

# **Einflussfaktoren auf das Ermüdungsverhalten im Bereich sehr hoher Lastwechselzahlen (VHCF)**

Dissertation  
zur  
Erlangung des akademischen Grades  
Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)  
der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik  
der Universität Rostock

vorgelegt von  
Carsten Wickmann (geb. Stäcker)  
geb. am 27.06.1989 in Waren (Müritz)  
aus Sildemow

Rostock, im April 2022

[https://doi.org/10.18453/rosdok\\_id00004137](https://doi.org/10.18453/rosdok_id00004137)

**Gutachter / Gutachterinnen:**

Prof. Dr.-Ing. Manuela Sander, Universität Rostock, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik, Lehrstuhl für Strukturmechanik

Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck, Technische Universität Kaiserslautern, Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik, Lehrstuhl für Werkstoffkunde

**Datum der Einreichung:** 05.04.2022

**Datum der Verteidigung:** 15.11.2022

## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Strukturmechanik der Universität Rostock. Ich möchte mich hiermit bei allen, die zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben, herzlich bedanken.

Als Erstes möchte ich meiner Doktormutter Frau Prof. Dr.-Ing. Manuela Sander für die Möglichkeit danken, diverse Projekte zu bearbeiten und diese Dissertation anfertigen zu können. Bedanken möchte ich mich auch für das mir entgegengebrachte Vertrauen, die Freiheiten bei der Bearbeitung und die fachliche Unterstützung, die wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Herrn Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck danke ich für die bereitwillige Übernahme des Koreferates und Herrn Prof. Dr.-Ing. Olaf Kessler für die freundliche Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Ich möchte mich auch bei allen Kollegen für die wunderbare Zusammenarbeit, die anregenden fachlichen Diskussionen und die schöne gemeinsame Zeit bedanken. Besonderem Dank gilt dabei Frau Birgit Felske für die Unterstützung bei Verwaltungsangelegenheiten und Abbildungen, Herrn Martin Radtke für die Vorbereitung von Proben und Herrn Dr.-Ing. Horst Heyer sowie Herrn Dr.-Ing. Christopher Benz für die hilfreichen fachlichen Gespräche.

Selbstverständlich geht mein tief empfundener Dank an meinen Bruder, meinen Freunden und vor allem an meine Eltern, die mir schon das Studium und später noch diese nun abgeschlossene Dissertation durch ihre Großzügigkeit ermöglicht haben.

Zu guter Letzt in dieser Aufzählung, aber in meinem Herzen dafür ganz weit vorn kommt meine eigene kleine Familie. Herzlichen Dank an meine liebe Ehefrau Katrin und an unsere drei großartigen Kinder Oskar, Ella und Hannah für die Unterstützung und Liebe, die ich von euch in dieser Zeit erfahren durfte und weiterhin erfahren darf.

Rostock, im April 2022

Carsten Wickmann



# Inhaltsverzeichnis

<b>Nomenklatur .....</b>	<b>V</b>
<b>1 Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>2 Grundlagen und Stand der Technik .....</b>	<b>4</b>
<b>2.1 Grundlagen der Ermüdung metallischer Werkstoffe .....</b>	<b>4</b>
2.1.1 Charakterisierung einer zyklischen Belastung .....	5
2.1.2 Charakterisierung der Wöhlerlinie .....	6
<b>2.2 Grundlagen der Bruchmechanik metallischer Werkstoffe .....</b>	<b>10</b>
2.2.1 Konzept der Spannungsintensität .....	10
2.2.2 Beschreibung der plastischen Zonen an der Rissspitze .....	12
2.2.3 Ermüdungsrißwachstum .....	14
2.2.4 Rissenschließ- bzw. Rissöffnungsmechanismen .....	17
<b>2.3 Grundlagen der Korrosion metallischer Werkstoffe .....</b>	<b>18</b>
<b>2.4 Ermüdung metallischer Werkstoffe im Very High Cycle Fatigue Bereich.....</b>	<b>22</b>
2.4.1 Bruchmechanische Konzepte im VHCF-Bereich.....	23
2.4.2 Eigenschaften und Besonderheiten der FGA .....	26
2.4.3 Konzepte zur Bildung der Feinkornzone .....	32
2.4.4 Einflüsse auf das Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich.....	40
<b>3 Werkstoffe und Probengeometrie .....</b>	<b>45</b>
<b>3.1 Materialcharakterisierung.....</b>	<b>45</b>
<b>3.2 Probengeometrie und –auslegung.....</b>	<b>47</b>
<b>4 Versuchstechnik.....</b>	<b>49</b>
<b>4.1 Ultraschallprüfstand .....</b>	<b>49</b>
<b>4.2 Erweiterung des Prüfstands für Seewasseruntersuchungen .....</b>	<b>52</b>

