark konvexer oder konkaver Form. In weiteren Auswertungen von Ermüdungsversuchen hat Murakami Schwellenwerte ΔK_{th} und die dazu berechneten $\sqrt{area}$ -Parameter der Risse zahlreicher Werkstoffe zusammengetragen (Abb. 21). Der Schwellenwert ΔK_{th} bezeichnet die Schwingbreite der Spannungsintensität, die aufgebracht werden muss, damit es bei einem Riss der Größe $\sqrt{area}$ bei zyklischer Belastung zu Risswachstum kommt.

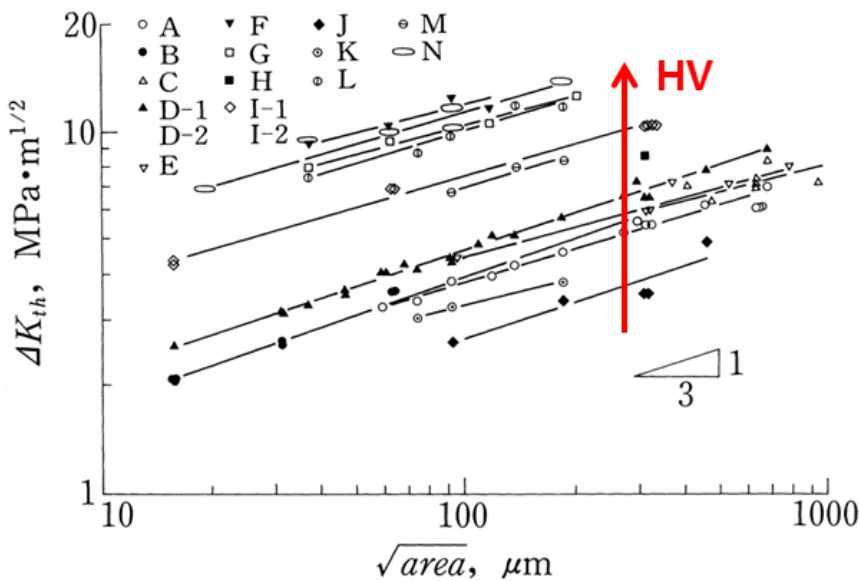


Abb. 21: Abhängigkeit zwischen ΔK_{th} und $\sqrt{area}$ für unterschiedliche Materialien.

Aus Abb. 21 lässt sich zunächst folgende Proportionalität zwischen dem Schwellenwert und dem $\sqrt{area}$ -Parameter ableiten, welche unabhängig vom Material gültig ist:

$$\Delta K_{th} \propto (\sqrt{area})^{1/3} \quad (1.19)$$

In doppelt logarithmischer Darstellung (Abb. 21) entspricht dies für jedes Material einer Geraden mit der Steigung 1/3. Des Weiteren fällt auf, dass sich die Gerade mit steigender Mate-

rialhärte zu höheren Schwellenwerten hin verschiebt, woraus sich eine weitere Proportionalität ergibt:

$$\Delta K_{th} \propto (HV + C) \quad (1.20)$$

Demnach gilt:

$$\Delta K_{th} = C_1(HV + C_2)(\sqrt{area})^{1/3} \quad (1.21)$$

Unter Anwendung der Methode der kleinsten Fehlerquadrate an den vorhandenen Ermüdungsdaten hat Murakami [95] die folgende empirische Näherungsgleichung zur Bestimmung des Schwellenwertes in Abhängigkeit von der Rissgröße und der Materialhärte für Oberflächen- bzw. Volumenrisse berechnet:

$$\Delta K_{th,OF} = 2,77 \cdot 10^{-3}(HV + 120)(\sqrt{area})^{1/3} \quad (1.22)$$

$$\Delta K_{th,Vol} = 3,30 \cdot 10^{-3}(HV + 120)(\sqrt{area})^{1/3} \quad (1.23)$$

Bei zyklischer Belastung ist ein Riss wachstumsfähig, wenn die Schwingbreite der Spannungsintensität größer oder gleich dem Schwellenwert ist. Da bei Wechselbelastung ($R = -1$) $\Delta K_I = 2 \cdot K_{I,max}$ gilt, kann durch die Kombination von Gl. (1.17) bzw. (1.18) mit Gl. (1.22) bzw. (1.23) die Spannungsamplitude σ_W für Oberflächen- bzw. Volumenrisse berechnet werden, bei der Risswachstum stattfindet:

$$\sigma_{W,OF} = \frac{1,43(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \quad (1.24)$$

$$\sigma_{W,Vol} = \frac{1,56(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \quad (1.25)$$

Die Spannung σ_W entspricht also der Wechselfestigkeit für das Material der Härte HV mit einem Anriss der Größe $\sqrt{area}$ an der Oberfläche bzw. im Volumen.

Um zusätzlich auch unterschiedliche R -Verhältnisse berücksichtigen zu können, wurde die Gleichung um einen R -abhängigen Term erweitert [95]:

$$\sigma_{W,OF} = \frac{1,43(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \cdot \left(\frac{1 - R}{2} \right)^\alpha \quad (1.26)$$

$$\sigma_{W,vol} = \frac{1,56(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \cdot \left(\frac{1-R}{2}\right)^\alpha \quad (1.27)$$

Die Abhängigkeit von der Mittelspannung wird über den werkstoffabhängigen Exponenten α mit Werten im Bereich 0,2 bis 0,8 beschrieben. Ermüdungsversuche an verschiedenen Typen ferritischer, perlitischer und auch martensitischer Stähle resultieren in α -Parametern zwischen 0,6 und 0,8 [98]. Für zwei Arten von hochfesten Federstählen wurde α mit 0,5 angegeben [99]. Murakami hat eine Korrelation von α und der Materialhärte vermutet und daher einen weichen C-Stahl (105 HV) und einen relativ harten martensitgehärteten Stahl (740 HV) vergleichend untersucht. Die resultierenden α -Werte waren 0,236 bzw. 0,300 [95]. Somit konnte für diesen Fall keine Korrelation beider Größen nachgewiesen werden.

Entscheidend für die Bewertung von Ermüdungsfestigkeiten hochfester Stähle ist die Erkenntnis, dass Kurzrisse, künstlich eingebrachte Bohrlöcher und auch nichtmetallische Einschlüsse mit demselben $\sqrt{area}$ -Parameter auch denselben Schwellenwert für Risswachstum aufweisen [100]. Demnach kann ein nichtmetallischer Einschluss bruchmechanisch wie ein Riss mit gleichem $\sqrt{area}$ behandelt werden (Abb. 22). Unter der Annahme, dass die Ermüdungsfestigkeit die kritische Spannung bezeichnet, unterhalb derer kein Risswachstum mehr stattfindet, kann mit Gl. (1.22) und (1.23) eine theoretische Ermüdungsfestigkeit berechnet werden, sofern die Größe des versagenskritischen Einschlusses und die Härte des Materials bekannt sind. Die Ermüdungsfestigkeit wird also näherungsweise als unabhängig von Zusammensetzung und Form des Einschlusses, sondern lediglich abhängig von deren Fläche senkrecht zur Belastungsrichtung angesehen.

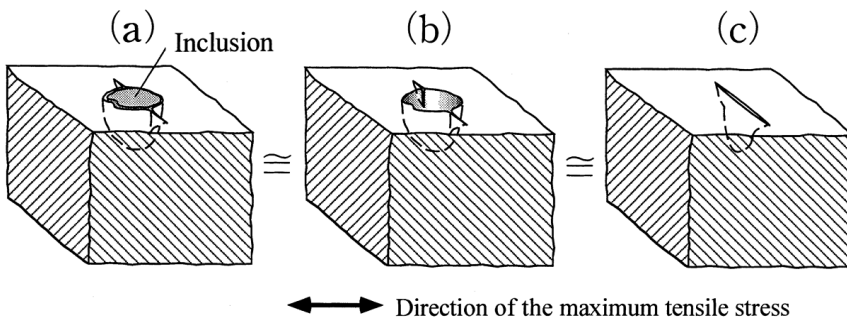


Abb. 22: $\sqrt{area}$ -Konzept: Einschlüsse, Löcher und Kurzrisse mit gleichem $\sqrt{area}$ -Parameter können bruchmechanisch äquivalent behandelt werden.

Das $\sqrt{area}$ -Konzept ist eine geeignete Methode zur Berechnung der Ermüdungsfestigkeit von Typ II-Werkstoffen unter Berücksichtigung der versagenskritischen Einschlussgröße, insbesondere für höherfeste Stähle mit nichtmetallischen Einschlüssen. In [53] und [52] beispiels-

weise konnte die Gültigkeit bereits an 18 verschiedenen hochfesten Stählen und zwei Cr-Stählen mit hohem C-Gehalt mit Zugfestigkeiten zwischen 1680 MPa und 2372 MPa getestet werden. In [63, 101, 102] wurde die Gültigkeit an angelassenen, martensitischen Federstählen (50CrV4, 54SiCr6 und 54SiCrV6) nachgewiesen. Außerdem wurde gezeigt, dass sich die nichtmetallischen Einschlüsse erst ab einer gewissen Größe negativ auf die Ermüdungseigenschaften auswirken. Diese kritische Einschlussgröße liegt je nach Werkstoff zwischen 5 μm und 500 μm , für hochfeste Stähle liegt der Durchmesser bei etwa 10 μm [27].

1.7 Nichtlineares Materialverhalten

Breitet sich eine harmonische Welle innerhalb eines Mediums mit nichtlinear-elastischem Verhalten aus, führt dies zu einer nichtlinearen Verzerrung der fortschreitenden Welle. Dabei kommt es zur Bildung höherer harmonischer Schwingungsanteile, sogenannter Oberwellen (Abb. 23). Die Frequenzen dieser Oberwellen entsprechen der zweifachen, dreifachen, usw. Resonanzfrequenz der Grundschwingung. Hervorgerufen wird dieses nichtlineare Verhalten durch Interferenz der Spannungsfelder der Versetzungen mit den Spannungswellen, die durch die Ermüdungsbelastung entstehen [103-108].

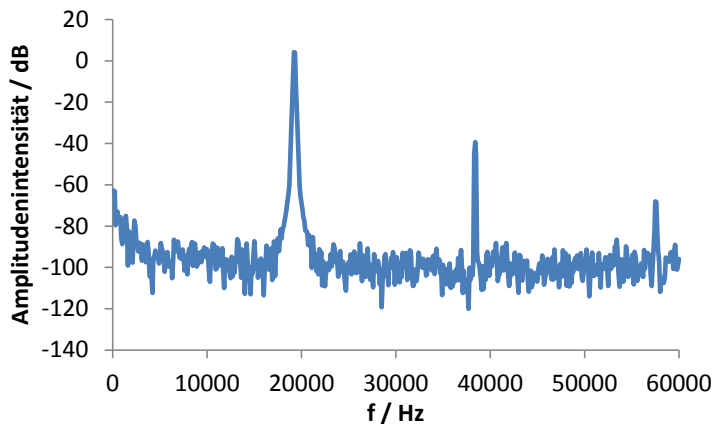


Abb. 23: Frequenzspektrum der axialen Schwingung einer in dieser Arbeit untersuchten Probe bei 19,3 kHz Grundfrequenz, berechnet aus der Schnellen Fourier Transformation.

Physikalisch resultiert die Oberwellenbildung aus der Nichtlinearität im elastischen Materialverhalten. Demnach besteht ein nichtlinearer Zusammenhang zwischen Spannung σ und Dehnung ε , welcher durch die nichtlineare Version des Hooke'schen Gesetzes beschrieben werden kann:

$$\sigma = E\varepsilon(1 + \beta\varepsilon + \dots) \quad (1.28)$$

Dabei ist E der Elastizitätsmodul und β wird als nichtlinearer Parameter oder Nichtlinearität bezeichnet. Zur Herleitung des nichtlinearen Parameters wird vereinfachend eine einzige longitudinale, monofrequente Welle angenommen, die durch das eine Ende eines Zylinderstabes eingeleitet und am anderen Ende detektiert wird [103]. Unter Vernachlässigung der Dämpfung lässt sich daraus folgende Form der Wellengleichung ableiten:

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma}{\partial x} \quad (1.29)$$

In Gl. (1.29) ist ρ die Dichte des Mediums, x die Wellenfortschrittsdistanz, σ die Spannung und u die Auslenkung der Welle. Die Kombination von Gl. (1.28) und (1.29) ergibt Gl.(1.30), wobei das nichtlineare Hooke'sche Gesetz nur bis zum Term zweiter Ordnung berücksichtigt wurde:

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = E \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + 2E\beta \frac{\partial u}{\partial x} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \quad (1.30)$$

Unter der Annahme einer sinusförmigen Welle in der Form

$$u_0 = A_1 \cos(kx - \omega t) \quad (1.31)$$

Mit k als Wellenzahl und ω als Kreisfrequenz kann mit Hilfe der Störungstheorie folgende Lösung für den nichtlinearen Parameter gefunden werden [103]:

$$\beta = \frac{8}{k^2 x} \frac{A_2}{A_1^2} \quad (1.32)$$

Die Größe der harmonischen Schwingungsamplituden der Grundschiwingung A_1 bzw. der 1.Oberwelle A_2 hängt also nur von den Materialeigenschaften des Ausbreitungsmediums ab.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde untersucht, inwiefern der nichtlineare Parameter als Indikator für Ermüdungsschädigung herangezogen werden kann. Da diese mit lokaler plastischer Verformung und somit mit der Bildung und Bewegung von Versetzungen einhergeht, ist eine Korrelation zwischen Nichtlinearität und Ermüdungsschädigung zu erwarten. Da jedoch nur die relative Änderung der Nichtlinearität relevant ist, ist es zweckmäßig, das Verhältnis der nichtlinearen Parameter im aktuellen und im ungeschädigten Zustand zu betrachten. Aus dem Verhältnis $\beta(t)/\beta_0$ nach Gl. (1.32) ergibt sich (alle Größen wurden logarithmiert und in dB angegeben):

$$\beta(t) - \beta_0 = (A_2(t) - 2A_1(t)) - (A_2(0) - 2A_1(0)) = \beta_{rel}(t) \quad (1.33)$$

Auf diese Weise kann die Änderung der elastischen Materialeigenschaften aus den Verhältnissen der Schwingungsamplituden ohne Kenntnis der Materialparameter durch in-situ Überwachung bestimmt werden.

Auch das Dämpfungsverhalten kann als Indikator für Materialschädigung herangezogen werden [104]. Hat sich ein Riss an der Probenoberfläche oder im Volumen gebildet, ändert dieser durch den veränderten wirksamen Probenquerschnitt und den zyklischen Rissflächenkontakt auch die Dämpfungseigenschaften des Schwingungssystems. Abb. 24 zeigt die Maxima und Minima eines typischen Pulses während der Ultraschallermüdung. Am Ende jedes Pulses schwingt die Probe frei aus. Die fortschreitende zyklische Belastung und damit die zunehmende Materialschädigung führen zu einem beschleunigten Abklingen der Schwingung, d.h. die Dämpfung nimmt zu. Die Amplitude folgt in der Abklingphase einer Exponentialfunktion der Form $A \sim e^{-Dt}$, wobei D der Dämpfungsgrad ist. Zur Charakterisierung des Abklingverhaltens wird in der Regel das logarithmische Dekrement, beschrieben durch die folgende Formel, verwendet:

$$\delta = \frac{2\pi D}{\sqrt{1-D^2}} = \ln\left(\frac{A_n}{A_{n+1}}\right) \quad (1.34)$$

Hierbei ist A_n die Amplitude der n-ten Schwingung während der Abklingphase des Pulses.

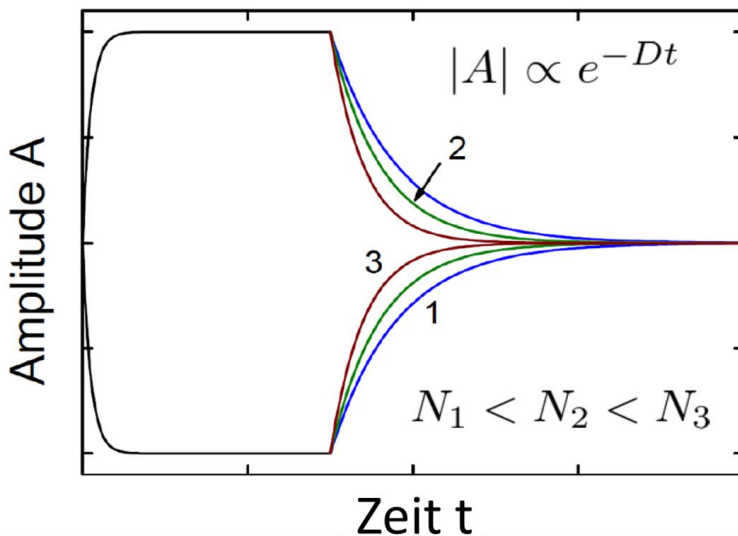


Abb. 24: Einfluss der Ermüdungsschädigung mit zunehmender Lastspielzahl auf die Materialdämpfung während der Abklingphase.

2 Experimentelle Methoden

2.1 Werkstoffcharakterisierung

Der untersuchte Werkstoff mit der Bezeichnung X10CrNiMoV12-2-2 ist ein martensitischer 12% Chrom-Stahl für Niederdruckdampfturbinenschaufeln in Kraftwerken. Die chemische Zusammensetzung ist Tabelle 1 zu entnehmen.

Tabelle 1: chemische Zusammensetzung des Stahls X10CrNiMoV12-2-2.

Element	C	Cr	Ni	Mo	Mn	V	Si
Gewichts-%	0.117	11.4	2.70	1.64	0.70	0.31	0.23

Die Karbidbildung der Elemente Cr, Mo, und V führen zu einer ausreichenden Zeitstandfestigkeit und Kriechbeständigkeit. Eine hohe Warmfestigkeit wird durch eine geeignete Wärmebehandlung erreicht. Die Schaufeln (Siemens Energy, Mülheim/Ruhr) wurden hierfür zunächst bei 1040 °C für 60 min austenitisiert und anschließend mit Druckluft gekühlt, um ein martensitisches Gefüge einzustellen. Anschließend wurden die Schaufeln bei 660 °C für 3 h angelassen, gefolgt von einer Entspannungsglühung von 4 h bei 640 °C und sehr langsamer Ofenkühlung (siehe Abb. 25).

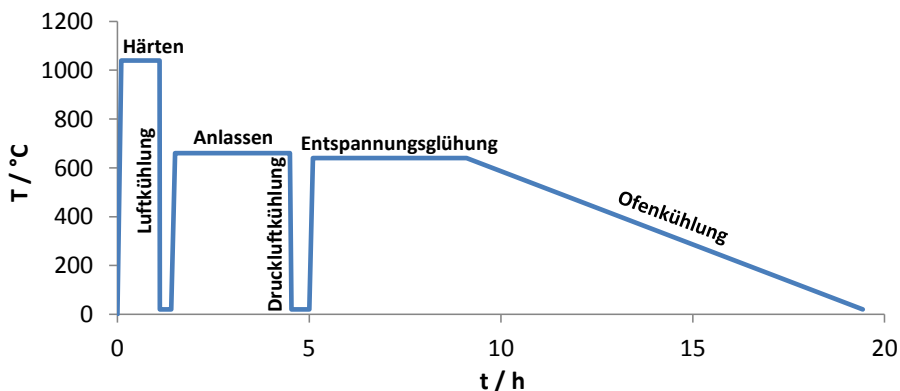


Abb. 25: Wärmebehandlung des untersuchten X10CrNiMoV-12-2-2 dargestellt in einem Temperatur-Zeit-Diagramm.

Das resultierende Gefüge ist ein hochangelassener Martensit mit feinverteilten Cr-Karbiden mit Durchmessern von ungefähr 0,1 – 0,2 µm entlang der Martensitlatten und an den ehemaligen Austenitkorngrenzen (Abb. 26). Aufgrund der Ausscheidungs- und Korngrenzenverfes-

tigung verfügt der Stahl über eine hohe Zugfestigkeit bei gleichzeitig relativ großer Bruchdehnung (Tabelle 2). Es wurde eine relativ homogene Korngrößenverteilung im Gefüge mit Korngrößen zwischen 4 und 5 nach ASTM E 112 gefunden.

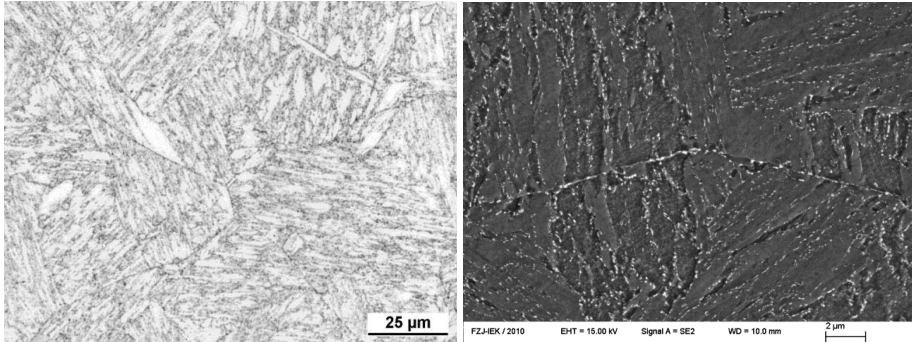


Abb. 26: Lichtmikroskopische Aufnahme (links) und REM-Aufnahme (rechts) des martensitischen Gefüges.

Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften von X10CrNiMoV12-2-2 bei Raumtemperatur.

Vickershärte	334 HV
Streckgrenze	843 MPa
Zugfestigkeit	1001 MPa
Bruchdehnung	17.7 %
Brucheinschnürung	58 %
Elastizitätsmodul	213 GPa

2.2 Ermüdungsversuche

Alle Ermüdungsversuche wurden unter uniaxialer Belastung bei Raumtemperatur und in Laborluft bei konstanter Luftfeuchtigkeit (30%) durchgeführt.

2.2.1 Materialprüfsysteme

2.2.1.1 Ultraschallermüdungssystem (UFTE)

Die verwendete Ultraschallermüdungsprüfanlage (UFTE – Ultrasonic Fatigue Testing Equipment) wurde am Institut für Physik und Materialwissenschaft (IPM) der Universität BoKu Wien von der Arbeitsgruppe um Prof. Mayer entwickelt. Das Funktionsprinzip ist schematisch in Abb. 27 für mittelspannungsfreie Ermüdungsversuche dargestellt.

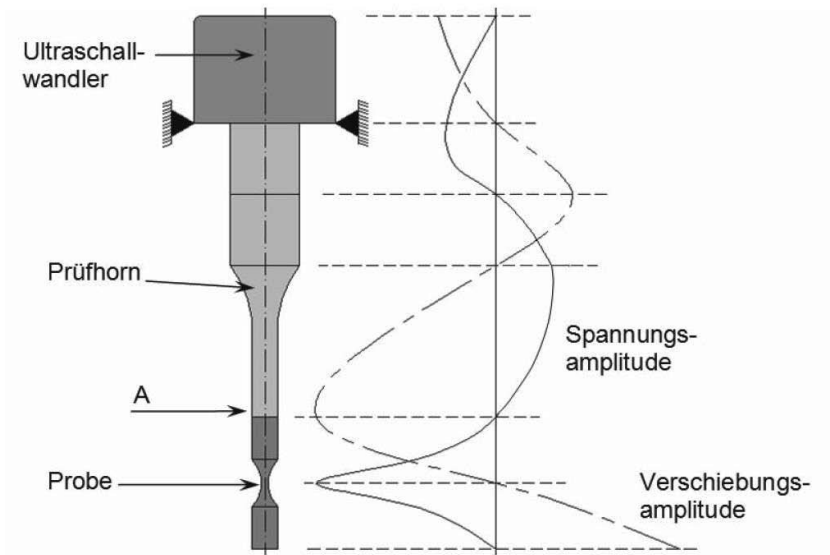


Abb. 27: Funktionsprinzip der Ultraschallermüdungsprüfanlage [18].

Durch den Ultraschallwandler (BaTiO_3 -Piezokristall) wird ein sinusförmiges elektrisches Signal in eine mechanische Oszillation konvertiert und so eine longitudinale Welle - also eine uniaxiale Ermüdungsbelastung - innerhalb der Versuchsanlage erzeugt. Um für die Ermüdungsversuche die notwendigen Schwingungsamplituden erreichen zu können, werden die Proben bei etwa 19,3 kHz in Resonanz angeregt, so dass extrem hohe Lastspielzahlen in angemessener Versuchszeit erreicht werden können. Das System wird während des gesamten Versuchs durch einen geschlossenen Regelkreis in Resonanz gehalten, indem die Phasenverschiebung von Erreger- und Feedbacksignal konstant gehalten wird. Über ein Horn wird die Schwingung weitergeleitet und durch Querschnittsverringering zusätzlich mechanisch verstärkt. Die Anlagenteile sind dabei so dimensioniert, dass sich innerhalb des Schwingungssystems eine stehende Welle ausbildet und sich die Kontaktflächen zwischen zwei Komponenten genau an den Stellen befinden, an denen die Spannung Null ist. Das Spannungsmaximum befindet sich bei korrekter Probendimensionierung exakt in der Mitte der Messlänge. Die Höhe der maximalen Belastung wird über eine Regelung der Anregungsspannung während des gesamten Versuchs konstant gehalten. Die Auslenkung des Systems wird dabei über einen induktiven Wegaufnehmer erfasst, welcher sich am Horn befindet. Da die Spannungsamplituden bei VHCF-Ermüdungsversuchen im linear-elastischen Bereich liegen, kann hier von der elektrischen Spannung (welche sich proportional zur Auslenkung verhält) direkt auf die mechanische Spannung geschlossen werden. Dies wird über eine Kalibrierung mittels Dehnungsmessstreifen (Fa. Kyowa Typ KFG-2N-120-C1-11N15C2) bei einer Brückenspannung von 5 V realisiert. Bei verschiedenen Anregungsspannungen wird die Dehnungsamplitude in der Probenmitte gemessen und so ein linearer Zusammenhang zwischen Anregungsspannung

und Dehnungsamplitude hergestellt. Die Dehnungsamplitude kann anschließend über das Hooke'sche Gesetz in eine mechanische Spannungsamplitude umgerechnet werden. Da während der Versuche bei hohen Mittelspannungen teilweise Maximalbelastungen oberhalb der Streckgrenze des Materials erreicht werden, das Hooke'sche Gesetz also nicht mehr uneingeschränkt gültig ist, wurden Kalibrierversuche an plastisch verformten Proben durchgeführt, um den Einfluss plastischer Verformung auf die Kalibrierkurven zu berechnen. In Abb. 28 sind die unterschiedlichen Kalibrierkurven aufgeführt. Es zeigt sich keine signifikante Änderung der Kurve mit steigender plastischer Verformung. Die Differenzen von unter 3 % für hohe Erregerspannungen liegen im Bereich der Messstreuung, die man generell bei dieser Art der Kalibrierung beobachtet. Der λ -Stab dient lediglich dazu, den Abstand zwischen dem induktiven Wegaufnehmer und der Probe zu erhöhen, da die magnetischen Proben sonst mit dem Magnetfeld des Wegaufnehmers interferieren und die Messergebnisse verfälschen würden.

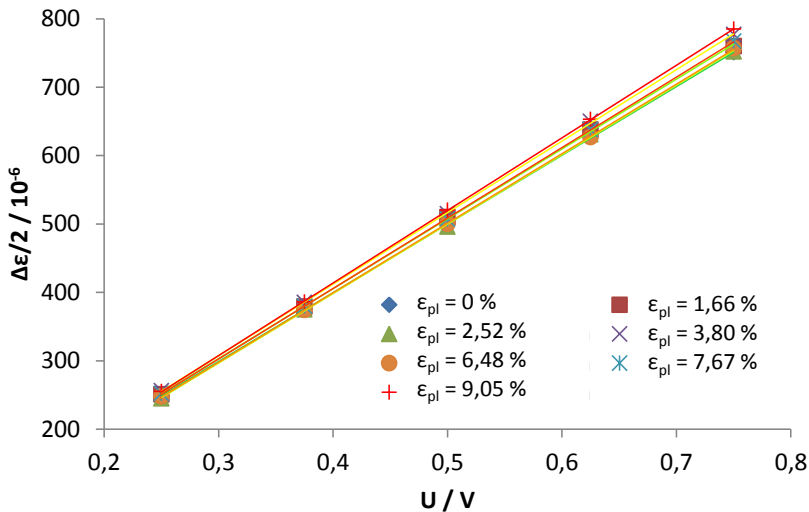


Abb. 28: Verlauf der Dehnungsschwingbreite als Funktion der Erregerspannung zur Kalibrierung für unterschiedliche Dehnungsgrade.

Der Kalibrierparameter wird für die VHCF-Experimente aus der Geradensteigung in Abb. 28 bestimmt. Deutlicher ist die Abhängigkeit des Kalibrierparameters in Abb. 29 zu sehen. Hier ist eine statistische Streuung um einen Mittelwert zu erkennen ohne starken Einfluss der plastischen Probendehnung. Eine Änderung der Kalibrierparameters ist demnach auch bei Ermüdungsversuchen mit hohen Maximalspannungen nicht erforderlich.

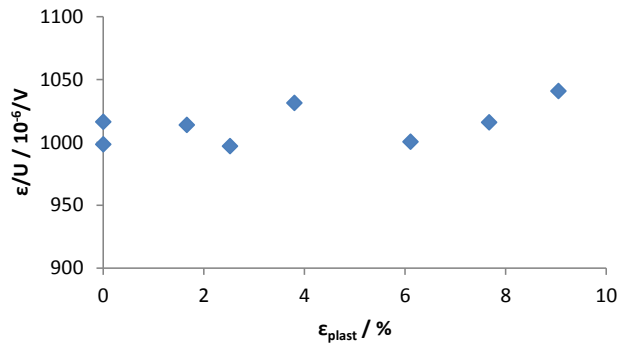


Abb. 29: Verlauf des Kalibrierparameters als Funktion der plastischen Dehnung.

Ein weiteres Problem sind lokale mikroplastische Verformungen, die eine Energiedissipation in Form von Wärme zur Folge haben. In Kombination mit den sehr hohen Prüffrequenzen führen diese bei kontinuierlicher Anregung zu einer hohen Probenerwärmung. Um dem entgegen zu wirken, wird das System in Puls-Pause-Zyklen angeregt, so dass sich durch das Gleichgewicht zwischen dissipierter Leistung und der Kühlwirkung von Gebläse und Druckluft eine hinreichend niedrige stationäre Temperatur einstellt (vgl. 2.2.3). Die Pulslängen liegen für den untersuchten Stahl je nach Spannungsamplitude zwischen 80 und 300 ms bei Pausenzeiten von 800 bis 1500 ms.

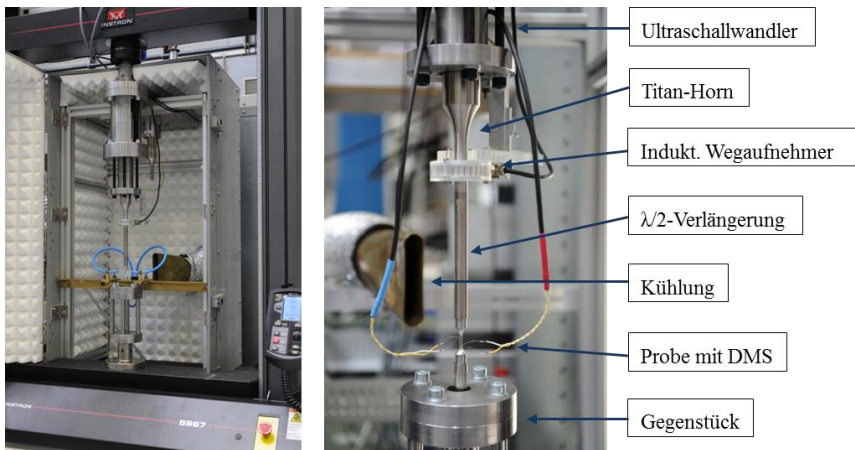


Abb. 30: Ultraschallermüdungsprüfstand integriert im Lastrahmen.

Um die notwendigen Mittelspannungen für die Ermüdungsversuche bei $R > -1$ aufzubringen, wurde die UFTE in einen elektromechanischen Lastrahmen integriert (Zweisäulen-Tischprüfmaschine Instron 5967). Der Anlagenaufbau ist in Abb. 30 dargestellt und ist vergleichbar mit dem bereits etablierten Versuchsaufbau in [109, 110]. Über den Lastrahmen

wird die während des Versuchs konstant gehaltene Mittellast in das System eingeleitet und mit der hochfrequenten Ermüdungsschwingung der UFTE überlagert. Um eine kontrollierte Regelung zu ermöglichen, wird die Mittellast langsam hochgefahren, während die Probe bereits zyklisch mit der Sollamplitude belastet wird. Die Pulse sind dabei möglichst kurz, um die Zykluszahl, bei der die Sollmittellast noch nicht erreicht ist, gering zu halten. Die erreichten Zykluszahlen während des Anfahrens sind vernachlässigbar klein gegenüber den Bruchlastspielzahlen im VHCF-Bereich und können aufgrund der geringeren Probenbelastung vernachlässigt werden. Bei mittelspannungsfreien Versuchen werden die Proben hingegen einseitig eingespannt und können auf der anderen Seite frei schwingen.

2.2.1.2 Elektromagnetisches Resonanzprüfsystem (EMR)

Für Referenzversuche bei geringen Frequenzen wird ein elektromagnetisches Resonanzprüfsystem (EMR) der Fa. Instron (Modell 1603) verwendet. Die Proben werden vertikal in einen Prüfraum eingespannt, welcher so konstruiert ist, dass das Schwingverhalten in Resonanz näherungsweise einem Feder-Masse-System gleicht. Die Probe stellt hierbei die Feder und die Einspannelemente die Massen dar. Die zyklische Belastung wird über eine Anregung des Feder-Masse-Systems in dessen natürlicher Resonanzfrequenz erreicht. Das System wird über Elektromagnete unterhalb der Einspannelemente konstant in Resonanz gehalten. Typische Prüffrequenzen liegen bei etwa 110 Hz.

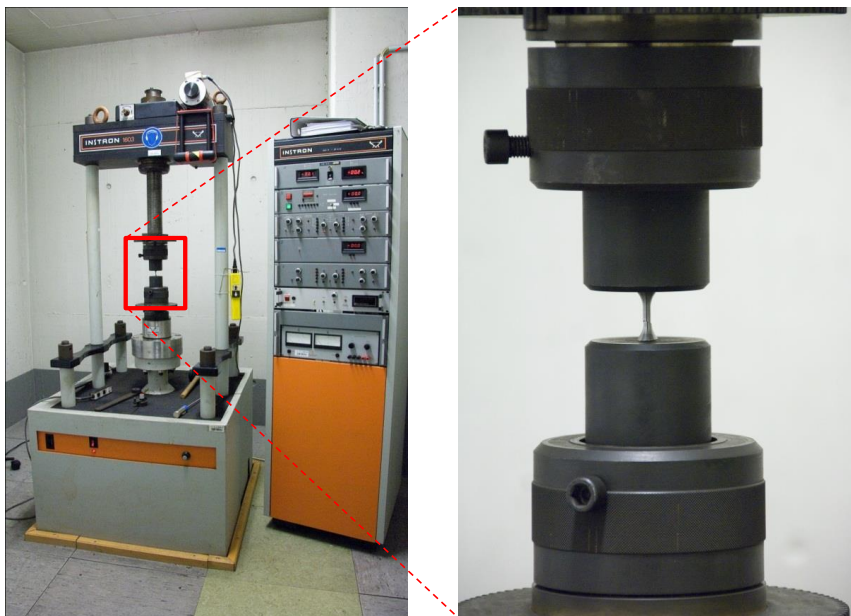


Abb. 31: Elektromagnetisches Resonanzprüfsystem.

2.2.1.3 Probenherstellung und –präparation

Als Rohmaterial wurden Fußbereiche neu gefertigter Dampfturbinenschaufeln von Siemens Energy, Mülheim/Ruhr, bezogen. Nach der in Kap. 2.1 beschriebenen Wärmebehandlung wurden zunächst durch Funkenerosion zylindrische Stäbe aus der Schaufel entnommen und anschließend auf die entsprechenden Probengeometrien gedreht. Abb. 32 zeigt hierzu die Probengeometrie für den elektromagnetischen Resonanzpulser. Für Ermüdungsversuche im VHCF-System ist die Probengeometrie von großer Bedeutung, da sie zu einer Resonanzfrequenz des System für Schwingungen in Probenlängsrichtung zwischen 18 und 21,5 kHz führen und ein für Ermüdungsversuche ausreichend hohes Dehnungsmaximum in der Probenmitte ermöglichen muss. In diesen Untersuchungen wurde eine Resonanzfrequenz von etwa 19,3 kHz angestrebt, da diese die optimale Arbeitsfrequenz der Versuchsanlage darstellt. Auf Grundlage analytischer Berechnungen an der Universität BoKu Wien wurden zwei Probenformen für die Ultraschallermüdung verwendet (i) Probe mit einseitigem Gewinde für die Ultraschallermüdung ohne Mittellast (Abb. 33a) und (ii) Probe mit beidseitigem Gewinde für Ultraschallermüdung mit überlagerter Mittellast (Abb. 33b). Die Proben so gestaltet, dass sich innerhalb der zylindrischen Messlänge ein flacher Spannungsverlauf ausbildet. Die blaue Linie in Abb. 34 zeigt den nach [111] näherungsweise berechneten Spannungsverlauf. Die roten Punkte stellen experimentell erfasste Werte dar, die mit Hilfe von Dehnungsmessstreifen an dem entsprechenden Stellen der Probe ermittelt wurden und gut mit den theoretischen Werten übereinstimmen. Abb. 34 zeigt eine nahezu konstante Spannungsamplitude innerhalb der Messlänge die nach außen hin und bei größer werdendem Prüfquerschnitt stark abfällt.

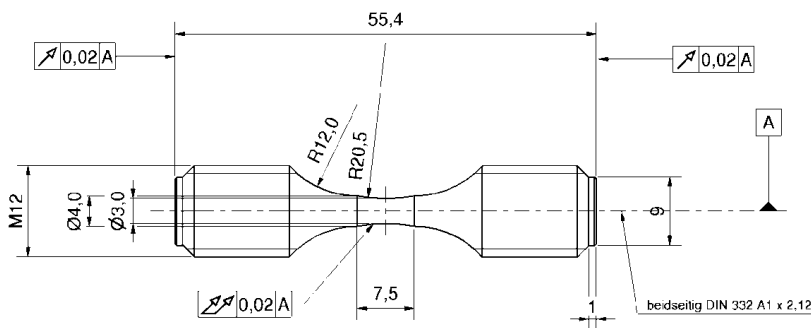


Abb. 32: Probengeometrie für den elektromagnetischen Resonanzpulser.

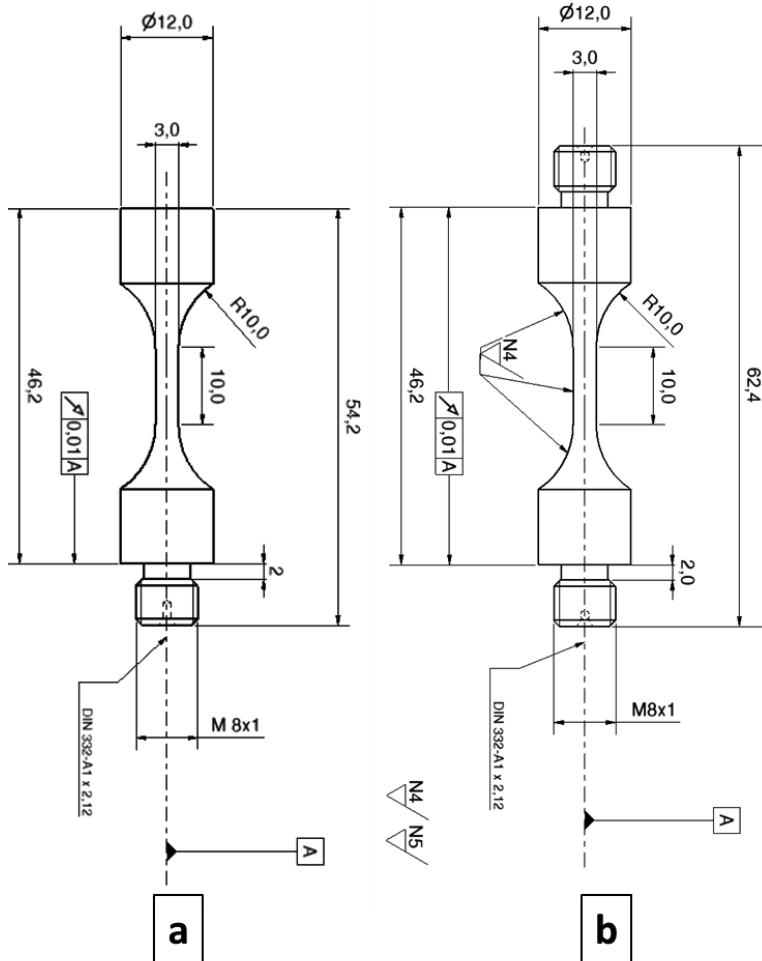


Abb. 33: Probengeometrien: a) bzw. b) für die Ultraschallermüdung bei $R = -1$ bzw. $R > 0$.

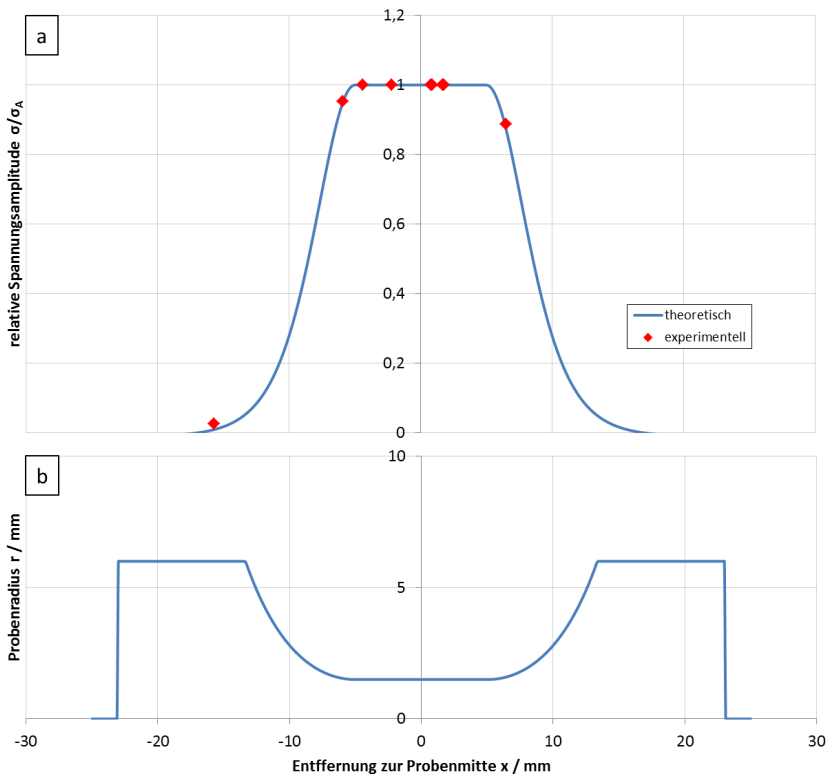


Abb. 34: a) Verlauf der Spannungsamplitude als Funktion der Entfernung zur Probenmitte;
b) Probenradius als Funktion der Entfernung zur Probenmitte.

Anschließend wurden die Proben mit P800 SiC-Papier geschliffen und mit 6 μm -, 3 μm - und 1 μm -Diamantpaste mechanisch poliert. Die Rauheitswerte im polierten Zustand betrugen im Durchschnitt $R_a = 0,236 \mu\text{m}$, $R_z = 1,71 \mu\text{m}$ und $R_{max} = 1,99 \mu\text{m}$. Die Eigenspannungen wurden mittels Röntgenanalyse anhand der $\sin^2\psi$ -Methode an den 211-Gitterebenen der Ferritphase mit V-gefilterter $\text{CrK}\alpha$ -Strahlung bestimmt. Sie betragen $-34 \pm 16 \text{ MPa}$.

2.2.2 Härtemessung

Die Härtemessungen wurden an einem Nano-Indenter der Fa. CSM mit einer pyramidenförmigen Berkovich-Indenter Spitze durchgeführt. Hierfür wurden zunächst Querschliffe senkrecht zur Bruchfläche angefertigt. Im nächsten Schritt wurde mit Hilfe des integrierten Lichtmikroskops ein geeigneter, rechteckiger Bereich in der Nähe des Ermüdungsbruchs ausgewählt. Dieser Bereich wird zeilenförmig vom Indenter abgefahren, um gemäß einer vorgegebenen Matrix zwischen 500 und 1000 Härtemessungen durchzuführen. Die Härteverteilung kann nach anschließender Auswertung der Versuchsergebnisse in einem Konturdiagramm bzw. als Histogramm wiedergegeben werden.

2.2.3 Temperaturmessung

Um temperaturbedingte Effekte während der Ermüdungsversuche zu vermeiden, werden die Proben wie in 2.2.1.1 erwähnt in Puls-Pause-Zyklen belastet. Die maximale Temperatur, die in der Regel in der Probenmitte herrscht, soll dabei unterhalb von 40 °C gehalten werden. In Vorversuchen wurde hierfür zunächst ein Thermoelement in der Probenmitte angebracht, um die Temperatur als Funktion der aufgebrachten Spannungsamplitude zu messen. Wie Abb. 35 zu entnehmen ist, steigt die Temperatur bei kontinuierlicher zyklischer Belastung exponentiell mit der Spannung an. Die maximal zugelassene Temperatur von 40 °C ist bereits bei einer Spannungsamplitude von etwa 260 MPa erreicht.