<b>4.3 Erweiterung der Steuerungssoftware .....</b>	<b>54</b>
<b>4.4 Aufbereitung der eingesetzten Standardlastspektren .....</b>	<b>56</b>
<b>5 Experimentelle Untersuchungen .....</b>	<b>59</b>
<b>5.1 Ermüdungsverhalten bei konstanter Amplitudenbelastung in Seewasser .....</b>	<b>59</b>
5.1.1 Vergütungsstahl 34CrNiMo6   1.6582 .....	60
5.1.2 Baustahl S355J2C+N   1.0579 .....	65
5.1.3 Nichtrostender Duplexstahl X2CrNiMoN22-5-3   1.4462 .....	67
<b>5.2 Ermüdungsverhalten bei variabler Amplitudenbelastung .....</b>	<b>70</b>
5.2.1 Einfluss der Mittelspannung .....	70
5.2.2 Einfluss des Standardlastspektrums .....	73
5.2.3 Fraktographische Auswertung .....	75
<b>5.3 Untersuchung der FGA-Bildung durch künstlich generierte Defekte.....</b>	<b>79</b>
5.3.1 Verifizierung künstlich generierter Defekte .....	80
5.3.2 Ergebnisse der Laststeigerungsversuche.....	82
5.3.3 Nachweis der FGA-Bildung mittels FIB-Technik .....	84
5.3.4 Alternative Methoden zur Untersuchung der FGA-Bildung .....	86
5.3.5 Bruchmechanische Bewertung der Ergebnisse .....	91
5.3.6 Diskussion und Fazit .....	92
<b>6 Elastisch-plastische Rissfortschrittssimulationen .....</b>	<b>95</b>
<b>6.1 Modellbeschreibung für das Risswachstum ausgehend von Volumenfehlern.....</b>	<b>95</b>
6.1.1 Materialmodell .....	98
6.1.2 Elementgrößenbetrachtung .....	99
6.1.3 Auswertemethoden zur Bestimmung der Rissöffnungsspannung .....	101
6.1.4 Auswertemethoden zur Bestimmung der Kontaktspannungen .....	102
<b>6.2 Ergebnisse der Rissöffnungsspannungen ausgehend von Volumenfehlern ...</b>	<b>104</b>
6.2.1 Einfluss der Auswertemethode .....	104

6.2.2	Einfluss des Spannungsverhältnisses .....	105
6.2.3	Einfluss des Defekttyps .....	106
6.2.4	Einfluss der Spannungssamplitude .....	108
6.2.5	Einfluss bei variabler Amplitudenbelastung .....	108
<b>6.3</b>	<b>Ergebnisse der Kontaktspannungen an den Rissflanken .....</b>	<b>111</b>
6.3.1	Auswertung der lokalen Kontaktspannungen.....	111
6.3.2	Quantifizierung eines Rissflankenbeanspruchungsparameters auf Grundlage der Kontaktspannungen .....	115
6.3.3	Einfluss bei variabler Amplitudenbelastung .....	117
<b>6.4</b>	<b>Korrelation zur FGA-Bildung.....</b>	<b>121</b>
<b>7</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>125</b>
	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>129</b>
<b>A</b>	<b>Anhang.....</b>	<b>143</b>
<b>A1</b>	<b>Statistische Auswertungen der Wöhlerlinien.....</b>	<b>143</b>
<b>A2</b>	<b>Rekonstruktionsvarianten Blocklastkollektive.....</b>	<b>144</b>
<b>A3</b>	<b>Konturbilder der Kontaktspannungsverteilung an den Rissflanken .....</b>	<b>145</b>



## Nomenklatur

<b>Symbol</b>	<b>Bedeutung</b>
$a$	Risslänge bzw. -tiefe
$A, area$	projizierte Fläche eines Defekts auf die Ebene senkrecht zur Hauptnormalspannung
$A$	Bruchdehnung
$a_0$	Anfangsrisslänge; <i>El Haddad</i> Parameter
$A_{C3}$	Glühtemperatur bei Wärmebehandlung
$\Delta a$	Rissfortschrittsinkrement
$\Delta a_{\text{ref}}$	Referenzwert der Elementkantenlänge bzw. des Rissfortschrittsinkrements
$A_{\text{eff}}$	effektive projizierte Fläche
$a_f$	Endrisslänge
$a_{\max}$	maximale Risslänge
$a_p$	plastische Risslängenkorrektur
$\sqrt{A}, \sqrt{\text{area}}$	Flächenparameter nach <i>Murakami</i>
$\alpha$	Werkstoffparameter zur Berechnung von $\sigma_{a,\text{th},sc}$ nach dem $\sqrt{A}$ -Konzept
$\alpha_{\text{CF}}$	Constraint-Faktor der Risschließfunktion nach <i>Newman</i>
$\alpha_K$	Kerbfaktor
$b$	<i>Chaboche</i> Materialparameter
$\beta$	Lageparameter zur Berechnung von $K_{\max}$ bzw. $\Delta K$ nach dem $\sqrt{A}$ -Konzept
$c$	Rissbreite
$C$	Lageparameter der Wöhlerlinie; <i>Chaboche</i> Materialparameter
$C_A, C_B$	Materialkonstanten für die „master curve of ODA“
$C_{\text{th}}$	Parameter der Risschließfunktion nach <i>Newman</i>
$D$	Rissflankenbeanspruchungsparameter
$d_1, d_2, d_3$	Größe der Zwillings-, Korn- und Phasengrenzen im <i>Kitagawa-Takahashi</i> -Diagramm
$d$	Durchmesser eines inneren Einschlusses oder Defekts
$d_m$	Durchmesser der Schwingmassen der Probengeometrie
$d_{\text{mr}}$	Durchmesser des Messbereichs der Probengeometrie
$da/dN$	Rissgeschwindigkeit
$\delta$	Lageparameter zur Berechnung von $\sigma_{a,\text{th},sc}$ nach dem $\sqrt{A}$ -Konzept
$e$	Abstand zwischen zwei Defekten
$E$	Elastizitätsmodul
$\varepsilon, \varepsilon_{\max}$	Dehnung bzw. maximale Dehnung
$F$	Kraft