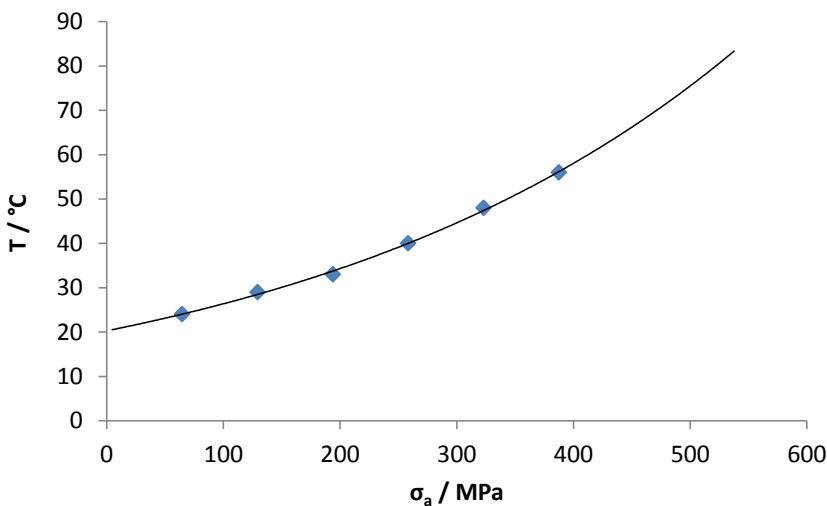


Abb. 35: Temperatur der Probenmitte als Funktion der maximalen Spannung bei kontinuierlicher zyklischer Belastung.

Weitere Untersuchungen, insbesondere die Korrelation von Temperatur und Resonanzfrequenz der Probe, wurden an der Universität Rostock im Institut für Strukturmechanik mit Hilfe eines berührungslosen Infrarot-Tempersensors der Fa. Micro-Epsilon (Typ: thermometer CTLaserFAST) durchgeführt. Anhand von mehreren Proben konnte bei unterschiedlichen Belastungsbedingungen gezeigt werden, dass der temperaturbedingte Frequenzabfall Δf_{res} (ausgehend von der Resonanzfrequenz bei Raumtemperatur) linear von der Proben temperatur abhängt (Abb. 36). Zur Kontrolle der maximal zugelassenen Temperatur muss bei den folgenden Ermüdungsversuchen also lediglich der Frequenzabfall beobachtet werden. Bei einer Maximaltemperatur von 40 °C würde dies einem maximal zulässigen Frequenzabfall von 10 Hz während des Versuchs entsprechen.

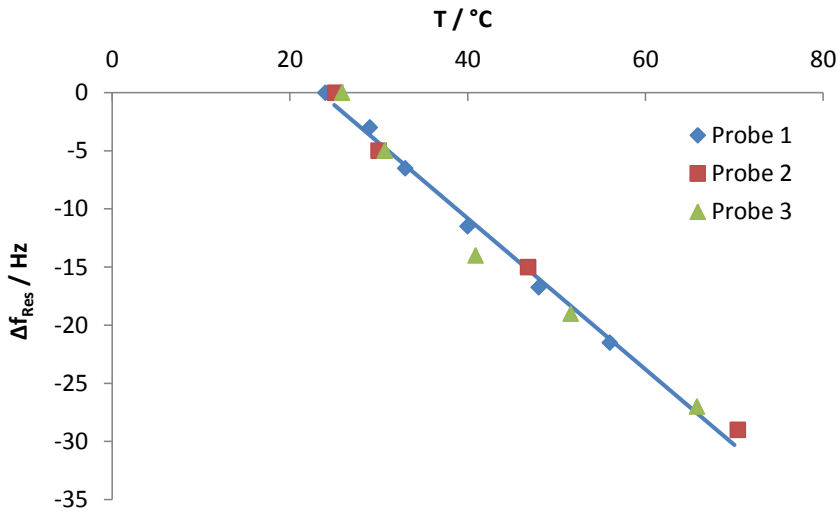


Abb. 36: Frequenzänderung als Funktion der Temperatur bei verschiedenen Spannungsamplituden.

2.3 Verfahren zur Untersuchung der Bruchflächen / Mikrostruktur

2.3.1 Lichtmikroskopie

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen erfolgten an einem Auflichtmikroskop des Typs Axio-plan 2 der Fa. Zeiss. Zur Untersuchung der Mikrostruktur wurden hierfür Querschliffe der entsprechenden Bruchflächen angefertigt, welche zunächst durch schrittweises Nassschleifen bis zur 2500er Körnung präpariert wurden. Anschließend wurden die Oberflächen mittel 3 μm - und 1 μm -Diamantpaste endpoliert und gegebenenfalls zusätzlich geätzt.

2.3.2 Elektronenmikroskopie (REM/FIB)

Die Untersuchung der Bruchflächen und der Ausgangsgefüges erfolgten an einem Feldemissionsrasterelektronenmikroskop der Fa. Zeiss. Das Mikroskop ist mit einem EDX-Detektor ausgestattet, um chemische Zusammensetzungen analysieren zu können. Die Bruchflächen wurden zunächst hinsichtlich ihres Bruchmodus untersucht. Sofern ein einschlussinduzierter Bruch vorlag, wurden die charakteristischen Ermüdungsmerkmale (Einschlussgröße, -lage, -zusammensetzung, Fish-eye-Größe) fraktographisch ermittelt.

Für die Untersuchung der Feinkornzonen (ODA) wurde zunächst eine Querschnittsfläche senkrecht zur Bruchoberfläche in der Umgebung des bruchauslösenden Einschlusses freigelegt. Dies wurde mit Hilfe einer Dual-Beam-FIB (Zeiss Auriga) mit Ga-Ionen realisiert. An-

schließlich wurden die präparierten Flächen mittels REM auf feinkörnige Zonen hin untersucht.

2.3.3 Laserkonfokalmikroskopie

Zusätzlich wurden fraktographische Messungen an einem konfokalen Laserscanningmikroskop des Typs LEXT OLS4000 der Fa. Olympus durchgeführt. Der Vorteil dieser Messmethode liegt in der Erstellung eines vollständigen dreidimensionalen Modells der Bruchfläche.

2.4 In-situ Signalanalyse

Ziel der In-situ Signalanalyse ist es, Werkstoffermüdung anhand einer hierfür im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Software frühzeitig zu detektieren und den Versuch unter bestimmten Bedingungen gezielt unterbrechen zu können, beispielsweise wenn die Probe erste Ermüdungserscheinungen (Gleitband- oder Mikrorissbildung) aufweist. Mittels einer Messdatenerfassungs- und Analysesoftware wird das Schwingungssignal erfasst und ausgewertet. Dabei werden die Nichtlinearität, das Dämpfungsverhalten und die Resonanzfrequenz während des Versuchs beobachtet. Sobald sich signifikante Änderungen in den Signalen ergeben, deutet dies auf fortschreitende Materialermüdung hin (siehe Kap. 1.7). Zunächst wurde evaluiert, welcher Parameter auf den Ermüdungsfortschritt am sensitivsten reagiert und damit für eine Frühdetektion am geeignetsten ist. Im nächsten Schritt dient die in-situ Messung in Kombination mit einer externen Anlagensteuerung dazu, die Versuche in verschiedenen Ermüdungsstadien für mögliche Nachuntersuchungen abzubereiten.

2.4.1 Experimenteller Aufbau

Das analoge Schwingungssignal des induktiven Wegaufnehmers wird in einer A/D-Wandler-Karte (Modell NI PCIE-6351) mit einer Abtastrate von bis zu 10^6 S/s in ein digitales Signal umgewandelt und direkt während des Versuchs mit der Analysesoftware ausgewertet. Die Software für die Messdatenerfassung und Signalverarbeitung wurde mit LabVIEW programmiert.

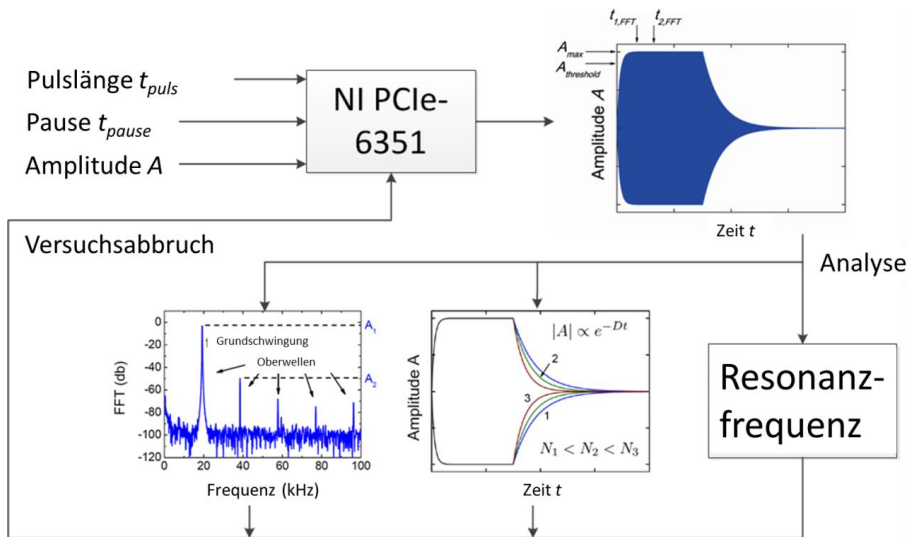


Abb. 37: Schematische Übersicht über die angewendeten Methoden zur frühzeitigen Schädigungsdetektion [112].

Eine Übersicht der angewendeten Methoden zur Signalanalyse ist in Abb. 37 dargestellt. Zur Einstellung der zyklischen Belastung sind die Parameter Spannungsamplitude, Pulslänge und Pausenzeit notwendig. Diese werden entweder direkt an der Anlage oder über eine externe, in die Software integrierte Anlagensteuerung vorgegeben. Die Prüffrequenz wird durch die Systemresonanz vorgegeben, das Einschwingen wird anlagenintern geregelt und die Abklinggeschwindigkeit wird von der freien Dämpfung bestimmt.

Das gemessene Signal wird anschließend in drei Teilabschnitte unterteilt: Eine Einschwingzeit zu Beginn des Pulses, die Pulszeit mit konstanter Amplitude, und die Abklingzeit, in der das System nach Abschalten der Erregerspannung frei ausschwingt. Eine schematische Darstellung zur Datenevaluierung mit Hilfe des Analyseprogramms zeigt Abb. 38.

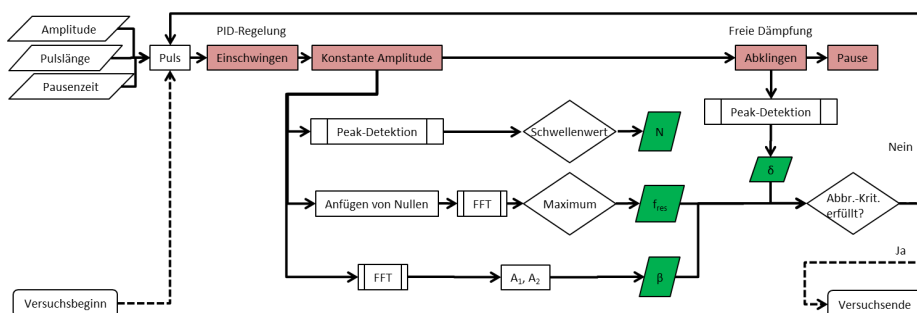


Abb. 38: Schematische Darstellung der Datenauswertung in LabVIEW.

Zunächst wird während eines Zeitintervalls von 10 ms das Signal aus dem Bereich konstanter Amplitude mit einer Leserate von 10^6 S/s ausgelesen. Das entspricht 10^4 Datenpunkten. Dieses Signal wird mittels Schneller Fourier-Transformation (FFT – Fast Fourier Transformation) in seine Frequenzanteile zerlegt. Wie in Kap. 1.7 beschrieben, kann aus den Amplituden des Frequenzspektrums ($A_1(t)$, $A_2(t)$) mit Kenntnis der Anfangsparameter im ungeschädigten Probenzustand ($A_1(0)$, $A_2(0)$) der relative nichtlineare Parameter β nach Gl. (1.33) berechnet werden.

Bedingt durch die Methode der Schnellen Fourier-Transformation lässt sich die Resonanzfrequenz hier nur auf

$$df = \frac{\text{Samplerate}}{\#\text{Datenpunkte}} = \frac{10^6 \text{ S/s}}{10^4 \text{ S}} = 100 \text{ Hz} \quad (2.1)$$

genau bestimmen. Diese Genauigkeit ist ausreichend für die Berechnung der Amplituden, aber unzureichend für die exakte Bestimmung der Resonanzfrequenz, welche zusätzlich aufgezeichnet wird. Hierfür wird in einer weiteren Fourier-Transformation an das Signalende eine bestimmte Anzahl Nullen angehängt, um dadurch die Anzahl der Datenpunkte zu erhöhen und df entsprechend Gl. (2.1) zu verringern. Durch diese künstliche Verlängerung des Signals werden die Amplitudenhöhen zwar verfälscht, aber die Maxima und damit auch die Resonanzfrequenz befinden sich noch immer bei den gleichen Frequenzen. Typische verwendete Werte für df liegen hier zwischen 2 Hz und 0,25 Hz, je nach verfügbarer Rechenkapazität.

Anschließend folgt die Analyse der Abklingphase zur Untersuchung des Dämpfungsverhaltens. Hierfür werden zunächst die Amplituden aller Einzelschwingungen während des Ausschwingens erfasst. Nach Gl (1.34) werden pro Puls fünf δ -Werte berechnet und gemittelt. Um den Fehler durch statistische Streuung der Signalhöhen zu minimieren, werden nicht die direkt aufeinander folgenden Amplituden für die Berechnung verwendet, sondern die n -te Amplitude wird mit der $n+50$ -ten Amplitude verglichen.

Des Weiteren wird die Gesamtlastspielzahl gezählt, um direkt während des Versuchs die Messparameter über der Lastspielzahl darstellen und bewerten zu können. Dazu werden alle Maxima des gesamten Messsignals gezählt. Um Schwingungen während der Einschwing- und Abklingphase nicht zu berücksichtigen, werden nur die Zyklen gezählt, die mindestens 85% der Sollbelastung erreichen und damit signifikant zur Ermüdung beitragen. Auf die gleiche Weise arbeitet die anlageninterne Zykluszahlung.

Da alle Parameter in-situ bestimmt werden, können Bedingungen angegeben werden, unter denen der Versuch extern gesteuert abgebrochen werden soll. Eine ausführliche Beschreibung der Analysesoftware ist in [112] zu finden.

3 Ergebnisse und Diskussion

3.1 Ermüdungsversuche - LCF/HCF

Als Referenzversuche wurden zunächst Ermüdungsversuche mittels eines elektromagnetischen Resonanzpulsers bei etwa 100 Hz (siehe Kap. 2.2.1.2) an ungekerbten Proben beim Lastverhältnis $R = -1$ (siehe Abb. 32) durchgeführt. Die Ergebnisse sind in einem Wöhlerdiagramm in Abb. 39 dargestellt. Die Ergebnisse sind folgendermaßen unterteilt:

- Brüche, die von der Oberfläche ausgehen (ausgefüllte, hellblaue Kreise)
- Brüche, die vom Volumen ausgehen (offene, hellblaue Kreise)
- Durchläufer, bei denen nach Erreichen der Grenzlastspielzahl ($2 \cdot 10^9$ Lastzyklen) kein Bruch eingetreten ist (hellblaue Kreise mit schwarzem Pfeil)

Bei einer Spannungsamplitude $\sigma_a = 600$ MPa liegen die Messpunkte dicht nebeneinander bei etwa $2,0 \cdot 10^5$ Zyklen und damit im Übergang vom LCF- zum HCF-Bereich. In diesem Bereich gibt es zum getesteten Material X10CrNiMoV12-2-2 bereits eine Versuchsreihe unter vergleichbaren Umgebungsbedingungen [113]. Diese wurden bei 1 Hz bzw. 25 Hz durchgeführt und zusätzlich in Abb. 39 eingetragen (graue Symbole). Der LCF-Bereich ist gekennzeichnet durch den relativ steilen Verlauf der Wöhlerkurve (vgl. Abb. 5). Dies ist begründet mit dem stark ansteigenden Anteil an irreversibler plastischer Dehnung bei höheren Lastamplituden. Die Bruchlastspielzahl bei $\sigma_a = 765$ MPa beträgt etwa $2,7 \cdot 10^4$ Zyklen und ist bei $\sigma_a = 585$ MPa um weniger als eine Größenordnung erhöht. Hier zeigen die Literaturdaten eine sehr gute Übereinstimmung mit den eigenen Versuchsergebnissen. Unterhalb von $\sigma_a = 600$ MPa ist ein Abflachen der Wöhlerkurve zu erkennen. Bei $\sigma_a = 540$ MPa treten noch nach $9,2 \cdot 10^7$ Zyklen Brüche auf. Eine weitere Probe brach bei $\sigma_a = 540$ MPa nach $4,7 \cdot 10^6$ Lastzyklen. Dies zeigt die große Streubreite der Messpunkte auf, die bei kleineren Lastamplituden deutlich ansteigt. Dieser Sachverhalt wird in Kap. 3.4 näher untersucht. Wie Abb. 39 zu entnehmen ist, zeigten Proben mit geringem N_f einen Bruch ausgehend von der Oberfläche, während der VHCF-Bruch bei fast 10^8 Zyklen einen Volumenbruch aufwies. Alle anderen Brüche bei geringeren Bruchlastwechselzahlen, sowohl in dieser Versuchsreihe als auch in [113], gehen ebenfalls von der Oberfläche aus, entweder initiiert von PSBs oder Einschlüssen an der Oberfläche. Dieser Übergang zu Volumenbrüchen im VHCF-Bereich deckt sich mit dem allgemeinen Kenntnisstand (siehe Kap. 1.2.2). Die fraktographische Auswertung und die genaue Analyse der Bruchausgangsorte ist Gegenstand von Kap. 3.3. Alle Versuche bei Lastamplituden unterhalb von 540 MPa waren Durchläufer. In grober Annäherung könnte man demnach angesichts der vorliegenden Daten eine konventionelle Ermüdungsfestigkeit (vgl. Kap. 1.1) von etwa 530 MPa bezogen auf eine Grenzlastspielzahl von 10^7 Zyklen ansetzen.

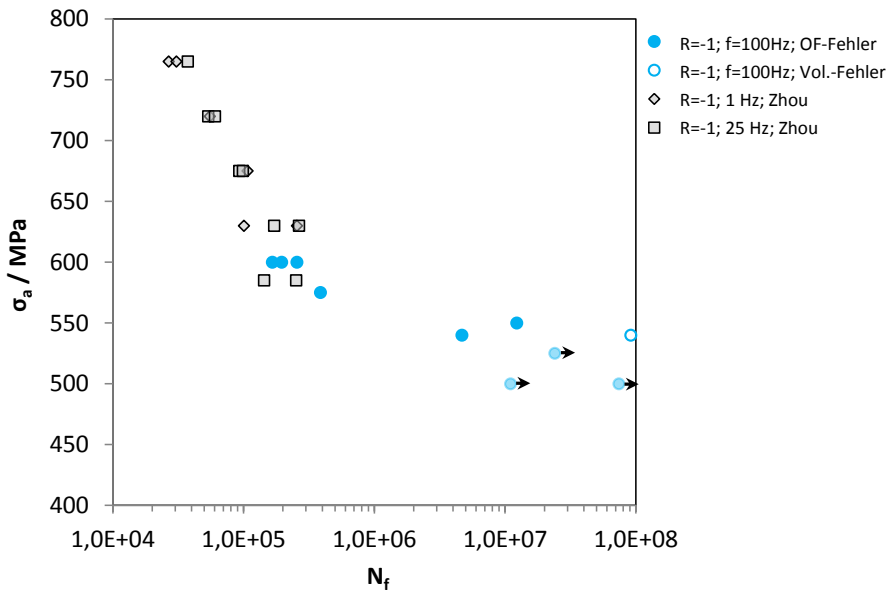


Abb. 39: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche mit elektromagnetischem Resonanzpulser bei 100 Hz und $R = -1$ (blau); Zusätzlich eingetragen sind Literaturdaten von Zhou *et al.* (grau) [113].

Darüber hinaus zeigt Abb. 39 trotz der aufgrund der geringen Anzahl an Messpunkten begrenzten statistischen Aussagekraft, dass kein signifikanter Einfluss der Prüffrequenz auf die Ermüdungsfestigkeit zwischen 1 Hz bis 100 Hz vorliegt.

3.2 Ermüdungsversuche - VHCF

3.2.1 Wöhlerdiagramm für $R = -1$

Um eine angemessene Datenmenge für den VHCF-Bereich generieren zu können, wurden im nächsten Schritt die Ermüdungsversuche mittels Ultraschallprüfanlage (vgl. Kap. 2.2.1.1) bei einer Prüffrequenz von 20 kHz durchgeführt. Die Versuchsergebnisse sind in Abb. 40 zusammen mit den mittels elektromagnetischem Resonanzpulser durchgeführten Messungen und den Vergleichswerten aus der Literatur [113] aufgetragen.

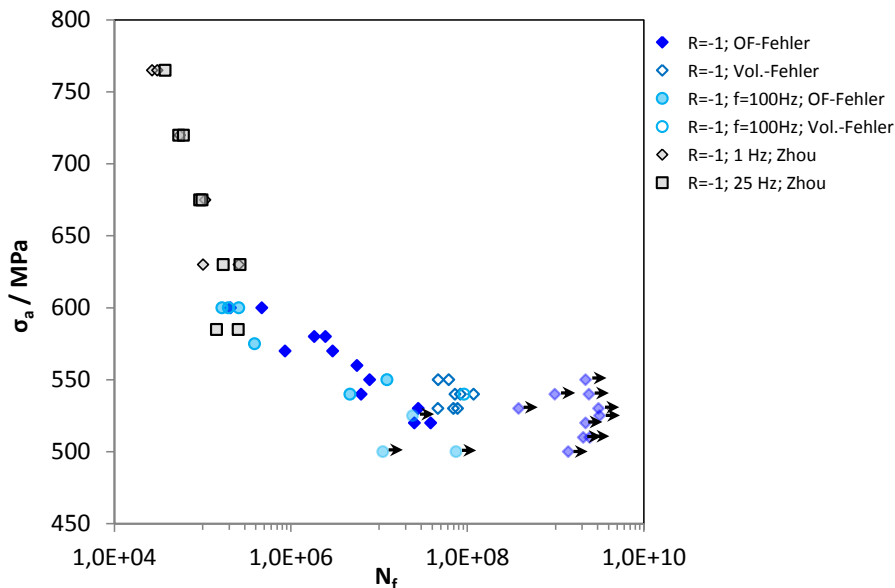


Abb. 40: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei $R = -1$.

Analog zu den Versuchen aus Kap. 3.1 kennzeichnen auch hier ausgefüllte Symbole die Oberflächenbrüche und offene Symbole die vom Volumen ausgehenden Anrisse. Ein Vergleich der Messreihen zeigt, dass ein signifikanter Frequenzeinfluss auf die Ermüdungseigenschaften des Materials unter den vorliegenden Versuchsbedingungen ausgeschlossen werden kann, und zwar über einen Frequenzbereich von mehr als vier Größenordnungen. Es liegt also eine gute Übereinstimmung der Ultraschallversuche mit den Ermüdungsversuchen bei konventionellen Prüffrequenzen vor.

In Abb. 40 zeigt sich der flachere Verlauf der Wöhlerlinie im HCF- bzw. VHCF-Bereich verglichen mit dem LCF-Bereich. Der Verlauf ist am ehesten mit der klassischen Typ II-Kurve aus Abb. 6c zu vergleichen, wie sie beispielsweise auch bei 42CrMo4 [32, 114] oder bei 50CrV4 [102] gefunden wurden. In [102] wurde in einem Vergleich zwischen einer kommerziellen und einer hochreinen Legierung 50CrV4 geschlossen, dass ein solcher Wöhlerkurvenverlauf auf die nichtmetallischen Einschlüsse zurückzuführen ist, die während des Erschmelzens in den Stahl gelangen. Kritisch sind dabei Einschlüsse ab einer bestimmten Größe, die abhängig vom Material und dessen Mikrostruktur ist. Diese Zusammenhänge sollen mittels fraktographischer Analysen in Kap. 3.3 näher untersucht werden.

Weiteres auffälliges Merkmal der Versuchsergebnisse ist die Streubreite der Bruchlastspielzahl, die mit der Lebensdauer stark ansteigt. Oberhalb von $\sigma_a = 550$ MPa ist die Streubreite auf einem Lastniveau unterhalb einer Größenordnung. Im Übergangsbereich zur VHCF, bei etwa $\sigma_a = 550$ MPa, liegt die Streubreite oberhalb von zwei Größenordnungen. Einerseits ergaben sich hier zahlreiche Brüche bei etwa 10^7 Lastzyklen, während andere Proben erst

zwischen $4 \cdot 10^7$ und 10^8 Lastzyklen versagt haben oder selbst nach $2 \cdot 10^9$ Zyklen noch keine Ermüdungsrisse aufwiesen (Durchläufer). Dieser Trend setzt sich bei Lastniveaus unterhalb von $\sigma_a = 550$ MPa fort: Über einen relativ breiten Amplitudenbereich zwischen $\sigma_a = 550$ MPa und $\sigma_a = 520$ MPa treten sowohl Brüche als auch Durchläufer auf. Auffällig ist auch, dass unabhängig vom Lastniveau keine Brüche oberhalb von 10^8 Lastzyklen beobachtet wurden. Entweder tritt der Ermüdungsbruch vorher ein oder die Probe versagt auch nach weit über 10^9 Lastzyklen nicht. Unterhalb einer Spannungsamplitude von 500 MPa konnten schließlich keine Brüche mehr beobachtet werden. Auf Grundlage zahlreicher Untersuchungen an verschiedenen hochfesten Stählen [17, 27, 52-54, 60, 61, 63, 81, 95, 101, 102, 115-121] ist davon auszugehen, dass das weite Streuband mit der Größenverteilung der nichtmetallischen Einschlüsse zusammenhängt. Die Korrelation zwischen der Lebensdauer und der Einschlussgröße, -form und -zusammensetzung ist Gegenstand von Kap. 3.4. Andere mögliche Ursachen für die große Lebensdauerstreuung ist die Verteilung von Inhomogenitäten im Werkstoff, die je nach Probe und Charge abweichen und unterschiedlich starke Auswirkungen auf die Ermüdungseigenschaften haben. Die wärmebehandlungsbedingte Mikrostruktur hat ebenfalls einen großen Einfluss auf die VHCF-Eigenschaften, wie in [21, 56] an unterschiedlichen Al-Legierungen gezeigt wurde. So können unterschiedliche Gefügezustände beim gleichen Material zu verschiedenen Bruchmechanismen führen. Die Wärmebehandlung der hier getesteten Proben ist zwar nominell stets gleich, es können jedoch kleine Abweichungen in Kornorientierung und Korngröße zwischen 4 und 5 nach ASTM E112 auftreten (vgl. Kap. 2.1). Aufgrund der hohen Anlasstemperatur der hier untersuchten Proben ($T = 660^\circ\text{C}$, vgl. Kap. 2.1) kann ein erhöhter Restaustenitgehalt ausgeschlossen werden. Die Variation der Korngröße ist ebenfalls gering (siehe Kap. 2.1). Daher und wegen des reproduzierbar eingestellten Oberflächenzustandes (Kap. 2.2.1.3) wird der Einfluss nichtmetallischer Einschlüsse als wesentliche Ursache für die deutliche Streuung der VHCF-Lebensdauer angesehen und in Kap. 3.4 detailliert erörtert.

Der Einfluss der Oberflächenrauigkeit auf die Ermüdungseigenschaften wurde bereits in Kap. 1.2.1 und in [22-25] beschrieben. Mit starken Abweichungen in den Rauigkeiten zwischen den Proben ist jedoch nicht zu rechnen, da die Proben mit hoher Präzision hergestellt und anschließend automatisiert geschliffen und poliert werden (siehe Kap. 2.2.1.3).

Trotz des einstufig-kontinuierlichen Verlaufs der Wöhlerkurve tritt bei Bruchlastspielzahlen um $4 \cdot 10^7$ der für VHCF-Beanspruchung hochfester, einschlussbehafteter Werkstoffe typische Übergang von Oboflächen- zu Volumenversagen (vgl. Kap. 1.2) auf. Aufgrund der ausreichenden Datenmenge für eine statistische Auswertung soll im nächsten Schritt die Wechselfestigkeit nach dem $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren (siehe Kap. 1.3) ermittelt werden. Hierfür wird zunächst eine Tabelle mit den zugrunde liegenden Daten erstellt:

Tabelle 3: Daten zur Berechnung der Ermüdungsfestigkeit nach der $\arcsin\sqrt{P}$ -Methode für $R = -1$.

Spannung σ_a	Probenzahl n	Bruchzahl r
520	4	1
530	6	3
540	6	5
550	5	4

Anschließend werden nach Gl. (1.4) und (1.5) die Parameter a und b bestimmt mit $a = 498,737$ und $b = 40,627$. Damit ergibt sich für die Lastamplitude σ_a als Funktion der Bruchwahrscheinlichkeit P :

$$\sigma_a = 498,737 \text{ MPa} + 40,627 \text{ MPa} \cdot \arcsin\sqrt{P} \quad (3.1)$$

Die Lösung ist in Abb. 41 aufgetragen. Die roten Quadrate zeigen die Messpunkte, die blaue Linie stellt die Ausgleichskurve dar.

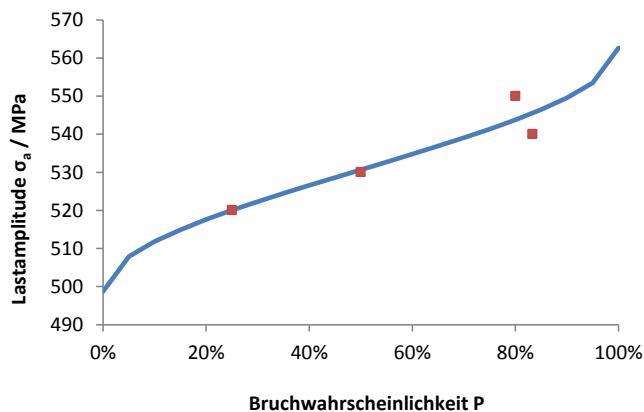


Abb. 41: Ausgleichskurve nach dem $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren für $R = -1$.

Die Wechselfestigkeit für eine Grenzlastspielzahl von $2 \cdot 10^9$ Lastzyklen lässt sich nun aus Gl. (3.1) oder dem Achsenabschnitt in Abb. 41 bei $P = 0\%$ ablesen mit $\sigma_{D,R=-1} = 498,7$ MPa. Eine 100% Bruchwahrscheinlichkeit läge demnach bei einer Lastamplitude von 562,6 MPa vor. Verglichen mit der auf 10^7 Lastzyklen bezogenen Abschätzung in Kap. 3.1 liegt die statistisch berechnete Wechselfestigkeit für $2 \cdot 10^9$ Zyklen um mehr als 30 MPa niedriger. Dies unterstreicht die Notwendigkeit, sich mit den hochzyklischen Ermüdungseigenschaften dieses Werkstoffs zu beschäftigen.

3.2.2 Wöhlerdiagramm für $R = 0,1$

In Abb. 42 werden die Resultate der Ermüdungsversuche bei $R = 0,1$ gezeigt. Dabei handelt es sich um Ermüdungsversuche im Zugschwellbereich, d.h. die Mittelspannung liegt während des gesamten Zyklus oberhalb der zyklischen Spannung. Diese statisch überlagerte Mittelspannung σ_m führt zu einer maximalen Last σ_{max} , die sich nach

$$\sigma_{max} = \sigma_m + \sigma_a = \sigma_a \frac{1+R}{1-R} + \sigma_a = \frac{2\sigma_a}{1-R} \quad (3.2)$$

berechnen lässt. Damit ist σ_{max} für $R > 0$ mehr als doppelt groß wie die Spannungsamplitude σ_a . Der Mittelspannungseinfluss hat dementsprechend geringere ertragbaren Spannungsamplituden bei $R = 0,1$ im Vergleich zu $R = -1$ (Abb. 40) zur Folge. Die Bruchzykluszahlen steigen mit sinkender Lastamplitude auch schneller an als bei $R = -1$. Der Bruchlastspielzahlbereich von etwa 10^5 bis 10^{10} Lastzyklen liegt hier zwischen $\sigma_a = 430$ MPa und $\sigma_a = 350$ MPa, für $R = -1$ liegt dieser Bereich etwa zwischen $\sigma_a = 700$ MPa und $\sigma_a = 500$ MPa. Durchläufer traten hier nur auf dem niedrigsten Lastniveau $\sigma_a = 350$ MPa auf und nicht in einem derart weiten Lastniveaubereich wie für $R = -1$. Hauptgrund dafür ist die mit der Lastamplitude ebenfalls ansteigende Mittellast. So hat zum Beispiel eine Erhöhung um $\Delta\sigma_a = 10$ MPa bei $R = 0,1$ eine Erhöhung der maximalen Belastung um 22,22 MPa zur Folge.

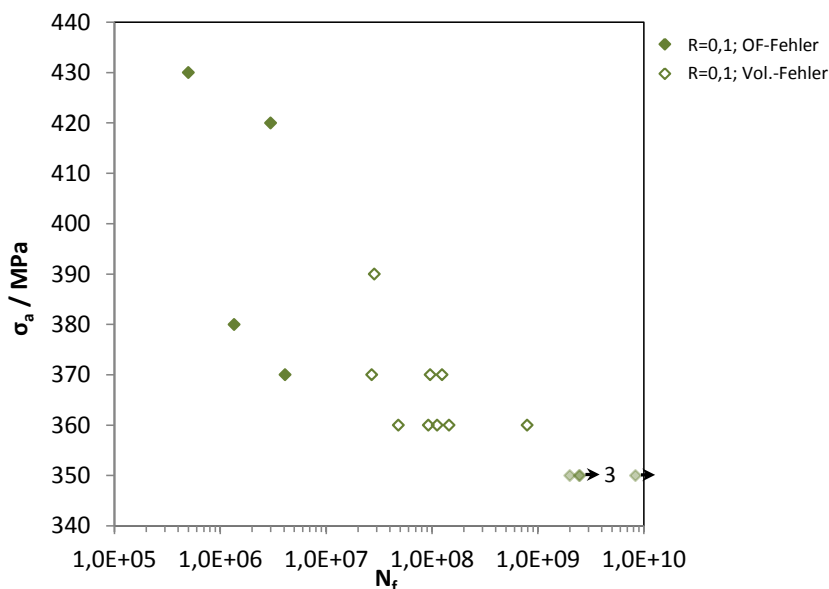


Abb. 42: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei $R = 0,1$.

Abb. 42 zeigt die Wöhlerlinie für $R = 0,1$, welche einen einstufigen Verlauf nach Abb. 6c aus Kap. 1.2.2 aufweist. Die Streubreite der Messergebnisse ist im Vergleich zu Abb. 40 wesent-

lich geringer, obwohl auch hier Streuungen von mehr als einer Größenordnung beobachtet werden. Die Gründe für die Lebensdauerstreuung wurden bereits in Kap. 3.2.1 diskutiert. Der relativ scharfe Übergang von Oberflächen- zu Volumenversagen ist auch hier bei einer Bruchlastspielzahl von etwa $3 \cdot 10^7$ Zyklen zu beobachten. Im Gegensatz zu Abb. 40 treten Brüche bei $R = 0,1$ auch noch oberhalb von 10^8 Zyklen bis hin zu einer maximal beobachteten Bruchlastspielzahl von 10^9 auf.

Im nächsten Schritt soll auch für $R = 0,1$ die Ermüdungsfestigkeit nach der $\arcsin\sqrt{P}$ -Methode berechnet werden. Die verwendeten Daten sind in Tabelle 4 zusammengetragen.

Tabelle 4: Daten zur Berechnung der Ermüdungsfestigkeit nach der $\arcsin\sqrt{P}$ -Methode für $R = 0,1$.

Spannung σ_a	Probenzahl n	Bruchzahl r
350	5	1
360	5	5
370	4	4

Die resultierende Ausgleichskurve lautet:

$$\sigma_a = 343,718 \text{ MPa} + 13,548 \text{ MPa} \cdot \arcsin\sqrt{P} \quad (3.3)$$

Diese Lösung ist in Abb. 43 dargestellt. Die Ermüdungsfestigkeit für $R = 0,1$ und eine Grenzlastspielzahl von $2 \cdot 10^9$ Zyklen beträgt demnach 343,7 MPa und liegt damit deutlich unterhalb der für die mittelspannungsfreien Versuche bestimmten Festigkeit. Die maximale Belastung liegt allerdings mit $343,7 \text{ MPa} + 420,1 \text{ MPa} = 763,8 \text{ MPa}$ weit oberhalb der 496,8 MPa bei $R = -1$. Diese Abhängigkeit von der Mittelspannung ist aufgrund der in Kap. 1.5.1 beschriebenen Zusammenhänge zu erwarten und wurde für mehrere hochfeste Stähle bereits beobachtet [99, 120]. Aufgrund des schmalen Übergangsbereiches von Brüchen zu Durchläufern ist die Ermüdungsfestigkeit für $R = 0,1$ präziser bestimmbar.

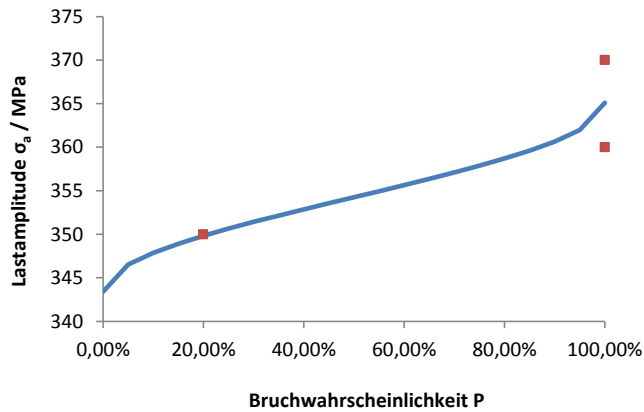


Abb. 43: Ausgleichskurve nach dem $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren für $R = 0,1$.

3.2.3 Wöhlerdiagramm für $R = 0,5$

Abb. 44 zeigt das Lebensdauerverhalten des untersuchten Stahls bei $R = 0,5$.

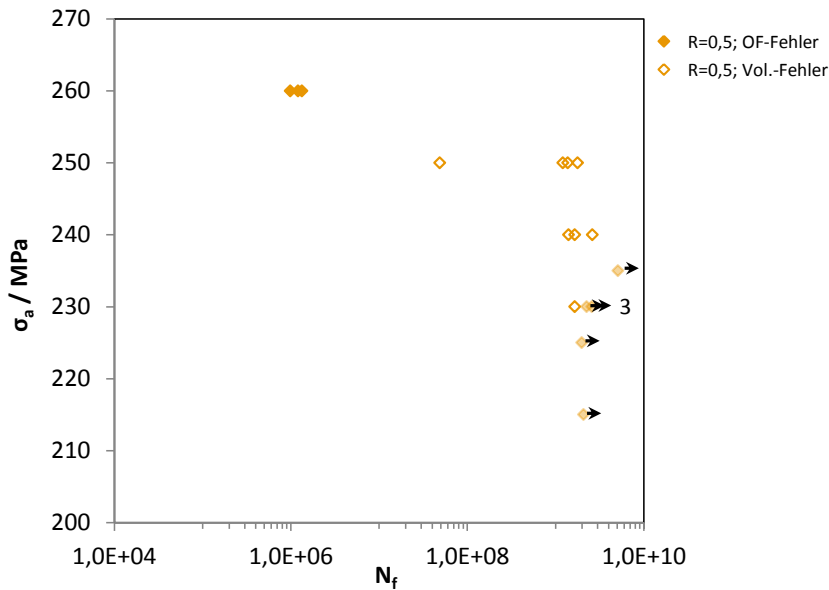


Abb. 44: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei $R = 0,5$.

Die maximale Belastung entspricht hier nach Gl. (3.2) dem vierfachen der Spannungsamplitude, die Mittelspannung der dreifachen Spannungsamplitude. Aufgrund dieser sehr hohen Mittelspannungen zeigt sich eine sehr flache Wöhlerlinie. Der Amplitudenbereich zwischen HCF-Brüchen bei etwa 10^6 und Durchläufern liegt hier zwischen 260 MPa und 230

MPa. Die maximale Last während der Ermüdungsversuche liegt also über 920 MPa und somit bereits oberhalb der Streckgrenze ($R_{p0,2} = 860$ MPa). Eine mögliche Ursache hierfür ist die Dehnratenabhängigkeit von $R_{p0,2}$, welche bereits in [122] für einen 9-12% Cr-Stahl nachgewiesen wurde. Bei höheren Dehnraten, wie sie vor allem bei den hochfrequenten Ultraschallbelastungen vorliegen, kann das Material aufgrund der thermischen Aktivierung der Versetzungsbewegung höheren Widerstand gegen plastische Deformationen leisten und so höhere Belastungen ertragen. Wie bei den anderen bisher gezeigten Spannungsverhältnissen zeigt sich auch hier im VHCF-Bereich der Übergang von Oberflächen- hin zu Volumenversagen. Außerdem zeigt Abb. 44 deutlich zwei Lastspielzahlbereiche, in denen die Brüche auftreten. Zu hohen Belastungen hin treten die Brüche bei etwa 10^6 Lastzyklen auf. Im VHCF-Bereich treten sämtliche bisher beobachteten Brüche oberhalb von 10^9 Zyklen auf. So befindet sich zwischen 250 MPa und 240 MPa ein Lebensdauerbereich bei etwa 10^9 Zyklen, innerhalb dessen sich mit einer Ausnahme alle Messpunkte befinden. Im Folgenden soll die Ermüdungsfestigkeit nach dem $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren berechnet werden.

Tabelle 5: Daten zur Berechnung der Ermüdungsfestigkeit nach der $\arcsin\sqrt{P}$ -Methode für $R = 0,5$.

Spannung σ_a	Probenzahl n	Bruchzahl r
230	4	1
240	3	3
250	4	4

Dafür werden die Spannungsamplituden von 230 MPa bis 250 MPa zur Auswertung verwendet (Tabelle 5). Die entsprechende Ausgleichskurve für $R = 0,5$ ist:

$$\sigma_a = 222,500 \text{ MPa} + 14,324 \text{ MPa} \cdot \arcsin\sqrt{P} \quad (3.4)$$

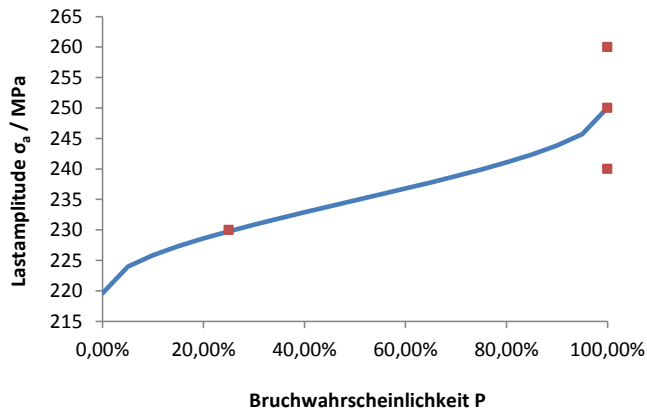


Abb. 45: Ausgleichskurve nach dem $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren für $R = 0,5$.

Diese Lösung zeigt Abb. 45 mit einer berechneten Ermüdungsfestigkeit von 222,5 MPa. Auch in diesem Kurvenverlauf spiegelt sich die flache Wöhlerlinie wider, bei 245 MPa wird bereits eine Bruchwahrscheinlichkeit von 100% erreicht. Allerdings sei an dieser Stelle angemerkt, dass in der Regel für eine statistisch belastbare Aussagekraft eine Datenmenge von mindestens 4-6 Proben bei mindestens 3 Lasthorizonten vorliegen sollte. Bei einer ausreichenden Anzahl an Messpunkten wird eher eine Ermüdungsfestigkeit zwischen 230 MPa und 225 MPa erwartet.

3.2.4 Wöhlerdiagramm für $R = 0,7$

Die Versuchsergebnisse für $R = 0,7$ sind in Abb. 46 zusammengestellt. Die Mittelspannung entspricht hier dem 5,67-fachen der Lastamplitude. Die ertragbaren Spannungsamplituden sind demnach sehr gering und auch die Wöhlerkurve flacht verglichen mit den kleineren Lastverhältnissen weiter ab. Zwischen dem HCF-Bereich und dem VHCF-Bereich liegt lediglich eine Amplitudendifferenz von $\Delta\sigma_a = 10$ MPa. Die maximale Belastung der Probe bei $R = 0,7$ und $\sigma_a = 150$ MPa ist nach Gl. (3.2) mit 1000 MPa bereits im Bereich der Zugfestigkeit des Materials. Dennoch wiesen die Versuche bei 150 MPa hohe Bruchlastspielzahlen im VHCF-Bereich auf. Es wurden sogar noch Brüche knapp unterhalb der Grenzlasterlastspielzahl zum Durchläufer bei $1,87 \cdot 10^9$ Lastzyklen beobachtet. Ein Grund hierfür ist vermutlich die in Kap. 3.2.3 bereits beschriebene Dehnratenabhängigkeit der Festigkeitseigenschaften. Ein möglicher Zusammenhang mit dem Auftreten von zyklischem Kriechen (siehe Kap. 3.2.7) und einer damit verbundenen Verfestigung soll in Kap. 3.5 untersucht werden. Eine Unterscheidung der Bruchmechanismen in Oberflächen- und Volumenbrüche kann bei diesem Spannungsverhältnis nicht vorgenommen werden, da die Bruchflächen aufgrund ausgeprägter zyklischer Kriechverformung (vgl. Kap. 3.2.7) keine Ermüdungsmerkmale zeigen. Weitere fraktographische Untersuchungen diesbezüglich werden in Kap. 3.3 gezeigt.

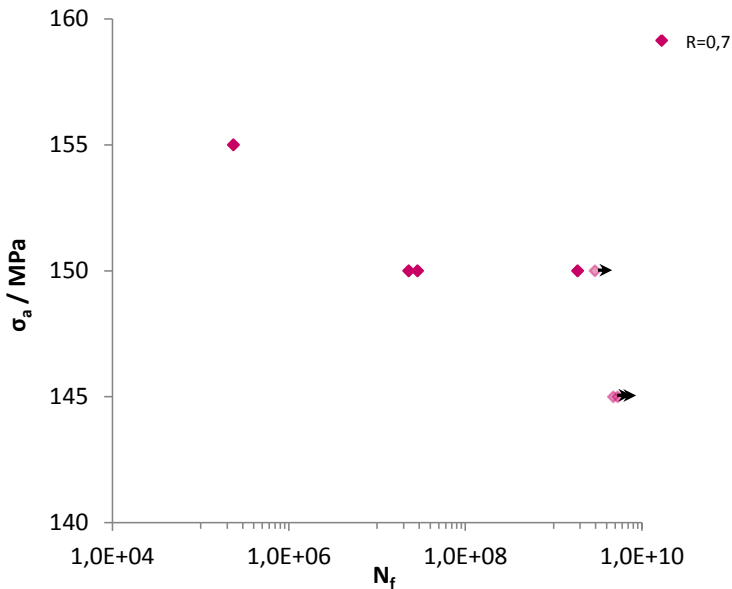


Abb. 46: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei $R = 0,7$.

Eine statistische Auswertung nach dem $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren ist aufgrund der unzureichenden Datenmenge für Versuche bei $R = 0,7$ nicht sinnvoll. Der extrem flache Verlauf der Wöhlerlinie lässt allerdings eine relativ genaue Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit zu. Diese wird unter der Berücksichtigung von Brüchen und Durchläufern auf 145 MPa festgelegt. Dies entspricht einer überlagerten Mittelspannung von 821 MPa. Die maximale Belastung liegt demnach bereits weit oberhalb der Streckgrenze. Der Mittelspannungseinfluss auf die Ermüdungsfestigkeit wird in Kap. 3.2.6 näher analysiert.

3.2.5 Zusammenfassendes Wöhlerdiagramm

Für einen besseren Vergleich der Messergebnisse bei den unterschiedlichen Lastverhältnissen sind in Abb. 47 alle Wöhlerlinien in einem Diagramm zusammengefasst.

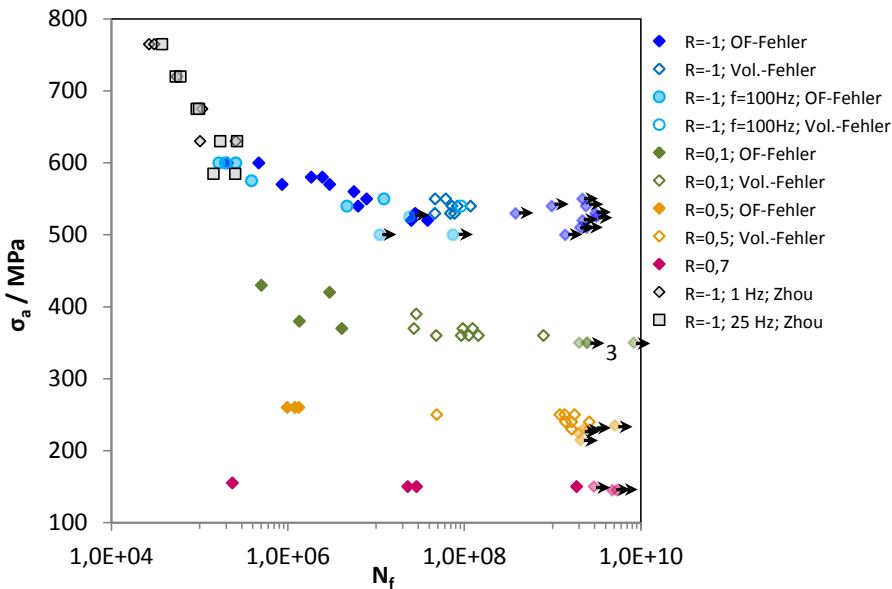


Abb. 47: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei den Lastverhältnissen $R = 0,1$ bis $R = 0,7$.

In dieser Darstellung fällt zunächst der scharfe Übergang von Oberflächen- zu Volumenbrüchen auf, welcher unabhängig vom Lastverhältnis bei etwa $3 \cdot 10^7$ Lastzyklen zu finden ist. Anders als in [11] für den Stahl 100Cr6 beschrieben, kann hier keine Abhängigkeit zwischen der Lage des Übergangsbereiches und dem Lastverhältnis gefunden werden. Die unterschiedlichen in [11] diskutierten Bruchmechanismen für Innenanrisse werden in Kap. 3.3 genauer analysiert. Zudem ist für alle R -Verhältnisse zu erkennen, dass keine zweistufigen Wöhlerlinien vorliegen, wie sie für andere hochfeste Stähle [8] beobachtet wurden (siehe Abb. 6 in Kap. 1.2.2). Dies hängt vermutlich mit der Beanspruchungsart zusammen. Wie in [11] berichtet wurde, werden zweistufige Wöhlerlinien vor allem bei Umlaufbiegeversuchen beobachtet. Während die unterschiedlichen Spannungsverteilungen bei zyklischer Biegung und Zug-Druck bei Oberflächenfehlern keinen signifikanten Einfluss auf die Lebensdauer haben, zeigen sich bei Volumenbrüchen kürzere Lebensdauern für die axial belasteten Proben. Bei den Umlaufbiegeversuchen ist hingegen eine klare Stufe beim Übergang zu Volumenbrüchen zu erkennen. Grund hierfür ist wahrscheinlich die unterschiedliche Spannungsverteilung der Belastungsarten. Bei axialer Belastung wirkt die Spannungsamplitude über die gesamte Querschnittsfläche der Probe, während bei Biegebeanspruchungen ein linearer Anstieg der Belastungshöhe von der Druckseite zur Zugseite der Probe hin stattfindet. Somit ist das Volumen, auf welches hinreichend hohe Spannungsamplituden für die Bildung von Volumenanrissen wirken, bei axialer Belastung wesentlich größer [11].

Des Weiteren zeigt Abb. 47, dass die Wöhlerkurven mit steigendem Lastverhältnis stark abflachen. Für $R = -1$ erstreckt sich der Bereich mit Bruchlastspielzahlen über 10^6 noch über ein Intervall von $\Delta\sigma_a = 100$ MPa, während für $R = 0,7$ kaum mehr als $\Delta\sigma_a = 10$ MPa zwischen HCF- und VHCF-Brüchen über 10^6 Zyklen liegen. Grund hierfür ist der in den vorherigen Abschnitten bereits diskutierte Mittelspannungseinfluss. Solche flachen Verläufe wurden auch bei einem gehärteten Stahl 100Cr6 bis $R = 0,5$ beobachtet [10, 11]. Mögliche Ursachen für die Messstreuungen wurden bereits in Kap. 3.2.1 diskutiert. Bruchmechanische Evaluationen der Messergebnisse werden in Kap. 3.4 analysiert.

Bei Betrachtung der Messergebnisse in Abb. 47 fällt weiter auf, dass sich die maximalen Lastspielzahlen, bei denen noch Brüche beobachtet werden, mit dem Lastverhältnis ändern. So zeigt sich, dass Brüche bei steigenden Lastverhältnissen bei immer höheren Lastspielzahlen auftreten: Während bei $R = -1$ keine Brüche oberhalb von 10^8 Zyklen zu finden waren, liegt diese Grenze für $R = 0,1$ knapp unterhalb von 10^9 Lastzyklen. Bei hohen Spannungsverhältnissen von 0,5 und 0,7 wurden Brüche bis hin zur Grenzlastspielzahl von $2 \cdot 10^9$ beobachtet. Obwohl die statistische Aussagekraft aufgrund der vorliegenden Datenmenge für $R = 0,5$ und $R = 0,7$ begrenzt ist, ist diese Tendenz eindeutig erkennbar. Eine ausführliche Diskussion möglicher Ursachen für diese Beobachtung ist in Kap. 3.4 im Zusammenhang mit einem bruchmechanischen Ansatz zu finden.

In Abb. 48 sind die Maximalspannungen σ_{max} aller Wöhlerversuche über der Bruchlastspielzahl N_f aufgetragen. Hierbei fällt auf, dass die zyklische Belastung einen wesentlich stärkeren Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit hat als die statische Mittellast. Dies führt dazu, dass die ertragbaren Maximalspannungen mit steigendem Lastverhältnis ansteigen. Diese Beobachtung entspricht den Erwartungen nach Kap. 1.5.1 und wurde bereits für 100Cr6 in [10, 11] gezeigt, wenn auch weniger ausgeprägt.

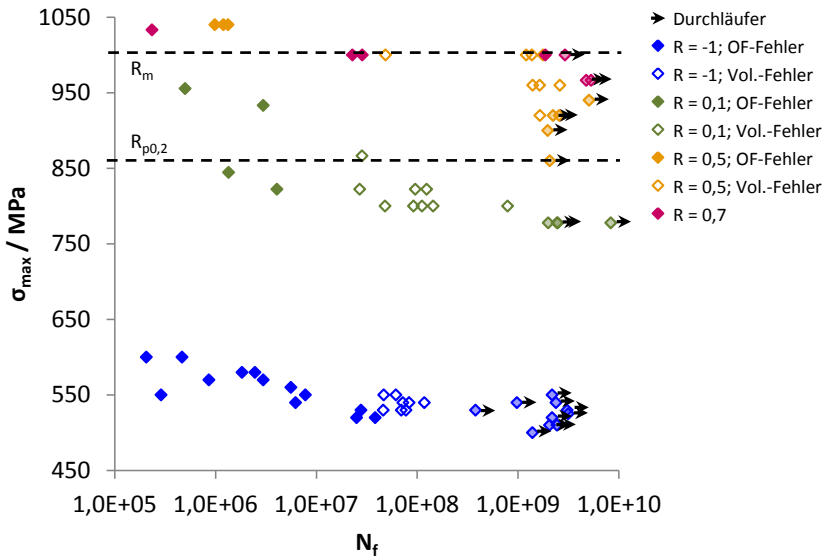


Abb. 48: Maximalspannung σ_{max} aufgetragen über die Bruchlastspielzahl N_f für die Wöhler- versuche zwischen $R = -1$ und $R = 0,7$.

Die Versuche bei $R = 0,1$ liegen teilweise bei Maximalspannungen knapp unterhalb der Streckgrenze. Für $R = 0,5$ liegen bereits sämtliche Lastmaxima oberhalb der Streckgrenze. Bemerkenswert dabei ist, dass dennoch zahlreiche Ermüdungsbrüche im VHCF-Bereich mit Bruchlastspielzahlen weit über 10^9 beobachtet wurden. Interessant ist weiterhin, dass die Datenpunkte für $R = 0,5$ und $0,7$ etwa bei gleichen σ_{max} liegen. Nähere Analysen zum Mittelspannungseinfluss auf die Lebensdauer und zyklische Kriechverformung werden in den folgenden Abschnitten 3.2.6 und 3.2.7 durchgeführt.

3.2.6 Haigh-Diagramm

Zur übersichtlichen Betrachtung des Mittelspannungseinflusses auf die Ermüdungsfestigkeit dient das Haigh-Diagramm (Abb. 49). Dafür wurden zunächst die Ermüdungsfestigkeiten für die unterschiedlichen Lastverhältnisse nach dem $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren bestimmt und auf die entsprechenden punktierten Linien für das jeweilige R -Verhältnis aufgetragen. Angenommen wurde dabei eine Bruchwahrscheinlichkeit von 0%.

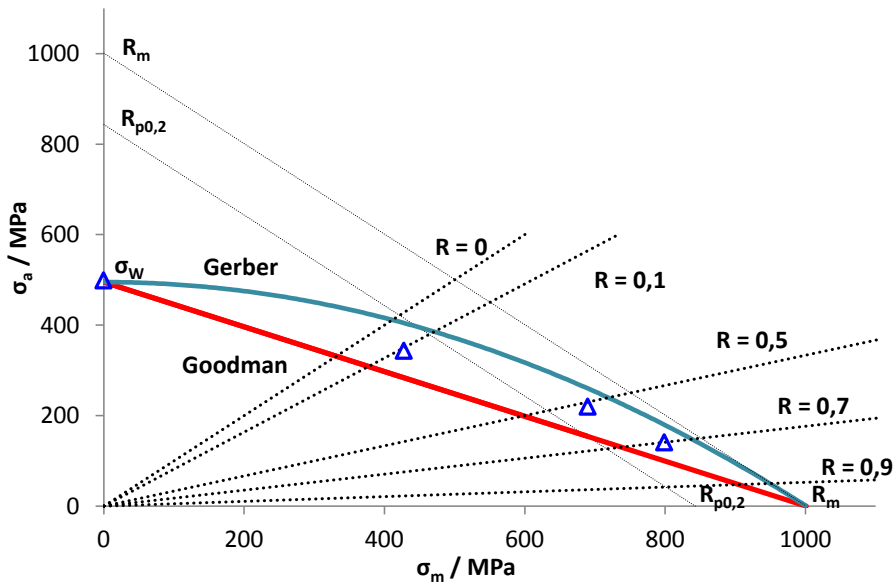


Abb. 49: Haigh-Diagramm mit den Abschätzungen nach Goodman und Gerber sowie den experimentell ermittelten Daten nach der $\arcsin\sqrt{P}$ -Methode (blaue Dreiecke) für eine Bruchwahrscheinlichkeit von 0%.

Bedingt durch die Ungenauigkeit der $\arcsin\sqrt{P}$ -Methode, die aufgrund des Berechnungsalgorithmus bei geringen Datenmengen entsteht, liegen die errechneten Werte in Abb. 49 tendenziell etwas zu niedrig. Aus diesem Grund wird ein weiterer, pragmatischer Ansatz zur Bestimmung der Ermüdungsfestigkeit verwendet. Als Ermüdungsfestigkeit bezogen auf die Grenzlastspielzahl $2 \cdot 10^9$ Lastzyklen wird als Dauerfestigkeit die niedrigste Spannungsamplitude angenommen, bei der sowohl Brüche als auch Durchläufer auftreten. Aufgrund der stark abflachenden Wöhlerlinien mit größer werdendem Mittelspannungseinfluss sind die ermittelten Werte bei hohen R -Verhältnissen als ausreichend akkurat anzusehen. So ergeben sich die Ermüdungsfestigkeiten der jeweiligen Lastverhältnisse zu $\sigma_{a,R=-1} = 510$ MPa, $\sigma_{a,R=0,1} = 350$ MPa, $\sigma_{a,R=0,5} = 230$ MPa und $\sigma_{a,R=0,7} = 145$ MPa. In Abb. 50 sind diese (rote Rauten) zusätzlich zu den nach $\arcsin\sqrt{P}$ bestimmten Ermüdungsfestigkeiten aufgetragen. Hierbei wurde für die $\arcsin\sqrt{P}$ -Berechnung jeweils die gleiche Bruchwahrscheinlichkeit verwendet, die sich aus dem Verhältnis von Brüchen zur Summe aller Versuche auf diesem Lastniveau beim pragmatischen Ansatz ergibt. Dabei zeigt sich eine sehr gute Übereinstimmung der beiden Ansätze.

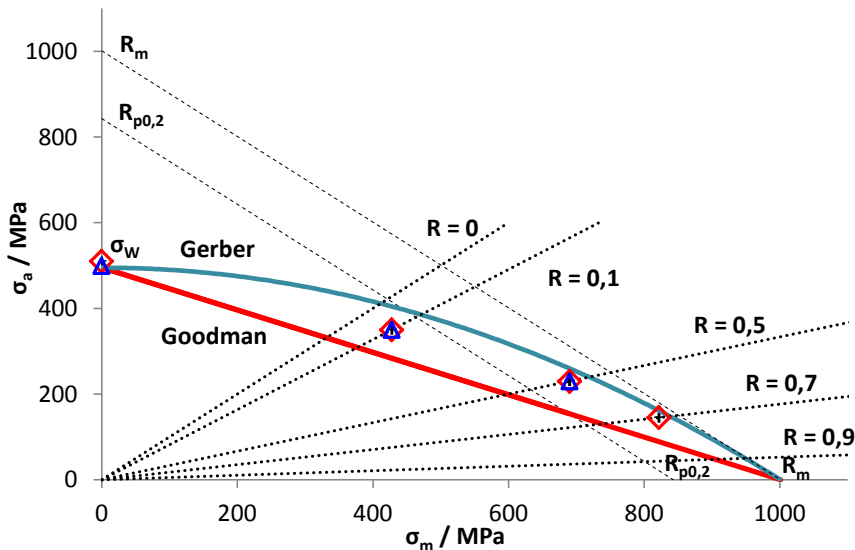


Abb. 50: Haigh-Diagramm mit den Abschätzungen nach Goodman und Gerber sowie den experimentell ermittelten Daten nach der $\arcsin\sqrt{P}$ -Methode (blaue Dreiecke) und dem in Kap. 3.2.6 beschriebenen Ansatz (rote Rauten). Hierbei wurde jeweils die gleiche Bruchwahrscheinlichkeit verwendet.

Zusätzlich in diesem Diagramm eingetragen sind sowohl die Näherungskurven nach Goodman und Gerber, die bereits in Kap. 1.5.1 vorgestellt wurden, als auch die Streckgrenze $R_{p0,2}$ und die Zugfestigkeit R_m (gestrichelte Linien). Liegen Messpunkte oberhalb der gestrichelten Linien, bedeutet dies, dass die Maximalspannung oberhalb von $R_{p0,2}$ bzw. R_m liegt. Die Goodman-Approximation ist demnach eine sehr konservative Herangehensweise für die Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit. Erst bei Lastverhältnissen von etwa 0,7 können nach Goodman maximale Lasten oberhalb der Streckgrenze dauerhaft ertragen werden. Die parabolische Näherungslösung von Gerber geht von einer weniger ausgeprägten Mittelspannungsempfindlichkeit aus. Hiernach können bereits bei relativ geringen Mittelspannungen (bei $R \approx 0,05$) Spannungsmaxima über $R_{p0,2}$ ertragen werden. Die experimentell ermittelten Daten für den getesteten 12% Cr-Stahl liegen zwischen den beiden Näherungsgleichungen. Dabei fällt jedoch auf, dass sich die Dauerfestigkeiten mit steigendem Lastverhältnis der Gerber-Parabel annähern. Dies war bereits in Abb. 48 zu erkennen, da sich σ_{max} mit steigendem R immer weiter an die Zugfestigkeit des Materials angenähert hat. Diese Tendenz ist nach Gerber also zu erwarten. Ein Haigh-Diagramm für VHCF-Versuche wurde bereits für den Wälzlagerstahl 100Cr6 in [10] gezeigt. Hier liegen die experimentell ermittelten Punkte deutlich unterhalb der Goodman-Geraden. Die Gründe für diese im Vergleich zum hier untersuchten Werkstoff unterschiedliche Mittelspannungsempfindlichkeit sind vor allem bei den mechanischen Eigenschaften zu suchen. Beim 100Cr6 liegt ein höchstfester, martensitischer Zustand mit Zug-

festigkeiten über 2300 MPa und dabei sehr geringen Bruchdehnungen vor. Aufgrund dieser geringen plastischen Verformbarkeit hat der Werkstoff oberhalb der Streckgrenze kaum weiteres Verfestigungspotential und daher eine höhere Mittelspannungsempfindlichkeit. Der 12% Cr-Stahl hingegen zeichnet sich wegen seines hochangelassenen martensitischen Gefüges durch eine gute Kombination aus Festigkeit und Verformbarkeit aus (siehe Kap. 2.1). Die hohe Duktilität mit Bruchdehnungen bis fast 20% führt bei hohen Lastmaxima zur Verfestigung auf mindestens lokaler Ebene. Diese Verfestigungen werden in Kap. 3.5 anhand von Härtemessungen näher analysiert. Das folgende Kap. 3.2.7 beschäftigt sich näher mit der plastischen Dehnung während der Ermüdungsversuche, bei denen vor allem für hohe Spannungsverhältnisse ein signifikanter Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften zu erwarten ist.

3.2.7 Zyklische Kriechkurven

In Kap. 3.2.6 wurde bereits die hohe Duktilität des X10CrNiMoV12-2-2 und deren Auswirkung auf die Mittelspannungsempfindlichkeit angesprochen. Im Folgenden soll das zyklische Kriechen während der Ermüdungsversuche, vor allem für hohe Lastverhältnisse, untersucht werden. Dazu wurde der Traversenweg des Lastrahmens während der Versuche bei verschiedenen Lastverhältnissen kontinuierlich aufgezeichnet. Die aufgebrachten Belastungen liegen alle leicht oberhalb der jeweiligen Ermüdungsfestigkeiten. Bei der Berechnung der mittleren Dehnungen wurde zunächst vereinfachend angenommen, dass die gesamte Probendehnung auf eine Längenänderung innerhalb des kleinsten Querschnitts, also der Messlänge, zurückzuführen ist. Diese Annahme ist aufgrund des Lastprofils in Probenlängsrichtung (siehe Kap. 2.2.1.3) gerechtfertigt ist. Da neben der Probendehnung auch das Schwingsystem und der Lastrahmen eine Längenänderung erfahren, muss diese bei der Bestimmung der Probendehnung berücksichtigt werden. Hierfür wurden bei den Durchläuferproben nach Versuchsende die Längenänderungen gemessen und dem Fahrweg der Traverse gegenübergestellt. Daraus wurde der Anteil der Längenänderung in Abhängigkeit von der aufgebrachten Mittelspannung bestimmt, der nur auf die Dehnung des Schwingsystems und des Lastrahmens zurückzuführen ist. Subtrahiert man diesen Dehnungsanteil vom gesamten Traversenweg, resultiert daraus in guter Näherung eine zyklische Kriechkurve mit der mittleren Probendehnung über der Schwingzahl.

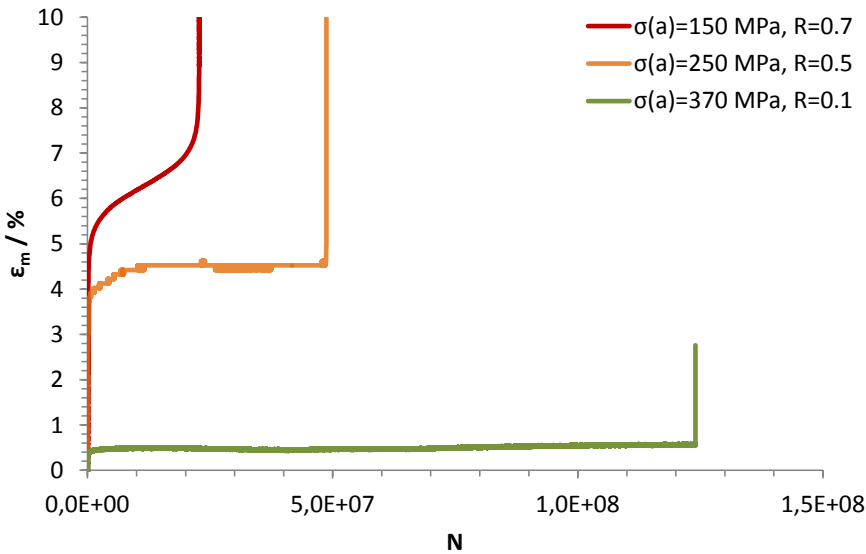


Abb. 51: Mittlere Totaldehnung berechnet aus dem um die Systemnachgiebigkeit korrigierte Traversenweg während des Ermüdungsversuchs bei $R = 0,1$, $R = 0,5$ und $R = 0,7$.

In Abb. 51 sind repräsentative zyklische Kriechkurven mehrerer Ermüdungsversuche für die R -Verhältnisse 0,1 bis 0,7 dargestellt. Für $R = 0,1$ zeigt sich nach dem anfänglichen Anstieg auf $\epsilon_m = 0,5\%$ aufgrund der Aufbringung der Mittellast eine konstante Dehnung bis hin zum Probenbruch. Nach elastischer Berechnung ergibt eine Mittelspannung von 452 MPa, wie sie bei $R = 0,1$ vorliegt, eine Dehnung von etwa 0,21 %. Demnach kommt es auch bei $R = 0,1$ zu zyklischem Kriechen bei Versuchsbeginn. Bei Versuchsende zeigt sich ein weiterer deutlicher Dehnungsanstieg, der aus dem Probenversagen und der damit verbundenen Materialtrennung resultiert. Da die Maximallast hier bei etwa 822 MPa und somit noch unterhalb der Streckgrenze liegt, ist ausgeprägtes zyklisches Kriechen nicht zu erwarten.

Anders verhält es sich bei der Kriechkurve zu $R = 0,5$. Hier liegt die maximale Belastung mit 1000 MPa bereits weit oberhalb der Streckgrenze. Demnach ist mit höheren plastischen Verformungen während des Versuchs zu rechnen. Die relativ hohe Anfangsdehnung wird sofort bei Versuchsstart erreicht, da bereits die Mittelspannung von 750 MPa die Probe knapp unterhalb der Streckgrenze belastet. Die zusätzliche zyklische Amplitudenlast sorgt schließlich für eine Plastifizierung auf $\epsilon_m \approx 3\%$. Anschließend, bis etwa $1,3 \cdot 10^7$ Lastzyklen, steigt die Dehnung stetig auf etwa 4,5% an und bleibt dann bis zum Versuchsende hin etwa konstant. Die gleiche Maximallast von 1000 MPa liegt auch beim Versuch mit $R = 0,7$ vor. Hier ist jedoch starkes zyklisches Kriechen über den gesamten Versuch zu beobachten. Die Anfangsdehnung beträgt 4,4% und steigt dann bis etwa 8% an. Innerhalb der letzten Lastzyklen steigt die Dehnung bis zum Versagen weiter auf über 10% an. Derartiges zyklisches Kriechen wurde bereits

an anderen Werkstoffen, vor allem bei hohen Lastverhältnissen, beobachtet [123-125]. In [125] wurde zyklisches Kriechen bei Ti-6Al-4V nachgewiesen. Es handelt sich hier um eine weitverbreitete Ti-Legierung für Luft- und Raumfahrtanwendung sowie für Gasturbinen. Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung sind vergleichbar mit denen des untersuchten Kraftwerkstahls. Ob das beobachtete zyklische Kriechen zur Materialverfestigung führt, soll in Kap. 3.5 detailliert untersucht werden.

3.3 Fraktographie

Im Folgenden sollen die fraktographischen Aufnahmen an Proben einiger in Kap. 3.2 beschriebenen Versuche analysiert werden. Die Bilder wurden mit Hilfe von Licht-, Laserkonfokal- und Rasterelektronenmikroskopen (vgl. Kap. 2.3) aufgenommen und zeigen jeweils die Draufsicht der Bruchfläche.

3.3.1 Bruchflächen bei $R = -1$

Die fraktographischen REM-Aufnahmen zu einigen in Abb. 52 gekennzeichneten Ermüdungsversuchen werden in Abb. 53 mit aufsteigender Bruchlastspielzahl vorgestellt.

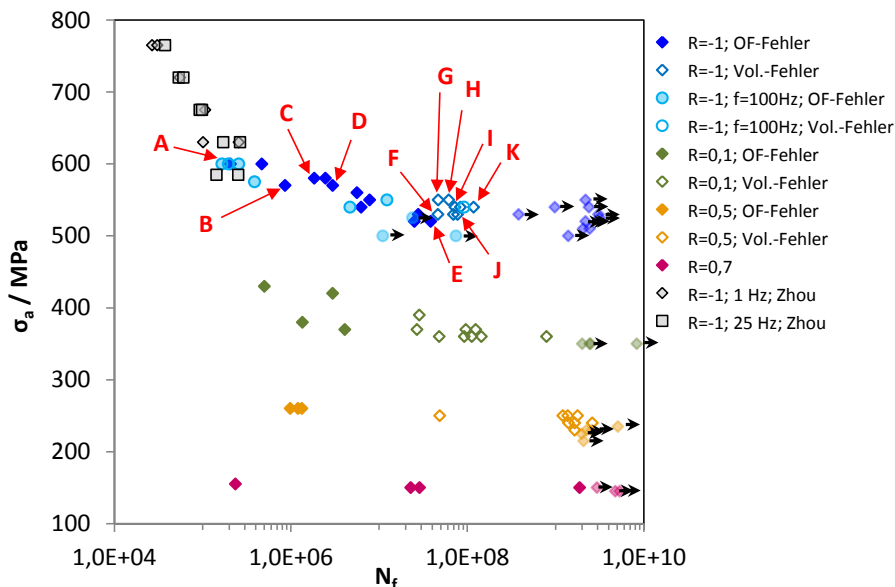
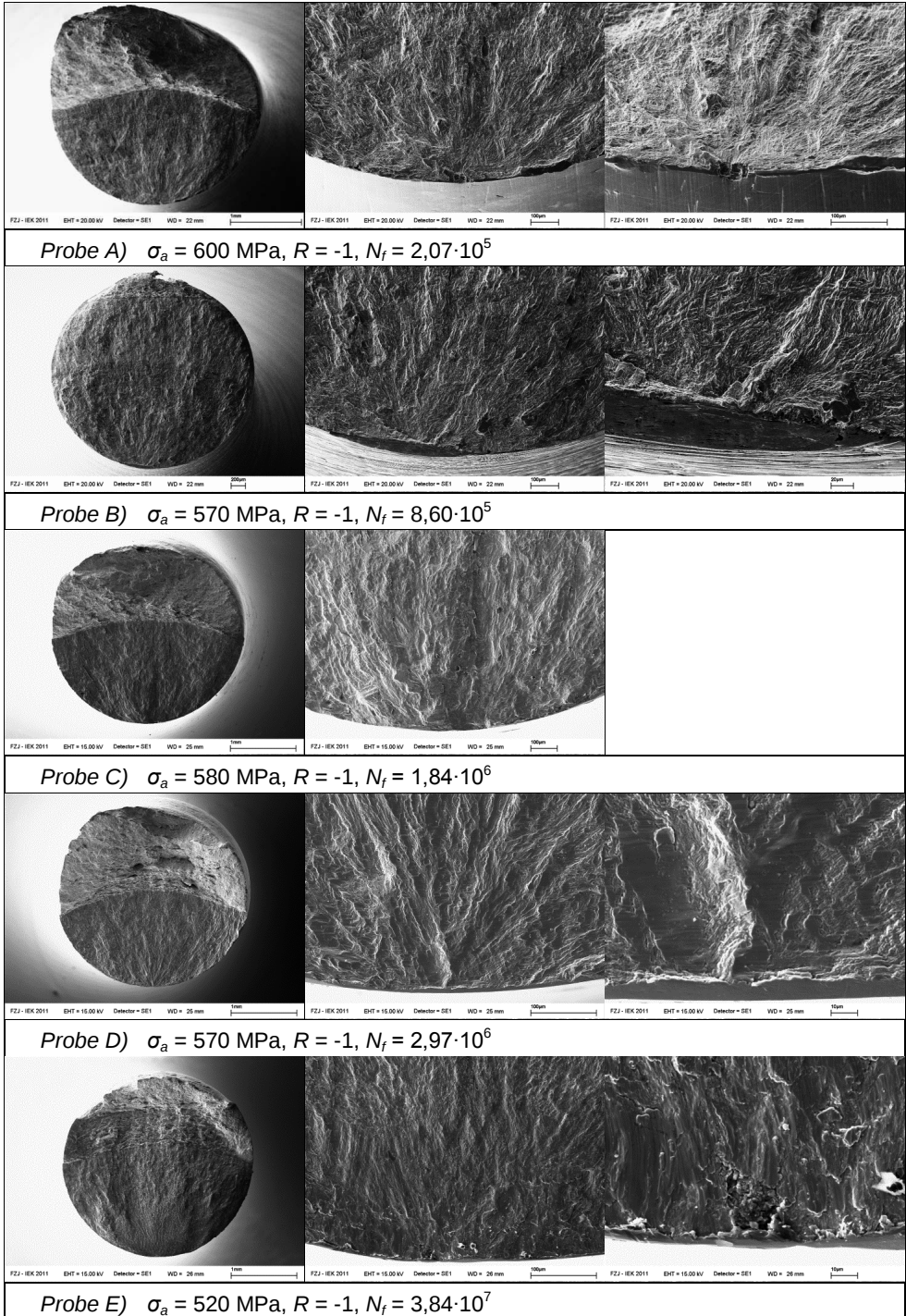
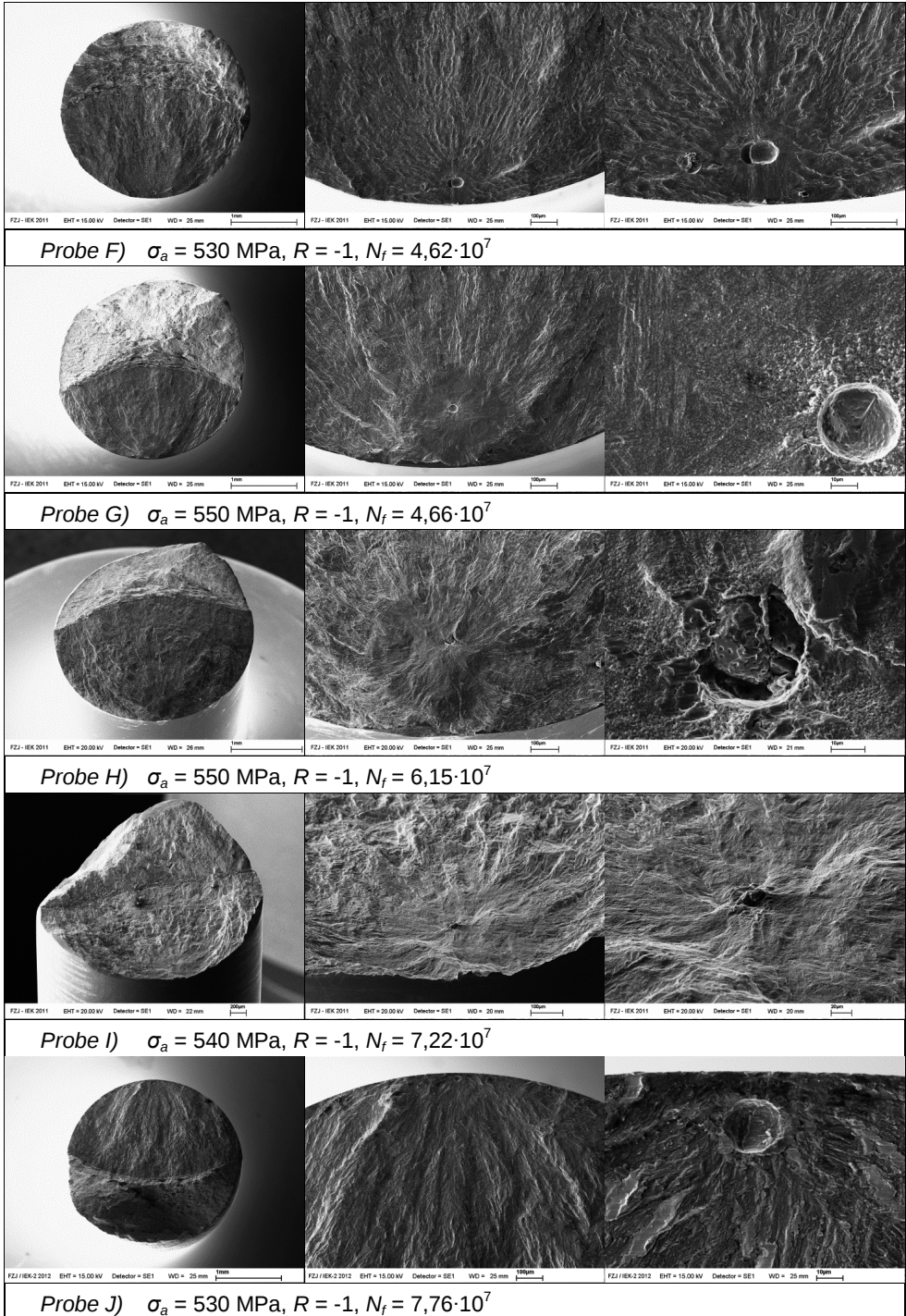


Abb. 52: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei den Lastverhältnissen $R = 0,1$ bis $R = -1$, mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben bei $R = -1$.





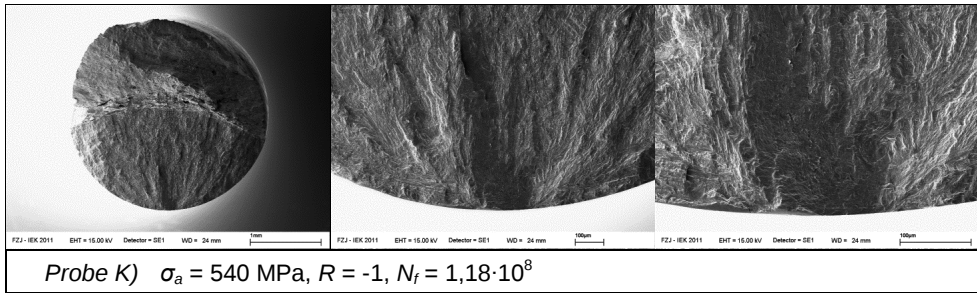


Abb. 53: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Bruchflächen bei $R = -1$; die zugehörigen Datenpunkte auf der Wöhlerlinie sind in Abb. 52 gekennzeichnet.

Abb. 53 A) bis E) zeigen die Bruchflächen nach einigen HCF-Versuchen bei Bruchlastspielzahlen im Bereich zwischen 10^5 und 10^7 . Die relativ glatte Ermüdungsbruchfläche ist hier deutlich von der Restbruchfläche unterscheidbar, siehe Abb. 54. Die Restbruchfläche weist die charakteristischen Merkmale eines Verformungsbruchs auf. Die wabenartige Struktur entsteht bei starker Zugbelastung durch lokales Einschnüren und Hohlraumbildung zwischen den Einschlüssen bzw. Ausscheidungen und dem Matrixmaterial.

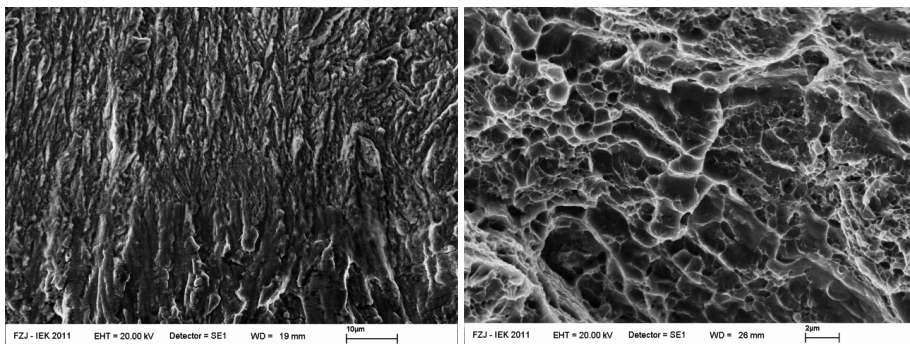


Abb. 54: Ermüdungs- (links) und Restbruchfläche (rechts) am Beispiel von Probe H.

An dieser Stelle sei allerdings angemerkt, dass die Restbruchfläche erst nach Versuchsende durch Aufbringen einer hohen Zugbelastung entsteht, um die Probe zu zerreißen und die Bruchfläche freizulegen. Die typischen Schwingstreifen, wie sie bei ermüdeten Proben häufig beobachtet wurden [13], konnten auf der Bruchfläche nicht gefunden werden. Dennoch ist eine deutliche Ausrichtung der Bruchflächenstruktur radial zum Rissursprung zu erkennen (Abb. 54 links). Auf diese Weise lässt sich der Rissausgangsort eindeutig identifizieren.

Der Bruchursprung liegt bei Bruchlastspielzahlen unterhalb von etwa $4 \cdot 10^7$ stets an der Probenoberfläche. Die Proben B, C und D weisen dabei ähnliche Bruchmerkmale auf. Am Rand der Probenoberfläche ist eine schräg geneigte Bruchkante mit einer Breite von 20-40 μm erkennbar. Hierbei handelt es sich um einen Anriss ausgehend von persistenten Gleitbändern

(PSB), die durch Austreten irreversibler gleitender Versetzungen aus der Oberfläche entstehen (vgl. Kap. 1.2.2). Bei diesen sehr kleinen Risslängen ist die Ausbreitungsrichtung noch stark von der lokalen Mikrostruktur, wie beispielsweise der Kristallorientierung am Rissausgangsort relativ zur maximalen Schubspannung oder eventuellen Inhomogenitäten, bestimmt, daher verlaufen die Gleitbandanrisse zunächst glatt und ungefähr 45° zur Probenlängsachse orientiert (Stadium-I-Risswachstum).

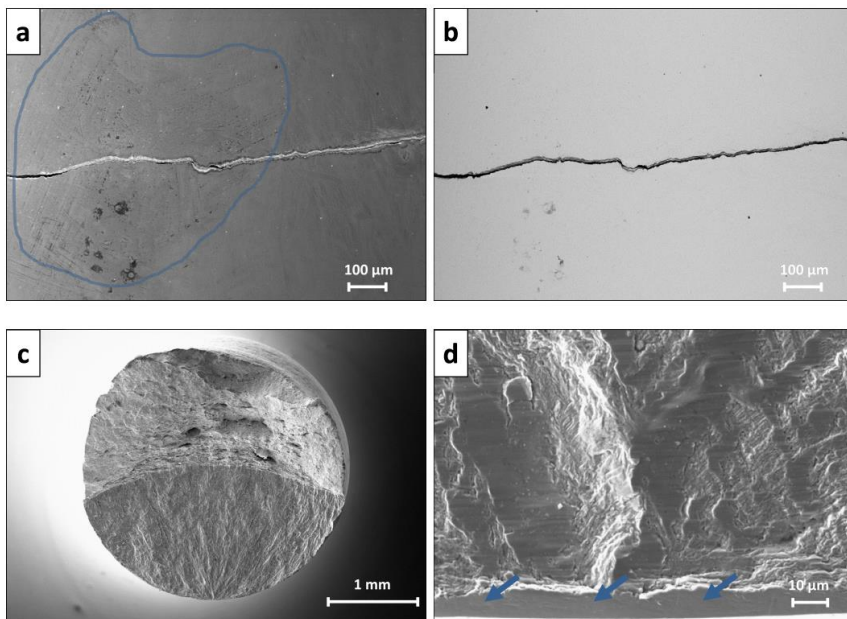


Abb. 55: Typischer PSB-Bruch: (a und b) Probenoberfläche vor dem finalen Bruch ($\sigma_a = 540$ MPa, $R = -1$, $N_f = 1,15 \cdot 10^6$); (c und d) Bruchoberfläche von Probe D.

Abb. 55 zeigt einen solchen Gleitbandanriss am Beispiel von Probe D. Abb. 55a) und b) zeigen Gleitbandstrukturen in der Nähe der Rissflanken. Mehrere Bänder sind jeweils gebündelt in eine bestimmte Richtung orientiert. Diese Ausrichtung ist von der Kristallorientierung der einzelnen Körner abhängig. Dass es sich bei diesen Strukturen nicht um Ablagerungen von Verschmutzungen auf der Probe handelt, zeigt Abb. 55b) im Rückstreuелектроненконтраст. Eine andere Aufnahme von Probe D in Abb. 56 zeigt die Rissumgebung noch einmal in vergrößerter Darstellung. Hier sind eindeutig die Gleitbandstrukturen um die Rissflanken zu erkennen. Hat der an den Gleitbändern initiierte Riss eine bestimmte Größe erreicht, spielt die lokale Ausrichtung der Gleitsysteme eine untergeordnete Rolle und der Riss wächst senkrecht zur Belastungsrichtung weiter (Stadium-II-Risswachstum). Da bei den mittelspannungsfreien Ermüdungsversuchen auch Druckbelastungen vorliegen, kann der Rissflächenkontakt unter hohem Druck zu glatten Bereichen innerhalb der Bruchfläche führen, wie insbesondere in der vergrößerten Aufnahme von Probe D (Abb. 55d) zu sehen ist.

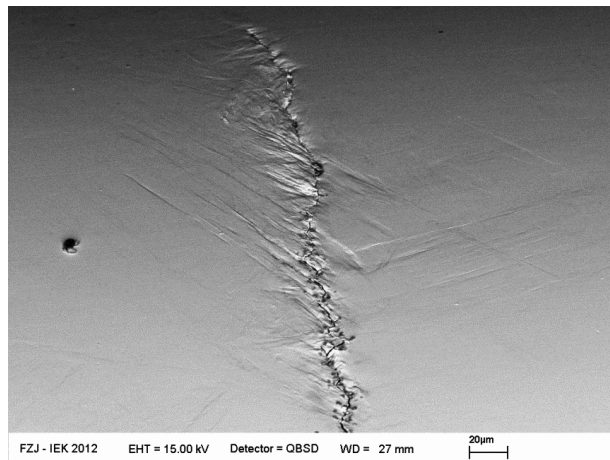


Abb. 56: Gleitbandstrukturen an den Rissflanken von Probe D.

Ein anderer Bruchmechanismus, der bei Zykluszahlen unterhalb von $4 \cdot 10^7$ beobachtet wurde, ist der einschlussinduzierte Anriss (Proben A und E), der auftritt, wenn sich ein ausreichend großer Einschluss an der Probenoberfläche befindet. Dieser führt während der Ermüdungsbelastung zu Spannungskonzentrationen am Einschluss und schließlich zur Initiierung eines Anrisses (siehe Kap. 1.2.2). Die bruchmechanischen Ansätze zur Beschreibung der einschlussinduzierten Brüche sind in Kap. 1.6 dargestellt. Eine entsprechende Auswertung der vorliegenden Ergebnisse ist in Kap. 3.4 zu finden.