$f$	Frequenz
$f_c$	Kontakthäufigkeit
$\gamma$	Lageparameter zur Berechnung von $\Delta K_{th,sc}$ nach dem $\sqrt{A}$ -Konzept Risschließfunktion nach <i>Newman</i>
$H_0$	Kollektivumfang
$h_i$	Einzelhäufigkeiten
$HV$	Härte nach <i>Vickers</i>
$i$	Iterationsvariable; Zeitinkrement
$K$	Spannungsintensitätsfaktor
$k$	Neigung der Wöhlerlinie
$K_c$	Riss- bzw. Bruchzähigkeit
$K_{cl}, K_{op}$	Risschließ- bzw. Rissöffnungs-Spannungsintensitätsfaktor
$\Delta K$	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
$\Delta K_c$	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor der Risszähigkeit
$\Delta K_{eff}$	effektiver zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
$\Delta K_{th}$	zyklischer Schwellenwert gegen Ermüdungsrißausbreitung bzw. Thresholdwert
$K_{max}$	maximaler Spannungsintensitätsfaktor
$K_{min}$	minimaler Spannungsintensitätsfaktor
$K_{th,local}$	lokaler Schwellenwert des FGA-Modells nach <i>Grad et al.</i>
$\kappa$	elektrische Leitfähigkeit
$l$	Grenzrißlänge im <i>Kitagawa-Takahashi</i> -Diagramm
$l_m$	Länge der Schwingmassen der Probengeometrie
$l_{mr}$	Länge des Messbereichs der Probengeometrie
$l_p$	halbierte Probenlänge
$\lambda$	Wellenlänge
$M$	Mittelspannungsempfindlichkeit
$\mu$	elektrochemisches Potential
$n$	Anzahl an Zeitinkrementen bei der efn-Auswertung; Anzahl an Versuchen zur Auswertung nach dem PSV
$N$	Lastwechsel
$N_f$	Bruchschwingspielzahl
$\nu$	Querkontraktionszahl; Völligkeitsmaß eines Kollektivs
$P_{\ddot{u}}$	Überlebenswahrscheinlichkeit
$Q_{\infty}$	<i>Chaboche</i> Materialparameter
$R$	Spannungsverhältnis
$R_a$	arithmetischer Mittenrauwert
$r_p$	primär-plastische Zone
$\Delta r_p$	umkehr-plastische Zone
$r_t$	Übergangsradius der Probengeometrie

$s$	Standardabweichung
$s_{\log N}, s_{\log N, \text{korr}}$	logarithmische bzw. korrigierte logarithmische Standardabweichung
$\sigma$	Spannung
$\sigma_{22}$	Spannungskomponente in Belastungsrichtung
$\sigma_a$	Spannungsamplitude
$\sigma_{a,\text{fiktiv}}$	fiktive Spannungsamplitude zur Auswertung nach dem PSV
$\sigma_{a,L}$	Langzeitfestigkeitsamplitude
$\sigma_{a,\text{th}}$	Schwellspannungsamplitude
$\sigma_{cs}$	Kontaktspannung
$\bar{\sigma}_{cs}$	durchschnittliche Kontaktspannung
$\sigma_{cs,\text{max}}$	maximale Kontaktspannung
$\bar{\sigma}_{cs,\text{max}}$	durchschnittliche maximale Kontaktspannung
$\Delta\sigma$	zyklische Spannung bzw. Spannungsschwingbreite
$\Delta\sigma_L$	Langzeitfestigkeitsschwingbreite
$\sigma_{eq}$	<i>Chaboche</i> Materialparameter
$\sigma_m$	Mittelspannung
$\sigma_{\text{max}}$	maximale Spannung bzw. Oberspannung
$\sigma_{\text{min}}$	minimale Spannung bzw. Unterspannung
$\sigma_{op}$	Rissöffnungsspannung
$R_m$	Zugfestigkeit
$\sigma_v$	Vergleichsspannung
$R_e$	Streckgrenze
$T$	Temperatur
$t$	Zykluszeit
$\Delta t$	Zeitspanne
$T_N$	Streubreite der Wöhlerline
$t_{\text{norm}}$	normierte Zykluszeit
$t_{op}$	Rissöffnungszeitpunkt
$t_{\text{Puls}}, t_{\text{Pause}}$	Puls- und Pausenzeit
$u$	Verschiebung; Streumaß
$U_2$	Verschiebung in Belastungsrichtung
$u_{\text{max}}$	maximale Verschiebung
$x$	Pfadlänge
$Y$	Geometriefaktor

Abkürzung	Bedeutung
A	Ascending (Aufsteigend)
ASTM	American Society for Testing and Materials

BOKU	Universität für Bodenkultur Wien
BZF	Belastungs-Zeit-Funktion
CA	Konstante Amplitudenbelastung
CAE	Computer Aided Engineering
D	Descending (Absteigend)
DMS	Dehnungsmessstreifen
EBM	Elektron Beam Melting
efn	extrapolation first node
EKL	Elementkantenlänge
elnc	etrapolation last node contact
EPBM	elastisch-plastische Bruchmechanik
ESZ	ebener Spannungszustand
EVZ	ebener Verzerrungszustand
FELIX	gekürztes Helikopterrotorlastspektrum
FGA	Fine Granular Area
FIB	Focused Ion Beam
FiE	Fish Eye
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau
GBF	Granular Bright Facet
HCF	High Cycle Fatigue
H-L-H	High-Low-High
HR	Hohlraum
HV	Horizontenverfahren
ini	initial
IST	Incremental Step Test
LABE	Low Angle Backscattered Elektron (REM Detektor)
lc	long crack bzw. langer Riss
LCF	Low Cycle Fatigue
LEBM	linear-elastische Bruchmechanik
L-H-L	Low-High-Low
µCT	Mikro Computertomographie
NASGRO®	Fracture mechanics and fatigue crack growth analysis software
NCP	Numerous Cyclic Pressing
NGL	Nanograin Layer
ODA	Optical Dark Area
PRE	Pitting Resistance Equivalent
PSB	Persistentes Gleitband
PSV	Perlenschnurverfahren
PTFE	Polytetrafluorethylen

R	Random (Zufällig)
RA	Rough Area
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RSA	Rough Surface Area
sc	short crack bzw. kurzer Riss
SE, SE1, SE2	Secondary Elektron 1 bzw. 2 (REM Detektor)
SIF	Spannungsintensitätsfaktor
SLM	Selective Laser Melting
SMAT	Surface Mechanical Attrition Treatment
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
tt	tip-tension
UFaTeS <sup>VAL</sup>	Ultrasonic Fatigue Testing Software – Variable Amplitude Loading
UI	User Interface
VA	Variable Amplitudenbelastung
VD	Vertical Defect (Versuchsreihenbezeichnung)
VHCF	Very High Cycle Fatigue
VI	Virtuelles Instrument
WISPER	Windturbinenlastspektrum



---

## 1 Einleitung

Der Begriff Ermüdung, geht erstmalig auf *Braithwaite* [1] 1854 zurück. In der technischen Terminologie wird unter Ermüdung die fortschreitende strukturelle Schädigung von Materialien unter Einfluss einer zyklischen Belastung verstanden. Die ersten bekannten Ermüdungsversuche wurden von *Albert* [2] 1837 beschrieben. Er führte Bauteilversuche mit einer eigens konstruierten Prüfmaschine an Förderketten durch, die im Clausthaler Bergbau versagten und entwickelte daraufhin das geflochtene Drahtseil, dass wenig später weltweit Verwendung fand. Weitere populäre Ermüdungsschäden Mitte des 19. Jahrhunderts, vor allem im Bereich des Eisenbahnverkehrs mit Teils schweren Personenschäden und Todesfällen, motivierte die Materialwissenschaftler jener Zeit, die Fälle zu dokumentieren und nach Ursachen zu suchen. Die ersten systematischen Untersuchungen wurden um 1860 von *Wöhler* [3] dokumentiert, der den Zusammenhang zwischen Beanspruchung und Lastwechselzahl erkannte und mit seinen Arbeiten den in der heutigen Fachterminologie verwendeten Begriff der sogenannten Wöhlerline oder Wöhlerkurve prägte. [4,5]

Schäden und Unfälle, die auf Ermüdungsbrüche zurückzuführen sind, erstrecken sich seit den beschriebenen Anfängen bis in die heutige Zeit [5,6], wenngleich umfassende Erkenntnisse gewonnen und Methoden entwickelt wurden [4], um die Ermüdungsrissausbreitung in Bauteilen bei der Auslegung zu berücksichtigen. Mitunter wurde auch durch *Wöhler* der Begriff der Ermüdungsgrenze oder Dauerfestigkeit bzw. seit einigen Jahren Langzeitfestigkeit definiert. Sie beschreibt die Beanspruchung, ab der keine Ermüdungsbrüche im Material unter einer festgelegten Wahrscheinlichkeit mehr auftreten und wurde viele Jahre als gegeben betrachtet. Zusätzlich zur Langzeitfestigkeit ist dabei immer eine Grenzlastspielzahl anzugeben, bis zu der die Ermüdungsversuche durchgeführt wurden. Mit der Zeit häuften sich allerdings Schadensfälle an Bauteilen, die unterhalb der Langzeitfestigkeit (üblicherweise mit einer Grenzlastspielzahl von  $10^6$  -  $10^7$  Zyklen bestimmt) ausgelegt und traditionell als sicher angesehen wurden. Ein sehr tragisches Beispiel für ein Ermüdungsversagen unterhalb der Langzeitfestigkeit ist die ICE Entgleisung auf der Bahnstrecke zwischen München und Hamburg bei Eschede 1998 [7], durch den Bruch eines gummifederten Radreifens bei 240 km/h, durch dessen Folgen 101 Personen um Leben kamen und über 100 Personen verletzt wurden [8]. Weitere Schadensfälle Anfang des 21. Jahrhunderts und die wirtschaftlichen sowie gesellschaftlichen Forderungen, dass viele lasttragenden Komponenten, Brückenbauwerke und Medizinprodukte hohe Lebensdauern ertragen müssen, ohne zu versagen, förderten das Interesse am Ermüdungsverhalten von Konstruktionswerkstoffen bei sehr hohen Lastwechselzahlen. Der beschriebene Bereich sehr hoher

Lastwechselzahlen wird als Giga Cycle Fatigue, Ultra High Cycle Fatigue oder auch Very High Cycle Fatigue (VHCF) bezeichnet und im Allgemeinen mit Ermüdungsversagen bei Lastwechselzahlen  $> 10^7$  Zyklen assoziiert.