Bei Bruchlastspielzahlen oberhalb von $4 \cdot 10^7$ wurden nahezu ausschließlich Brüche ausgehend von Volumeneinschlüssen beobachtet. Die einzige Ausnahme bildet Probe K. Hier ist kein eindeutiger Rissausgangsort identifizierbar. Ein größerer Bereich, von dem wahrscheinlich der Ermüdungsbruch ausgegangen ist, weist eine glatte Oberfläche auf. Möglicherweise handelt es sich hierbei um eine ehemalige Austenitkorngrenze, an der der Riss initiiert ist. Ähnliche Anrisse ohne offensichtliche Rissursache wurden auch bei anderen Werkstoffen beobachtet [21, 56, 126-128]. Die Ursachen für diese so genannten „featureless cracks“ sind vermutlich in Phasengrenzen mit Phasen unterschiedlicher Härte oder anderen mikrostrukturellen Parametern zu suchen. Allerdings wurde ein solches Bruchbild hier bei allen Ermüdungsversuchen nur ein einziges Mal gefunden. Interessant ist, dass Probe K die höchste aller für $R = -1$ beobachteten Bruchlastspielzahlen aufweist. Dies könnte darauf hindeuten, dass im gesamten Probenvolumen kein für eine Rissinitiierung hinreichend großer Einschluss vorgelegen hat und daher die Rissinitiierung in anderen Gefügebereichen, wie z.B. im Bereich einer ehemaligen Austenitkorngrenze oder einer starken Verdichtung von Karbiden an Martensitlattengrenzen, erfolgt ist. Da bei praxisrelevanten Bauteilgrößen aufgrund der höheren Volumenstatistik immer damit zu rechnen ist, dass für ein Versagen hinreichend große Einschlüsse im beanspruchten Volumen existieren, ist diese Versagensart für die technische Anwendung vermutlich nicht relevant. Die Proben F bis J weisen hingegen das in Kap. 1.4 beschriebene und für

VHCF-Brüche typische Bruchbild auf. Versagenskritisch sind bei Typ-II-Werkstoffen im VHCF-Bereich in der Regel nichtmetallische Einschlüsse. Diese sind hier etwa zwischen 15 und 45 μm groß und haben eine globulare Form (genauere Analyse der Einschlussgrößen und chemischen Zusammensetzungen: vgl. Kap. 3.3.5). Die Brüche scheinen dabei bevorzugt in der Nähe der Probenoberfläche aufzutreten. Dieses Verhalten wurde unter anderem auch für die Ti-Legierung Ti6Al4V mit 25% β -Phase und 75% α -Phase beobachtet [129]. Mit Ausnahme des Elastizitätsmoduls ähneln die mechanischen Eigenschaften denen des im Rahmen dieser Arbeit untersuchten 12% Cr-Stahls ($E = 103 \text{ GPa}$, $UTS = 1010 \text{ MPa}$, $R_{p0,2} = 920 \text{ MPa}$, $A = 17,5\%$, $HV30 = 308$). Es wurde keine Abhängigkeit des Rissursprungs von der Lastamplitude festgestellt, nur eine leichte Tendenz zur Verschiebung ins Probeninnere bei höheren Bruchlastspielzahlen. Eine statistische Auswertung der fraktographischen Parameter erfolgt in Kap. 3.3.5. Des Weiteren weisen die Bruchflächen auf unterschiedliche Mechanismen der Rissinitiierung hin. Die Proben G, I und J zeigen einen vollständigen Einschluss auf der Bruchfläche. Bei diesen Proben ist der Riss vermutlich von der Grenzfläche Einschluss/Matrix aus gestartet. Dabei können sich die Einschlüsse während des Ermüdungsbruchs auch von der Matrix ablösen ohne dabei selbst zu brechen, wie beispielsweise bei Probe F deutlich zu sehen ist. Einen anderen Fall zeigt Probe H. Hier wurde der Riss wahrscheinlich infolge des Einschlussbruchs initiiert. Am Bruchausgang sind lediglich noch Fragmente des Einschlusses auszumachen. Bei weiterem Rissfortschritt bildet sich zunächst nach den in Kap. 1.4 beschriebenen Mechanismen eine feinkörnige Zone um den Einschluss herum. Diese ist insbesondere bei den Probe G bis I gut zu erkennen. Die Struktur der so genannten „Optical Dark Area“, kurz ODA, ist im Vergleich zur restlichen Bruchfläche feiner und nicht gleichmäßig um den Einschluss angeordnet. Die Rissinitiierung und die damit verbundene Feinkornzonenbildung nimmt den Großteil der gesamten Lebensdauer im VHCF-Bereich ein [130, 131]. Eine schematische Darstellung der verschiedenen Rissbereiche zeigt Abb. 57.

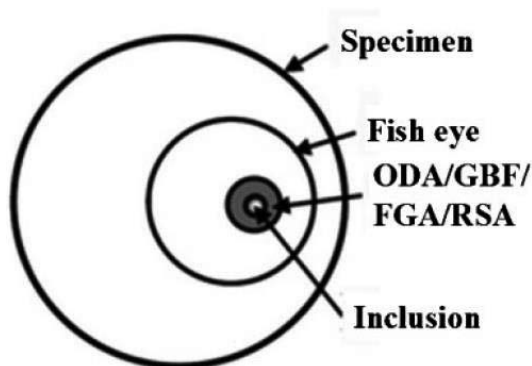


Abb. 57: Schematische Darstellung einer VHCF-Bruchoberfläche für einen Typ-II-Werkstoff.

An die ODA schließt sich das kreisförmige Fish-eye an. Das Fish-eye ist im Vergleich zur restlichen Bruchfläche glatter und erstreckt sich maximal bis an die Probenoberfläche. Spätestens wenn der Riss die Probenoberfläche erreicht, wechselt der Bruchmechanismus, da ein anderer Spannungszustand und zusätzliche Umgebungseinflüsse wirksam werden. Durch seine runde Form und die glatte Bruchfläche kann das Fish-eye deutlich vom restlichen Ermüdungsbruch unterschieden werden. Außerhalb des Fish-eyes weist die Ermüdungsbruchfläche die raue, bereits in Abb. 54 dargestellte, in Rissausbreitungsrichtung orientierte Struktur auf. Der Restbruch resultiert, wie bereits zu Beginn dieses Kapitels erwähnt, aus dem Auseinanderziehen der Proben nach Versuchsabbruch und ist daher für $R = -1$ nicht von Interesse.

3.3.2 Bruchflächen bei $R = 0,1$

Die fraktographischen REM-Aufnahmen einiger bei $R = 0,1$ ermüdeten Proben sind in Abb. 59 dargestellt. Die zugehörigen Datenpunkte sind in Abb. 58 gekennzeichnet.

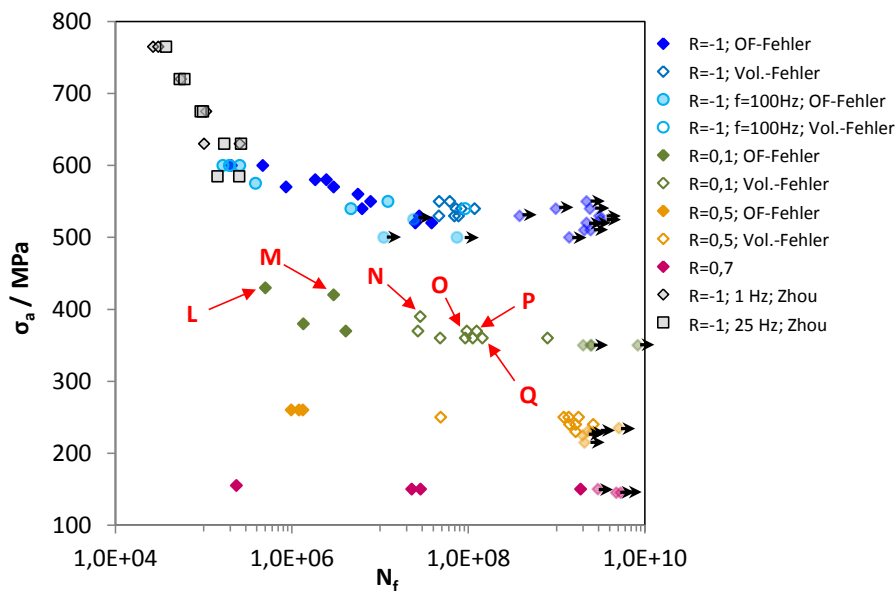
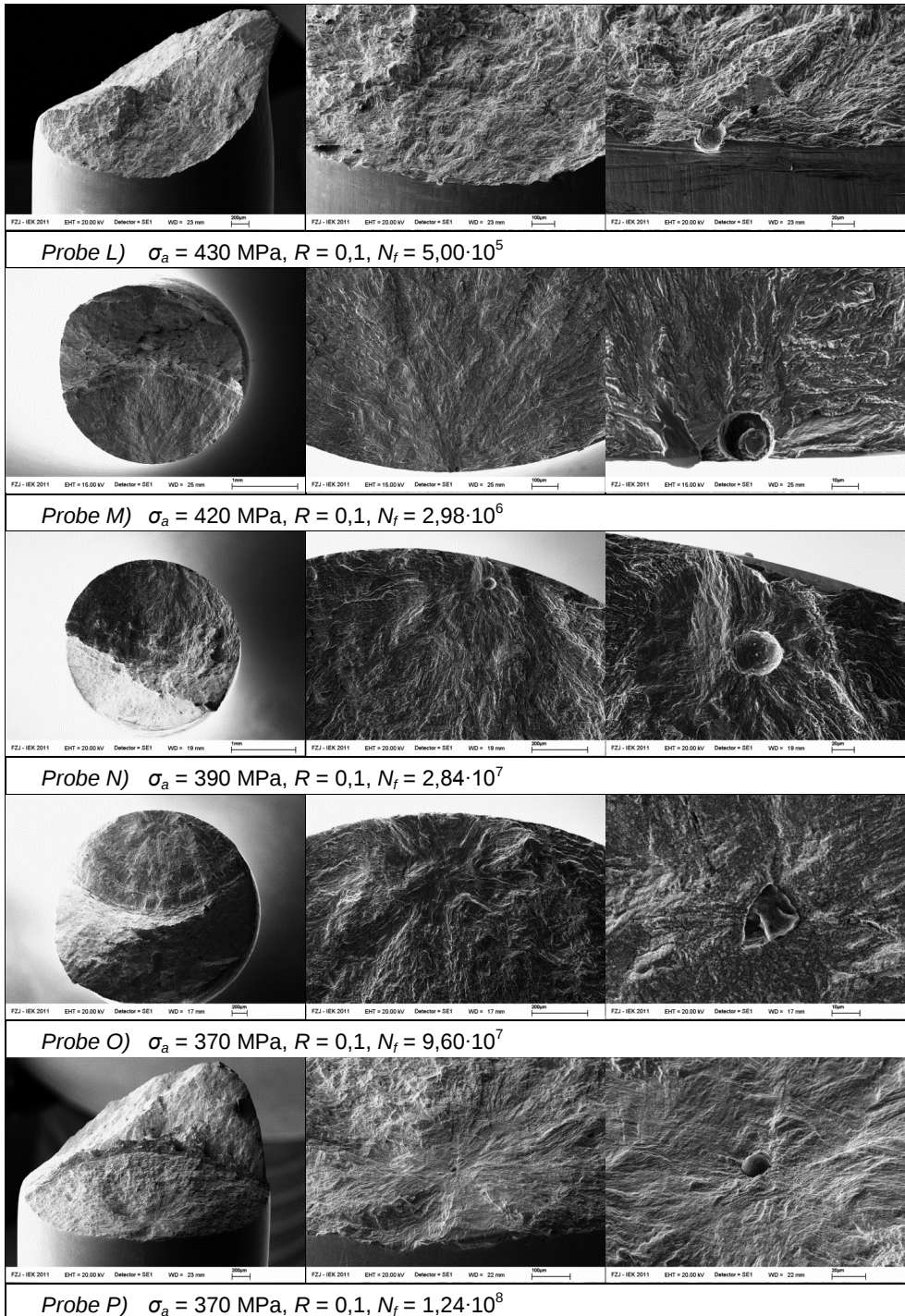


Abb. 58: Wöhlerdiagramm für Erdmüdungsversuche bei den Lastverhältnissen $R = -1$ bis $R = 0,7$ mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben bei $R = 0,1$.



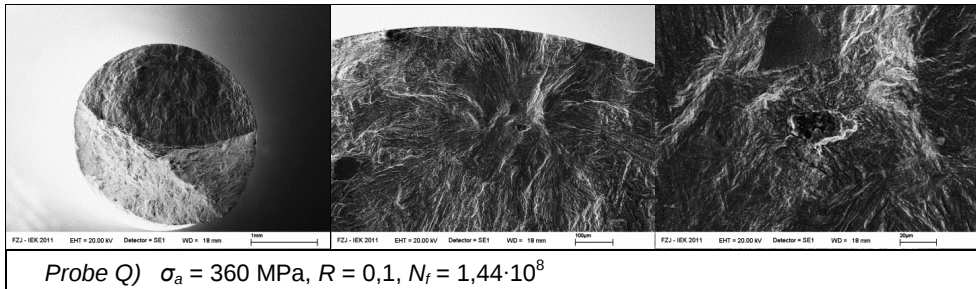


Abb. 59: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Bruchflächen bei $R = 0,1$; die zugehörigen Datenpunkte auf der Wöhlerlinie sind in Abb. 58 gekennzeichnet.

Der Übergang zum Volumenversagen, wie er bereits in Kap. 3.3.1 für $R = -1$ beschrieben wurde, findet auch für $R = 0,1$ bei Bruchlastspielzahlen oberhalb von etwa $3 \cdot 10^7$ statt. Brüche bei Lastspielzahlen im HCF-Bereich gehen bei den dargestellten Proben L und M von Einschlüssen in der Probenoberfläche aus. Probenbrüche im höheren Lastspielzahlbereich (Proben M bis Q) zeigen die bereits in Kap. 3.3.1 erläuterten, für VHCF-Brüche typischen Ermüdungsmerkmale. Die Durchmesser der versagensauslösenden Einschlüsse sind etwa mit denen für $R = -1$ vergleichbar und auch der Versagensursprung befindet sich bevorzugt im randnahen Bereich. Eine detaillierte statistische Auswertung ist in Kap. 3.3.5 zu finden. Bei den Proben N und P ist im Bruchbild der vollständige Einschluss zu sehen. Der Riss wurde wahrscheinlich an der Grenzfläche zwischen Einschluss und Matrix initiiert. Bei anderen Proben, wie beispielsweise bei Probe O und Q, wurde der Anriss vermutlich durch den Bruch des Einschlusses ausgelöst. Ein Zusammenhang zwischen der Lebensdauer und dem Rissinitiationsmechanismus der VHCF-Brüche konnte dabei nicht hergestellt werden.

Ein signifikanter Unterschied im Vergleich zu den mittelspannungsfreien beanspruchte Proben liegt allerdings in der Bildung einer ODA um den Einschluss. Eine solche feinkörnige Zone, wie sie häufig bei VHCF-Brüchen beobachtet wurde, konnte an keiner der Bruchflächen bei $R = 0,1$ gefunden werden. Ob sich dieser Befund auch in der Mikrostruktur in der Nähe des Einschlusses bestätigt, ist Gegenstand der Untersuchungen in Kap. 3.3.6. Der Schluss liegt demnach nahe, dass Mittelspannungen während des Ermüdungsversuchs einen großen Einfluss auf die Bildung von ODAs haben. Für $R = 0,1$ befindet sich die Probe während der gesamten zyklischen Belastung im Zugbereich. Ein ausgeprägtes Risssschließen während der Entlastungsphasen ist demnach nicht zu erwarten. Möglicherweise besteht hier ein Zusammenhang zwischen Risssschließeffekten und der Bildung von Feinkornzonen bei hochzyklischer Ermüdung. Einen möglichen Erklärungsansatz für diese Beobachtungen liefert die bruchmechanische Analyse in Kap. 3.4.

3.3.3 Bruchflächen bei $R = 0,5$

In diesem Abschnitt werden die Bruchflächen für die Versuche bei $R = 0,5$ vorgestellt. Die in Abb. 61 gezeigten Proben sind in Wöhlerdiagramm in Abb. 60 gekennzeichnet.

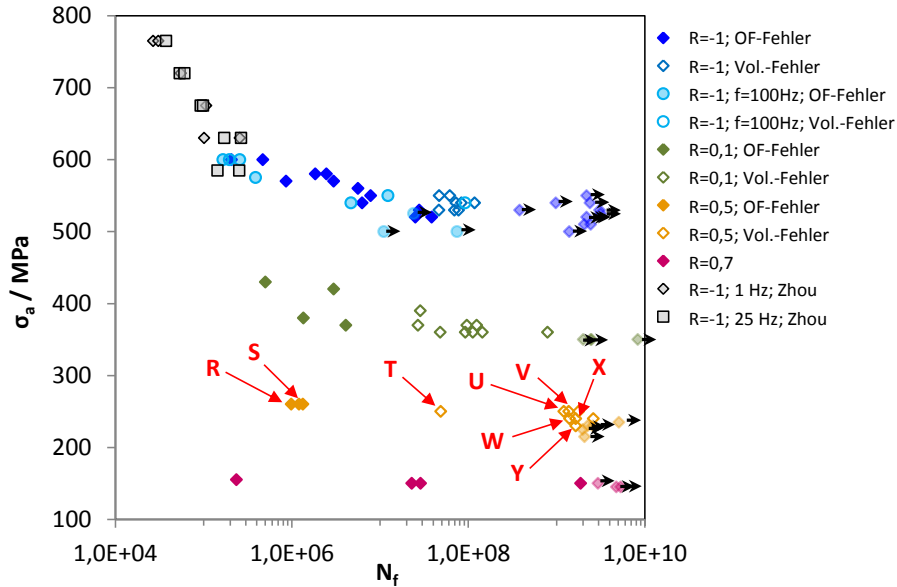
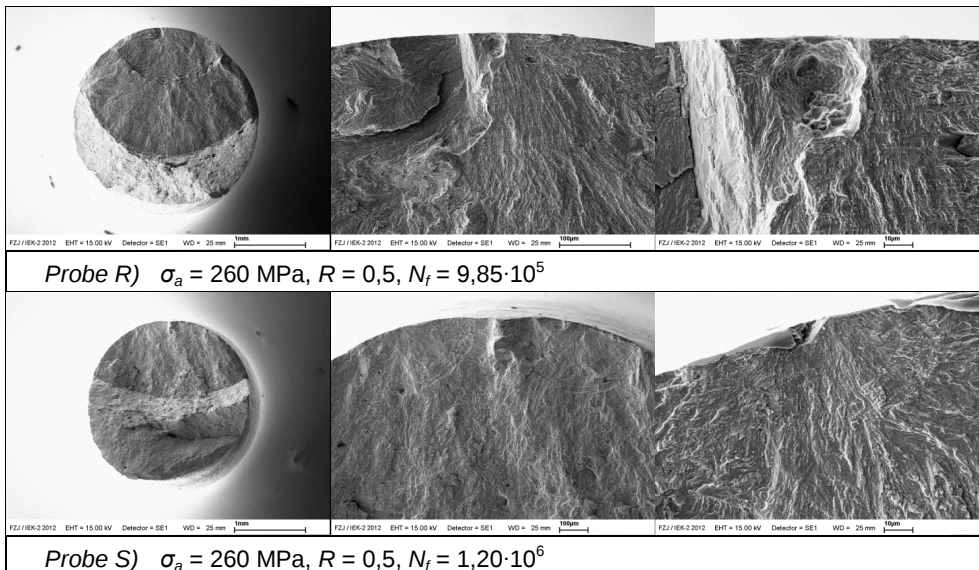
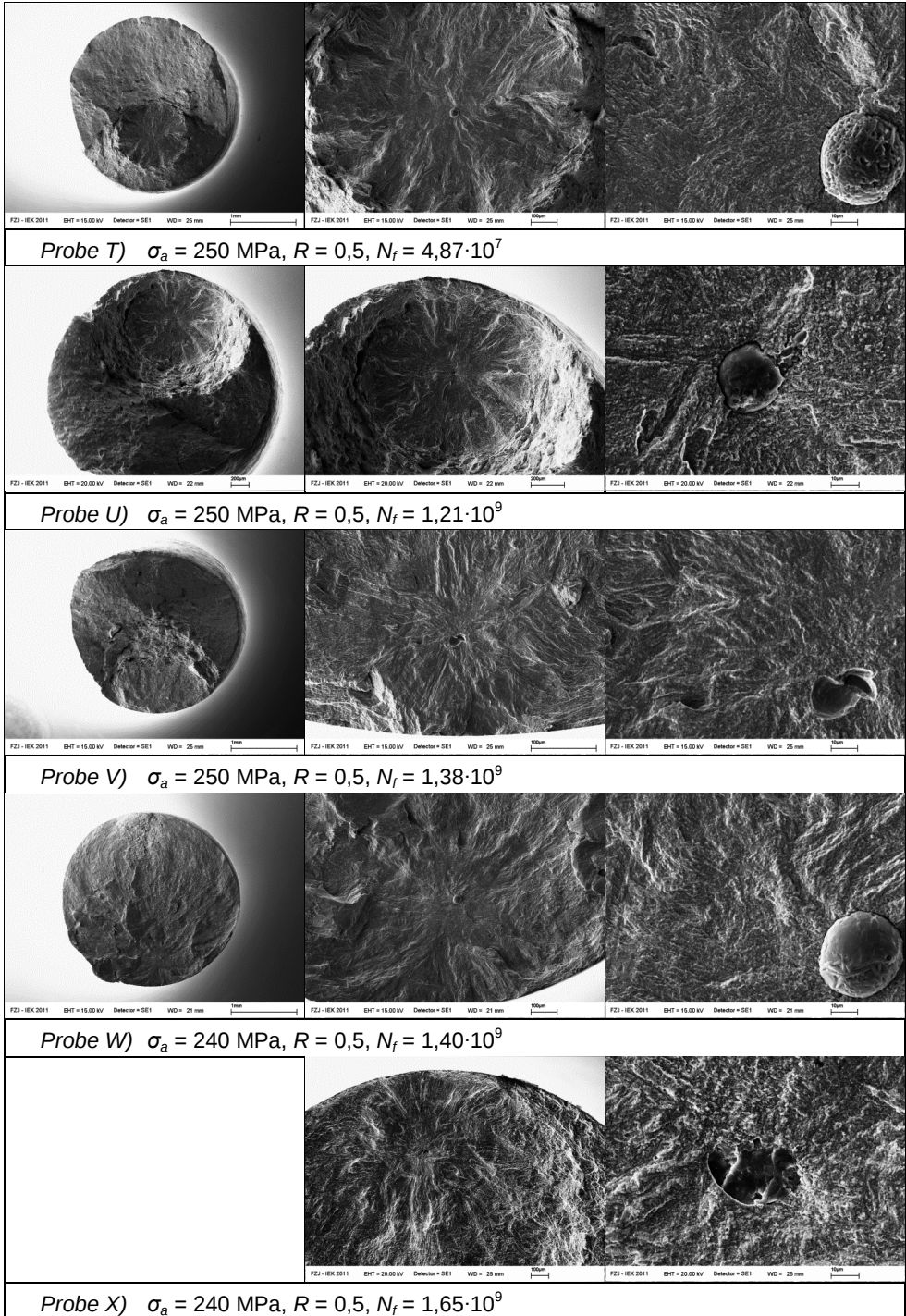


Abb. 60: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei den Lastverhältnissen $R = -1$ bis $R = 0,7$ mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben bei $R = 0,5$.





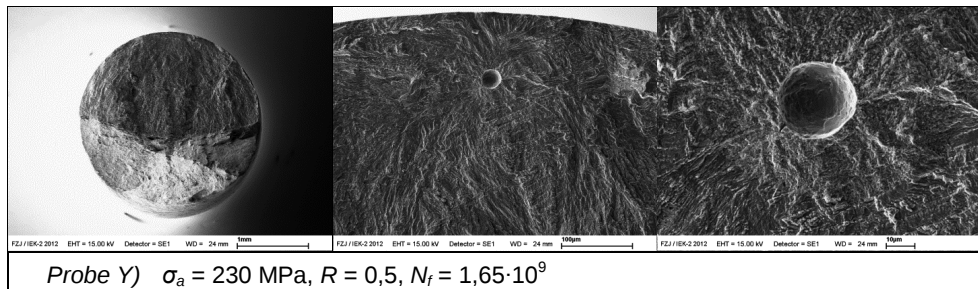


Abb. 61: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Bruchflächen bei $R = 0,5$; die zugehörigen Datenpunkte auf der Wöhlerlinie sind in Abb. 60 gekennzeichnet.

Auch für $R = 0,5$ konnte bei höheren Lastspielzahlen ein Übergang zu Volumenversagen gefunden werden. Die im HCF-Bereich gebrochenen Proben R und S zeigen ungewöhnliche Bruchtypen: Bei Probe R scheint eine Kombination mehrerer Mechanismen den Oberflächenbruch auszulösen. Zum einen befindet sich ein Einschluss in unmittelbarer Nähe zum Rissausgangspunkt, welcher wahrscheinlich den Riss initiiert hat, wie auch die Ergebnisse der bruchmechanischen Analyse aus Kap. 3.4 nahelegen. Zum anderen ist auf der linken Seite neben dem Einschluss eine für diese Art von Brüchen untypische Bruchfläche zu sehen. Hierbei handelt es sich möglicherweise um eine ehemalige Austenitkorngrenze, die für diesen interkristallinen Rissverlauf verantwortlich ist (vgl. Kap. 3.3.1). Probe S zeigt einen HCF-Bruch mit zwei Rissausgangspunkten an der Oberfläche, die wenige 100 µm voneinander entfernt auf etwa derselben Höhe liegen. Die von den Einschlüssen ausgehenden Risse sind deutlich in der halbkreisförmigen Ermüdungsbruchfläche zu erkennen. Aufgrund der zwei Anrisse ist auch die in Richtung Rissursprung orientierte Struktur nicht so deutlich erkennbar wie bei an einem Einschluss initiierten Rissen.

Bei Brüchen oberhalb der Grenze von etwa $3 \cdot 10^7$ Lastzyklen sind wieder ausschließlich Innenanrisse mit globularen Einschlüssen als Rissausgang zu finden. Verglichen mit den kleineren R -Verhältnissen fällt bei den Bruchflächen vor allem das wesentlich ausgeprägtere Bruchbild auf, vor allem bei den Proben T, U und V. Dies zeigt sich beispielsweise durch starke Änderungen im Höhenprofil über die Bruchoberfläche. Diese scherlippenartigen Bruchränder, wie sie insbesondere bei den Proben T und U zu erkennen sind, treten in der Regel bei hohen plastischen Verformungen auf. Das Versagen wird dann durch Überschreiten der kritischen Schubspannung eingeleitet. Die Breite dieser scherlippenähnlichen Ränder ist dabei ein Maß für die plastische Verformung. Dies korreliert mit Abb. 51 aus Kap. 3.2.7, wo kurz vor Probenbruch für $R = 0,5$ starkes zyklisches Kriechen nachgewiesen wurde. Bemerkenswert ist, dass trotz des zyklischen Kriechens noch typische VHCF-Anrisse vorliegen. Die Fish-eyes sind hier gut erkennbar, eine Feinkornzone bzw. ODA ist jedoch wie bei $R = 0,1$ auch bei $R = 0,5$ nicht auszumachen.

3.3.4 Bruchflächen bei $R = 0,7$

In Abb. 62 sind die Datenpunkte für $R = 0,7$ markiert, deren zugehörige Bruchflächen in Abb. 63 gezeigt werden.

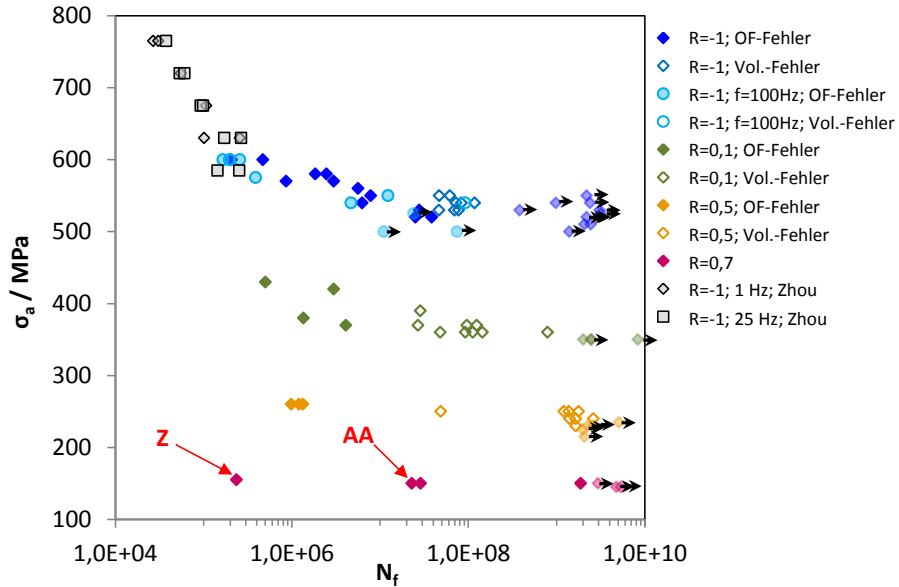


Abb. 62: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei den Lastverhältnissen $R = -1$ bis $R = 0,7$ mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben bei $R = 0,7$.

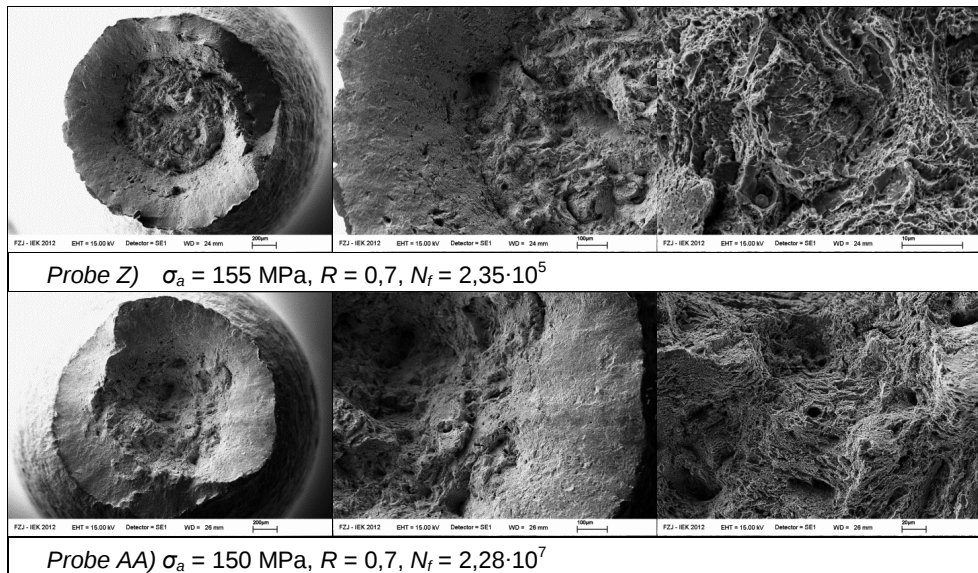


Abb. 63: Elektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Bruchflächen bei $R = 0,7$; die zugehörigen Datenpunkte auf der Wöhlerlinie sind in Abb. 62 gekennzeichnet.

Hier liegen bereits extrem hohe Mittelspannungen vor, welche zu starker plastischer Deformation durch zyklisches Kriechen führen (vgl. Abb. 51). Bei $R = 0,7$ sind die plastischen Verformungen bereits so stark, dass die Bruchflächen einem quasi-statischen Zugbruch ähneln. Dies zeigt sich unter anderem an der starken Probeneinschnürung, die beobachtet wurde, und am kegelförmigen Bruchbild. Ein Rissursprung, ein Fish-eye oder andere für Ermüdungsbrüche typische Merkmale sind nicht auszumachen. Stattdessen zeigt das Innere der Bruchfläche eine wabenartige Struktur, wie sie in der Regel bei Verformungsbrüchen infolge großer plastischer Verformung beobachtet wird. Bemerkenswert dabei ist, dass für $R = 0,7$ trotzdem Brüche weit im VHCF-Bereich gefunden wurden. Verformungsbrüche werden in der Regel auch durch hohe Temperaturen begünstigt. Im stabilen Bereich während des Ermüdungsversuchs ist die Temperatur mit Hilfe der linearen Korrelation zur Resonanzfrequenz der Probe unterhalb von etwa 40°C gehalten worden (vgl. Kap. 2.2.3). Zudem wurde die Temperatur bei einzelnen Versuchen mit Hilfe von Thermographiemessungen überwacht. Dabei konnte keine signifikante Temperaturerhöhung festgestellt werden. Daher kann eine extreme Selbstaufheizung der Probe als Ursache für den ausgeprägten zyklischen Kriechbruch ausgeschlossen werden.

3.3.5 Mikrostrukturelle und statistische Auswertung der Bruchmerkmale

Zur Analyse der chemischen Zusammensetzung der versagenskritischen Einschlüsse wurde bei einigen Proben die Elementverteilung am Rissausgang gemessen. Beispielhaft für eine

VHCF-Probe zeigt Abb. 64 die Verteilung der Elemente C, O, Al, Ca, Cr, Fe und Mo im Bereich des Fish-eye.

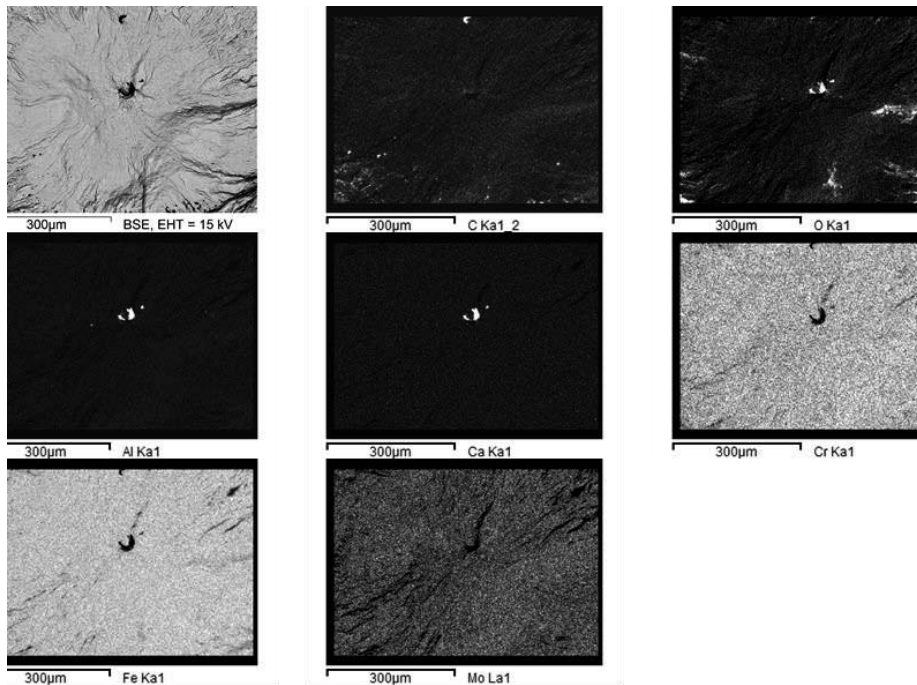


Abb. 64: Verteilung der Elemente C, O, Al, Ca, Cr, Fe und Mo im Fish-eye von Probe H (EDX-Mapping).

Zu sehen ist eine homogene Verteilung der Elemente über das gesamte Fish-eye, mit Ausnahme einer leichten Sauerstoffanreicherung außerhalb des Fish-eyes verursacht vermutlich durch Kontamination oder leichte Oxidation der Oberfläche. Die in Abb. 64 dargestellte, mit-telspannungsfrei getestete Probe H wies eine ODA um den Einschluss auf. Aber auch im Bereich der ODA ist keine ungewöhnliche Elementverteilung zu verzeichnen, wie auch der vergrößerten Aufnahme in Abb. 65 zu entnehmen ist. Dies steht im Kontrast zu Beobachtungen in [11, 65] an einem gehärteten, C- und Cr-reichen Wälzlagerstahl, bei dem der Mechanismus der ODA-Bildung mit einer Anreicherung an C in der Einschlussumgebung in Verbindung gebracht wurde (Kap. 1.4). Eine Anreicherung an C an der ODA soll demnach dadurch zustande kommen, dass sich die Matrix beim Rissfortschritt von den Karbiden ablöst und diese so an der Bruchoberfläche liegen. Da eine solche Elementanreicherung in der ODA hier nicht gefunden wurde, scheint der in [11, 65] angenommene Mechanismus für den hier untersuchten 12% Cr-Stahl nicht zuzutreffen.

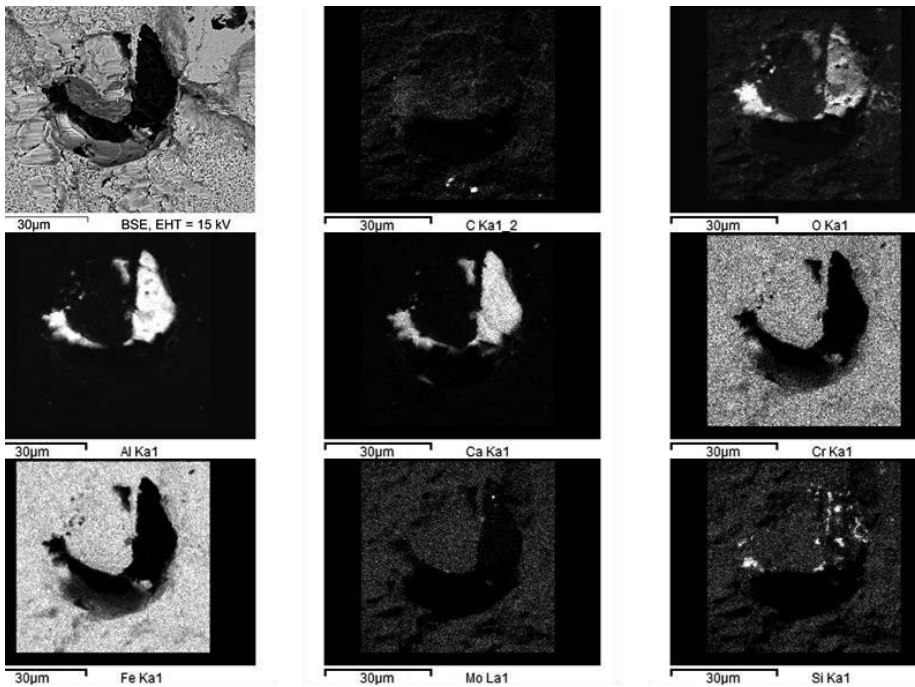


Abb. 65: Verteilung der Elemente C, O, Al, Ca, Cr, Fe und Mo in der Einschlussumgebung von Probe H (EDX-Mapping).

Abb. 65 zeigt Fragmente des anrissauslösenden Einschlusses der Probe A, die sich auf der untersuchten Probenhälfte befinden. Der Riss wurde hier wie bereits in Kap. 3.3.1 beschrieben vermutlich durch den Bruch des Einschlusses initiiert. Die Bestandteile des Einschlusses sind O, Al und Ca.

Für eine genauere Untersuchung der chemischen Zusammensetzung der versagenskritischen Einschlüsse wurden EDX-Punktanalyse an einigen Proben durchgeführt. Die meisten Einschlüsse hatten eine globulare Form und sind während der Rissbildung und -ausbreitung nicht zerbrochen. Abb. 66 zeigt die EDX-Analysen eines solchen Einschlusses an zwei unterschiedlichen Stellen. Es sind vor allem die zuvor erwähnten Elemente Al, Ca, O und lokal auch S zu finden. Unter Berücksichtigung von Literaturangaben für verschiedene hochfeste Stähle [54, 99, 126] kann davon ausgegangen werden, dass es sich bei diesen Einschlüssen um Oxide mit der Zusammensetzung $(\text{CaO})_x \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ handelt.

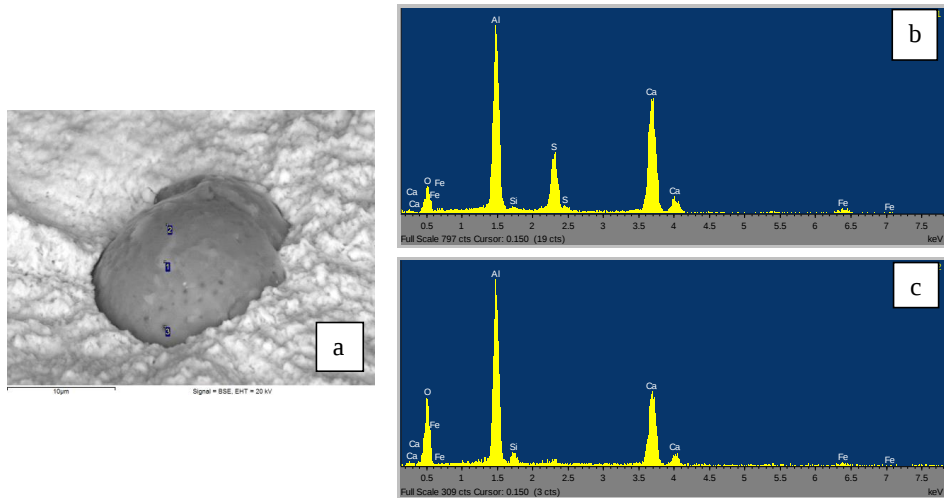


Abb. 66: EDX-Analyse am versagensauslösenden Einschluss der Probe P ($R = 0,1$) zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung. a) versagenskritischer Einschluss; b) und c) EDX-Analysen von unterschiedlichen Bereichen, an denen die Zusammensetzung bestimmt wurde.

Ein anderer, selten auftretender Einschlusstyp ist in Abb. 67 abgebildet. Diese Einschlüsse besitzen keine globulare Form und die chemische Zusammensetzung ist $(\text{MgO})_x \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$. Solche Einschlüsse wurden beispielsweise bei den Proben E, I und Q gefunden. Eine Korrelation des Einschlusstyps mit der Lebensdauer der Probe konnte nicht festgestellt werden, da unter anderem auch die vorliegende Datenmenge für eine hinreichende statistische Aussagekraft nicht ausreichend ist.

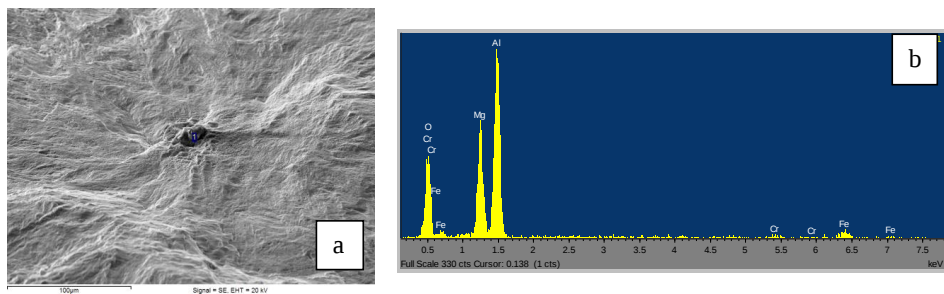


Abb. 67: EDX-Analyse am versagensauslösenden Einschluss der Probe I ($R = -1$) zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung. a) versagenskritischer Einschluss; b) EDX-Analyse.

Andere versagenskritische Einschlusstypen wurden bislang nicht gefunden.

Im nächsten Schritt soll die Größenverteilung der nichtmetallischen Einschlüsse am Bruchausgang untersucht werden. Wie allgemein bekannt ist, sind die Einschlussgrößen am Rissursprung wesentlich größer als die, die bei einer metallographischen Betrachtung von Schliffbildern gefunden werden, weil davon ausgegangen werden kann, dass der Einschluss am Ursprung des Ermüdungsrissses der größte im höchstbeanspruchten Volumen ist. Um die maximale Einschlussgröße in einem beliebigen Probenvolumen abschätzen zu können, wird die Extremwertstatistik nach Gumbel herangezogen [132]. Die entsprechende Dichtefunktion lautet:

$$f(x) = e^{-x} e^{e^{-x}} \quad (3.5)$$

Wenn nach dem Konzept der Extremwertstatistik eine Reihe von Datenpunkten nach Gumbel verteilt ist und in einem Wahrscheinlichkeitsdiagramm mit der kumulierten Häufigkeit $H = -\ln(-\ln(x))$ aufgetragen wird, folgen auch jeweils die Maximal- und Minimalwerte der Größen einer Gumbelverteilung. Um die Verteilung der Maximalwerte zu überprüfen, werden in Abb. 68 alle gefunden Einschlussdurchmesser über die kumulierte Häufigkeit in einem Wahrscheinlichkeitsdiagramm aufgetragen. Auf diese Weise wird überprüft, ob die Größe der versagensauslösenden Einschlüsse entsprechend der Extremwertstatistik verteilt ist. Die Annahme, dass die bruchauslösenden Einschlüsse den Maximalwerten entsprechen und die Größen nach Gumbel verteilt auftreten, lässt sich anhand des annähernd linearen Verlaufs der Kurve bestätigen. Auf diese Weise kann bei einem bestimmten Probenvolumen etwa abgeschätzt werden, welche maximale Einschlussgröße innerhalb dieses Probenvolumens zu erwarten ist.

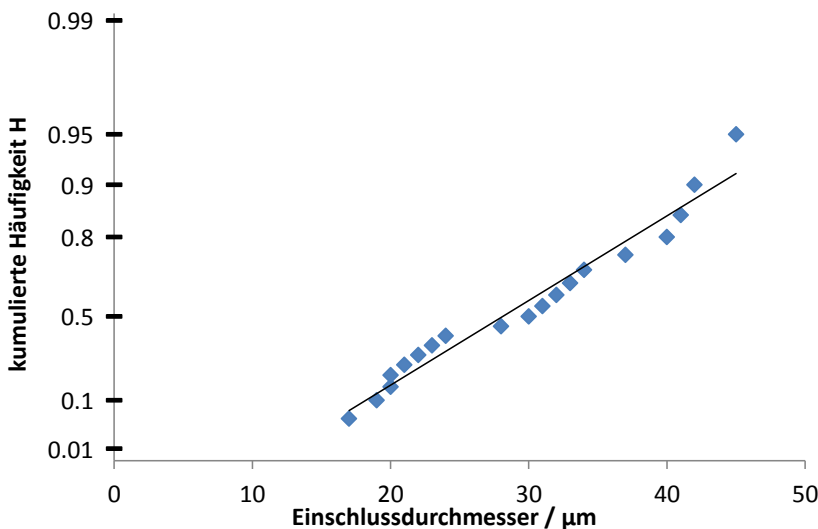


Abb. 68: Extremwertstatistik der versagenskritischen Einschlussgrößen.

Als nächstes sollen die Positionen der Einschlüsse, also deren Abstand zur Probenoberfläche, dargestellt werden. Dazu wurden in Abb. 69 die $\sqrt{area}$ -Parameter (vgl. Kap. 1.6.3) der Einschlüsse bestimmt und über den Abstand zur Probenoberfläche aufgetragen.

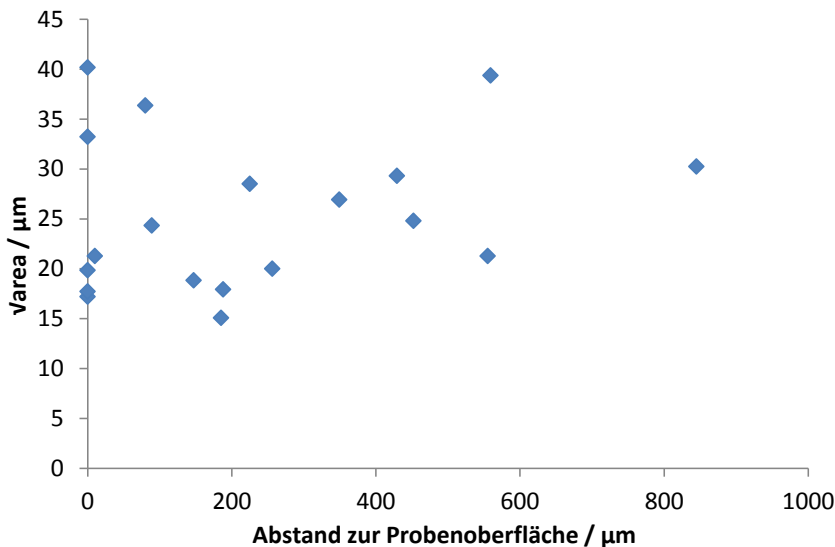


Abb. 69: Auftragung des $\sqrt{area}$ -Parameters als Funktion des Abstands zur Probenoberfläche.

Abb. 69 zeigt Einschlüsse mit $\sqrt{area}$ zwischen 15 μm und 40 μm , das entspricht unter der Annahme von kugelförmigen Einschlüssen Durchmessern zwischen 17 μm und 45 μm . Eine eindeutige Korrelation zwischen der Einschlussgröße und dem Abstand zur Probenoberfläche kann nicht ausgemacht werden. Allerdings fällt, wie bereits im vorherigen Kapitel bemerkt wurde, auf, dass die rissauslösenden Einschlüsse in der Regel im Bereich bis etwa 1 mm unterhalb der Oberfläche liegen. Starke Biegespannungen können als Ursache ausgeschlossen werden, da dies ebenfalls für die mittelspannungsfrei getesteten, nur einseitig im Laststrang befestigten Proben bei $R = -1$ beobachtet wurde.

Ferner soll in Abb. 70 untersucht werden, ob es eine Abhängigkeit zwischen der Bruchlastspielzahl und dem Abstand der Einschlüsse zur Probenoberfläche gibt. Wie es nach dem aktuellen Kenntnisstand (Kap. 1.2) für Typ-II-Werkstoffe zu erwarten ist, versagen alle Proben unterhalb einer bestimmten Bruchlastspielzahl von der Probenoberfläche ausgehend. Die Grenzlasterlastspielzahl, oberhalb der nahezu ausschließlich Volumenbrüche beobachtet werden, liegt bei etwa $2\text{-}4 \cdot 10^7$ Lastzyklen. Eine Tendenz, dass sich der Bruchursprung zu höheren Lebensdauern hin in das Probeninnere verschiebt, wie sie beispielsweise für Ti6Al4 mit 25% β - und 75% α -Phase beobachtet wurde, kann hier nicht festgestellt werden. Vielmehr zeigt sich eine mehr oder weniger zufällige Verteilung der Rissausgangsorte innerhalb des Bereichs bis etwa 900 μm ins Probeninnere.

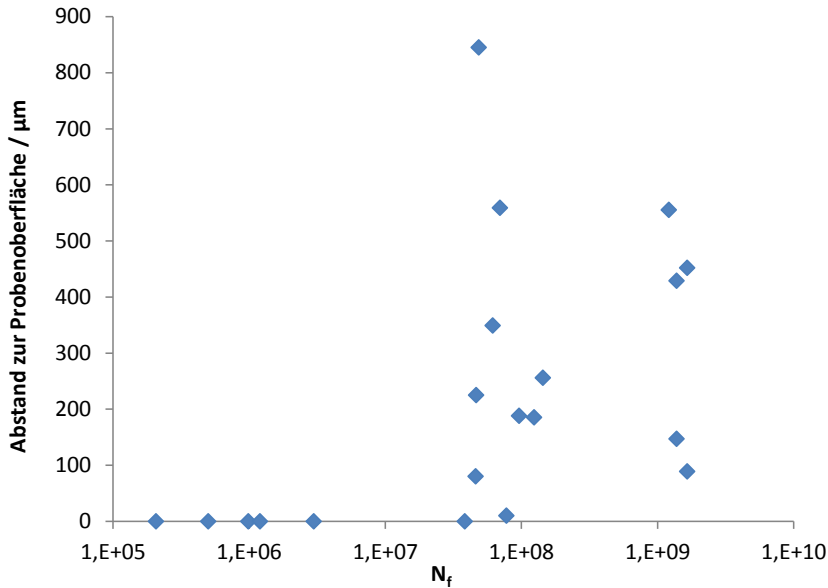


Abb. 70: Abhängigkeit zwischen dem Abstand der versagensauslösenden Einschlüsse zur Oberfläche und der Bruchlastspielzahl der Proben.

Eine weitere mögliche Korrelation, die in Abb. 71 untersucht wurde, ist der Einfluss der Einschlusslage auf die Größe des Fish-eyes. Die Fläche der Fish-eyes steigt stark an, je weiter die Brüche im Probeninneren liegen. Die Anordnung der Datenpunkte bis etwa 500/600 μm lässt sich näherungsweise durch ein Polynom 2.Grades beschreiben. Da sich die Fish-eyes der untersuchten VHCF-Brüche in der Regel bis an die Probenoberfläche erstreckt haben, hängen die gemessenen Flächen etwa quadratisch von der Bruchausgangstiefe ab. Bei Brüchen weiter im Probeninneren scheint sich eine Maximalfläche der Fish-eyes von etwa $9 \cdot 10^5 \mu\text{m}^2$ anzudeuten.

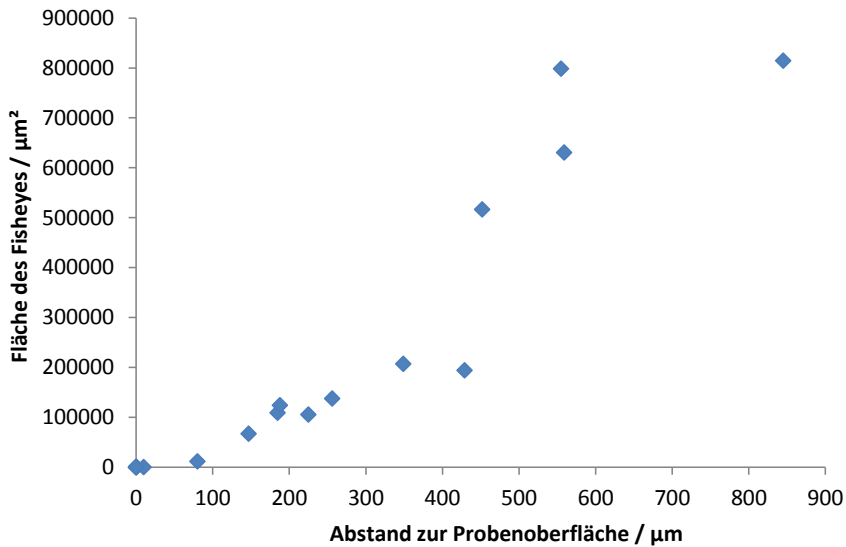


Abb. 71: Abhängigkeit zwischen der Einschlusstiefe und der Größe des Fish-eyes.

3.3.6 Mikrostrukturelle Untersuchung der ODA

In Kap. 3.3.2 wurde bereits auf die Abhängigkeit der ODA-Bildung vom Lastverhältnis eingegangen. Anhand der fraktographischen Aufnahmen wurde dabei gezeigt, dass ODAs nur auf den Bruchflächen bei $R = -1$ beobachtet werden konnten. Um einen Zusammenhang zwischen den ODAs auf der Bruchfläche und einer Feinkornzone im Bereich des kritischen Einschlusses herzustellen, wurde für die Lastverhältnisse -1 und $0,1$ die Mikrostruktur im einschlussnahen Bereich mittels FIB und REM untersucht (vgl. Kap. 2.3.2). Abb. 72 zeigt die entsprechende Mikrostruktur an einem Querschliff. Der Kontrast ist nicht optimal, aber dennoch zeichnet sich innerhalb des Probenvolumens die martensitische Struktur ab. In den vergrößerten Aufnahmen in Abb. 72b und c sind kleinere Bereiche auszumachen, in denen eine nanokristalline Kornstruktur zu sehen ist, welche durch rote Ellipsen markiert sind. Noch deutlicher erkennbar ist die Feinkornstruktur bei der Präparation der anderen Bruchhälfte (siehe Abb. 73). Abb. 73b und c zeigt Bereiche mit Korngrößen zwischen etwa 50-200 nm. Sie bilden eine Feinkornsicht von etwa 2-3 μm Dicke, welche sich direkt unterhalb der Bruchoberfläche in der Nähe des Einschlusses befindet.

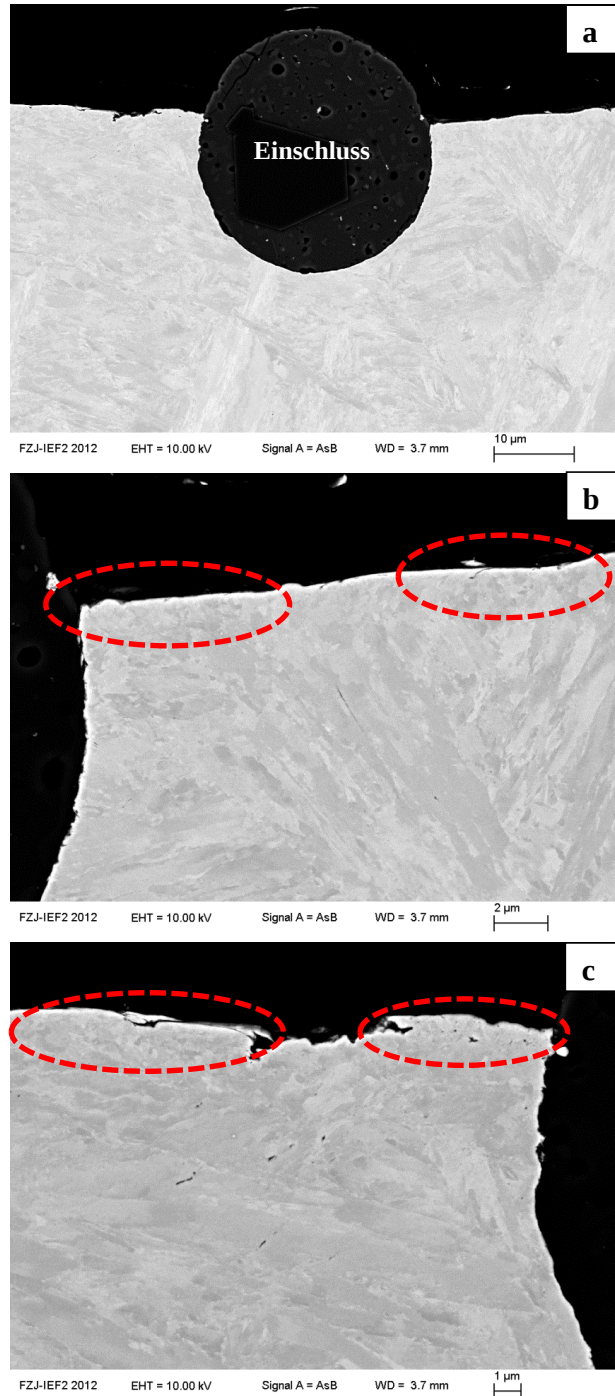


Abb. 72: a) Mikrostruktur im Bereich des kritischen Einschlusses von Probe H ($\sigma_d = 550$ MPa, $R = -1$, $N_f = 6,15 \cdot 10^7$); b) und c) vergrößerte Aufnahmen; rot markiert sind Bereiche mit einer extrem feinen nanokristallinen Kornstruktur.

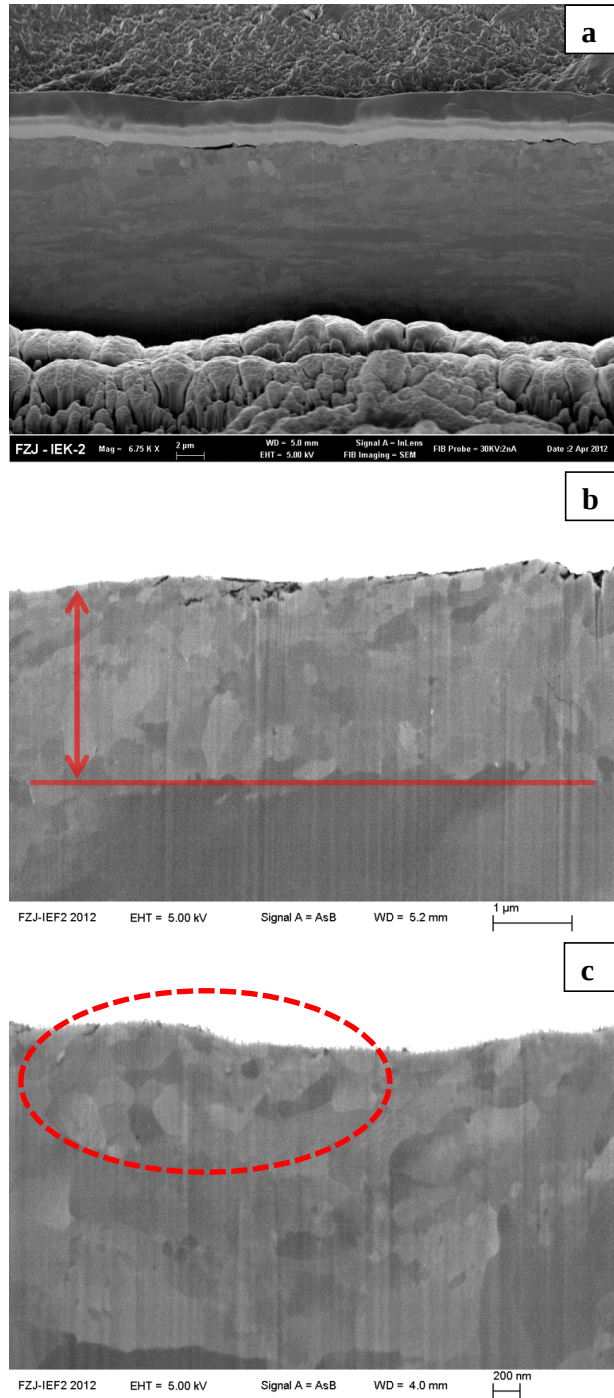


Abb. 73: a) Mikrostruktur im Bereich des kritischen Einschlusses der anderen Bruchhälfte von Probe H ($\sigma_a = 550$ MPa, $R = -1$, $N_f = 6,15 \cdot 10^7$); b) und c) vergrößerte Aufnahmen zeigen die nanokristalline Struktur.

Solche Feinkornzonen wurden in anderen Arbeiten ebenfalls für den martensitischen Stahl 100Cr6 im hochfesten Zustand nachgewiesen [28, 47] und stehen in direktem Zusammenhang zur ODA-Bildung, welche einen Großteil der Gesamtlebensdauer VHCF-beanspruchter Proben ausmacht. Die genauen Mechanismen, die dabei zur Rissinitiiierung führen, sind allerdings noch nicht bekannt und derzeit Gegenstand zahlreicher Forschungsarbeiten. In Kap. 1.4 sind einige Theorien hierzu vorgestellt worden, die sich jeweils auf bestimmte experimentelle Befunde stützen.

Basierend auf den fraktographischen Beobachtungen aus Kap. 3.2.1 und 3.2.2, nach denen die für ODAs typische feinstrukturierte Oberfläche in Einschlussnähe nur bei $R = -1$ gefunden wurde, soll die Mikrostruktur in Einschlussnähe nun auch für $R = 0,1$ untersucht werden. Bei allen Proben mit $R > 0$ war keine ODA auf der Bruchfläche erkennbar. Beispielhaft wurde hierzu in Abb. 74 die Mikrostruktur der VHCF-Probe P (vgl. Abb. 59) analysiert. Es wurde insbesondere der Bereich rechts vom Einschluss untersucht, bei dem aufgrund der Fraktographieaufnahme am ehesten die Feinkornzone erwartet wurde. Wie Abb. 74b und c deutlich zeigen, ist ein solcher Bereich hier in Einschlussnähe nicht zu finden. Auch weitere Schnitte in umliegende Probenbereiche zeigten keine Feinkornzonen. Es ist deutlich zu erkennen, dass sich die martensitische Struktur bis an die Bruchoberfläche fortsetzt. In [11] wird von Shiozawa *et al.* für einen hochfesten Wälzlagerstahl mit Oberflächenflächendruckeigenspannungen von etwa 400 MPa berichtet, dass ODAs bei höheren Lastverhältnissen ($R = 0,5$) anhand der fraktographischen Aufnahmen praktisch nicht zu identifizieren sind. Shiozawa geht ferner vom bereits in Kap. 1.4 in Abb. 11 beschriebenen Mechanismus zur ODA-Bildung aus. Hiernach entsteht die ODA durch viele Mikrorisse, die sich durch Dekohäsion von Karbiden von der Matrix bilden. Dies würde zu einer erhöhten Kohlenstoffkonzentration auf der Bruchoberfläche im ODA-Bereich führen, welche er an seinen Proben mittels EDX-Messungen auch beobachten konnte [11]. Die ODA-Größen wurden dementsprechend über die Flächen mit erhöhten Kohlenstoffkonzentrationen gemessen. Wie die EDX-Analyse einer VHCF-Probe für den hier untersuchten 12% Cr-Stahl in Abb. 65 zeigt, werden Feinkornzonen/ODA für den hier untersuchten Werkstoff nicht in Kombination mit einer erhöhten Kohlenstoffkonzentration beobachtet. Des Weiteren wurde nach eigenem Kenntnisstand in [11] nicht nachgewiesen, ob in den als ODA identifizierten Bereichen auch wirklich eine nanokristalline Mikrostruktur vorliegt. Weil Wasserstoffeinschluss und Karbidagglomeration für den 12% Cr-Stahl mit höchster Wahrscheinlichkeit ausgeschlossen werden können, wird davon ausgegangen, dass die Feinkornzonenbildung durch zyklische Plastifizierung entsteht. Ob ein diskontinuierlicher Mechanismus [28] (erst Bildung der kompletten Feinkornzone, dann Rissausbreitung) oder ein kontinuierlicher Mechanismus [47] (Bildung einer Feinkornzone in unmittelbarer Einschlussnähe, dann weitere Feinkornbildung an der Spitze des sich ausbreitenden Risses) vorliegt, muss in künftigen Arbeiten durch elastisch-plastische FEM-Simulationen des Spannungsfeldes um den Einschluss und der Rissausbreitung geklärt werden.

Darüber hinaus könnte das Fehlen einer ODA bei hohen Lastverhältnissen eine Erklärung für die Beobachtung liefern, dass sich der Übergang von Brüchen zu Durchläufern bei hohen R zu hohen Zykluszahlen weit über 10^9 verschiebt (vgl. Abb. 47). Unter Berücksichtigung des Mechanismen nach [47], führt die ODA-Bildung für $R = -1$ zu einer lokalen Herabsetzung des Schwellenwertes, so dass ein Anriss auch bei Belastungen unterhalb des globalen Schwellenwertes initiieren kann. Kommt es nicht zur Bildung einer Feinkornzone, tritt auch kein lokaler Abfall des Schwellenwertes infolge der Kornfeinung auf. Dies könnte die Rissbildung signifikant verlangsamen und so für die hohen Versagenszykluszahlen bei hohen Lastverhältnissen sorgen, bei denen keinen ODAs beobachtet wurden.

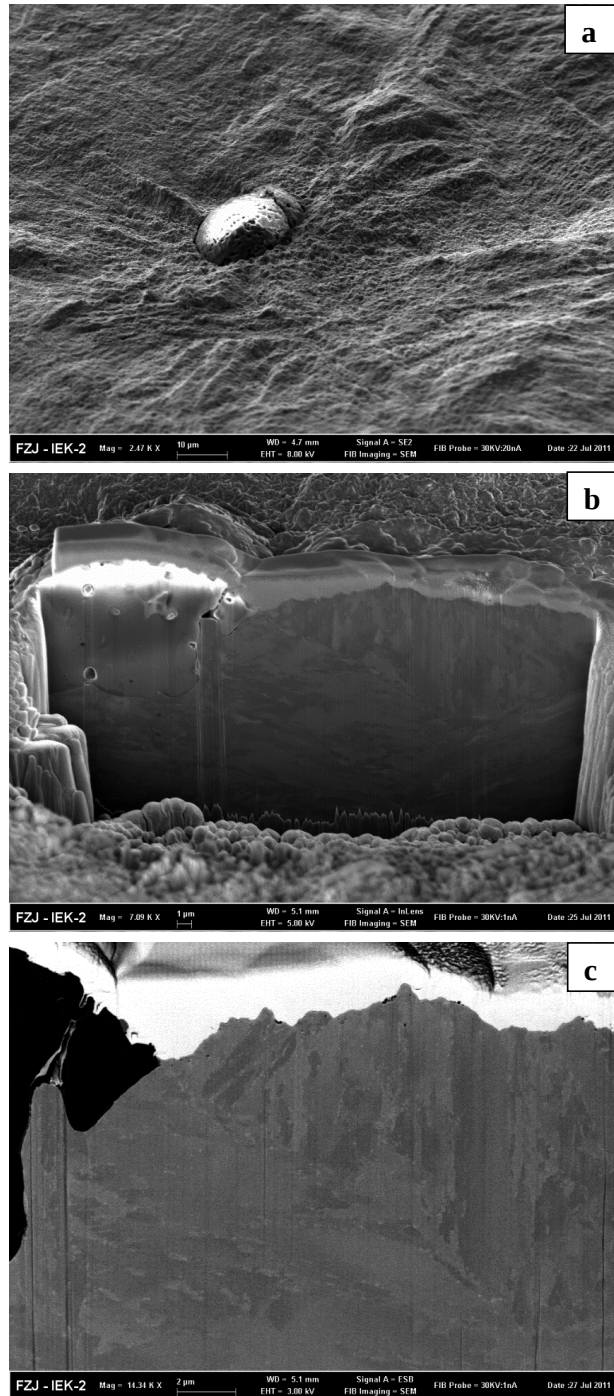


Abb. 74: a) Versagenskritischer Einschluss von Probe P ($\sigma_a = 370$ MPa, $R = 0,1$, $N_f = 1,24 \cdot 10^8$); b) und c) Mikrostruktur im Einschlussbereich zeigt keine Feinkornzone, die martensitische Struktur reicht bis an die Bruchoberfläche.

3.4 Bruchmechanische Analyse

3.4.1 $\sqrt{area}$ -Konzept nach Murakami

Im folgenden Abschnitt sollen die Bruchflächen nach dem in Kap. 1.6.3 vorgestellten $\sqrt{area}$ -Konzept analysiert werden. Zur Auswertung der fraktographischen Aufnahmen wurde das Bildbearbeitungsprogramm analySIS Pro der Firma Olympus verwendet. Die Fraktographieaufnahmen für $R = 0,7$ konnten hierfür nicht ausgewertet werden, da wie in Kap. 3.3.4 beschrieben, keine Informationen über den Rissausgang vorliegen und somit rissinitiiierende Einschlüsse nicht bewertet werden können.

Für die anderen Lastverhältnisse wird der $\sqrt{area}$ -Parameter aus der Einschlussfläche senkrecht zur Belastungsrichtung bestimmt. Gemäß Kap. 1.6.3 werden Einschlüsse wie Kurzrisse mit äquivalentem $\sqrt{area}$ betrachtet. So lassen sich für Oberflächen- bzw. Volumenrisse für jeden Versuch die K_{max} - und die ΔK_{incl} -Werte nach Gl. (1.17) bzw. (1.18) bestimmen. Im nächsten Schritt können unter Verwendung der Materialhärte (334 HV nach Kap. 2.1) die zugehörigen Schwellenwertbereiche ΔK_{th} für die Rissausbreitung bei Oberflächen- bzw. Volumenversagen für die verschiedenen Lastverhältnisse in Abhängigkeit von der Einschlussgröße abgeschätzt werden. Hierfür werden Gl. (1.22) bzw. (1.23) gemäß [95, 133] um den Term zur Beschreibung der R -Abhängigkeit erweitert:

$$\Delta K_{th,OF} = 2,77 \cdot 10^{-3} (HV + 120) (\sqrt{area})^{1/3} \cdot (1 - R)^\alpha \quad (3.6)$$

$$\Delta K_{th,Vol} = 3,30 \cdot 10^{-3} (HV + 120) (\sqrt{area})^{1/3} \cdot (1 - R)^\alpha \quad (3.7)$$

Aus Gl. (3.6) und (3.7) ergeben sich nun die in Tabelle 6 aufgeführten Schwellenwerte.

Tabelle 6: Mittlere Schwellenwerte mit Standardabweichungen für die unterschiedlichen Lastverhältnisse nach Murakami (Gl. (1.22) und (1.23)). Alle Angaben in MPa $\sqrt{m}$.

R	ΔK_{th}	Std-Abw.	Max	Min
-1	3,95	0,30	4,28	3,48
0,1	2,11	0,08	2,01	2,21
0,5	1,71	0,09	1,84	1,57

In Tabelle 6 sind zusätzlich die Standardabweichungen des Schwellenwerts sowie dessen Maximal- und Minimalwert angegeben, die sich aus der Streuung der kritischen Einschlussgrößen von Probe zu Probe ergeben. Wie nach dem $\sqrt{\text{area}}$ -Konzept angenommen und in [95, 133] für einen Wälzlagerstahl gezeigt wurde, kann auch hier die Korrelation zwischen $\ln(\Delta K_{th})$ und $\ln(1-R)$ verifiziert werden, wie der lineare Verlauf in Abb. 75 zeigt.

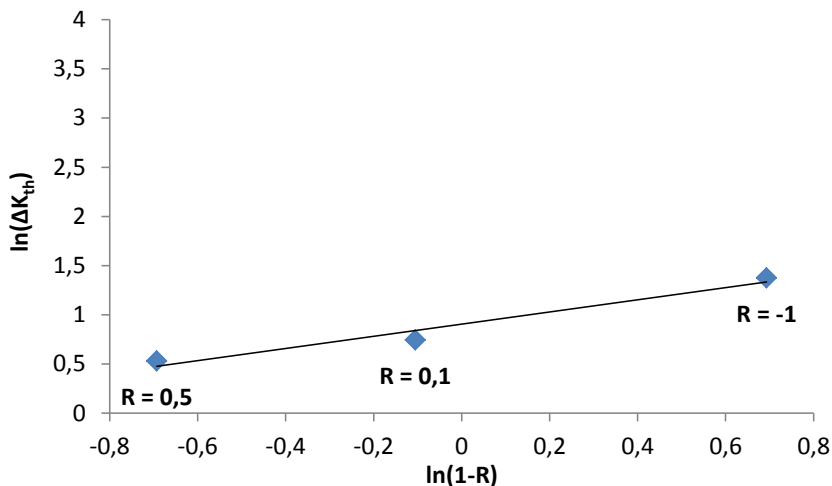


Abb. 75: Auftragung des risslängenabhängigen Schwellenwertes nach Gl. (3.6) und (3.7) über das Lastverhältnis.

Um ΔK und ΔK_{th} der einzelnen Messpunkte in Abhängigkeit von R und N_f zu untersuchen, sind diese Daten in Abb. 76 aufgetragen. Ferner wird nach dem $\sqrt{\text{area}}$ -Konzept angenommen, dass es zum Risswachstum kommt, wenn ΔK_{incl} größer ist als ΔK_{th} . In Abb. 76 zeigt sich ein tendenzieller Abfall von ΔK_{incl} zu höheren Lebensdauern hin, wobei alle Werte oberhalb des jeweiligen ΔK_{th} liegen. Dies ist verständlich in Anbetracht der Tatsache, dass ΔK_{incl} ein Maß für die Belastung in Rissspitzennähe ist. Wenn diese kleiner wird, führt dies zu höheren Lebensdauern und ΔK_{incl} nähert sich ΔK_{th} an, da sich die Belastung der Ermüdungsfestigkeit annähert.

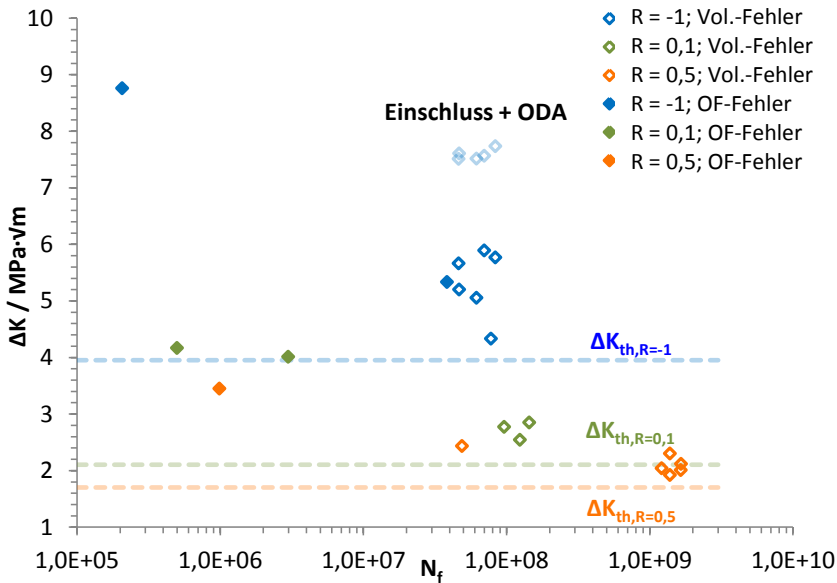


Abb. 76: Auftragung der ΔK_{incl} –Werte über der Bruchlastspielzahl für die Lastverhältnisse $R = -1, 0,1$ und $0,5$. Zusätzlich aufgetragen sind die jeweiligen mittleren Schwellenwerte ΔK_{th} und ΔK_{ODA} (hellblau) unter Berücksichtigung der ODA-Größen (sofern vorhanden).

In [11, 28, 134] wurde für einen hochfesten Wälzlagerstahl berichtet, dass ODAs nur auf den Bruchflächen gefunden wurden, sofern ΔK_{incl} unterhalb von ΔK_{th} liegt. Wenn man anstatt der Einschlussgröße die Größen der ODAs zur Bestimmung der Spannungsintensität verwendet, entspricht diese in guter Näherung dem Schwellenwert. Diese Beobachtungen waren Anstoß für die in Kap. 1.4 vorgestellten Theorien zur Entstehung der ODAs, da so berücksichtigt wird, dass auch unterkritisch belastete Bauteile durch ODA-Bildung und anschließendes Risswachstum versagen können. Diese Beobachtung deckt sich mit den vorliegenden Ergebnisse zu $R = 0,1$ und $0,5$. Hier liegen alle Datenpunkte oberhalb der Schwellenwertlinie, das heißt ΔK_{incl} liegt bereits oberhalb des Schwellenwertes und es kann zu Risswachstum kommen ohne zusätzliche Mechanismen in Verbindung mit der ODA-Bildung. Für $R = -1$ liegen die Punkte ebenfalls bereits oberhalb der Schwellenwertlinie, aber dennoch kommt es zur ODA-Bildung. Berücksichtigt man die Fläche der ODA zur Berechnung von ΔK_{ODA} , so ergeben sich Werte von etwa $7,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, also weit oberhalb von $\Delta K_{th,R=-1}$. Daher stellt sich die Frage, wieso in diesem Fall dennoch die Bildung einer ODA beobachtet wird. Wesentliche Ursache könnte das Vorhandensein von Risssschließeffekten bei mittelspannungsfreien Ermüdungsversuchen sein, da es hier während der zyklischen Belastung zu hohen Druckspannungen kommt. Daher ist für $R = -1$ ausgeprägtes Risssschließen zu erwarten. Für $R > 0$ liegt ausschließlich Zugschwellbelastung vor und es ist nur mit partiellem Risssschließen zu rechnen. Im Schwellenwertbereich ist plastizitätsinduziertes Risssschließen stärker ausgeprägt im Ver-

gleich zu höheren Belastungen, wie in [135, 136] über Rissöffnungsmessungen und Simulationen nachgewiesen wurde. Dies gilt insbesondere für duktile Werkstoffe wie den untersuchten 12% Cr-Stahl, da die Eigenspannungen nahe der Risspitze wesentlich ausgeprägter sind im Vergleich zu zum untersuchten höchstfesten und relativ spröden Zustand von 100Cr6 in [10, 11, 28, 47].

Mögliche weitere Unterschiede könnten auch aus dem Oberflächenzustand hervorgehen, da in [10, 11] Proben mit im Vergleich zu etwa 30 MPa für die in dieser Arbeit verwendeten Proben wesentlich höheren Druckeigenspannungen von etwa 400 MPa untersucht wurden. Des Weiteren wird für den bruchmechanischen Ansatz in [11] ein konstanter Schwellenwert, welcher unabhängig vom Lastverhältnis ist, angenommen. Es existieren jedoch einige Arbeiten [92, 93, 120, 133, 136], die einen R -abhängigen Schwellenwert für verschiedene Werkstoffe belegen.

Insbesondere aufgrund der stark unterschiedlichen Duktilität der 12% Cr-Stähle und der höchstfesten Wälzlagerstähle ist die Anwendbarkeit der an höchstfesten Stählen entwickelten Ansätze nach dem K -Konzept in Frage gestellt. So verwendet Shiozawa in [11] ausschließlich den Zugbereichsanteil der Belastung zur Berechnung der ΔK . Aus diesem Grund geht für $R = -1$ nur die Hälfte der gesamten Spannungsintensitätsbreite mit in die Berechnung ein. Dem liegt die Annahme zugrunde, dass aufgrund des elastisch-spröden Verhaltens der hochfesten Werkstoffzustände ohne makroskopische plastische Verformung das Risswachstumsverhalten vorwiegend durch die Zugbeanspruchung und nicht die Druckbeanspruchung bestimmt wird [137]. Diese Annahme ist vermutlich nicht gültig für den hier untersuchten, relativ duktilen Stahl.

Eine weitere Möglichkeit der Datenauswertung ist die Auftragung einer modifizierten Wöhlerlinie. Hierfür wird unter der Voraussetzung, dass Risswachstum bei $\Delta K_{incl} > \Delta K_{th}$ auftritt, eine theoretische Ermüdungsfestigkeit für Oberflächen- bzw. Volumenversagen unter der Verwendung von Gl. (1.26) bzw. (1.27) hergeleitet. Dabei müssen neben der kritischen Einschlussgröße und den Belastungsparametern noch die Materialhärte und der α -Parameter zur Beschreibung der Werkstoffabhängigkeit bekannt sein. Der α -Parameter kann mit Hilfe einer Auftragung der experimentell ermittelten Ermüdungsfestigkeiten σ_W über $(1-R)/2$ bestimmt werden (siehe Abb. 77).

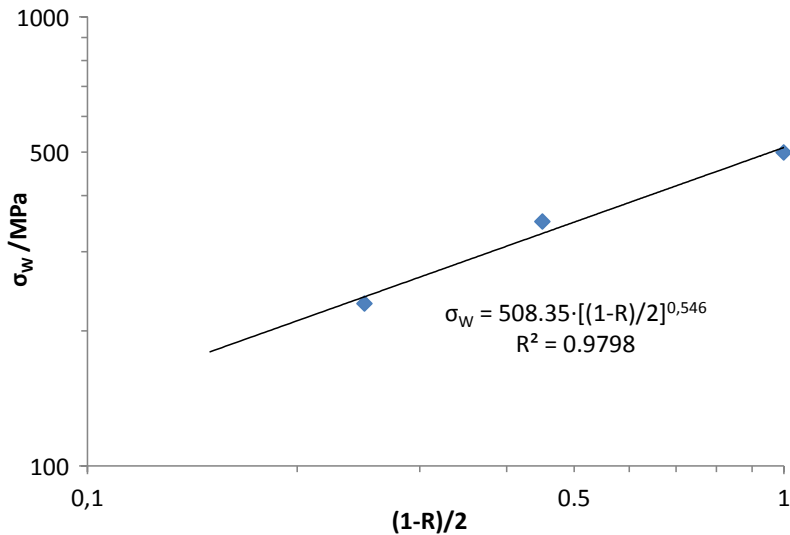


Abb. 77: Auftragung der experimentell ermittelten Ermüdungsfestigkeiten über $(1-R)/2$ zur Bestimmung der Werkstoffkonstante α .

Die entsprechenden Ermüdungsfestigkeiten werden dabei dem Haigh-Diagramm (Kap. 3.2.6) entnommen. In einer doppelt-logarithmischen Auftragung kann α nun einfach aus der Steigung der approximierten Geraden abgelesen werden und beträgt hier 0,546. Das Bestimmtheitsmaß von 98% verifiziert dabei die angenommene Korrelation zwischen σ_w und R .

Ursprünglich wurde von Murakami nach [54] angenommen, dass die Materialhärte der entscheidende Faktor zur Beschreibung der VHCF-Eigenschaften ist. Um dies zu überprüfen, wurde ein weicher unlegierter Stahl (105 HV) und ein relativ harter martensitischer Stahl (740 HV) unter verschiedenen Lastverhältnissen getestet, um ein weites Härtespektrum abzudecken. Die resultierenden α waren 0,236 für den weichen Stahl und 0,300 für den Martensit. Basierend auf diesen Ergebnissen hat Murakami folgende empirische Gleichung zur Beschreibung der R -Abhängigkeit der Ermüdungsfestigkeit als Funktion der Materialhärte abgeleitet:

$$\alpha = 0,226 + HV \cdot 10^{-4} \quad (3.8)$$

Gemäß Gl. (3.8) wäre nur ein sehr enger Bereich an α -Werten für ein breites Spektrum an Werkstoffen zu erwarten. Nach [54] wurde diese Formel nur auf Grundlage von zwei Werkstoffen hergeleitet und bedarf weiterer Verifizierung. Aufgrund des hier experimentell bestimmten α von 0,546 und des theoretisch nach Gl. (3.8) berechneten α von 0,259 liegt die Vermutung nahe, dass Gl. (3.8) nicht für alle Werkstofftypen gültig ist. Diesbezüglich wurden auch in [98] zahlreiche Ermüdungsexperimente an ferritischen, perlitischen und angelassenen, martensitischen Stählen durchgeführt und deren α -Werte bestimmt. Hier wurde von α -Werten

im Bereich zwischen 0,6 und 0,8 berichtet und somit die Allgemeingültigkeit von Gl. (3.8) widerlegt. In anderen Arbeiten [99] ergaben sich an zwei Arten von hochfesten Federstählen α -Parameter von 0,5, die keine Abhängigkeit von der Wärmebehandlung, den Einschlussgrößen und leichter Variation der chemischen Zusammensetzung zeigten. Unter Berücksichtigung der bisher bekannten Ergebnisse kann also keine eindeutige Korrelation zwischen α und den mechanischen sowie mikrostrukturellen Materialeigenschaften hergestellt werden. Ferner kann festgehalten werden, dass das hier bestimmte α von 0,546 gut mit den in der Literatur gefundenen Werten korreliert.

Schließlich kann unter Verwendung der ermittelten Parameter die modifizierte Versagenslinie mit Hilfe von Gl. (1.26) und (1.27) aufgetragen werden. Dabei wird in Abb. 78 das Verhältnis von Lastamplitude und der nach Gl. (1.26) und (1.27) berechneten Ermüdungsfestigkeit über der Bruchlastspielzahl aufgetragen.

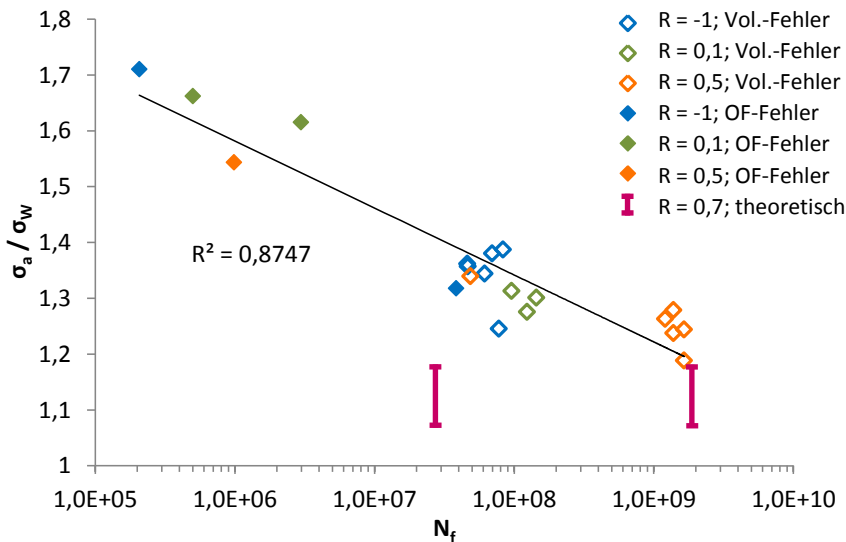


Abb. 78: Modifizierte Wöhlerlinie nach der $\sqrt{\text{area}}$ –Methode von Murakami.

Auf diese Weise erhält man einen normierten Belastungsparameter, wobei $\sigma_a/\sigma_W = 1$ theoretisch der Ermüdungsfestigkeit entsprechen soll und die Bruchlastspielzahlen mit höherem σ_a/σ_W abnehmen. Der HCF-Bereich bei etwa 10^5 Lastzyklen beginnt bei ungefähr $\sigma_a/\sigma_W = 1,7$, die hier verwendete Grenzlastspielzahl von $2 \cdot 10^9$ wird bei etwa $\sigma_a/\sigma_W = 1,2$ erreicht. Die Messpunkte liegen bei $2 \cdot 10^9$ Lastzyklen also noch ca. 20% oberhalb der prognostizierten Ermüdungsfestigkeit. Die theoretische Dauerfestigkeit bei $\sigma_a/\sigma_W = 1$ würde demnach bei etwa $6 \cdot 10^{10}$ Zyklen erreicht werden. Nun könnte angenommen werden, dass man mit einer definierten Grenzlastspielzahl von $6 \cdot 10^{10}$ zum Durchläufer die tatsächliche Dauerfestigkeit des Materials bestimmen kann. Dabei gilt jedoch zu berücksichtigen, dass die bruchmechanische Be-

rechnung unter vereinfachten Annahmen durchgeführt wurde. Insbesondere wird angenommen, dass sich σ_a/σ_w proportional zur Materialhärte verhält. So wird beispielsweise in [52, 120, 134] die Berechnung nach der $\sqrt{\text{area}}$ -Methode unter Verwendung der Mikrohärte bei 500 g Prüfmasse ausgeführt. Solche Messbedingungen führen aufgrund des „indentation size“-Effektes [138] zu wesentlich größeren Härtewerten verglichen mit den in dieser Arbeit verwendeten Makrohärtewerten. In den vielen Arbeiten wird die verwendete Eindruckkraft nicht erwähnt, was bei Makrohärtemessungen aufgrund der sehr geringen Kraftabhängigkeit auf die gemessenen Härten auch nicht notwendig ist. Doch vor allem wenn Mikrohärte Daten herangezogen werden sollte neben der Messmethode auch immer die verwendete Eindruckkraft mit angegeben und bei der Bewertung der Ergebnisse berücksichtigt werden. So ergibt sich für den untersuchten 12% Cr-Stahl eine um 20% höhere HV bei 500 mN verglichen mit der Mikrohärte bei 1 kN (siehe Kap. 3.5). Diese 20% Härteunterschied würden die Gerade in Abb. 78 bei Verwendung der Mikrohärte so weit nach unten verschieben, dass bei $\sigma_a/\sigma_w = 1$ in guter Näherung die Grenzlastspielzahl erreicht würde. Da jedoch in der Regel mit der Makrohärte gerechnet werden sollte, um einen repräsentativen Wert für ein ausreichend großes Prüfvolumen zu berücksichtigen, wird die Abhängigkeit des Härtemessverfahrens hier nicht näher diskutiert.

Bis in den HCF-Bereich zeigt sich in Abb. 78 ein annähernd linearer Verlauf von σ_a/σ_w über N_f . Dies spiegelt sich auch im Determinationskoeffizienten der Ausgleichskurve von 87% wider. Es fällt auf, dass im Vergleich zur konventionellen Wöhlerkurve (Abb. 47) eine wesentlich geringere Streuung vorliegt. Während in Abb. 47 Streuungen bis zu 3 Größenordnungen auf einem Lasthorizont beobachtet wurden, kann diese in Abb. 78 auf unter eine Größenordnung reduziert werden. Dass nahezu ausschließlich nichtmetallische Einschlüsse im VHCF-Bereich für diesen Werkstoff versagensauslösend sind, ist aufgrund der fraktographischen Ergebnisse aus Kap. 3.3 offensichtlich. Die Grundidee der $\sqrt{\text{area}}$ -Methode, Einschlüsse vereinfachend als Kurzrisse mit äquivalenter projizierter Fläche senkrecht zur Maximalbelastung anzunehmen und eine Unabhängigkeit der Ermüdungsfestigkeit von der chemischen Zusammensetzung der Einschlüsse zu postulieren, ist also nach Abb. 78 offenbar in guter Näherung zutreffend. Die verbleibenden Streuungen können beispielsweise aus der Einschlussform hervorgehen, da Murakami in [96, 97] (siehe auch Gl. (1.17) und (1.18)) die Spannungsintensitäten für einen beliebig geformten Riss abgeleitet und dabei einen Fehlerbereich von bis zu 10% berechnet hat, sofern die Einschlussform nicht zu konvex oder konkav ist. Je nach Abweichung von der sphärischen Einschlussform ist also von einem Fehler im berechneten ΔK_{th} und damit σ_w von bis zu 10% zu rechnen.