Eine Besonderheit der Ermüdungsschäden im VHCF-Bereich sind die Rissinitiierungsorte, die im Vergleich zum Bereich der konventionellen Ermüdung, einen Wechsel von der Bauteiloberfläche in das Bauteilinnere erfahren. Ermüdungsrisse initiieren demnach häufig an nichtmetallischen Einschlüssen oder Verunreinigungen im Bauteilvolumen, wie es auch in der Sammlung von Schäden an Eisenbahnräder aus China nach [9] oder 2008 beim Bruch der Radsatzwelle eines ICE3 bei Köln [10] nach ca.  $10^9$  Umdrehungen ( $\approx 3 \cdot 10^6$  km) beobachtet werden konnte. Ermüdungsversagen im VHCF-Bereich beschränkt sich allerdings nicht nur auf die beschriebenen Brüche an Radsatzwellen und Bahnrädern. Im Bereich der Automobilindustrie zeigen *Pennings et al.* [11] ein Einschlussversagen an einer Riemscheibe eines Schubriemens bei einem stufenlosen Automatikgetriebe. *Shanyavskiy* [12] belegt Schäden an Rotorblättern und -getrieben, Wellen, Turbinenblätter und Kompressoren von Triebwerken unterschiedlicher Materialien aufgrund von Materialversagen, Konstruktionsfehlern oder Fertigungsfehlern. Auch wenn kein Schadensfall belegt ist, schätzen z. B. *Fitzka et al.* [13] bei einer durchschnittlichen Einsatzdauer von 10 Jahren die geforderten Zyklen bei koronaren Stents auf ca.  $5 \cdot 10^8$  Zyklen. Monopiles, Anker- und Anlegeketten erreichen in ihrer vorgesehenen Einsatzdauer von ca. 25 bis 30 Jahren  $7,8 \cdot 10^8$  bis  $10^9$  Zyklen [14,15] und stehen zusätzlich zur zyklischen Belastung durch die Wasserwellen unter Einfluss von korrosiven Medien.

Die beschriebenen Beispiele verdeutlichen die hohe praktische Relevanz und den Forschungsbedarf an Einflussfaktoren zum Ermüdungsverhalten von Werkstoffen im VHCF-Bereich. Mit systematischen Untersuchungen zur VHCF-Ermüdung von drei Stählen unter dem korrosiven Einfluss von Seewasser soll dafür innerhalb dieser Arbeit zum Erkenntnisgewinn beigetragen werden. Dazu wurde eine Erweiterung des bestehenden Ultraschallprüfstands vorgenommen, um Korrosionsermüdungsversuche im VHCF-Bereich unter Seewasserbedingungen bei konstanter Amplitudenbelastung durchzuführen. Der Prüfstand dient einerseits dazu, die Rissinitiierung der untersuchten Stähle unter Seewasserbedingungen zu bewerten. Andererseits werden die Versuchsdaten statistisch ausgewertet, um experimentelle Wöhlerkurven zu ermitteln und die Datenbasis der untersuchten Materialien für eine ermüdungsfeste Auslegung bis zu einer Grenzlastspielzahl von  $2 \cdot 10^9$  Zyklen unter Seewasserbedingungen zu erweitern. Mit dem unter korrosivem Einfluss getesteten Vergütungsstahl 34CrNiMo6 wurden weiterhin Ermüdungsversuche bei variabler Amplitudenbelastung unter Luftbedingungen durchgeführt, um sowohl den Einfluss des Spannungsverhältnisses als auch des aufgebrachten Amplitudenkollektivs zu ermitteln. Bei der fraktographischen Auswertung der bruchauslösenden Defekte konnten dabei

partielle Bereiche mit feinkörniger Mikrostruktur unter dem Riss detektiert werden. Die Relevanz der sogenannten Fine Granular Area (FGA) im VHCF-Bereich ist damit zu begründen, dass in vielen Studien ein Zusammenhang zur Lebensdauer belegt wird. So wird davon ausgegangen, dass 90 % - 99 % der Lastzyklen während der Ermüdungsbelastung im Bereich der FGA stattfinden [16–18]. Zudem lässt sich im Bereich der FGA die beschriebene Veränderung der Mikrostruktur beobachten, dessen Einfluss auf den Ermüdungsriß nicht geklärt ist. Die FGA lässt sich nicht nur um die bruchauslösenden Defekte bei hochfesten Stählen nachweisen. Auch bei Titanlegierungen werden FGAs beobachtet. Mit dem Ziel einen Beitrag zur Klärung des Bildungsmechanismus der FGA zu leisten, wurden mithilfe der additiven Fertigung künstliche Fehlstellen innerhalb von Ermüdungsproben aus Ti6Al4V positioniert, um sowohl die Rissinitierung als auch die Bildung einer FGA um den eingebrachten Defekt zu provozieren und weiter zu studieren. Die Bruchflächen wurden mittels verschiedener mikroskopischer Methoden untersucht und beurteilt. Ergänzend zu den experimentellen Untersuchungen wurden mithilfe eines rotationssymmetrischen Finite Elemente Modells Rissfortschrittssimulationen mit elastisch plastischem Materialverhalten bei konstanter und variabler Amplitudenbelastung durchgeführt. Die Simulationen spiegeln dabei die Belastungssituation in einer VHCF-Ermüdungsprobe wider. Durch Auswertung der Rissöffnungsspannungen und der Kontaktspannungen zwischen den Rissflanken während des Rissfortschritts konnten Hinweise zur Modellvorstellung des FGA-Bildungsmechanismus abgeleitet werden.