Auch die Nichtberücksichtigung der chemischen Zusammensetzung der Einschlüsse stellt eine etwas vereinfachende und nicht exakt zutreffende Annahme da. So konnte in noch nicht veröffentlichten Arbeiten aus dem Schwerpunktprogramm 1466 belegt werden, dass Titanitride versagenskritischer sind als beispielsweise Kupfer- oder Aluminiumoxide. Ob dies jedoch mit der chemischen Zusammensetzung oder mit der zumeist kantigeren Form der TiN-

Einschlüsse begründet ist, ist noch nicht eindeutig nachgewiesen. Auch ein Einfluss der unterschiedlichen Rissinitiierungsmechanismen am Einschluss (siehe Kap. 3.3) auf die Ermüdungsfestigkeit ist vermutet worden, da unterschiedliche Spannungsverteilungen an der Grenzfläche Matrix-Einschluss vorliegen wenn entweder der Einschluss selber zerbricht und einen Anriss initiiert oder sich die Matrix von Einschluss ablöst. Darüber hinaus ist zu erwarten, dass auch die mechanischen Eigenschaften des Einschlusses selbst einen Einfluss auf die Rissinitiierungsvorgänge im VHCF-Bereich haben. Dieser ist nach aktuellem Kenntnisstand noch nicht detailliert untersucht worden.

Für eine theoretische Betrachtung wurden in Abb. 78 zusätzlich die Wertebereiche zweier gebrochener Proben bei $R = 0,7$ eingetragen. Hierbei wurden zur Berechnung von σ_a/σ_W die gemittelten Einschlussgrößen verwendet zusammen mit der Standard-Abweichung als Fehlerbereich. Zunächst kann aus den Ergebnissen geschlossen werden, dass im Lastzyklusbereich bis 10^8 Zyklen die Brüche nicht von nichtmetallischen Einschlüssen ausgehen. Oberhalb von 10^9 Lastzyklen nähert sich der basierend auf der gemittelten Einschlussgröße berechnete Wertebereich für $R = 0.7$ jedoch an die modifizierte Versagenslinie für $R = -1$ bis $0,5$ an. Dies deutet darauf hin, dass die VHCF-Brüche, die bei $R = 0,7$ trotz des starken zyklischen Kriechens noch beobachtet wurden (siehe Kap. 3.2.7), möglicherweise von nichtmetallischen Einschlüssen ausgehen.

Bemerkenswert für die modifizierte Versagenslinie in Abb. 78 ist, dass hier Lastverhältnisse von -1 bis $0,5$ über einen sehr weiten Lebensdauerbereich von etwa vier Größenordnungen mit einem gemeinsamen Zusammenhang beschrieben werden können. Diese sehr weitreichende Gültigkeit der $\sqrt{\text{area}}$ -Methode für den hier untersuchten Stahl X10CrNiMoV12-2-2 zeigt, dass der größte Einschluss des Prüfvolumens entscheidend für die Lebensdauer bei einer gegebenen Lastamplitude ist und dass sich die linear-elastische Bruchmechanik für die Beschreibung des Zusammenhangs zwischen Lebensdauer, Lastamplitude, Mittelspannung und Einschlusspopulation in guter Näherung eignet.

3.4.2 Schwellenwertuntersuchung nach Döker

Zur Untersuchung des Schwellenwertverhaltens für Ermüdungsrisse wird im Folgenden der Ansatz von Döker (siehe Kap. 1.6.2) angewendet und auf die hier vorliegenden kurzen Risse übertragen. Auf Grundlage des K-Konzeptes kann so der Schwellenwert ΔK_{th} in Abhängigkeit vom Lastverhältnis R dargestellt werden. Dabei sollen die Beobachtungen und Schlußfolgerungen, die sich aus der $\sqrt{\text{area}}$ -Methode in Kap. 3.4.1 ergeben haben, über eine andere Berechnungsmethode geprüft werden.

Die Abhängigkeit des zyklischen Schwellenwertes vom Lastverhältnis wird nach Döker mit Hilfe der vier Parameter ΔK_0 , $\Delta K_{max,0}$, α und β beschrieben. Dazu müssen zunächst der Schwellenwert ΔK_{th} und die maximale Spannungsintensität K_{max} für die einzelnen Lastverhältnisse bestimmt werden. Unter Annahme eines kreisförmigen Anrisses im Volumen kön-

nen in guter Näherung Gl. (3.9) und (3.10) verwendet werden. Dabei entspricht die verwendete Risslänge a_{incl} dem mittleren Radius aller vermessenen Einschlüsse (29,42 μm) und $\Delta\sigma$ bzw. σ_{max} den experimentell ermittelten Dauerfestigkeiten (siehe Kap. 3.2.6).

$$\Delta K_{th} = \frac{2}{\pi} \sigma_D \sqrt{\pi a_{incl}} \quad (3.9)$$

$$K_{max} = \frac{2}{\pi} \sigma_{D,max} \sqrt{\pi a_{incl}} \quad (3.10)$$

Gemäß [92, 93] werden bei der Berechnung nur positive R herangezogen. Nun kann in einer Auftragung von $K_{max,th}$ über R die Geradengleichung in der Form von Gl. (1.13) approximiert wie in Abb. 79 dargestellt werden.

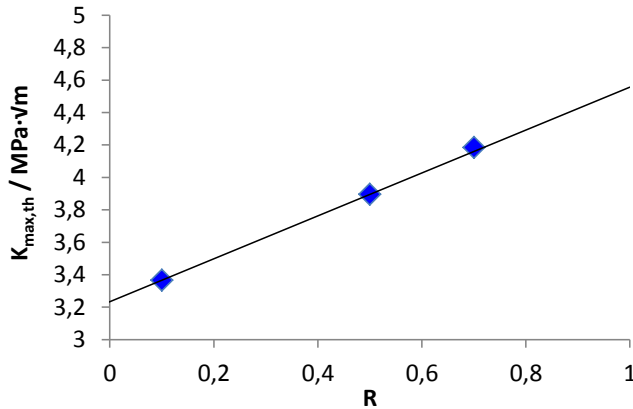


Abb. 79: Maximale Spannungsintensität, berechnet unter Verwendung der Ermüdungsfestigkeiten und der gemittelten Einschlussgröße als Funktion des Lastverhältnisses.

Daraus ergibt sich folgende Ausgleichsgerade:

$$K_{max,th} = 1,3224 \cdot R + 3,2338 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (3.11)$$

Die Parameter $\Delta K_{max,0} = 3,23 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bzw. $\beta = 1,32 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ zur Beschreibung des Schwellenwertverhaltens bei niedrigen R ergeben sich aus dem $K_{max,th}$ -Achsenabschnitt bzw. der Steigung der Geraden. Auch wenn keine einschlussinduzierten Brüche bei $R = 0,7$ gefunden wurden, wurde der mit Hilfe der mittleren Einschlussgröße berechnete Wert dennoch mit aufgetragen. Wie Abb. 79 zu entnehmen ist, liegt der Datenpunkt für $R = 0,7$ sehr gut auf der Geraden. Dies könnte wiederum ein Indiz für die bereits in Kap. 3.4.1 aufgestellte Vermutung sein, dass die VHCF-Brüche auch bei $R = 0,7$ von nichtmetallischen Einschlüssen ausgehen.

Analog dazu können in Abb. 80 in einer ΔK_{th} - K_{max} -Auftragung die Parameter ΔK_0 und α bestimmt werden. Aus der Ausgleichsgeraden in Gl. (3.13) ergibt sich $-2,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ für α und

9,91 MPa√m für ΔK_0 . Auch hier zeigt sich wieder eine gute Übereinstimmung der Ausgleichsgeraden mit dem Wert bei $R = 0,7$.

$$\Delta K_{th} = -2,0455 \cdot K_{max} + 9,9146 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (3.12)$$

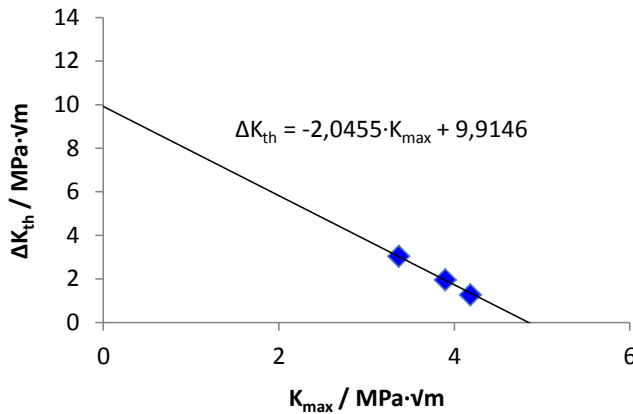


Abb. 80: Schwellenwert, berechnet unter Verwendung der Ermüdungsfestigkeiten und der gemittelten Einschlussgröße als Funktion der maximalen Spannungsintensität.

Nachdem alle vier notwendigen Parameter bestimmt worden sind, können diese nun mit Hilfe von Gl. (1.15) und (1.16) zur Beschreibung des Schwellenwertes als Funktion des Lastverhältnisses herangezogen werden. Das resultierende Diagramm ist in Abb. 81 abgebildet. Die Kurve setzt sich nach [92, 93] aus mehreren Abschnitten zusammen.

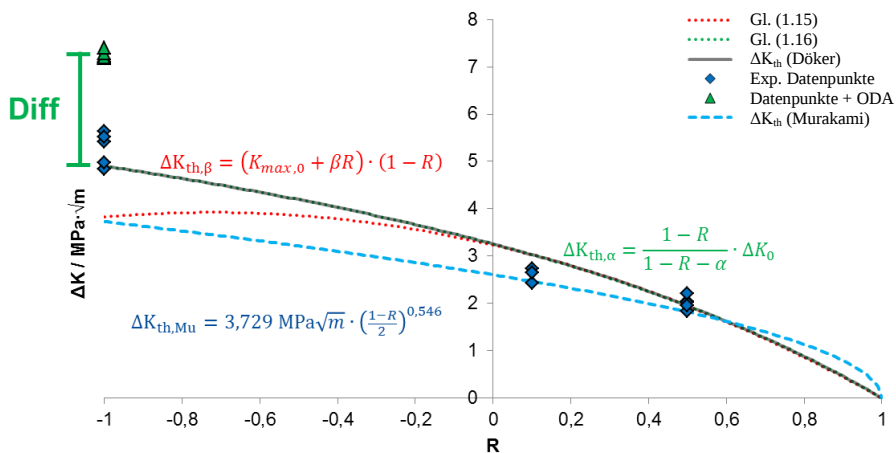


Abb. 81: Schwellenwertkurven nach Döcker und nach Murakami.

Im hier untersuchten Fall ergibt sich jedoch ein nahezu kontinuierlicher Verlauf, da sich beide Kurven im positiven R -Bereich nahezu überschneiden. Erst bei negativen R zeigt sich ein unterschiedlicher Verlauf der Kurven. Die in Abb. 81 rot eingezeichnete Linie nach Gl. (1.15) beschreibt eine nach unten geöffnete Parabel, während sich die grüne Kurve im negativen R -Bereich asymptotisch an ΔK_0 annähert. Die Schwellenwertlinie ergibt sich jeweils aus dem maximalen Wert beider Linien. Die grüne Kurve beschreibt den Verlauf bei positiven R , die rote Linie bei negativen R . Diese unterschiedliche Kurvenform ist aller Wahrscheinlichkeit nach darauf zurückzuführen, dass es sich bei den hier betrachteten Rissen im Gegensatz zur in [92, 93] ausgewerteten Datenbasis um kurze Risse handelt. Bei $R = -1$ erreicht die Kurve einen Wert von etwa $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und endet erwartungsgemäß bei 0 für $R = 1$. Zusätzlich sind in Abb. 81 die aus der Spannungsschwingbreite und Größe des jeweils rissauslösenden Einschlusses berechneten ΔK -Werte für die hier durchgeführten VHCF-Versuche aufgetragen (blaue Rauten), wobei nur die Brüche an der Grenze zum Durchläufer (vgl. Abb. 47) berücksichtigt wurden. Die grünen Dreiecke markieren VHCF-Brüche, bei denen ODAs um den Einschluss beobachtet wurden. Diese ΔK -Werte ergeben sich dabei unter zusätzlicher Verwendung der ODA-Größen.

Erwartungsgemäß liegen die Punkte für $R = 0,1$ und $0,5$ nahe der berechneten Kurve. Leichte Abweichungen sind aufgrund des Vergleichs der Einzelwerte mit gemittelten Spannungsschwingintensitätswerten zu erwarten. Für $R = -1$ liegen die aus der Einschlussgröße berechneten ΔK_{th} -Werte tendenziell leicht oberhalb des berechneten Schwellenwertes. Unter Verwendung der nur bei $R = -1$ beobachteten ODA-Flächen wurden ΔK mit Werten um $7,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ berechnet. Die Beobachtung an anderen Werkstoffen, dass die mit der ODA-Fläche berechneten ΔK_{th} stets näherungsweise gleiche Werte annehmen [11, 28, 134], kann auch hier bestätigt werden. In der Regel wird davon ausgegangen, dass ODAs nur auftreten, wenn die Rissspitzenbelastung ΔK unterhalb von ΔK_{th} liegt, so dass andere Mechanismen relevant werden, die die Rissinitiierung und das anschließende Kurzrissswachstum fördern. Nach Abb. 81 wäre ein solcher Mechanismus allerdings nicht notwendig. Analoge Schlussfolgerungen konnten bereits aus Abb. 76 geschlossen werden. Die große Differenz zwischen ΔK und ΔK_{th} , die sich unter Berücksichtigung der ODA-Größen ergibt (Abb. 81 mit Diff gekennzeichnet), ist daher vermutlich darauf zurückzuführen, dass für $R = -1$ Rissschließeffekte eine wichtige Rolle spielen. Aufgrund der relativ hohen Duktilität des hier betrachteten 12% Cr-Stahls ist zu erwarten, dass Rissschließeffekte aufgrund von Eigenspannungen nahe der Rissspitze wesentlich ausgeprägter sind als bei dem in betrachteten höchstfesten Zustand von 100Cr6. Möglicherweise wird die zyklische Spannungsschwingintensität bei dem hier untersuchten 12% Cr-Stahl aufgrund des Rissschließens weit über das vorhergesagte Maß hinaus herabgesetzt.

Die gleichen Schlussfolgerungen ergeben sich aus dem Vergleich der für individuelle Proben berechneten ΔK -Werte mit der ΔK_{th} - R -Kurve nach Murakami, welche nach Gl. (1.27) aus der Werkstoffhärte HV , der mittleren Einschlussfläche $\sqrt{area}$ und der Werkstoffkonstanten α bestimmt werden kann (vgl. Kap. 3.4.1):

$$\Delta K_{th} = 3,729 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \cdot \left(\frac{1-R}{2}\right)^{0,546} \quad (3.13)$$

Die in Abb. 81 blau gestrichelte Kurve nach Murakami zeigt einen ähnlichen Verlauf wie die Versagenslinie nach Döker, sagt für negative Lastverhältnisse jedoch etwas niedrigere zyklische Schwellenwerte voraus.

3.5 Härtemessung

In Kap. 3.2.6 wurde in einem Haigh-Diagramm gezeigt, dass die bis zur Grenzlastspielzahl ertragbaren Maximalbelastungen bei sehr hohen Lastverhältnissen mitunter oberhalb der statischen Streckgrenze des Materials liegen. Dies liegt zum an der Dehnratenabhängigkeit bei Versuchen mit hoher Dehnrate, wie bereits für einen ähnlichen Cr-Stahl belegt werden konnte [122]. Des Weiteren wurde in Kap. 3.2.7 ausgeprägtes zyklisches Kriechen nachgewiesen. Insbesondere bei $R = 0,7$ wurde selbst bei VHCF-Brüchen kontinuierliches zyklisches Kriechen mit Mitteldehnungen bis über 10 % gemessen. Hieraus ergibt sich die Frage, ob dies Kaltverfestigungsvorgänge innerhalb des Probenvolumens hervorrufen kann, die zu den hohen ertragbaren Maximalbelastungen beitragen. Um diese Effekte genauer zu untersuchen, wurden die Härteverteilungen mittels eines CSM-Indenters (siehe Kap. 2.2.2) in Querschliffen einiger ermüdeter Proben gemessen und mit dem Ausgangszustand der unbelasteten Proben verglichen.

Hierfür wurde eine Prüfkraft von 5 mN verwendet. Dies führt zu einer erhöhten Streuung der Messwerte im Vergleich zu Makrohärtemessungen, da die Eindrücke aufgrund der kleineren Eindruckdurchmesser sensitiver gegenüber Materialinhomogenitäten sind. Dafür erhält man jedoch eine hohe Ortsauflösung. An dieser Stelle sei angemerkt, dass die Absolutwerte der Mikrohärtigkeit nicht direkt mit der Makrohärtigkeit verglichen werden können. Grund ist der „indentation size effect“ [138], der bei kleineren Prüfkraften, vor allem im Mikro- und Nanohärtebereich, zu höheren gemessenen Härten führt. Relevant ist aber hier vor allem die Relation der verschiedenen Härten zueinander.

3.5.1 Mikrohärtigkeit im Ausgangszustand

Im ersten Schritt soll die Härte im Ausgangszustand charakterisiert werden. Hierzu wurden Härtemessungen wie in Abb. 82 ausgehend vom oberflächennahen Bereich ins Probenvolumen durchgeführt.

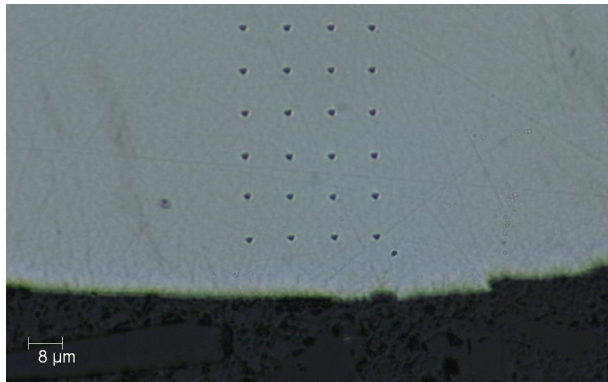


Abb. 82: Darstellung der Positionen der Härteeindrücke.

Die entsprechenden Ergebnisse aufgetragen über den Abstand zur Probenoberfläche zeigt Abb. 83. Zu sehen ist eine weitgehend homogene Härteverteilung über das gesamte Probenvolumen. Ein Härtegradient in Richtung Probenvolumen bzw. –oberfläche konnte also nicht ausgemacht werden. Der Mittelwert aus allen Messungen beträgt 435 HV, die Standardabweichung 25 HV. Das Minimum lag bei 367 HV, der höchste gemessene Wert bei 494 HV. Diese Streuung kann beispielsweise von mikrostrukturellen Inhomogenitäten wie kleinen Karbiden oder Einschlüssen verursacht werden. Daher wird hier der Mittelwert aus zahlreichen Messungen gebildet.

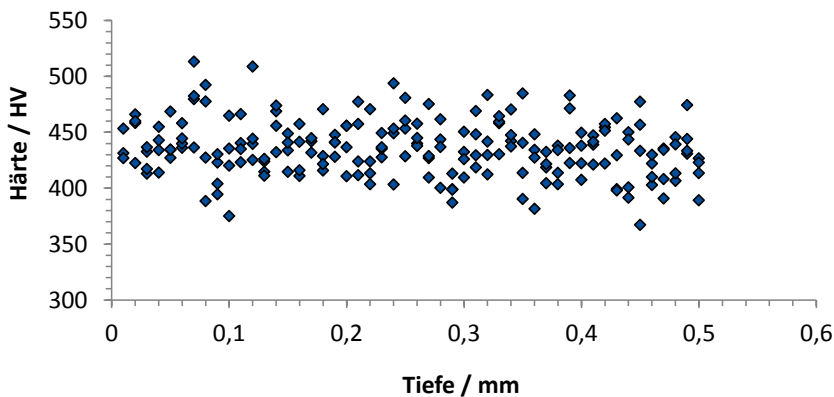


Abb. 83: Härtewerte einer Ermüdungsprobe im Ausgangszustand als Funktion des Abstands zur Probenoberfläche.

3.5.2 Mikrohärteverteilung einer VHCF-Probe bei $R = 0,1$

Wie in Kap. 3.2.7 gezeigt wurde, konnte für $R = 0,1$ nahezu kein zyklisches Kriechen beobachtet werden. Dahingehend soll nun untersucht werden, ob dennoch eine Kaltverfestigung

während der Ermüdung stattgefunden hat. Hierfür wurde an der in Abb. 84 gekennzeichneten Position der Querschliff einer bei $R = 0,1$ ermüdeten VHCF-Probe für die Härtemessung präpariert.

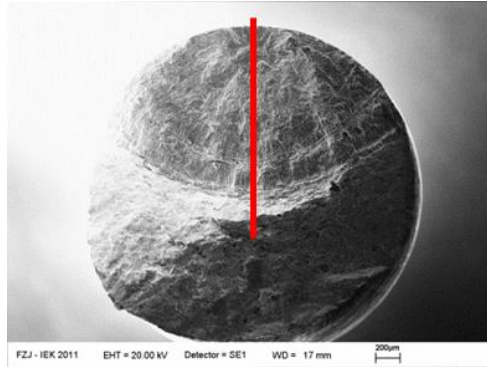


Abb. 84: VHCF-Probe O ($\sigma_a = 370$ MPa, $R = 0,1$, $N_f = 9,60 \cdot 10^7$); Rot gekennzeichnet ist die Position des durchgeführten Querschliffs, an dem die Härtemessungen durchgeführt wurden.

Der Querschliff mit zugehörigem Messgitter, dessen Gitterpunkte die Eindruckpositionen angeben, ist in Abb. 85 gezeigt.

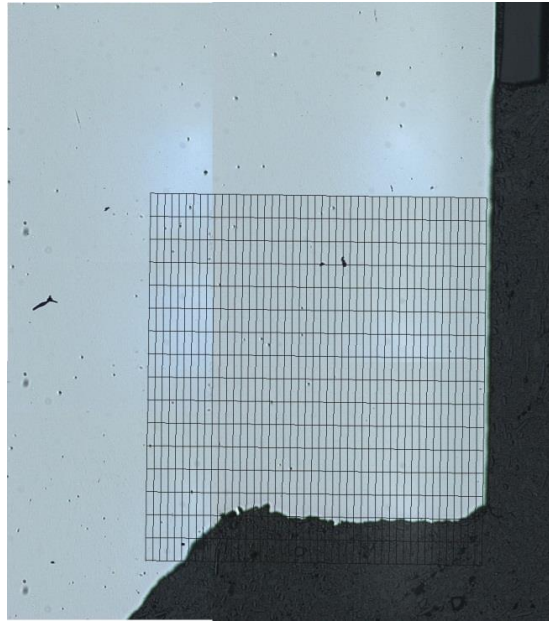


Abb. 85: Querschliff von Probe O (siehe Abb. 84); eingezeichnet ist das Messgitter, dessen Gitterpunkte die Eindruckpositionen der Härtemessung angeben.

Die resultierende Härteverteilung ist in Abb. 86 als Konturdiagramm mit linear interpolierten Datenpunkten dargestellt. Der Mittelwert aus allen gemessenen Datenpunkten beträgt 428 HV, die Standardabweichung 26 HV. Im Vergleich zur Ausgangshärte von 435 HV kann also keine Kaltverfestigung im Volumen nach der Ermüdungsbelastung bei $R = 0,1$ festgestellt werden. Auch nahe der Ermüdungsbruchfläche wurde keine Härtesteigerung gemessen. Lediglich an der Grenze zum Restbruch (untere, linke Ecke der Messung in Abb. 86) konnte eine leicht Erhöhung der Härte mit einer Maximalhärte von 572 HV ausgemacht werden. Der umliegende Bereich weist Härtewerte von knapp über 500 HV auf, wie auch dem Histogramm in Abb. 87 zu entnehmen ist. Diese erhöhte Härte ist auf starke plastische Verformungen infolge des Restgewaltbruchs zurück zuführen. Die restlichen Werte zeigen die zu erwartende Normalverteilung mit etwa demselben Mittelwert des Ausgangszustandes. Wie bereits in Kap. 3.2.6 untersucht wurde, wurde für $R = 0,1$ noch keine Ermüdungsfestigkeit mit Maximallasten oberhalb der Streckgrenze beobachtet. Dies steht im Einklang mit der Beobachtung, dass bei $R = 0,1$ keine zyklische Kriechverformung oder Kaltverfestigung gemessen wurde.

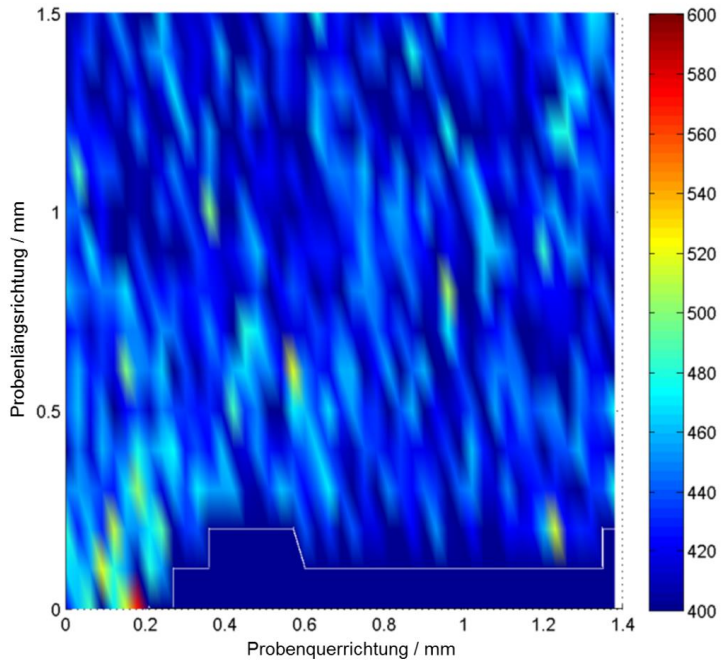


Abb. 86: Konturdarstellung der Härteverteilung in HV von Probe O ($\sigma_a = 370$ MPa, $R = 0,1$, $N_f = 9,60 \cdot 10^7$).

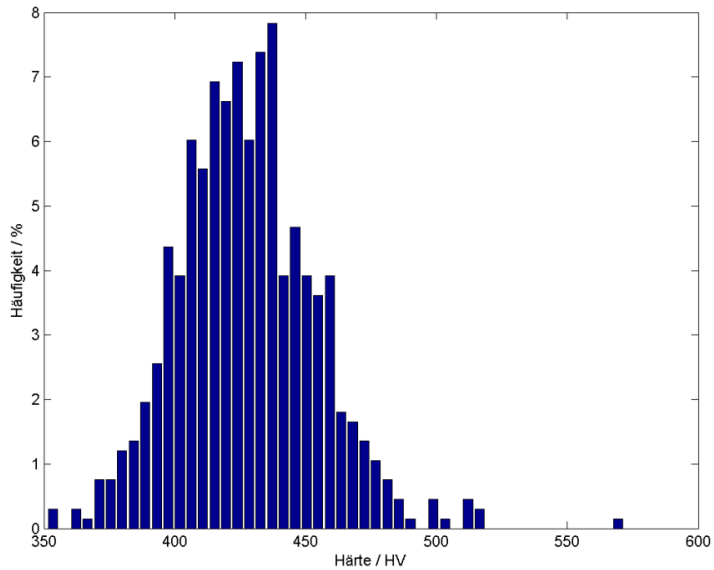


Abb. 87: Häufigkeitsverteilung der Härtewerte von Probe O ($\sigma_a = 370$ MPa, $R = 0,1$, $N_f = 9,60 \cdot 10^7$).

3.5.3 Mikrohärteverteilung einer VHCF-Probe bei $R = 0,5$

Analog zu Kap. 3.5.2 wurde eine VHCF-Probe bei einem Lastverhältnis von 0,5 präpariert (Abb. 88).

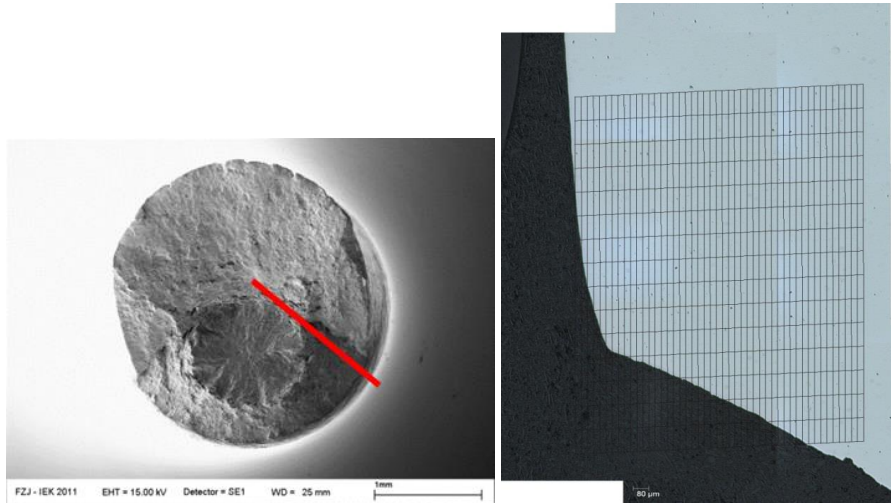


Abb. 88: Präparation von Probe T ($\sigma_a = 250$ MPa, $R = 0,5$, $N_f = 4,87 \cdot 10^7$) für die Härtemessung; links: in Rot gekennzeichnet ist die Position des Querschliffs, an dem die Härtemessungen durchgeführt wurden; rechts: Querschliff mit eingezeichnetem Messgitter.

Die zugehörigen Ergebnisse sind in Abb. 89 und Abb. 90 aufgetragen. Die mittlere Härte aller Messpunkte beträgt 458 HV, die Standardabweichung 25 HV. Ein Vergleich von Abb. 89 und Abb. 86 bei gleicher Skalierung zeigt die deutliche Zunahme der mittleren Härte um 30 HV. Auch hier zeigen sich wieder wie erwartet erhöhte Härtewerte im Bereich der Bruchfläche, vor allem im Übergangsbereich zum Restbruch (unten rechts in Abb. 89), welche sich im Histogramm in Abb. 90 im Bereich der Maxima neben der annähernd normalverteilten Kurve widerspiegelt. Die erhöhte Härte über das gesamte Probenvolumen ist auf Kaltverfestigungsvorgänge zurückzuführen, wie sie auf Grundlage der Analyse des Haigh-Diagramms (Kap. 3.2.6) und der Kriechkurven (Kap. 3.2.7) erwartet wurden und die zu den hohen ertragbaren Maximalbelastungen beitragen.

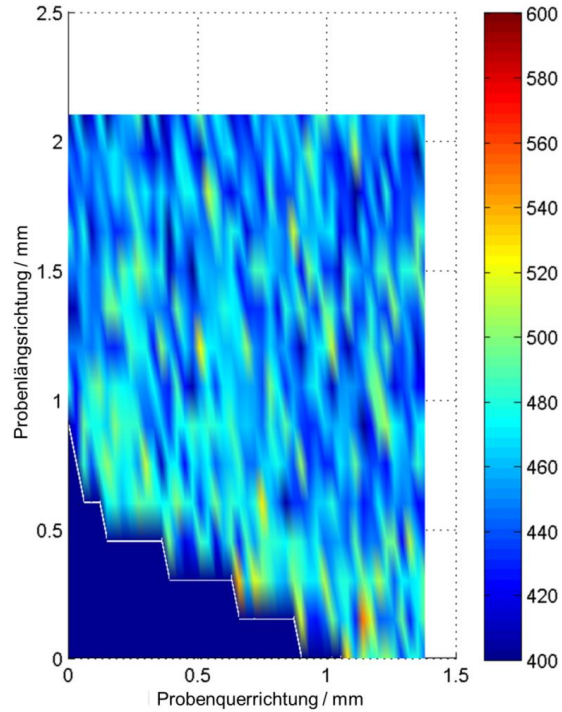


Abb. 89: Konturdarstellung der Härteverteilung in HV von Probe T ($\sigma_a = 250$ MPa, $R = 0,5$, $N_f = 4,87 \cdot 10^7$).

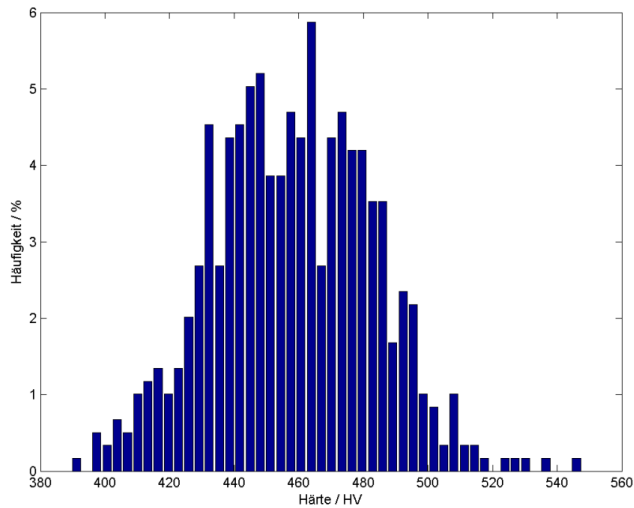


Abb. 90: Häufigkeitsverteilung der Härtewerte von Probe T ($\sigma_a = 250$ MPa, $R = 0,5$, $N_f = 4,87 \cdot 10^7$).

3.5.4 Mikrohärteverteilung einer VHCF-Probe bei $R = 0,7$

Nach demselben Vorgehen wie in Kap. 3.5.2 soll ein Durchläufer nach $4,75 \cdot 10^9$ Lastzyklen untersucht werden. Die Oberfläche der Probe ist in Abb. 91a und b zu sehen.

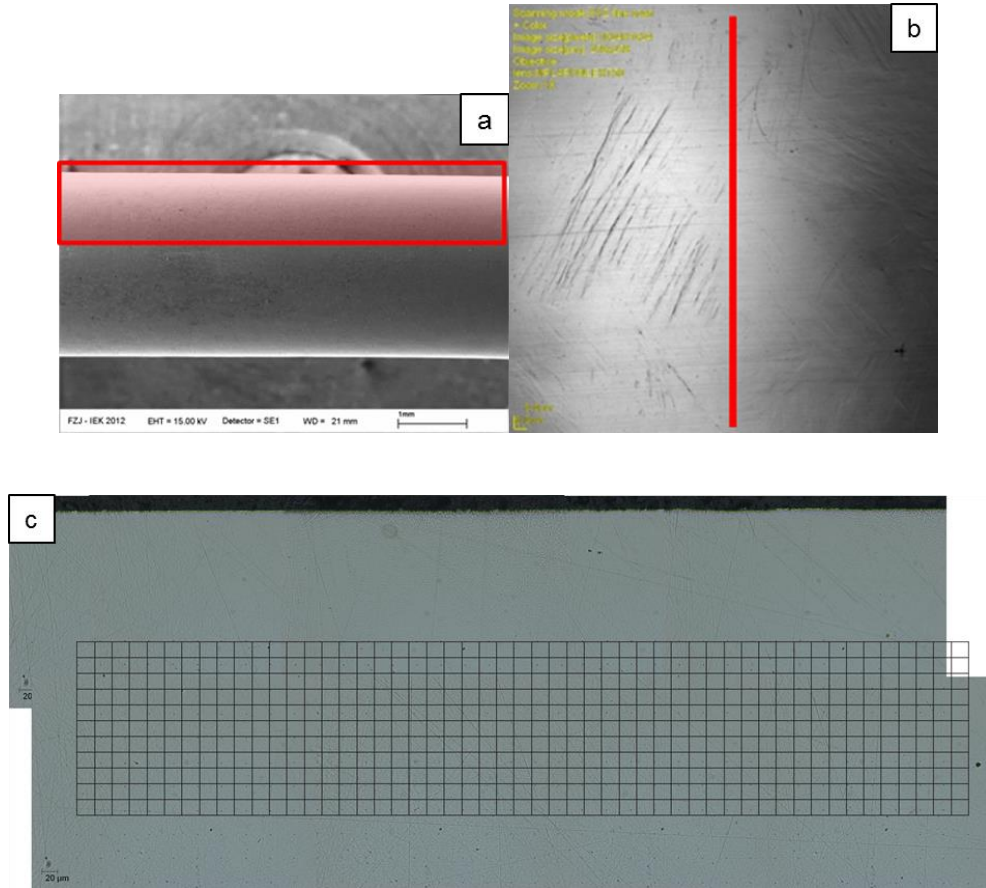


Abb. 91: Durchläufer-Probe ($\sigma_a = 145 \text{ MPa}$, $R = 0,7$, $N_f = 4,75 \cdot 10^9$); a) REM-Aufnahme der Probenoberfläche; b) Konfokalmikroskopische Aufnahme eines $250 \cdot 250 \text{ μm}^2$ großen Bereichs der Probenoberfläche; c) Querschliff und Messgitter im untersuchten Bereich.

Abb. 91b zeigt die Nahaufnahme mit einem Laserkonfokalmikroskop (siehe Kap. 2.3.3). Zu sehen ist ein $250 \cdot 250 \text{ μm}^2$ großer Bereich auf der Probenoberfläche mit deutlichen Ermüdungsgleitbandstrukturen innerhalb einzelner Körner. Diese belegt bereits vorhandene Ermüdungsschädigung im Material, auch wenn es bis zu extrem hohen Zykluszahlen nicht zu einem Bruch gekommen ist. Solche Ermüdungsbänder sind auch bei anderen Durchläuferproben unterhalb der Ermüdungsfestigkeit gefunden worden. Dieser Effekt wurde bereits mehr-

fach beobachtet, beispielsweise an Kupfer [20, 139] oder an einem austenitisch-ferritischen Duplexstahl (Anteil je 50%) [140]. Hier wurden ebenfalls trotz des Erreichens hoher Grenzlastspielzahlen, Ermüdungsbandstrukturen auf der Probenoberfläche gefunden. Die Belastungsamplituden lagen dabei mitunter bis zu 50% unterhalb der ermittelten Ermüdungsfestigkeit. Die Kurzrisse, die sich dabei aufgrund der Intrusions- und Extrusionsbildung bilden, sind bei diesen Lastamplituden nicht wachstumsfähig [139]. Auf diesen Ergebnissen basierend wurde in [139, 140] ein weiterer Grenzwert eingeführt: der Grenzwert zur persistenten Gleitbandbildung, der bis zu 50% unterhalb der Ermüdungsfestigkeit liegen kann.

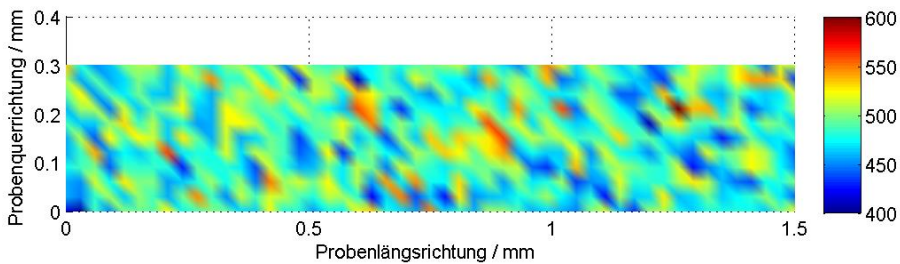


Abb. 92: Konturdarstellung der Härteverteilung in HV des Durchläufers ($\sigma_a = 145$ MPa, $R = 0,7$, $N_f = 4,75 \cdot 10^9$).

In Abb. 91c ist der Querschliff der untersuchten Probe mit dem Härtemessgitter dargestellt. In diesem Fall wurde ausschließlich innerhalb des Probenvolumens gemessen, die infolge des Bruchs stark plastisch verformte Oberfläche wurde in dieser Messung nicht berücksichtigt. Die entsprechende Härteverteilung ist Abb. 92 zu entnehmen, bei der die gleiche Farbskalierung wie in Abb. 86 und Abb. 89 zugrunde gelegt wurde. Der Mittelwert beträgt 486 HV, die Standardabweichung 28 HV und zeigt damit einen globalen Härteanstieg von über 50 HV, also etwa 10% verglichen mit dem Ausgangszustand (Kap. 3.5.1). Auch hier kann wie bereits in Kap. 3.5.3 ein Zusammenhang zwischen auftretender Kaltverfestigung und den hohen Ermüdungsfestigkeiten bei den Lastverhältnissen $R = 0,5$ und $0,7$ (siehe Haigh-Diagramm in Abb. 50) festgestellt werden. Entsprechend dem ausgeprägteren und während der gesamten Versuchsdauer kontinuierlichen Kriechen (siehe Abb. 51) wird für $R = 0,7$ eine höhere Härte im Vergleich zur Probe bei $R = 0,5$ gemessen.

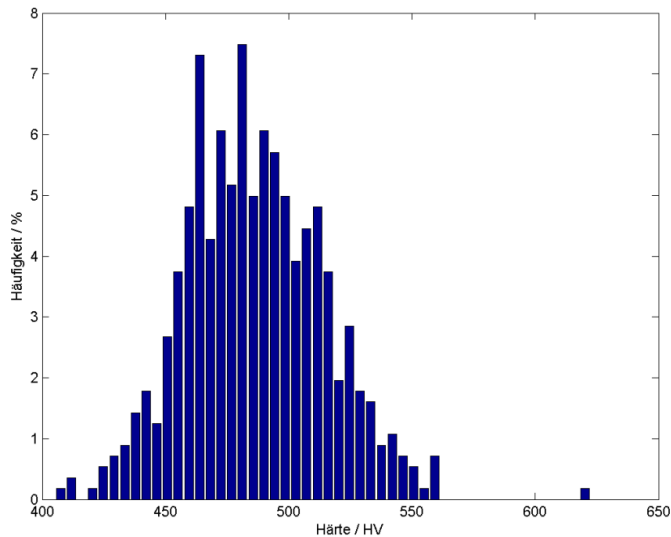


Abb. 93: Häufigkeitsverteilung der Härtewerte des Durchläufers ($\sigma_a = 145$ MPa, $R = 0,7$, $N_f = 4,75 \cdot 10^9$).

Das Histogramm in Abb. 93 zeigt näherungsweise eine Normalverteilung um den Mittelwert 486 HV. Zudem ist die Standardabweichung mit 28 HV leicht erhöht verglichen mit den zuvor betrachteten Messungen. Dies liegt darin begründet, dass in Abb. 92 Bereiche beispielsweise der in der Mitte der Messfläche auftreten, in denen höhere Härtewerte gefunden wurden. Außerdem deutet an, dass die Zonen mit hohen Härtewerten ungefähr 45° zur Probenlängsachse ausgerichtet sind. Hierbei handelt es sich möglicherweise um Ermüdungsgleitbandstrukturen, bei denen durch die erhöhte lokale plastische Verformung eine erhöhte Härte zu erwarten ist.

Die vorliegenden Härteuntersuchungen konnten nachweisen, dass das beobachtete zyklische Kriechen zu einer Kaltverfestigung des Materials führt. Diese ist umso ausgeprägter, je höher der Grad an plastischer Verformung infolge des zyklischen Kriechens ist. Dies legt den Schluss nahe, dass die Kaltverfestigungsvorgänge zu den hohen Ermüdungsfestigkeiten (siehe Abb. 50) beitragen.

3.6 In-situ Rissdetektion

In diesem Kapitel sollen die bisherigen Fortschritte zur in-situ Rissdetektion vorgestellt werden. Hierfür sollen die in Kap. 1.7 beschriebenen Eigenschaften wie die Resonanzfrequenz, die Nichtlinearität und das Dämpfungsverhalten während des Versuchs aufgenommen und analysiert werden. Auf diese Weise sollen gegebenenfalls in Zukunft Versuchsabbrüche mög-

lich sein, bevor die Probe einen makroskopischen Anriss aufweist. So können verschiedene Stadien der Ermüdungsschädigung untersucht werden.

Die Methode, Materialschädigung mit Hilfe von Ultraschallwellen zu untersuchen, wurde bereits in der Vergangenheit häufig genutzt [91, 108, 141-147]. Hierbei wurden Ultraschallwellen durch das Material gesendet und analysiert. Die Verzerrung des Signals wurde in Form eines Nichtlinearitätsparameters beschrieben und mit der Materialschädigung korreliert, da man eine starke Abhängigkeit der Nichtlinearität von der Versetzungsdichte im Material nachweisen konnte. Dieses Verfahren ist besonders geeignet bei niederzyklischer Ermüdung, da hier die Rissinitiierungsmechanismen mit höheren plastischen Verformungen verbunden sind. Die Übertragung dieser Detektionsverfahren auf VHCF-Experimente wurde erst in der jüngeren Vergangenheit vermehrt versucht. Hierbei wird die Signalanalysetechnik direkt in das Ultraschallermüdungssystem integriert und das Auslenkungssignal der Amplitudenregelung zur in-situ Signalauswertung verwendet [103-107, 148].

3.6.1 Untersuchung der Versuchsumgebung

Um die Theorie der Oberwellenanalyse bezüglich des relativen Nichtlinearitätsparameters (siehe Kap. 1.7) in der Praxis zu testen, wird in einem Vorversuch zunächst der Versuchsstand überprüft. Dazu wird zunächst die Probe und der λ -Stab (Rod) ausgebaut und das verbleibende System (Transducer und Titanhorn) in Schwingung gebracht. Dabei wird die Amplitude Schritt für Schritt erhöht und dabei jeweils die Amplitude der Grundschiwingung A_1 und der ersten Oberwelle A_2 gemessen. Anschließend wird A_2 über A_1 in Dezibel aufgetragen. Wenn der nichtlineare Parameter $\beta_{rel} = (A_2 - 2A_1) - (A_{2,0} - 2A_{1,0})$ konstant bleibt, bedeutet das, dass auch bei höheren Amplituden keine zusätzlichen nichtlinearen Anteile durch die Versuchsumgebung ohne die Probe entstehen und das Versuchsergebnis verfälschen. Demnach muss laut obigem Zusammenhang die Steigung der Geraden gleich zwei sein.

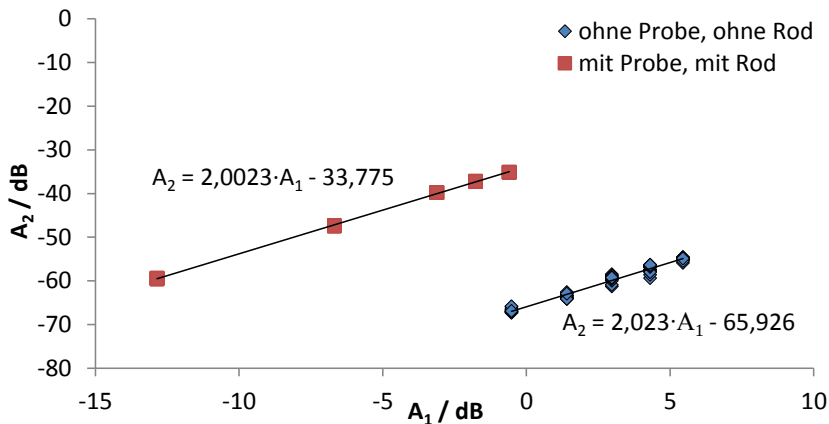


Abb. 94: Auftragung von Grundschiwingung und Oberschiwingung für verschiedene Konfigurationen.

Abb. 94 zeigt in blauen Rauten die im Rahmen einer Studienarbeit [149] gemessenen Datenpunkte für die oben beschriebene Versuchsanordnung (ohne λ -Stab und ohne Probe) inklusive der gemittelten Geradenfunktion. Mit der Steigung von nahezu genau zwei stimmen die Messungen sehr genau mit der Theorie überein und es kann davon ausgegangen werden, dass die Versuchsanordnung auch bei höheren Amplituden keinen zusätzlichen nichtlinearen Anteil erzeugt. Somit kann davon ausgegangen werden, dass bei eingebauter Probe die nichtlinearen Anteile durch Veränderungen in der Probe entstehen und nicht durch Veränderungen der restlichen Komponenten.

In einem zweiten Versuch wurden der λ -Stab und die Probe in das Schwingungssystem integriert und das Experiment wiederholt. Allerdings müssen hier geringere Amplituden verwendet werden, da bei höherer Beanspruchung bereits Materialveränderungen im Probenquerschnitt zu erwarten sind. Dies würde zu einer Veränderung der Geradensteigung führen, da β stark mit der Versetzungsdichte und somit mit Ermüdungsschädigung korreliert (siehe Kap. 1.7). In Abb. 94 ist dies an den geringeren Werten für A_1 zu erkennen. Auch hier zeigt sich eine gute Übereinstimmung mit der theoretisch erwarteten Steigung von annähernd zwei. Es ist damit gezeigt worden, dass bei geringen Amplituden die nichtlinearen Anteile mit steigender Amplitude nicht erhöht werden, und somit keine Veränderungen in der Probe auftreten. Daher ist es zulässig, vor Versuchsbeginn eine derartige Gerade unter Verwendung geringer Amplituden zu erstellen, um damit den Startwert für $A_{2,0}$ für den zugehörigen Startwert $A_{1,0} = 0$ zu ermitteln.

3.6.2 Signalverläufe für $R = -1$

Abb. 95 zeigt einen typischen Verlauf von β_{rel} bei einem Lastverhältnis von $R = -1$. Dieser kann mit der in Kap. 1.7 beschriebenen Software zur Signalauswertung oder einem anderen Programm graphisch dargestellt werden.

In diesem Beispiel werden anhand eines kürzeren Versuches die wesentlichen Elemente des Verlaufs gezeigt. Zunächst fällt β_{rel} ab, die Stärke des Abfalls hängt dabei von der gewählten Amplitude ab. Dieser Abfall ist möglicherweise auf eine zyklische Ver- oder Entfestigung des Materials sowie auf die Temperaturerhöhung zu Beginn des Versuches zurückzuführen. Anschließend bleibt der Wert über einen längeren Zeitraum konstant. Beginnt das Material zu versagen, steigt β_{rel} zunächst langsam an. Im weiteren Verlauf nimmt der nichtlineare Parameter stark zu. Dieser zunächst leichte Anstieg beginnt hier bei etwa 250000 Zyklen. Der Probenbruch erfolgt jedoch erst nach etwa 285000 Zyklen, also ungefähr 35000 Lastzyklen nachdem Änderungen des Nichtlinearitätsparameters bereits eine Ermüdungsschädigung anzeigen. Die steigende Nichtlinearität der Schwingung ist vermutlich auf eine erhöhte Versetzungsbildung infolge plastischer Verformung am initiierten Anriss zurückzuführen. Wächst der Riss weiter, kommen aufgrund der Materialtrennung hohe nichtlineare Anteile hinzu, welche den steilen Anstieg gegen Versuchsende verursachen.

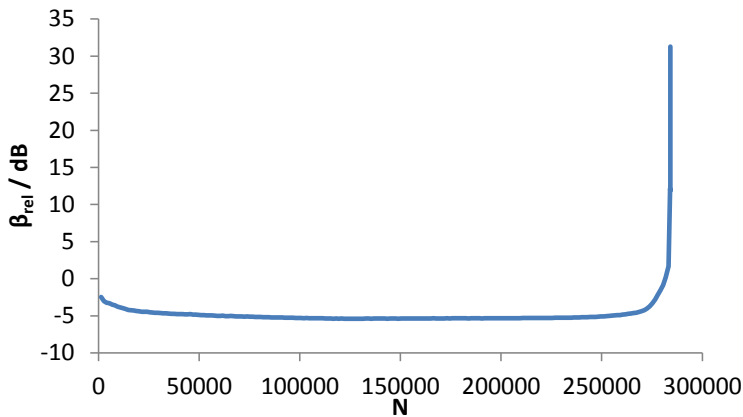


Abb. 95: Typischer Verlauf von β_{rel} über der Zykluszahl bei $R = -1$.

Bei der Durchführung von Ultraschallermüdungsversuchen wird die Probe mit der Resonanzfrequenz angeregt und so in Schwingung versetzt. Die Resonanzfrequenz wird zu Beginn des Versuchs eingestellt und dann automatisch über einen geschlossenen Regelkreis gehalten. Außerdem wird die Amplitude der Erregung derart geregelt, dass die Schwingungsamplitude der Probe nach der Einschwingzeit konstant bleibt. Findet ein bestimmtes Maß an Änderung der Resonanzfrequenz oder der Erregeramplitude statt, schaltet die Regelung den Ultraschall-generator aus.

Nun gilt es zu prüfen, ob Ermüdungsschädigung auf Grundlage des nichtlinearen Parameters bereits registriert werden kann, bevor sich signifikante Änderungen in der Resonanzfrequenz und der damit verbundene Versuchsabbruch einstellen. Trägt man den relativen β -Wert und die Resonanzfrequenz in einem Diagramm auf (Abb. 96), so erkennt man, dass bereits vor markanter Änderung der Resonanzfrequenz ein Anstieg des Amplitudenverhältnisses β_{rel} zu verzeichnen ist. Der Beginn des Anstieges von β_{rel} bzw. der Beginn des Abfalls von der Resonanzfrequenz ist in Abb. 96 mit einem senkrechten Strich markiert. Ein Bruch kann in diesem Fall etwa 50000 Zyklen vor dem Versuchsende detektiert werden. Vergleichbar „saubere“ Verläufe von β_{rel} über N wurden in der Regel bei allen mittelspannungsfreien Versuchen gefunden.

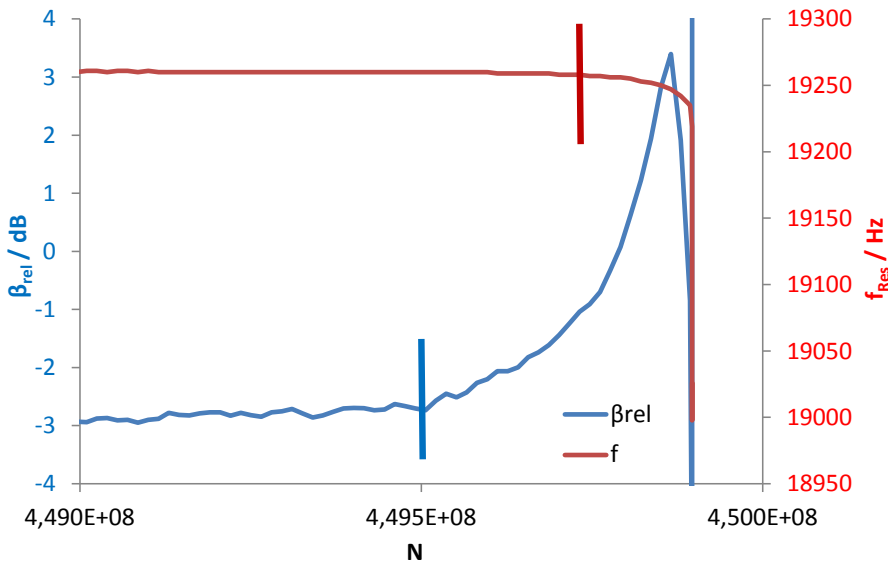


Abb. 96: Verlauf von β_{rel} (blau) und Resonanzfrequenz (rot) am Ende eines VHCF-Versuchs mit $R = -1$.

Breitet sich im Inneren des Materials ein Riss aus, verringert sich der Restquerschnitt, was einen Abfall der Resonanzfrequenz bewirkt. Folglich wird kurze Zeit später die Regelung den Versuch abschalten. Da zu diesem Zeitpunkt der Riss allerdings schon weit fortgeschritten ist, bietet sich die Resonanzfrequenz nicht als Grundlage für die Erkennung früherer Materialschädigungen gegen Ende der Lebensdauer an. Dies bedeutet, dass für eine frühzeitige Schädigungsdetektion der nichtlineare Parameter von höherer Relevanz ist als der Resonanzfrequenz.

In Abb. 97 ist der komplette Signalverlauf einer VHCF-Probe bei $R = -1$ zusammen mit dem logarithmischen Dekrement δ zur Beschreibung des Dämpfungsverhaltens aufgetragen. Hier

ergibt sich ein qualitativ gleicher Verlauf für β_{rel} und δ . Innerhalb dieses relativ glatten Signalverlaufs sind leichte Unregelmäßigkeiten auszumachen, die in Abb. 97 beispielhaft mit blauen Pfeilen gekennzeichnet wurden. Möglicherweise handelt es sich bei diesen Stellen um Übergangspunkte in eine andere Phase des VHCF-Ermüdungsprozess. Bereits bei niedrigeren Lastspielzahlen können Unregelmäßigkeiten im Signalverlauf festgestellt werden. Eine Korrelation mit den unterschiedlichen Schädigungsstadien kann auf Grundlage der derzeitigen Kenntnisse allerdings nicht getroffen werden.

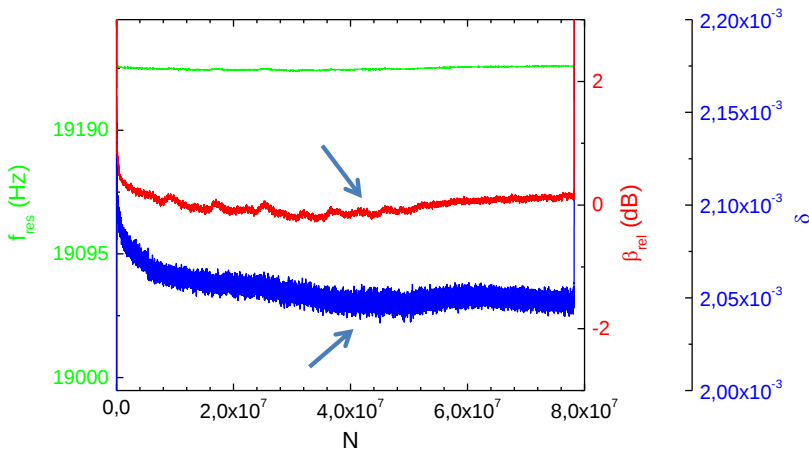


Abb. 97: Signalverlauf von Resonanzfrequenz, Nichtlinearität und Abklingkonstante einer VHCF-Probe ($\sigma_a = 530$ MPa, $R = -1$, $N_f = 7,76 \cdot 10^7$).

Eine Interpretation der β_{rel} - N -Verläufe nach Versuchsende ist anhand der starken Signaländerungen vor dem Probenbruch gut möglich. Während des Versuchs zu entscheiden, ob ein beginnender Anstieg durch bevorstehendes Probenversagen verursacht wird, stellt sich als schwieriger dar. Ein Problem, welches die Signalverläufe besonders bei langen Laufzeiten im VHCF-Bereich gezeigt haben, demonstriert Abb. 98. Zu sehen sind der β_{rel} - und der Temperaturverlauf als Funktion der Versuchszeit, angegeben in Tagen. Die Temperaturdifferenzen, die sich in der Versuchshalle im Tag-Nachtzyklus einstellen, zeigen einen deutlichen Einfluss auf β_{rel} . Selbst kleine Temperaturdifferenzen können demnach zu einer Änderung von β_{rel} führen. Diese Tag-Nacht-Zyklen im Signal erschweren die in-situ Schädigungsanalyse deutlich. Um eine sichere Schädigungsdetektion zu gewährleisten, müssen zunächst mehr Signaldaten zahlreicher Versuche für dieses Material ausgewertet werden, um den Temperatureinfluss zu quantifizieren und in die Auswertung einzubeziehen.

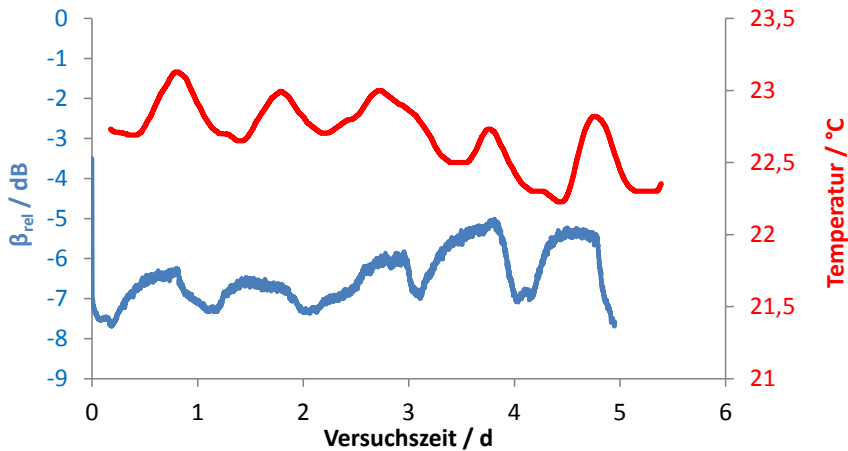


Abb. 98: Verlauf von β_{rel} und Temperatur über der Zeit während eines Langzeitversuchs.

Komplizierter stellen sich die Verläufe bei hohen Mittellasten dar. Aus regelungstechnischen Gründen wurde die Mittellast zu Versuchsbeginn während der zyklischen Belastung langsam auf den Sollwert hochgefahren (Kap. 2.2.1.1). Dabei wurden beim Aufbringen der Mittellast stets dieselben Signalverläufe gefunden. Diese sollen beispielhaft in Abb. 99 anhand eines quasi-statischen Zugversuchs mit einer kleinen überlagerten zyklischen Amplitudenbelastung von etwa 100 MPa vorgestellt werden.

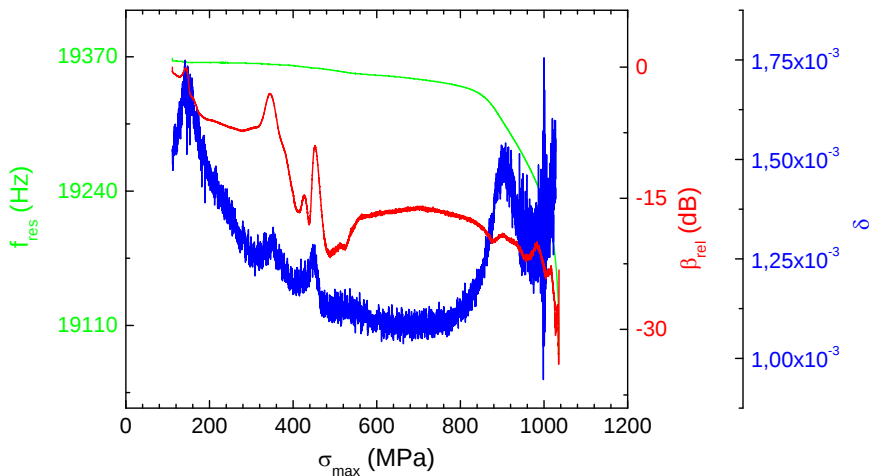


Abb. 99: Verlauf von f_{res} , β_{rel} und δ als Funktion von σ_{max} während eines quasi-statischen Zugversuchs überlagert mit einer kleinen zyklischen Amplitude (~ 100 MPa).

Dargestellt sind die Signalverläufe über der Maximalspannung, die sich aus der Summe der zyklischen und der Mittellast ergibt. Insbesondere der auffällige Verlauf zwischen 400 MPa und 500 MPa wurde in dieser Form bei allen mittelspannungsüberlagerten Experimenten gefunden. Ein Grund für diesen Verlauf wurde bislang noch nicht gefunden. Größere plastische Verformungen können ausgeschlossen werden, da die maximalen Belastungen mit bis zu 500 MPa weit unterhalb der Streckgrenze liegen. Auch von einem Temperatureffekt ist nicht auszugehen, da die Temperatur aufgrund des kontinuierlichen Anstiegs der Last im linear-elastischen Bereich ebenfalls kontinuierlich ansteigen müsste. Zumal ein Temperaturanstieg gemäß Abb. 98 ohnehin zu einem Anstieg von β_{rel} führen müsste, während tendenziell ein Abfall von β_{rel} beobachtet wird. Von 500 MPa bis etwa zur Streckgrenze (860 MPa) stellt sich ein näherungsweise konstanter Signalverlauf ein. Etwa bei Erreichen der Streckgrenze kommt es zu einem Abfall von β_{rel} sowie einem Anstieg von δ , gefolgt von starken Signalschwankungen bis zum Probenbruch am Versuchsende. Dieser Anstieg der Abklingkonstante δ zum Versuchsende ist wahrscheinlich auf Verformungen der Probe und schließlich auf Materialtrennung infolge der Rissbildung zurückzuführen, die eine stärkere Dämpfung der Schwingung verursachen. Unmittelbar vor dem Probenbruch ist auch im β_{rel} -Verlauf der charakteristische starke Anstieg vor Versuchsende zu verzeichnen, nachdem β_{rel} zunächst abgefallen ist (siehe Abb. 100). Ein ähnlicher Verlauf vor dem Bruch wurde auch bei Ermüdungsversuchen mit hohen Lastverhältnissen beobachtet (siehe z.B. Abb. 101).

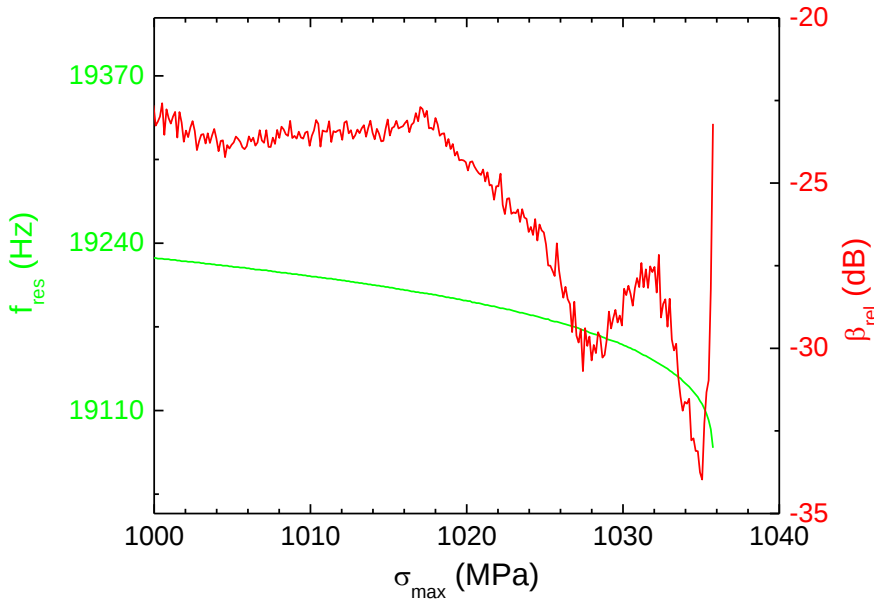


Abb. 100: Verlauf von f_{res} , β_{rel} und δ als Funktion von σ_{max} während eines quasi-statischen Zugversuchs überlagert mit einer kleinen zyklischen Amplitude (~ 100 MPa); vergrößerter Ausschnitt des Versuchsendes.

Abb. 101 und Abb. 102 demonstrieren zudem noch einmal die Schwierigkeit der Abschätzung, wann der Signalverlauf tatsächlich kritische Ermüdungsschädigung anzeigt. Es können einige Phasen mit erhöhter Steigung ausgemacht werden, die theoretisch auf einen bevorstehenden Probenbruch hindeuten könnten, dennoch wurde auch nach $2,58 \cdot 10^9$ Zyklen noch kein Probenversagen verzeichnet. Ein Problem hierbei ist die bereits zuvor erwähnte Temperaturabhängigkeit. Für ein besseres Verständnis der Zusammenhänge zwischen den Messparametern und den Materialeigenschaften sind zukünftig weitere Experimente notwendig.

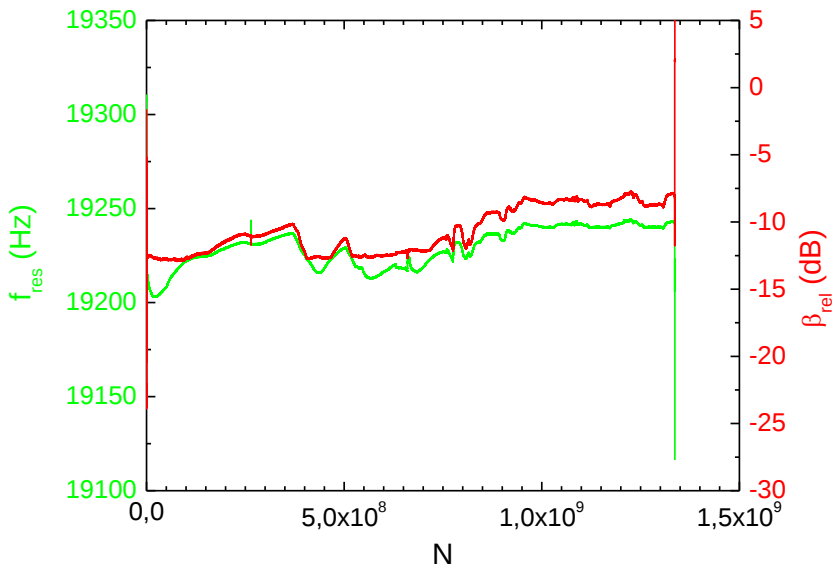


Abb. 101: Verlauf von f_{res} und β_{rel} als Funktion von N ($\sigma_a = 240$ MPa, $R = 0,5$, $N_f = 1,40 \cdot 10^9$).

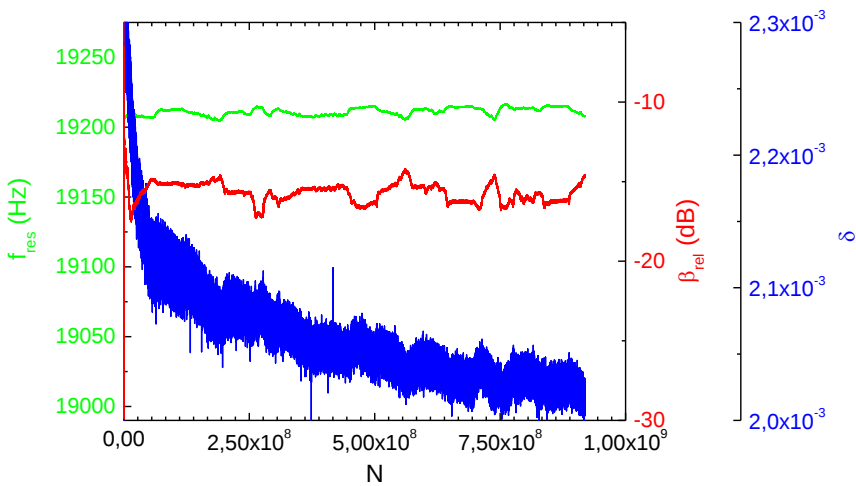


Abb. 102: Verlauf von f_{res} , β_{rel} und δ als Funktion von N für einen Durchläufer ($\sigma_a = 230$ MPa, $R = 0,5$, $N_{run-out} = 2,58 \cdot 10^9$).

4 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurden die Lebensdauer und Schädigungsmechanismen martensitischer Stähle bei Ermüdungsbeanspruchung im VHCF-Bereich untersucht. Dabei wurden insbesondere der Einfluss hoher Mittelspannungen und die dabei auftretenden Bruchmechanismen analysiert. Der untersuchte Werkstoff mit der Bezeichnung X10CrNiMoV12-2-2 ist ein martensitischer 12% Chrom-Stahl für Niederdruck-Dampfturbinenschaufeln für Kraftwerksanwendungen, der sich durch eine hohe Zugfestigkeit bei gleichzeitig relativ großer Bruchdehnung auszeichnet (siehe Kap. 2.1).

Ermüdungsversuche wurden bei Lastverhältnissen von -1 bis 0,7 durchgeführt. Zunächst wurden bei mittelspannungsfreien Versuchen unterschiedliche Prüffrequenzen angewandt und die Ergebnisse mit vorhandenen Literaturdaten aus [113] verglichen. Der Vergleich in Kap. 3.1 und 3.2.1 zeigt, dass kein signifikanter Frequenzeinfluss bei $R = -1$ in einem weiten Prüffrequenzbereich zwischen 1 Hz und 20 kHz vorliegt. Demnach können die Ergebnisse der Hochfrequenzversuche für einen weiten Frequenzbereich als repräsentativ angenommen werden.

Die Ermüdungsversuche unter Mittelspannungseinfluss im Zugschwellbereich, d.h. bei $R > 0$, sind in Kap. 3.2.2 bis 3.2.5 zusammengetragen. Unabhängig von R findet bei etwa $4 \cdot 10^7$ Lastspielen innerhalb eines relativ engen Bereiches der Übergang von Oberflächen- zu Volumenversagen statt. Wie erwartet, sinkt mit steigendem Spannungsverhältnis sowohl die Lebensdauer als auch die Steigung der Wöhlerkurven.

Interessant ist, dass mit der Zunahme des R -Verhältnisses eine Zunahme der Übergangszykluszahl von Brüchen zu Durchläufern einhergeht. So wurden für $R = -1$ keine Brüche oberhalb von etwa 10^8 Zyklen gefunden. Bei Lastverhältnissen von 0,5 und 0,7 wurden dagegen zahlreiche Brüche bei Zykuszahlen weit oberhalb von 10^9 Zyklen, also knapp unterhalb der definierten Grenzlasterzielzahl von $2 \cdot 10^9$ beobachtet.

Hieraus ergibt sich die Frage, welche Grenzlasterzielzahl für die Bauteilauslegung VHCF-beanspruchter Komponenten bei hohen Lastverhältnissen angesetzt werden soll. Um diese Frage zu klären, sind zukünftig Versuche mit höheren Grenzzykuszahlen bis mindestens 10^{10} notwendig.

Bei niedrigen Bruchlasterzielzahlen unterhalb von $4 \cdot 10^7$ gingen die Brüche entweder von persistenten Gleitbändern oder von Einschlüssen an der Oberfläche aus. Eine Korrelation zwischen den jeweiligen Bruchmechanismen mit R konnte nicht festgestellt werden (siehe Kap. 3.3). VHCF-Brüche oberhalb von $4 \cdot 10^7$ Lastwechseln gingen stets von nichtmetallischen Einschlüssen ($(\text{CaO})_x \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ bzw. $(\text{MgO})_x \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) innerhalb des Probenvolumens aus. Die Ergebnisse aus Kap. 3.3.5 deuten an, dass es keinen signifikanten Einfluss von Einschlusszusammensetzung oder Versagensort auf die Lebensdauer gibt. Für die Größe der Fisheyes, welche zwischen 0,1 mm und 1 mm lag, konnte keine eindeutige Abhängigkeit von der Ein-

schlussgröße, der Spannungsamplitude, dem Lastverhältnis oder der Lebensdauer festgestellt werden.

Um eine Korrelation zwischen Einschlussgröße, Beanspruchung, Lastverhältnis und Lebensdauer herzustellen, wurde die $\sqrt{area}$ -Methode nach Murakami [12, 95] angewendet (vgl. Kap. 3.4.1). Die so berechneten Ermüdungsfestigkeiten σ_w lassen sich in Relation zu den tatsächlichen Beanspruchungsspannungen σ_a als modifizierte Versagenslinie auftragen (Abb. 78) und weisen dabei im Vergleich zur konventionellen Wöhlerkurve eine wesentlich geringere Streuung der Messwerte auf. Bemerkenswert ist weiterhin, dass Lastverhältnisse von -1 bis 0,5 über einen sehr weiten Lebensdauerbereich von etwa vier Größenordnungen mit einer einzigen Kurve beschrieben werden können. Zusätzlich wurden in Abb. 78 theoretisch berechnete Werte für $R = 0,7$ aufgetragen, bei denen aufgrund starker plastischer Verformung während des Bruchs keine kritischen Einschlüsse entdeckt werden konnten. Die Ergebnisse legen auch für $R = 0,7$ einschlussinduziertes Versagen im VHCF-Bereich nahe (siehe Kap. 3.4.1).

Diese sehr weitreichende Gültigkeit der $\sqrt{area}$ -Methode für den hier untersuchten Stahl X10CrNiMoV12-2-2 zeigt, dass der größte Einschluss des Prüfvolumens entscheidend für die Lebensdauer bei einer gegebenen Lastamplitude ist und dass sich die linear-elastische Bruchmechanik für die Beschreibung des Zusammenhangs zwischen Lebensdauer, Lastamplitude, Mittelspannung und Einschlusspopulation eignet.

Ferner wurde zur Untersuchung des Schwellenwertverhaltens für Ermüdungsrisse der Ansatz von Döker [92, 93] angewendet und auf die hier vorliegenden kurzen Risse übertragen (siehe Kap. 3.4.2). Für $R = 0,1$ und $0,5$ zeigte sich eine gute Übereinstimmung zwischen den errechneten Spannungsintensitäten und dem nach Döker berechneten Schwellenwert. Die Ergebnisse für $R = -1$ lassen darauf schließen, dass Rissschließeffekte hier möglicherweise die effektive Spannungsintensität über das vorhergesagte Maß hinaus herabsetzen, da ansonsten eine ODA-Bildung nach den in Kap. 1.4 beschriebenen Mechanismen für die Bildung eines versagenskritischen Risses notwendig wäre. Aufgrund der relativ hohen Duktilität des hier betrachteten 12% Cr-Stahls ist zu erwarten, dass Rissschließeffekte aufgrund von Eigenspannungen nahe der Rissspitze wesentlich ausgeprägter sind als bei dem in zahlreichen Arbeiten intensiv untersuchten höchstfesten Zustand von 100Cr6 [10, 11, 28, 47, 58, 65, 119, 120, 150]. Die gleichen Schlussfolgerungen ergeben sich aus dem Vergleich der für individuelle Proben berechneten ΔK -Werte mit der nach Murakami errechneten $\Delta K_{th}-R$ -Kurve (siehe Kap. 3.4.2).

Weiterhin sind in Kap. 3.3 die Bruchflächen für die Lastverhältnisse von -1 bis 0,7 dargestellt. Die dunklen Ermüdungsbruchflächen und die für VHCF-Brüche hochfester Stähle typische Fisheye-Struktur mit dem versagensauslösenden Einschluss am Rissursprung heben sich deutlich von den helleren Restbruchflächen ab [8]. Interessant ist die Beobachtung, dass „Optical dark areas“ (ODAs), die häufig in Einschlussnähe in Verbindung mit VHCF-Brüchen von Typ-II-Werkstoffen beobachtet werden, hier ausschließlich bei mittelspannungsfreien Versuchen gefunden wurden (siehe Kap. 3.3). Außerdem wurden die ODAs mittels FIB und REM-

Untersuchungen mit dem Vorhandensein von Feinkornzonen in Einschlussnähe in Zusammenhang gebracht (siehe Kap. 3.3.6). Möglicherweise besteht ein Zusammenhang zwischen der Bildung der Feinkornzone und dem Riss schließen bei niedrigen Lastverhältnissen. Um den Übergang zwischen Volumenrissen mit und ohne Feinkornzonenbildung zu untersuchen, sind Versuche bei Lastverhältnissen zwischen -1 und $0,1$ notwendig. So könnte geklärt werden, bis zu welchem Lastverhältnis noch VHCF-Brüche mit ODAs auftreten.

Ein möglicher Zusammenhang der ansteigenden Bruchlastspielzahl mit dem Auftreten von ODAs konnte in Kap. 3.3.6 hergestellt werden. Der Ansatz zur ODA-Bildung nach [47] (siehe auch Kap. 1.4) kann den starken Anstieg der Übergangsbruchzykluszahlen von Brüchen zu Durchläufern bei steigendem Lastverhältnis möglicherweise erklären. Dabei wird über einen lokalen Abfall des Schwellenwertes argumentiert, der die Rissbildung bei niedrigen Lastamplituden begünstigt. Das Fehlen einer ODA bei $R > 0$ könnte zu verlangsamer Rissbildung und somit zu höheren Lebensdauern führen (siehe auch Kap. 3.3.6). Zum besseren Verständnis des Einflusses von Riss schließeffekten wären zukünftige Simulationsuntersuchungen zu riss spitzennahen Eigenspannungen und deren Auswirkung auf die Ausbreitung von Volumenrissen hilfreich. Zudem sollte der Einfluss der Eigenspannungen nahe der Riss spitze und des Einschlusses selbst auf das Riss schließen mittels FEM-Analysen untersucht werden.

Um die Ermüdungsfestigkeiten für die Grenzlastspielzahl von $2 \cdot 10^9$ zu bestimmen, wurde sofern möglich die $\arcsin\sqrt{P}$ -Methode [51] und der in Kap. 3.2.6 beschriebene pragmatische Ansatz angewendet. Abb. 50 zeigt die Ermüdungsfestigkeiten im Haigh-Diagramm mit Maximalspannungen nahe der Zugfestigkeit für $R \geq 0,5$, bei denen sich dennoch Lebensdauern im VHCF-Bereich ergeben. Ursache hierfür ist zum einen die Dehnratenabhängigkeit der Streckgrenze und der Zugfestigkeit, die bereits in [122] für einen 12% Chrom-Stahl gezeigt wurde. Zudem konnte in Kap. 3.2.7 starkes zyklisches Kriechen, vor allem bei hohen Lastverhältnissen, beobachtet werden. Insbesondere bei $R = 0,7$ ist zyklisches Kriechen so stark ausgeprägt, dass die Bruchflächen keine typischen Ermüdungsbruchmerkmale aufweisen (siehe Abb. 63). In Kap. 3.5 wurde ein Zusammenhang der zyklischen Kriechverformung mit Kaltverfestigungsvorgängen nachgewiesen. Diese auftretende Härteerhöhung trägt zu dem hohen ertragbaren Maximallasten bei, die im Haigh-Diagramm (Abb. 50) gefunden wurden.

Die in Kap. 3.6 vorgestellte Methode zur Rissdetektion wurde in den Versuchsaufbau integriert. Die Ergebnisse zeigen vielversprechende Möglichkeiten, dennoch wurden auch Probleme der Signalanalyse aufgezeigt, zu deren Lösung weitere Untersuchungen, insbesondere bei mittelspannungsbehafteten Belastungen, erforderlich sind.

Literaturverzeichnis

- [1] C.H. Richter, Structural design of modern steam turbine blades using ADINA (TM), *Comput. Struct.*, 81 (2003) 919-927.
- [2] J.-I. Tsai, Fatigue life expenditure assessment and countermeasure for turbine blades due to harmonic excitations of slip energy recovery drives, *European Transactions on Electrical Power*, 19 (2009) 1065-1081.
- [3] R. Ebara, Long-term corrosion fatigue behaviour of structural materials, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 25 (2002) 855-859.
- [4] Z. Mazur, R. Garcia-Illescas, J. Aguirre-Romano, N. Perez-Rodriguez, Steam turbine blade failure analysis, *Engineering Failure Analysis*, 15 (2008) 129-141.
- [5] Z. Mazur, R. Garcia-Illescas, J. Porcayo-Calderon, Last stage blades failure analysis of a 28 MW geothermal turbine, *Engineering Failure Analysis*, 16 (2009) 1020-1032.
- [6] Z. Mazur, A. Hernández-Rossette, R. García-Illescas, Investigation of the failure of the L-0 blades, *Engineering Failure Analysis*, 13 (2006) 1338-1350.
- [7] C. Berger, B. Pyttel, D. Schwerdt, Beyond HCF - Is there a fatigue limit?, *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik*, 39 (2008) 769-776.
- [8] H. Mughrabi, Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime, *International Journal of Fatigue*, 28 (2006) 1501-1508.
- [9] C. Bathias, There is no infinite fatigue life in metallic materials, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 22 (1999) 559-565.
- [10] T. Sakai, Y. Sato, Y. Nagano, M. Takeda, N. Oguma, Effect of stress ratio on long life fatigue behavior of high carbon chromium bearing steel under axial loading, *International Journal of Fatigue*, 28 (2006) 1547-1554.
- [11] K. Shiozawa, T. Hasegawa, Y. Kashiwagi, L. Lu, Very high cycle fatigue properties of bearing steel under axial loading condition, *International Journal of Fatigue*, 31 (2009) 880-888.
- [12] Murakami, 4.02 - High and Ultrahigh Cycle Fatigue, in: I.M. Editors-in-Chief: , R.O. Ritchie, B. Karihaloo (Eds.) *Comprehensive Structural Integrity*, Pergamon, Oxford, 2003, pp. 41-76.
- [13] H.J. Christ, *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*, Wiley VCH Verlag GmbH, 2009.
- [14] S.S. Manson, Behaviour of Material unter Conditions of Thermal Stress, in, *National Advisory Committee for Aeronautics*, 1953, pp. 34.
- [15] L.F. Coffin, A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal, *Trans. ASME*, 76 (1954) 931-950.
- [16] D. Eylon, C.M. Pierce, Effect of microstructure on notch fatigue properties of Ti-6Al-4V, *Metallurgical Transactions A*, 7 (1976) 111-121.
- [17] Q.Y. Wang, C. Bathias, N. Kawagoishi, Q. Chen, Effect of inclusion on subsurface crack initiation and gigacycle fatigue strength, *International Journal of Fatigue*, 24 (2002) 1269-1274.

- [18] C. Müller-Bollenhagen, Verformungsinduzierte Martensitbildung bei mehrstufiger Umformung und deren Nutzung zur Optimierung der HCF- und VHCF-Eigenschaften von austenitischem Edelstahlblech, in: Institut für Werkstofftechnik , Fakultät IV: Naturwissenschaftlich-Technische Fakultät, Universität Siegen, 2012, pp. 209.
- [19] H. Mughrabi, Fatigue, an everlasting materials problem - still en vogue, *Procedia Engineering*, 2 (2010) 3-26.
- [20] S. Stanzl-Tschegg, H. Mughrabi, B. Schoenbauer, Life time and cyclic slip of copper in the VHCF regime, *International Journal of Fatigue*, 29 (2007) 2050-2059.
- [21] H.W. Höppel, L. May, M. Prell, M. Göken, Influence of grain size and precipitation state on the fatigue lives and deformation mechanisms of CP aluminium and AA6082 in the VHCF-regime, *International Journal of Fatigue*, 33 (2011) 10-18.
- [22] S.K. As, B. Skallerud, B.W. Tveiten, Surface roughness characterization for fatigue life predictions using finite element analysis, *International Journal of Fatigue*, 30 (2008) 2200-2209.
- [23] H. Itoga, K. Tokaji, M. Nakajima, H.N. Ko, Effect of surface roughness on step-wise S-N characteristics in high strength steel, *International Journal of Fatigue*, 25 (2003) 379-385.
- [24] Y. Murakami, Effect of Surface Roughness on Fatigue Strength, in: *Metal Fatigue*, Elsevier Science Ltd, Oxford, 2002, pp. 305-320.
- [25] J.J. Williams, X. Deng, N. Chawla, Effect of residual surface stress on the fatigue behavior of a low-alloy powder metallurgy steel, *International Journal of Fatigue*, 29 (2006) 1978-1984.
- [26] M. Sauzay, P. Gilormini, Influence of surface effects on fatigue of microcracks nucleation, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 38 (2002) 53-62.
- [27] S.X. Li, Effects of inclusions on very high cycle fatigue properties of high strength steels, *Int. Mater. Rev.*, 57 (2012) 92-114.
- [28] T. Sakai, Review and Prospects for Current Studies on Very High Cycle Fatigue of Metallic Materials for Machine Structural Use, *International Journal of Fatigue*, 3 (2009) 425-439.
- [29] T. Sakai, M. Takeda, K. Shiozawa, Y. Ochi, M. Nakajima, T. Nakamura, N. Oguma, Experimental evidence of duplex S-N characteristic's in wide life region for high strength steels, China Higher Education Press Beijing, Beijing, 1999.
- [30] C.M. Sonsino, Course of SN-curves especially in the high-cycle fatigue regime with regard to component design and safety, *International Journal of Fatigue*, 29 (2007) 2246-2258.
- [31] H. Mayer, Fatigue damage of low amplitude cycles under variable amplitude loading condition, in: *VHCF 4*, Ann Arbor, 2007, pp. 333-340.
- [32] D. Schwerdt, Schwingfestigkeit und Schädigungsmechanismen der Aluminiumlegierungen EN AW-6056 und EN AW-6082 sowie des Vergütungsstahls 42CrMo4 bei sehr hohen Schwingspielzahlen, in: Institut für Werkstoffkunde, Technische Universität Darmstadt, 2011, pp. 222.
- [33] M. Cremer, M. Zimmermann, H.J. Christ, High-frequency cyclic testing of welded aluminium alloy joints in the region of very high cycle fatigue (VHCF), *International Journal of Fatigue*.

- [34] C. Berger, H.J. Christ, Fifth International Conference on Very High Cycle Fatigue, in: VHCF5, Berlin, 2011.
- [35] J.E. Allison, J.W. Jones, J.M. Larsen, R.O. Ritchie, Fourth International Conference on Very High Cycle Fatigue, in: VHCF4, Ann Arbor, 2007.
- [36] T. Sakai, Y. Ochi, Third International Conference of Very High Cycle Fatigue, in: VHCF3, Kyoto, 2004.
- [37] S.E. Stanzl-Tchegg, H. Mayer, International Conference of Fatigue in the Very High Cycle Regime, in: VHCF2, Vienna, 2001.
- [38] C. Bathias, The International Conference of Fatigue Life in the Gigacycle Regime, in: VHCF1, Paris, 1998.
- [39] C. Bathias, L. Drouillac, P. Le Francois, How and why the fatigue S-N curve does not approach a horizontal asymptote, *International Journal of Fatigue*, 23 (2001) S143-S151.
- [40] I. Marines, X. Bin, C. Bathias, An understanding of very high cycle fatigue of metals, *International Journal of Fatigue*, 25 (2003) 1101-1107.
- [41] M. Sander, T. Müller, J. Lebahn, Influence of mean stress and variable amplitude loading on the fatigue behaviour of a high-strength steel in VHCF regime, *International Journal of Fatigue*, (2013).
- [42] T. Müller, M. Sander, On the use of ultrasonic fatigue testing technique – Variable amplitude loadings and crack growth monitoring, *Ultrasonics*, (2013).
- [43] N. Ranc, D. Wagner, P.C. Paris, Study of thermal effects associated with crack propagation during very high cycle fatigue tests, *Acta Materialia*, 56 (2008) 4012-4021.
- [44] Y. Murakami, M. Takada, T. Toriyama, Super-long life tension–compression fatigue properties of quenched and tempered 0.46% carbon steel, *International Journal of Fatigue*, 20 (1998) 661-667.
- [45] M.D. Chapetti, T. Tagawa, T. Miyata, Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part I: review and analysis of the mechanism of failure, *Mater. Sci. Eng. A-Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process.*, 356 (2003) 227-235.
- [46] M.D. Chapetti, T. Tagawa, T. Miyata, Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part II: estimation of fatigue limit for failure from internal inclusions, *Mater. Sci. Eng. A-Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process.*, 356 (2003) 236-244.
- [47] P. Grad, B. Reuscher, A. Brodyanski, M. Kopnarski, E. Kerscher, Mechanism of fatigue crack initiation and propagation in the very high cycle fatigue regime of high-strength steels, *Scripta Materialia*, 67 (2012) 838-841.
- [48] V. Wagner, F. Walther, D. Eifler, Fatigue behavior of railway wheel steels in the very high cycle regime, 2008.
- [49] H.-J. Kim, Fatigue failure analysis of last stage blade in a low pressure steam turbine, *Engineering Failure Analysis*, 6 (1999) 93-100.
- [50] J. Congleton, W. Chen, The fatigue life of a 13% Cr turbine blade steel, *International Journal of Fatigue*, 12 (1990) 91-98.
- [51] D. Dengel, Die arc sin $\sqrt{P}$ -Transformation — ein einfaches Verfahren zur grafischen und rechnerischen Auswertung geplanter Wöhlerversuche, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 6 (1975) 253-261.