## 2 Grundlagen und Stand der Technik

Auf den nachfolgenden Seiten wird zunächst ein Einblick in die wichtigsten Modellvorstellungen der Ermüdung metallischer Werkstoffe gegeben, relevante bruchmechanische Grundlagen erläutert und die für die durchgeführten Seewasseruntersuchungen relevanten Korrosionsarten vorgestellt. Anschließend wird das charakteristische Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe im VHCF-Bereich mit besonderem Fokus auf die Eigenschaften, Besonderheiten und Konzepte zur Bildung der FGA vorgestellt sowie Einflüsse auf das Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich diskutiert.

### 2.1 Grundlagen der Ermüdung metallischer Werkstoffe

Metalle, die einer zyklischen Belastung ausgesetzt sind, neigen zur Bildung von Rissen. Dieses Phänomen wird als Materialermüdung bezeichnet. Die Ursachen für ein Ermüdungsversagen sind dabei Anrisse, die fertigungstechnisch bereits vorhanden oder erst durch den Einsatz des Bauteils entstanden sind. Risse, die über gängige zerstörungsfreie Prüfmethoden detektiert werden können, werden als technische Anrisse bezeichnet. Abbildung 2-1 zeigt die unterschiedlichen Lebensdauerphasen eines Bauteils und die klassische Aufteilung der Gesamtlebensdauer in die Problemstellungen der Betriebsfestigkeit (Lebensdauer bis zum technischen Anriß) und der Bruchmechanik (Risswachstumslebensdauer).

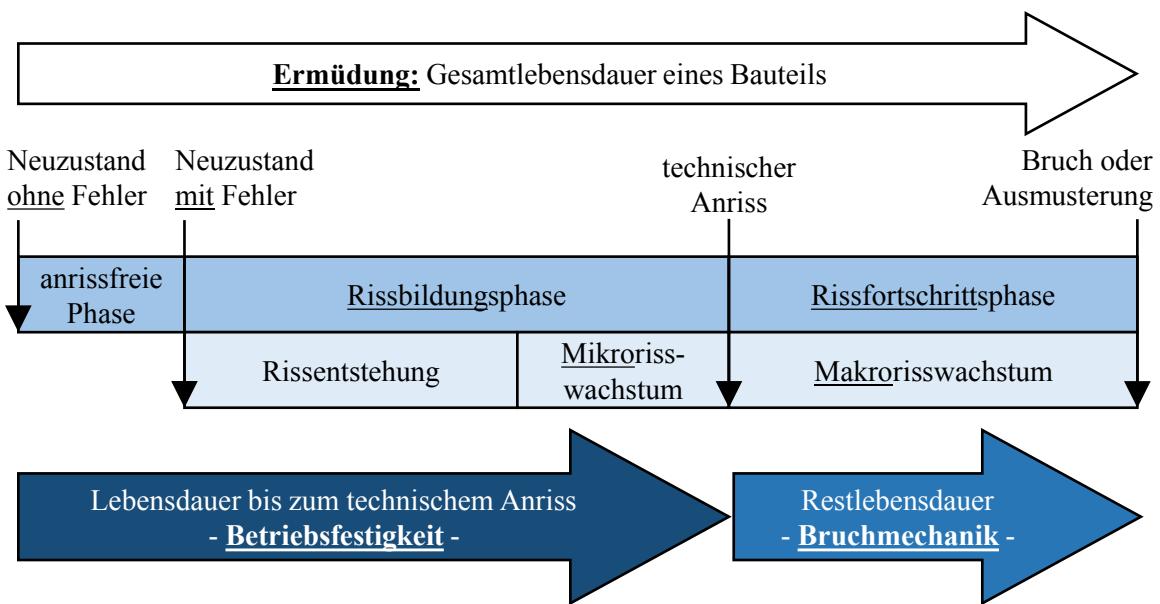


Abbildung 2-1: Klassifizierung der Lebensdauerphasen eines Bauteils und Unterteilung in die anzuwendenden Konzepte nach [19].

Die Positionen, an denen ein Anriss entsteht, werden als Rissinitiiierungsorte bezeichnet. Dabei können Risse an Fehlstellen im Inneren des Werkstoffs (z. B. Poren, Einschlüsse), geometrisch ungünstigen konstruktiven Lösungen (Kerben, Querschnittsübergänge), aber auch in der Mikrostruktur (Korn- oder Phasengrenzen) initiieren. Mit jedem Belastungszyklus, den das Bauteil – meist durch eine Betriebsbelastung (z. B. Autofahrt) – erfährt, kann der Riss weiterwachsen. Dies erfolgt zunächst stabil, um einen kleinen Betrag und teilweise weit unterhalb der statischen Festigkeitsgrenzen des Materials im elastischen Bereich, ohne dass ein Bruch einsetzt. Erst wenn eine kritische Risslänge überschritten wird, kommt es durch die instabile Rissausbreitung zum Bruch des Bauteils oder sogar der kompletten Struktur.