- [52] Z. Lei, Y. Hong, J. Xie, C. Sun, A. Zhao, Effects of inclusion size and location on very-high-cycle fatigue behavior for high strength steels, *Materials Science and Engineering: A*, 558 (2012) 234-241.
- [53] Y.B. Liu, Z.G. Yang, Y.D. Li, S.M. Chen, S.X. Li, W.J. Hui, Y.Q. Weng, Dependence of fatigue strength on inclusion size for high-strength steels in very high cycle fatigue regime, *Materials Science and Engineering: A*, 517 (2009) 180-184.
- [54] Y. Murakami, Effects of Nonmetallic Inclusions on Fatigue Strength, in: *Metal Fatigue*, Elsevier Science Ltd, Oxford, 2002, pp. 75-127.
- [55] M. Sander, Ultra high cycle fatigue, in: *Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen*, Springer Berlin Heidelberg, 2008, pp. 131-145.
- [56] H.W. Höppel, M. Prell, L. May, M. Göken, Influence of grain size and precipitates on the fatigue lives and deformation mechanisms in the VHCF-regime, *Procedia Engineering*, 2 (2010) 1025-1034.
- [57] K. Slámečka, J. Pokluda, M. Kianicová, Š. Major, I. Dvořák, Quantitative fractography of fish-eye crack formation under bending-torsion fatigue, *International Journal of Fatigue*, 32 (2010) 921-928.
- [58] K. Shiozawa, L. Lu, Very high-cycle fatigue behaviour of shot-peened high-carbon-chromium bearing steel, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 25 (2002) 813-822.
- [59] Y. Murakami, The Mechanism of Fatigue Failure of Steels in the Ultralong Life Regime of $N > 10^7$ Cycles, in: *Metal Fatigue*, Elsevier Science Ltd, Oxford, 2002, pp. 273-303.
- [60] Y. Murakami, T. Nomoto, T. Ueda, On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles). Part 1: influence of hydrogen trapped by inclusions, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 23 (2000) 893-902.
- [61] Y. Murakami, T. Nomoto, T. Ueda, On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles). Part II: influence of hydrogen trapped by inclusions, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 23 (2000) 903-910.
- [62] T. Nakamura, H. Oguma, Y. Shinohara, The effect of vacuum-like environment inside sub-surface fatigue crack on the formation of ODA fracture surface in high strength steel, *Procedia Engineering*, 2 (2010) 2121-2129.
- [63] Z.G. Yang, S.X. Li, Y.D. Li, Y.B. Liu, W.J. Hui, Y.Q. Weng, Relationship among fatigue life, inclusion size and hydrogen concentration for high-strength steel in the VHCF regime, *Materials Science and Engineering: A*, 527 (2010) 559-564.
- [64] Y. Murakami, S. Matsuoka, Effect of hydrogen on fatigue crack growth of metals, *Engineering Fracture Mechanics*, 77 (2010) 1926-1940.
- [65] K. Shiozawa, Y. Morii, S. Nishino, L. Lu, Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime, *International Journal of Fatigue*, 28 (2006) 1521-1532.
- [66] W. Gerber, Bestimmung der zulässigen Spannungen in Eisenkonstruktionen, *Z. d. Bayer. Architekten u. Ingenieurvereins*, 6 (1874) 101-110.
- [67] B.P. Haigh, Report on alternating stress tests of a sample of mild steel, *BASC Rep.*, 85 (1915) 163-170.
- [68] O. Kommerell, Verfahren zur Berechnung von Fachwerkstäben und auf Biegung beanspruchter Träger bei wechselnder Belastung, *Bautechnik*, 11 (1933) 114-116.

- [69] H.F. Moore, T.M. Jasper, An investigation of the fatigue of metals, Univ. of Ill. Eng. Exp. Stn. Bull., 142 (1924).
- [70] A. Pomp, E. Hempel, Dauerfestigkeitsschaubilder von Stählen bei verschiedenen Zugmittelspannungen unter Berücksichtigung der Prüfstabform, Mitt. Kaiser Wilhelm Inst. f. Eisenf. Düsseldorf, 15 (1933) 247-254.
- [71] J.H. Smith, Some experiments on fatigue of metals, J. Iron Steel Inst., 82 (1910) 246-318.
- [72] C.R. Soderberg, Factor of safety and working stress, J. Appl. Mech. (ASME), 52 (1939) 13-28.
- [73] A. Troost, E. El-Magd, Allgemeine Formulierung der Schwingfestigkeitsamplitude in Haighscher Darstellung, Materialprüfung, 17 (1975) 47-49.
- [74] J. Schijve, Fatigue Properties - Fatigue of Structures and Materials, in: J. Schijve (Ed.), Springer Netherlands, 2009, pp. 141-169.
- [75] A. Versicherungs-AG, Handbuch der Schadensverhütung, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1984.
- [76] M.D. Uchic, D.M. Dimiduk, J.N. Florando, W.D. Nix, Oxide surface films on metal crystals - Response, Science, 306 (2004) 1134-1135.
- [77] E. Arzt, E. Gohring, A model for dispersion strengthening of ordered intermetallics at high temperatures, Acta Materialia, 46 (1998) 6575-6584.
- [78] D.A. Hughes, W.D. Nix, STRAIN-HARDENING AND SUBSTRUCTURAL EVOLUTION IN NI-CO SOLID-SOLUTIONS AT LARGE STRAINS, Mater. Sci. Eng. A-Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process., 122 (1989) 153-172.
- [79] G.P. Zhang, C.A. Volkert, R. Schwaiger, E. Arzt, O. Kraft, Damage behaviour of 200 nm thin copper films under cyclic loading, J. Mat. Res., 20 (2005) 201-207.
- [80] O. Kraft, R. Schwaiger, P. Wellner, Fatigue in thin films: lifetime and damage formation, Materials Science and Engineering: A, 319-321 (2001) 919-923.
- [81] L.T. Lu, J.W. Zhang, K. Shiozawa, Influence of inclusion size on S-N curve characteristics of high-strength steels in the giga-cycle fatigue regime, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 32 (2009) 647-655.
- [82] H. Mayer, Ultrasonic torsion and tension-compression fatigue testing: Measuring principles and investigations on 2024-T351 aluminium alloy, International Journal of Fatigue, 28 (2006) 1446-1455.
- [83] M. Nakajima, K. Tokaji, H. Itoga, T. Shimizu, Effect of loading condition on very high cycle fatigue behavior in a high strength steel, International Journal of Fatigue, 32 (2010) 475-480.
- [84] M. Papakyriacou, H. Mayer, C. Pypen, H. Plenk, S. Stanzl-Tschegg, Influence of loading frequency on high cycle fatigue properties of b.c.c. and h.c.p. metals, Materials Science and Engineering A, 308 (2001) 143-152.
- [85] J.M. Wells, O. Buck, L. Roth, J. Tien, Ultrasonic fatigue, Champion, Pa, 25-30 Oct. 1981, (1981) 1982.
- [86] S.E. Stanzl-Tschegg, H. Mayer, Fatigue and fatigue crack growth of aluminium alloys at very high numbers of cycles, International Journal of Fatigue, 23 (2001) 231-237.

- [87] S. Stanzl-Tschegg, Fatigue crack growth and thresholds at ultrasonic frequencies, *International Journal of Fatigue*, 28 (2006) 1456-1464.
- [88] H.A. Richard, M. Sander, Grundlagen der Bruchmechanik, in: *Ermüdungsrisse*, Vieweg+Teubner Verlag, 2012, pp. 51-105.
- [89] D. Gross, T. Seelig, Lineare Bruchmechanik, in: *Bruchmechanik*, Springer, 2011, pp. 350.
- [90] D. Radaj, M. Vormwald, Schwingfestigkeit, in: *Ermüdungsfestigkeit*, Springer Berlin Heidelberg, 2007, pp. 15-58.
- [91] B. Wu, B.-s. Yan, C.-f. He, Nonlinear ultrasonic characterizing online fatigue damage and in situ microscopic observation, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 21 (2011) 2597-2604.
- [92] H. Döker, Fatigue crack growth threshold: implications, determination and data evaluation, *International Journal of Fatigue*, 19 (1997) 145-149.
- [93] H. Döker, Schwellenwert für Ermüdungsrisssausbreitung: Bestimmung und Anwendung, *Fortschritte der Bruch- und Schädigungsmechanik*, (2002) 9-18.
- [94] R.A. Schmidt, P.C. Paris, Threshold for Fatigue Crack Propagation and the Effects of Load Ratio and Frequency, in, ASTM, 1973.
- [95] Y. Murakami, S. Kodama, S. Konuma, Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. I: Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusions, *International Journal of Fatigue*, 11 (1989) 291-298.
- [96] Y. Murakami, S. Nemat-Nasser, Growth and stability of interacting surface flaws of arbitrary shape, *Engineering Fracture Mechanics*, 17 (1983) 193-210.
- [97] Y. Murakami, Analysis of stress intensity factors of modes I, II and III for inclined surface cracks of arbitrary shape, *Engineering Fracture Mechanics*, 22 (1985) 101-114.
- [98] M. Kanao, E. Sasaki, A. Ohta, M. Kosuge, Fatigue crack propagation properties and ΔK_{th} for several structural steel plates, *Transactions of National Research Institute for Metals*, 27 (1985) 97-113.
- [99] Y. Furuya, T. Abe, Effect of mean stress on fatigue properties of 1800 MPa-class spring steels, *Materials & Design*, 32 (2011) 1101-1107.
- [100] Y. Murakami, Chapter 4 - Effect of Size and Geometry of Small Defects on the Fatigue Limit, in: *Metal Fatigue*, Elsevier Science Ltd, Oxford, 2002, pp. 35-55.
- [101] Z.G. Yang, J.M. Zhang, S.X. Li, G.Y. Li, Q.Y. Wang, W.J. Hui, Y.Q. Weng, On the critical inclusion size of high strength steels under ultra-high cycle fatigue, *Materials Science and Engineering: A*, 427 (2006) 167-174.
- [102] J.M. Zhang, S.X. Li, Z.G. Yang, G.Y. Li, W.J. Hui, Y.Q. Weng, Influence of inclusion size on fatigue behavior of high strength steels in the gigacycle fatigue regime, *International Journal of Fatigue*, 29 (2007) 765-771.
- [103] K.-Y. Jhang, Nonlinear ultrasonic techniques for nondestructive assessment of micro damage in material: A review, *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 10 (2009) 123-135.
- [104] M. Koster, H. Nutz, W. Freeden, D. Eifler, Measuring techniques for the very high cycle fatigue behaviour of high strength steel at ultrasonic frequencies, *Int. J. Mater. Res.*, 103 (2012) 106-112.

- [105] A. Kumar, R.R. Adharapurapu, J.W. Jones, T.M. Pollock, In situ damage assessment in a cast magnesium alloy during very high cycle fatigue, *Scripta Materialia*, 64 (2011) 65-68.
- [106] A. Kumar, C.J. Torbet, J.W. Jones, T.M. Pollock, Nonlinear ultrasonics for in situ damage detection during high frequency fatigue, *Journal of Applied Physics*, 106 (2009) 024904.
- [107] A. Kumar, C.J. Torbet, T.M. Pollock, J. Wayne Jones, In situ characterization of fatigue damage evolution in a cast Al alloy via nonlinear ultrasonic measurements, *Acta Materialia*, 58 (2010) 2143-2154.
- [108] A. Metya, M. Ghosh, N. Parida, S. Palit Sagar, Higher harmonic analysis of ultrasonic signal for ageing behaviour study of C-250 grade maraging steel, *NDT & E International*, 41 (2008) 484-489.
- [109] C. Bathias, K. El Alami, T.Y. Wu, Influence of mean stress on ti6a14v fatigue crack growth at very high frequency, *Engineering Fracture Mechanics*, 56 (1997) 255-264.
- [110] A. Puškár, Ultrasonic fatigue testing equipment and new procedures for complex material evaluation, *Ultrasonics*, 31 (1993) 61-67.
- [111] C. Bathias, P.C. Paris, *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*, Marcel Dekker, 2005.
- [112] S. Kovacs, S. Stille, D. Ernstes, T. Beck, Upgrading of an Ultrasonic Fatigue Testing Machine by Means of Early Stage Damage Detection, *MP Materials Testing* (accepted for publication), (2012).
- [113] Zhou, Turnbull, Influence of pitting on the fatigue life of a turbine blade steel, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 22 (1999) 1083-1093.
- [114] B. Pyttel, D. Schwerdt, C. Berger, Fatigue strength and failure mechanisms in the VHCF-region for quenched and tempered steel 42CrMoS4 and consequences to fatigue design, *Procedia Engineering*, 2 (2010) 1327-1336.
- [115] P.J. Laz, B.M. Hillberry, Fatigue life prediction from inclusion initiated cracks, *International Journal of Fatigue*, 20 (1998) 263-270.
- [116] F. Meurling, A. Melander, M. Tidesten, L. Westin, Influence of carbide and inclusion contents on the fatigue properties of high speed steels and tool steels, *International Journal of Fatigue*, 23 (2001) 215-224.
- [117] Y. Murakami, *Mechanism of Fatigue in the Absence of Defects and Inclusions*, in: *Metal Fatigue*, Elsevier Science Ltd, Oxford, 2002, pp. 1-10.
- [118] K.M. Perkins, M.R. Bache, The influence of inclusions on the fatigue performance of a low pressure turbine blade steel, *International Journal of Fatigue*, 27 (2005) 610-616.
- [119] K. Shiozawa, L. Lu, Effect of non-metallic inclusion size and residual stresses on gigacycle fatigue properties in high strength steel, in: Z.Y. Shen, M.N. James, W.D. Li, Y.X. Zhao (Eds.) *Materials and Product Technologies*, Trans Tech Publications Ltd, Stafa-Zurich, 2008, pp. 33-42.
- [120] C. Sun, Z. Lei, J. Xie, Y. Hong, Effects of inclusion size and stress ratio on fatigue strength for high-strength steels with fish-eye mode failure, *International Journal of Fatigue*, 48 (2013) 19-27.
- [121] K. Tanaka, A THEORY OF FATIGUE CRACK INITIATION AT INCLUSIONS, *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, 13 (1982) 117-123.
- [122] M.M. Ghoneim, Effect of strain rate and temperature on the tensile properties of MANET II steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 6 (1997) 511-516.

- [123] D.L. McDowell, Stress state dependence of cyclic ratchetting behavior of two rail steels, *International Journal of Plasticity*, 11 (1995) 397-421.
- [124] P. Lukáš, L. Kunz, Effect of mean stress on cyclic stress-strain response and high cycle fatigue life, *International Journal of Fatigue*, 11 (1989) 55-58.
- [125] R.J. Morrissey, D.L. McDowell, T. Nicholas, Frequency and stress ratio effects in high cycle fatigue of Ti-6Al-4V, *International Journal of Fatigue*, 21 (1999) 679-685.
- [126] K.S. Chan, Roles of microstructure in fatigue crack initiation, *International Journal of Fatigue*, 32 (2010) 1428-1447.
- [127] Z. Huang, D. Wagner, C. Bathias, P.C. Paris, Subsurface crack initiation and propagation mechanisms in gigacycle fatigue, *Acta Materialia*, 58 (2010) 6046-6054.
- [128] M. Zimmermann, Diversity of damage evolution during cyclic loading at very high numbers of cycles, *Int. Mater. Rev.*, 57 (2012) 73-91.
- [129] S. Heinz, F. Balle, G. Wagner, D. Eifler, Analysis of fatigue properties and failure mechanisms of Ti6Al4V in the very high cycle fatigue regime using ultrasonic technology and 3D laser scanning vibrometry, *Ultrasonics*, (2013).
- [130] I. Marines-Garcia, P.C. Paris, H. Tada, C. Bathias, Fatigue crack growth from small to long cracks in VHCF with surface initiations, *International Journal of Fatigue*, 29 (2007) 2072-2078.
- [131] I. Marines-Garcia, P.C. Paris, H. Tada, C. Bathias, D. Lados, Fatigue crack growth from small to large cracks on very high cycle fatigue with fish-eye failures, *Engineering Fracture Mechanics*, 75 (2008) 1657-1665.
- [132] J. Beirlant, Y. Goegebeur, J. Segers, J. Teugels, D. De Waal, C. Ferro, *Statistics of Extremes: Theory and Applications*, Wiley, 2004.
- [133] C. Sun, Y. Hong, Correlation of crack growth rate and stress ratio for fatigue damage containing very high cycle fatigue regime, *Theoretical and Applied Mechanics Letters*, 2 (2012) 1-4.
- [134] A. Zhao, J. Xie, C. Sun, Z. Lei, Y. Hong, Prediction of threshold value for FGA formation, *Materials Science and Engineering: A*, 528 (2011) 6872-6877.
- [135] R. Pippan, W. Grosinger, Fatigue crack closure: From LCF to small scale yielding, *International Journal of Fatigue*, 46 (2013) 41-48.
- [136] R. Pippan, C. Zelger, E. Gach, C. Bichler, H. Weinhandl, On the mechanism of fatigue crack propagation in ductile metallic materials, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 34 (2011) 1-16.
- [137] T. Sakai, Y. Sato, N. Oguma, Characteristic S-N properties of high-carbon-chromium-bearing steel under axial loading in long-life fatigue, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 25 (2002) 765-773.
- [138] Y.V. Milman, A.A. Golubenko, S.N. Dub, Indentation size effect in nanohardness, *Acta Materialia*, 59 (2011) 7480-7487.
- [139] S.E. Stanzl-Tschegg, B. Schönbauer, Mechanisms of strain localization, crack initiation and fracture of polycrystalline copper in the VHCF regime, *International Journal of Fatigue*, 32 (2010) 886-893.
- [140] U. Krupp, H. Knobbe, H.-J. Christ, P. Köster, C.-P. Fritzen, The significance of microstructural barriers during fatigue of a duplex steel in the high- and very-high-cycle-fatigue (HCF/VHCF) regime, *International Journal of Fatigue*, 32 (2010) 914-920.

- [141] J. Herrmann, J.-Y. Kim, L.J. Jacobs, Q. Jianmin, J.W. Littles, M.F. Savage, Assessment of material damage in a nickel-base superalloy using nonlinear Rayleigh surface waves, *Journal of Applied Physics*, 99 (2006) 124913.
- [142] A. Hikata, B.B. Chick, C. Elbaum, DISLOCATION CONTRIBUTION TO 2ND HARMONIC GENERATION OF ULTRASONIC WAVES, *Journal of Applied Physics*, 36 (1965) 229-&.
- [143] J.Y. Kim, L.J. Jacobs, J.M. Qu, J.W. Littles, Experimental characterization of fatigue damage in a nickel-base superalloy using nonlinear ultrasonic waves, *J. Acoust. Soc. Am.*, 120 (2006) 1266-1273.
- [144] H. Ogi, M. Hirao, S. Aoki, Noncontact monitoring of surface-wave nonlinearity for predicting the remaining life of fatigued steels, *AIP*, 2001.
- [145] S.P. Sagar, S. Das, N. Parida, D.K. Bhattacharya, Non-linear ultrasonic technique to assess fatigue damage in structural steel, *Scripta Materialia*, 55 (2006) 199-202.
- [146] J.Y. Kim, J. Qu, L.J. Jacobs, J.W. Littles, M.F. Savage, Acoustic nonlinearity parameter due to microplasticity, *J. Nondestruct. Eval.*, 25 (2006) 29-37.
- [147] G. Shui, Y.-S. Wang, F. Gong, Evaluation of plastic damage for metallic materials under tensile load using nonlinear longitudinal waves, *NDT & E International*, 55 (2013) 1-8.
- [148] M. Cremer, M. Zimmermann, H.J. Christ, In-situ characterization of the damage evolution of welded aluminum alloy joints during very high cycle fatigue (VHCF) with nonlinear ultrasonic technique, in, 2012, pp. 839-846.
- [149] D. Ernstes, Schädigungsdetektion bei Ermüdungsversuchen im Ultrahochzyklusbereich mittels Analyse des nichtlinear-elastischen Materialverhaltens, in: *Institut für Energie- und Klimaforschung, Werkstoffstruktur und Eigenschaften, Forschungszentrum Jülich*, 2012, pp. 45.
- [150] C. Sun, J. Xie, A. Zhao, Z. Lei, Y. Hong, A cumulative damage model for fatigue life estimation of high-strength steels in high-cycle and very-high-cycle fatigue regimes, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 35 (2012) 638-647.

Abbildungsverzeichnis

Abb. 1: Schematische Darstellung der mittelspannungsbehafteten Ermüdungsbelastung.	4
Abb. 2: Beanspruchungsfälle mit zugehörigem Spannungsverhältnis.	5
Abb. 3: Schematische Darstellung zur Bildung von persistenten Gleitbändern [19].	6
Abb. 4: Schematisches Wöhlerdiagramm für Typ I-Werkstoffe [7].	7
Abb. 5: Schematisches Wöhlerdiagramm für Typ II-Werkstoffe mit hinreichend großen Einschlüssen ($> 10 \mu\text{m}$) [7, 19].	8
Abb. 6: Typische Wöhlerlinien für unterschiedliche Typ II-Werkstoffe [7]; (a) hochfester Stahl SUJ2 [7, 27, 29]; (b) hochfester Stahl 100Cr6 [7, 30]; (c) niedrigfester Stahl Ck15 [31], Vergütungsstahl 42CrMo4 [32]; (d) diverse Al-Legierungen [30, 33].	9
Abb. 7: Bruchflächen mit Rissinitiiierung im Werkstoffvolumen [55]; (a, b) ausgehend von einem nichtmetallischen Einschluss (42CrMo4); (c, d) ausgehend von einer inhomogenen Mikrostruktur eines perlitischen Stahls; (e, f) ausgehend von einer Zelle feinlamellaren Perlits.	13
Abb. 8: Schematische Darstellung der Bruchfläche um den Einschluss: a) eigenspannungsfreie Oberfläche; b) oberflächennahe Druckeigenstressungen. .	14
Abb. 9: Nahaufnahme eines versagensauslösenden Einschlusses mit einer ODA im optischen Mikroskop; angelassener, martensitischer 100Cr6 ($\sigma_a = 804 \text{ MPa}$, $N_f = 4,37 \cdot 10^7$) [12].	15
Abb. 10: ODA-Bildung durch Wasserstoffversprödung nach Murakami [28, 60, 61].	16
Abb. 11: ODA-Entstehung durch viele Mikrorisse, die sich durch Dekohäsion von Karbiden von der Matrix bilden nach Shiozawa [28, 65].	16
Abb. 12: Bildung einer feinkörnigen Zone um den Einschluss durch zyklische plastische Verformung nach Sakai [28].	17
Abb. 13: ODA-Bildung durch einen lokalen Abfall des Schwellenwertes in Einschlussnähe nach Grad <i>et al.</i> [47].	18
Abb. 14: Schematisches Haigh-Diagramm.	19
Abb. 15: Wöhlerkurven von 100Cr6 bei axialer Belastung (a) und bei Umlaufbiegebelastung (b) [11].	21
Abb. 16: Grundlegende Rissbeanspruchungsmoden der Bruchmechanik [88].	22
Abb. 17: Risspitze mit plastischer Zone [89].	24
Abb. 18: Ermüdungsrisswachstum nach dem Paris-Gesetz.	25
Abb. 19: Ergebnisse von Schwellenwertmessungen an einem Hochtemperaturstahl bei 550°C [92].	26
Abb. 20: Schwellenwertuntersuchung nach Döker [92]: Konstruktion der $\Delta K_{th,R}$ -Kurve.	27
Abb. 21: Abhängigkeit zwischen ΔK_{th} und $\sqrt{area}$ für unterschiedliche Materialien.	28
Abb. 22: $\sqrt{area}$ -Konzept: Einschlüsse, Löcher und Kurzrisse mit gleichem $\sqrt{area}$ -Parameter können bruchmechanisch äquivalent behandelt werden.	30

Abb. 23: Frequenzspektrum der axialen Schwingung einer in dieser Arbeit untersuchten Probe bei 19,3 kHz Grundfrequenz, berechnet aus der Schnellen Fourier Transformation.	31
Abb. 24: Einfluss der Ermüdungsschädigung mit zunehmender Lastspielzahl auf die Materialdämpfung während der Abklingphase.	33
Abb. 25: Wärmebehandlung des untersuchten X10CrNiMoV-12-2-2 dargestellt in einem Temperatur-Zeit-Diagramm.	34
Abb. 26: Lichtmikroskopische Aufnahme (links) und REM-Aufnahme (rechts) des martensitischen Gefüges.	35
Abb. 27: Funktionsprinzip der Ultraschallermüdungsprüfanlage [18].	36
Abb. 28: Verlauf der Dehnungsschwingbreite als Funktion der Erregerspannung zur Kalibrierung für unterschiedliche Dehnungsgrade.	37
Abb. 29: Verlauf des Kalibrierparameters als Funktion der plastischen Dehnung.	38
Abb. 30: Ultraschallermüdungsprüfstand integriert im Lastrahmen.	38
Abb. 31: Elektromagnetisches Resonanzprüfsystem.	39
Abb. 32: Probengeometrie für den elektromagnetischen Resonanzpulsar.	40
Abb. 33: Probengeometrien: a) bzw. b) für die Ultraschallermüdung bei $R = -1$ bzw. $R > 0$	41
Abb. 34: a) Verlauf der Spannungsamplitude als Funktion der Entfernung zur Probenmitte; b) Probenradius als Funktion der Entfernung zur Probenmitte.	42
Abb. 35: Temperatur der Probenmitte als Funktion der maximalen Spannung bei kontinuierlicher zyklischer Belastung.	43
Abb. 36: Frequenzänderung als Funktion der Temperatur bei verschiedenen Spannungsamplituden.	44
Abb. 37: Schematische Übersicht über die angewendeten Methoden zur frühzeitigen Schädigungsdetektion [112].	46
Abb. 38: Schematische Darstellung der Datenauswertung in LabVIEW.	46
Abb. 39: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche mit elektromagnetischem Resonanzpulsar bei 100 Hz und $R = -1$ (blau); Zusätzlich eingetragen sind Literaturdaten von Zhou <i>et al.</i> (grau) [113].	49
Abb. 40: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei $R = -1$	50
Abb. 41: Ausgleichskurve nach dem $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren für $R = -1$	52
Abb. 42: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei $R = 0,1$	53
Abb. 43: Ausgleichskurve nach dem $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren für $R = 0,1$	55
Abb. 44: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei $R = 0,5$	55
Abb. 45: Ausgleichskurve nach dem $\arcsin\sqrt{P}$ -Verfahren für $R = 0,5$	57
Abb. 46: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei $R = 0,7$	58
Abb. 47: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei den Lastverhältnissen $R = 0,1$ bis $R = 0,7$	59
Abb. 48: Maximalspannung σ_{max} aufgetragen über die Bruchlastspielzahl N_f für die Wöhlerversuche zwischen $R = -1$ und $R = 0,7$	61
Abb. 49: Haigh-Diagramm mit den Abschätzungen nach Goodman und Gerber sowie den experimentell ermittelten Daten nach der $\arcsin\sqrt{P}$ -Methode (blaue Dreiecke) für eine Bruchwahrscheinlichkeit von 0%.	62

Abb. 50: Haigh-Diagramm mit den Abschätzungen nach Goodman und Gerber sowie den experimentell ermittelten Daten nach der $\arcsin\sqrt{P}$ -Methode (blaue Dreiecke) und dem in Kap. 3.2.6 beschriebenen Ansatz (rote Rauten). Hierbei wurde jeweils die gleiche Bruchwahrscheinlichkeit verwendet	63
Abb. 51: Mittlere Totaldehnung berechnet aus dem um die Systemnachgiebigkeit korrigierte Traversenweg während des Ermüdungsversuchs bei $R = 0,1$, $R = 0,5$ und $R = 0,7$	65
Abb. 52: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei den Lastverhältnissen $R = 0,1$ bis $R = 0,7$ mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben bei $R = 1$	66
Abb. 53: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Bruchflächen bei $R = -1$; die zugehörigen Datenpunkte auf der Wöhlerlinie sind in Abb. 52 gekennzeichnet.	69
Abb. 54: Ermüdungs- (links) und Restbruchfläche (rechts) am Beispiel von Probe H.	69
Abb. 55: Typischer PSB-Bruch: (a und b) Probenoberfläche vor dem finalen Bruch ($\sigma_a = 540$ MPa, $R = -1$, $N_f = 1,15 \cdot 10^6$); (c und d) Bruchoberfläche von Probe D.	70
Abb. 56: Gleitbandstrukturen an den Rissflanken von Probe D.	71
Abb. 57: Schematische Darstellung einer VHCF-Bruchoberfläche für einen Typ-II-Werkstoff.	72
Abb. 58: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei den Lastverhältnissen $R = -1$ bis $R = 0,7$ mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben bei $R = 0,1$	73
Abb. 59: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Bruchflächen bei $R = 0,1$; die zugehörigen Datenpunkte auf der Wöhlerlinie sind in Abb. 58 gekennzeichnet.	75
Abb. 60: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei den Lastverhältnissen $R = -1$ bis $R = 0,7$ mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben bei $R = 0,5$	76
Abb. 61: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Bruchflächen bei $R = 0,5$; die zugehörigen Datenpunkte auf der Wöhlerlinie sind in Abb. 60 gekennzeichnet.	78
Abb. 62: Wöhlerdiagramm für Ermüdungsversuche bei den Lastverhältnissen $R = -1$ bis $R = 0,7$ mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben bei $R = 0,7$	79
Abb. 63: Elektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Bruchflächen bei $R = 0,7$; die zugehörigen Datenpunkte auf der Wöhlerlinie sind in Abb. 62 gekennzeichnet.	80
Abb. 64: Verteilung der Elemente C, O, Al, Ca, Cr, Fe und Mo im Fish-eye von Probe H (EDX-Mapping).	81
Abb. 65: Verteilung der Elemente C, O, Al, Ca, Cr, Fe und Mo in der Einschlussumgebung von Probe H (EDX-Mapping).	82
Abb. 66: EDX-Analyse am versagensauslösenden Einschluss der Probe P ($R = 0,1$) zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung. a) versagenskritischer Einschluss; b) und c) EDX-Analysen von unterschiedlichen Bereichen, an denen die Zusammensetzung bestimmt wurde.	83
Abb. 67: EDX-Analyse am versagensauslösenden Einschluss der Probe I ($R = -1$) zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung. a) versagenskritischer Einschluss; b) EDX-Analyse.	83

Abb. 68:	Extremwertstatistik der versagenskritischen Einschlussgrößen.	84
Abb. 69:	Auftragung des $\sqrt{area}$ -Parameters als Funktion des Abstands zur Probenoberfläche.	85
Abb. 70:	Abhängigkeit zwischen dem Abstand der versagensauslösenden Einschlüsse zur Oberfläche und der Bruchlastspielzahl der Proben.	86
Abb. 71:	Abhängigkeit zwischen der Einschlusstiefe und der Größe des Fish-eyes. ..	87
Abb. 72:	a) Mikrostruktur im Bereich des kritischen Einschlusses von Probe H ($\sigma_a = 550$ MPa, $R = -1$, $N_f = 6,15 \cdot 10^7$); b) und c) vergrößerte Aufnahmen; rot markiert sind Bereiche mit einer extrem feinen nanokristallinen Kornstruktur.	88
Abb. 73:	a) Mikrostruktur im Bereich des kritischen Einschlusses der anderen Bruchhälfte von Probe H ($\sigma_a = 550$ MPa, $R = -1$, $N_f = 6,15 \cdot 10^7$); b) und c) vergrößerte Aufnahmen zeigen die nanokristalline Struktur.....	89
Abb. 74:	a) Versagenskritischer Einschluss von Probe P ($\sigma_a = 370$ MPa, $R = 0,1$, $N_f = 1,24 \cdot 10^8$); b) und c) Mikrostruktur im Einschlussbereich zeigt keine Feinkornzone, die martensitische Struktur reicht bis an die Bruchoberfläche.	92
Abb. 75:	Auftragung des risslängenabhängigen Schwellenwertes nach Gl. (3.6) und (3.7) über das Lastverhältnis.	94
Abb. 76:	Auftragung der ΔK_{incl} -Werte über der Bruchlastspielzahl für die Lastverhältnisse $R = -1, 0,1$ und $0,5$. Zusätzlich aufgetragen sind die jeweiligen mittleren Schwellenwerte ΔK_{th} und ΔK_{ODA} (hellblau) unter Berücksichtigung der ODA-Größen (sofern vorhanden).....	95
Abb. 77:	Auftragung der experimentell ermittelten Ermüdungsfestigkeiten über $(1-R)/2$ zur Bestimmung der Werkstoffkonstante α	97
Abb. 78:	Modifizierte Wöhlerlinie nach der $\sqrt{area}$ -Methode von Murakami.	98
Abb. 79:	Maximale Spannungsintensität, berechnet unter Verwendung der Ermüdungsfestigkeiten und der gemittelten Einschlussgröße als Funktion des Lastverhältnisses.....	101
Abb. 80:	Schwellenwert, berechnet unter Verwendung der Ermüdungsfestigkeiten und der gemittelten Einschlussgröße als Funktion der maximalen Spannungsintensität.	102
Abb. 81:	Schwellenwertkurven nach Döker und nach Murakami.....	102
Abb. 82:	Darstellung der Positionen der Härteeindrücke.....	105
Abb. 83:	Härtewerte einer Ermüdungsprobe im Ausgangszustand als Funktion des Abstands zur Probenoberfläche.	105
Abb. 84:	VHCF-Probe O ($\sigma_a = 370$ MPa, $R = 0,1$, $N_f = 9,60 \cdot 10^7$); Rot gekennzeichnet ist die Position des durchgeführten Querschliffs, an dem die Härtemessungen durchgeführt wurden.	106
Abb. 85:	Querschliff von Probe O (siehe Abb. 84); eingezeichnet ist das Messgitter, dessen Gitterpunkte die Eindruckpositionen der Härtemessung angeben.....	107
Abb. 86:	Konturdarstellung der Härteverteilung in HV von Probe O ($\sigma_a = 370$ MPa, $R = 0,1$, $N_f = 9,60 \cdot 10^7$).....	108
Abb. 87:	Häufigkeitsverteilung der Härtewerte von Probe O ($\sigma_a = 370$ MPa, $R = 0,1$, $N_f = 9,60 \cdot 10^7$).	108
Abb. 88:	Präparation von Probe T ($\sigma_a = 250$ MPa, $R = 0,5$, $N_f = 4,87 \cdot 10^7$) für die Härtemessung; links: in Rot gekennzeichnet ist die Position des Querschliffs, an dem die Härtemessungen durchgeführt wurden; rechts: Querschliff mit eingezeichnetem Messgitter.	109

Abb. 89: Konturdarstellung der Härteverteilung in HV von Probe T ($\sigma_a = 250$ MPa, $R = 0,5$, $N_f = 4,87 \cdot 10^7$).....	110
Abb. 90: Häufigkeitsverteilung der Härtewerte von Probe T ($\sigma_a = 250$ MPa, $R = 0,5$, $N_f = 4,87 \cdot 10^7$).	110
Abb. 91: Durchläufer-Probe ($\sigma_a = 145$ MPa, $R = 0,7$, $N_f = 4,75 \cdot 10^9$); a) REM-Aufnahme der Probenoberfläche; b) Konfokalmikroskopische Aufnahme eines $250 \cdot 250 \mu\text{m}^2$ großen Bereichs der Probenoberfläche; c) Querschliff und Messgitter im untersuchten Bereich.	111
Abb. 92: Konturdarstellung der Härteverteilung in HV des Durchläufers ($\sigma_a = 145$ MPa, $R = 0,7$, $N_f = 4,75 \cdot 10^9$).	112
Abb. 93: Häufigkeitsverteilung der Härtewerte des Durchläufers ($\sigma_a = 145$ MPa, $R = 0,7$, $N_f = 4,75 \cdot 10^9$).....	113
Abb. 94: Auftragung von Grundschiwingung und Oberschiwingung für verschiedene Konfigurationen.....	115
Abb. 95: Typischer Verlauf von β_{rel} über der Zykluszahl bei $R = -1$	116
Abb. 96: Verlauf von β_{rel} (blau) und Resonanzfrequenz (rot) am Ende eines VHCF-Versuchs mit $R = -1$	117
Abb. 97: Signalverlauf von Resonanzfrequenz, Nichtlinearität und Abklingkonstante einer VHCF-Probe ($\sigma_a = 530$ MPa, $R = -1$, $N_f = 7,76 \cdot 10^7$).....	118
Abb. 98: Verlauf von β_{rel} und Temperatur über der Zeit während eines Langzeitversuchs.	119
Abb. 99: Verlauf von f_{res} , β_{rel} und δ als Funktion von σ_{max} während eines quasi-statischen Zugversuchs überlagert mit einer kleinen zyklischen Amplitude (~ 100 MPa).	119
Abb. 100: Verlauf von f_{res} , β_{rel} und δ als Funktion von σ_{max} während eines quasi-statischen Zugversuchs überlagert mit einer kleinen zyklischen Amplitude (~ 100 MPa); vergrößerter Ausschnitt des Versuchsendes.	121
Abb. 101: Verlauf von f_{res} und β_{rel} als Funktion von N ($\sigma_a = 240$ MPa, $R = 0,5$, $N_f = 1,40 \cdot 10^9$).	122
Abb. 102: Verlauf von f_{res} , β_{rel} und δ als Funktion von N für einen Durchläufer ($\sigma_a = 230$ MPa, $R = 0,5$, $N_{run-out} = 2,58 \cdot 10^9$).	122

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: chemische Zusammensetzung des Stahls X10CrNiMoV12-2-2.	34
Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften von X10CrNiMoV12-2-2 bei Raumtemperatur. 35	
Tabelle 3: Daten zur Berechnung der Ermüdungsfestigkeit nach der arcsin $\sqrt{P}$ -Methode für $R = -1$	52
Tabelle 4: Daten zur Berechnung der Ermüdungsfestigkeit nach der arcsin $\sqrt{P}$ -Methode für $R = 0,1$	54
Tabelle 5: Daten zur Berechnung der Ermüdungsfestigkeit nach der arcsin $\sqrt{P}$ -Methode für $R = 0,5$	56
Tabelle 6: Mittlere Schwellenwerte mit Standardabweichungen für die unterschiedlichen Lastverhältnisse nach Murakami (Gl. (1.22) und (1.23)). Alle Angaben in MPa $\sqrt{m}$	93

Band / Volume 201

Transport and deposition of functionalized multi-walled carbon nanotubes in porous media

D. Kasel (2013), 103 pp

ISBN: 978-3-89336-929-4

Band / Volume 202

Full-waveform inversion of surface ground penetrating radar data and coupled hydrogeophysical inversion for soil hydraulic property estimation

S. Busch (2013), 112 pp

ISBN: 978-3-89336-930-0

Band / Volume 203

**Politikszzenarien für den Klimaschutz VI –
Treibhausgas-Emissionsszenarien bis zum Jahr 2030
Advances in Systems Analysis 5**

P. Hansen, S. Gores und F. Chr. Matthes (Hrsg.)

(2013), XX, 257 pp

ISBN: 978-3-89336-932-4

Band / Volume 204

**Effect of Composition, Microstructure and Component Thickness
on the Oxidation Behaviour of Laves Phase Strengthened Interconnect
Steel for Solid Oxide Fuel Cells (SOFC)**

C. Asensio Jimenez (2014), 210 pp

ISBN: 978-3-89336-935-5

Band / Volume 205

**Airborne VOC measurements on board the Zeppelin NT during the
PEGASOS campaigns in 2012 deploying the improved Fast-GC-MSD
System**

J. Jäger (2014), VIII, 182 pp

ISBN: 978-3-89336-936-2

Band / Volume 206

**Pulvermetallurgische Funktionsbauteile aus NiTi- und NiTi-X
Legierungspulvern**

M. Bitzer (2014), III, 144 pp

ISBN: 978-3-89336-937-9

Band / Volume 207

**Zinkoxid: Einfluss von Dotierung und Legierungen auf elektro-optische
Eigenschaften, auf das Ätzverhalten und auf die Tempernachbehandlung**

M. Warzecha (2014), 8, vii, 170 pp

ISBN: 978-3-89336-938-6

Band / Volume 208

**SGSreco - Radiologische Charakterisierung von Abfallfässern
durch Segmentierte γ -Scan Messungen**

T. H. Krings (2014), ix, 181, XI

ISBN: 978-3-89336-945-4

Band / Volume 209

**Kühlkonzepte für Hochtemperatur-Polymerelektrolyt-Brennstoffzellen-
Stacks**

J. Supra (2014), III, 191 pp

ISBN: 978-3-89336-946-1

Band / Volume 210

**Eigenschaften des Phosphorsäure-Polybenzimidazol-Systems
in Hochtemperatur-Polymerelektrolyt-Brennstoffzellen**

A. Majerus (2014), viii, 141 pp

ISBN: 978-3-89336-947-8

Band / Volume 211

Study on the Complex Li-N-H Hydrogen Storage System

L. Du (2014), I, 132 pp

ISBN: 978-3-89336-952-2

Band / Volume 212

**Transport and Retention of Stabilized Silver Nanoparticles
in Porous Media**

Y. Liang (2014), IV, 109 pp

ISBN: 978-3-89336-957-7

Band / Volume 213

**Effizienzoptimierte CO₂-Abtrennung in IGCC-Kraftwerken
mittels Wassergas-Shift-Membranreaktoren**

Schiebahn, S. T. (2014), XXII, 203 pp

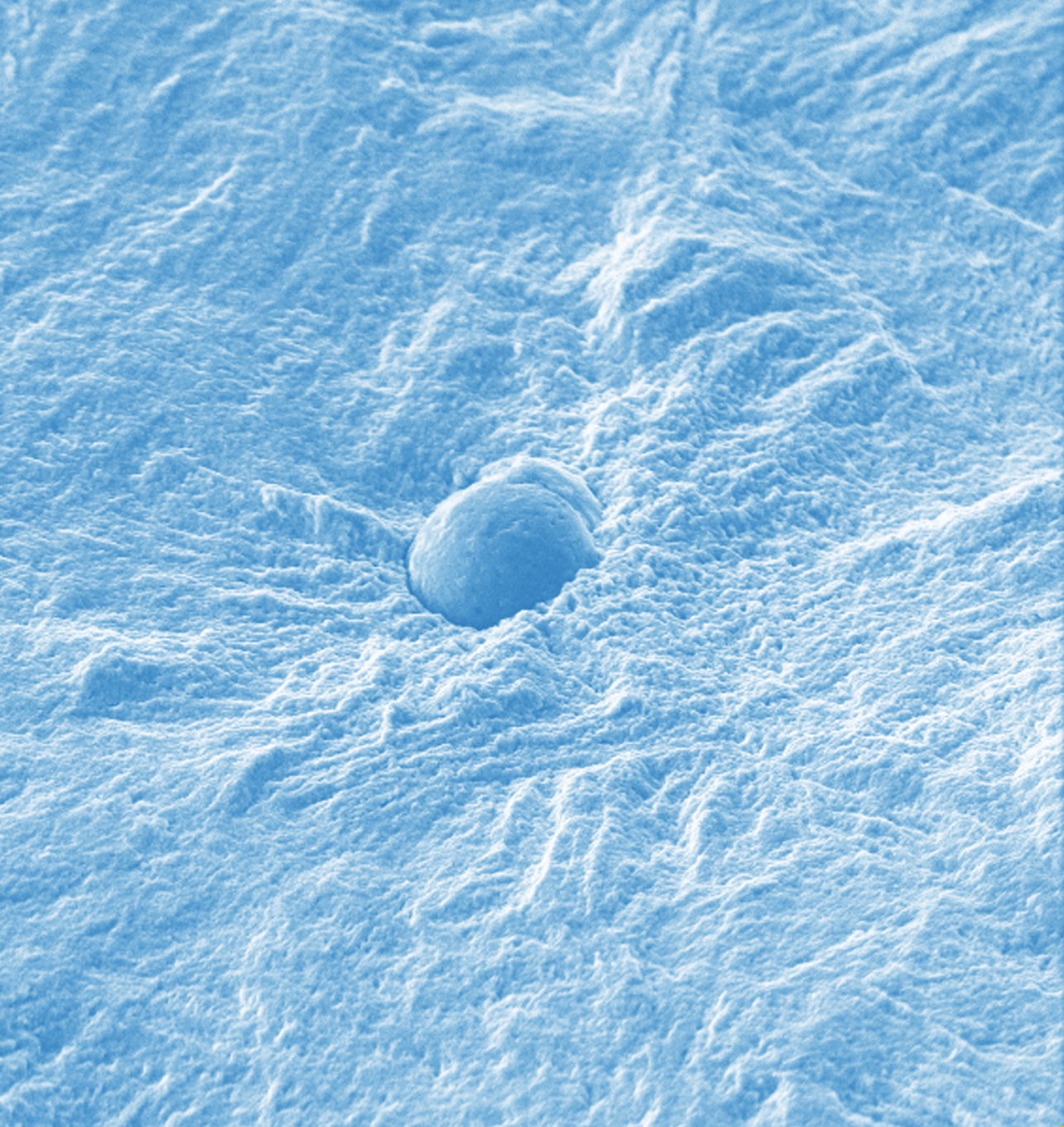
ISBN: 978-3-89336-958-4

Band / Volume 214

**Lebensdauer und Schädigungsentwicklung martensitischer Stähle für
Niederdruck-Dampfturbinenschaufeln bei Ermüdungsbeanspruchung
im VHCF-Bereich**

Kovacs, S. (2014), IV, 140 pp

ISBN: 978-3-89336-959-1



Energie & Umwelt / Energy & Environment
Band / Volume 214
ISBN 978-3-89336-959-1