Eine sehr einfache Form einer zeitlichen Lastabfolge stellt die konstante zyklische Belastung dar, anhand derer im Folgenden die charakteristischen Kenngrößen einer Ermüdungsbelastung vorgestellt werden.

### 2.1.1 Charakterisierung einer zyklischen Belastung

Die in Abbildung 2-2 dargestellte konstante zyklische Belastung oder konstante Amplitudenbelastung (CA) kann durch die eingezeichneten Parameter definiert werden. Ein Schwingspiel oder Belastungszyklus ist durch die maximale und minimale Spannung ( $\sigma_{\max}$ ,  $\sigma_{\min}$ ) gekennzeichnet. Die Schwingbreite des Schwingspiels ist über

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} = 2 \cdot \sigma_a \quad (2-1)$$

definiert, wobei über

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \left( 1 - \frac{\Delta\sigma}{\sigma_{\max}} \right) \quad (2-2)$$

das Spannungsverhältnis des Belastungszyklus charakterisiert ist.

Die Spannungsamplitude  $\sigma_a$  beschreibt den maximalen Ausschlag der periodischen Belastung ausgehend von der Mittelspannung  $\sigma_m$ . Die Schwingbreite der Spannung ist alternativ auch über  $\sigma_a$  nach Gleichung (2-1) zu bestimmen. Neben der in Abbildung 2-2 gezeigten konstanten zyklischen Belastung können die vorgestellten Parameter auch über die Zeit variieren. Dies wird z. B. anhand eines Start- oder Landevorgangs eines Flugzeugs deutlich. Eine variable zyklische Belastung oder variable Amplitudenbelastung (VA) ist dabei in der Realität häufiger anzutreffen als eine CA. Sowohl die CA als auch die VA gehören im Allgemeinen zu den Belastungs-Zeit-Funktionen (BZF).

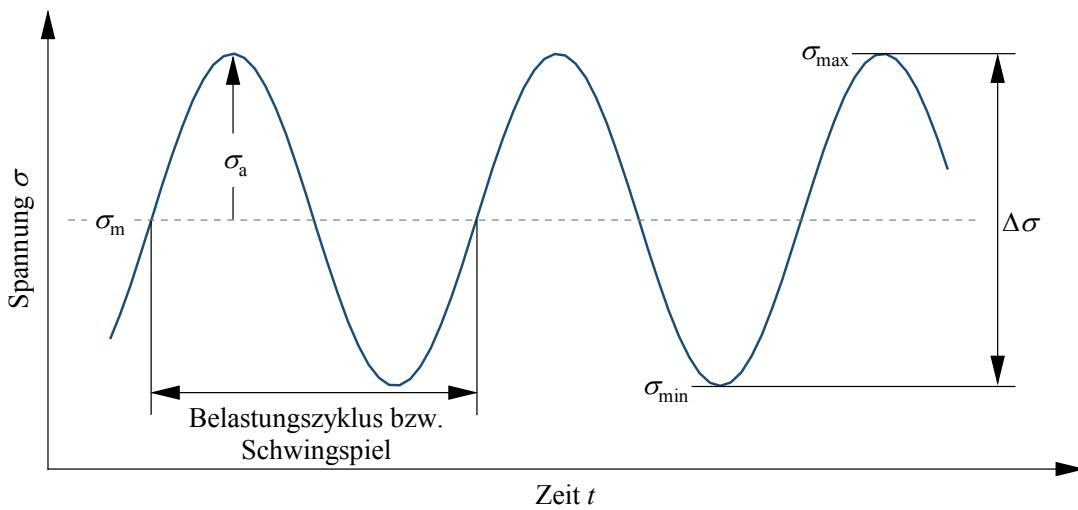


Abbildung 2-2: Periodische Belastung in Form einer Sinusschwingung mit den charakteristischen Kenngrößen nach [20].

### 2.1.2 Charakterisierung der Wöhlerlinie

Für die ermüdungsfeste Auslegung von Bauteilen werden etablierte Kenngrößen und Diagramme verwendet. Zur Einschätzung der Beanspruchbarkeit eines Werkstoffs unter einer zyklischen Belastung werden z. B. Ermüdungsversuche bei CA mit unterschiedlichen hohen Spannungsamplituden ( $\sigma_{a,1}, \sigma_{a,2}$ ) bis zu einer definierten Grenzlastspielzahl  $N_G$  durchgeführt. Der Vorgang ist in Abbildung 2-3a schematisch dargestellt. Im Kurzzeitfestigkeitsbereich werden Oberspannungen generiert, die im Bereich der statischen Beanspruchbarkeit des Werkstoffs liegen (hier: Zugfestigkeit  $R_m$ , alternativ: Streckgrenze  $R_e$ ). Bei sehr kleinen Amplituden ist hingegen häufig kein Versagen der Ermüdungsproben bis zur definierten Grenzlastspielzahl zu beobachten. Dieser Bereich wird auch als Langzeitfestigkeitsbereich bezeichnet. Die entsprechende Langzeitfestigkeitsamplitude  $\sigma_{a,L}$  bzw. Langzeitfestigkeitsschwingbreite  $\Delta\sigma_L$  nach Gleichung (2-1) ist dabei immer an die Grenzlastspielzahl gekoppelt, bis zu der die Ermüdungsversuche durchgeführt wurden. Der Zeitfestigkeitsbereich kann in doppellogarithmischer Darstellung meist mit einer Geraden (Neigung  $k$ ) angenähert werden.

Das in Abbildung 2-3a skizzierte Diagramm wird in Anlehnung an die ersten systematischen Untersuchungen dieser Art [3] Wöhlerlinie oder auch Wöhlerkurve genannt. Wird keine CA, sondern eine VA auf unterschiedlichen Belastungshorizonten getestet wird die resultierende Beziehung zwischen Belastung und Bruchschwingspielzahl  $N_f$  auch als Lebensdauerlinie oder Gassner-Linie bezeichnet. Neben  $R$ -Verhältnis, Belastungsart (Zug, Biegung, Torsion), Testumgebung und Umgebungstemperatur hat auch die verwendete Probenform und deren Oberflächengüte einen Einfluss auf die Wöhlerlinie. Neben glatten Proben mit meist zylindrischem

Messbereich kommen auch gekerbte Proben zum Einsatz. Ermüdungsversuche mit einer spezifischen Bauteilgeometrie resultieren in einer Bauteilwöhlerline, die entsprechend nur die Beanspruchbarkeit des entsprechenden Bauteils unter den gewählten Belastungsbedingungen widerspiegelt.

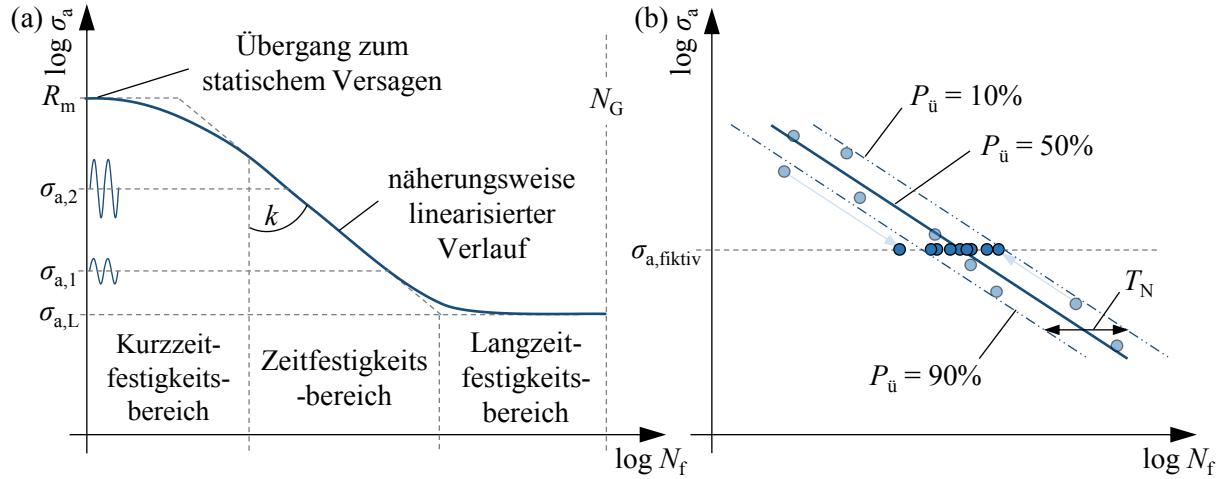


Abbildung 2-3: (a) Schematische Darstellung einer Wöhlerlinie nach [19]; (b) Auswertung der Zeitfestigkeitsbereichs nach DIN 50100 [21].

Die Bruchschwingspielzahlen auf einem Lasthorizont unterliegen einer natürlichen Streuung. Ursache dafür können z. B. Material-Inhomogenitäten oder Fertigungstoleranzen sein. Zur Auswertung der Versuchsdaten kommen statistische Methoden zum Einsatz. Die DIN 50100 [21] schlägt zur Auswertung der Zeitfestigkeitsgeraden das Horizontenverfahren und das Perlenschnurverfahren (PSV) vor. Für das Horizontenverfahren sind mehrere Versuche auf mindestens zwei Belastungshorizonten durchzuführen. Versuche, die nicht auf den festgelegten Lasthorizonten liegen, werden für die Auswertung nicht berücksichtigt. Der Vorteil des PSV besteht darin, dass alle Versuche für die stochastische Auswertung herangezogen werden können. Dies ist vor allem von Vorteil, wenn Materialien mit unbekannten Übergangsbereichen zur Kurz- und Langzeitfestigkeit getestet werden [21]. Die Auswertemethodik nach dem PSV wird im Folgendem kurz erläutert.

### 2.1.2.1 Auswertung mittels Perlenschnurverfahren

Die analytische Beschreibung der Zeitfestigkeitsgeraden kann mit der logarithmierten Basquin-Gleichung [21] nach

$$\log N_f = \log C - k \cdot \log \sigma_a \quad (2-3)$$

erfolgen, wobei über die Konstanten  $k$  und  $C$  die Neigung und die Lage der Zeitfestigkeitsgeraden definiert sind.

In Abbildung 2-3b ist die Auswertung der Zeitfestigkeitsgeraden nach dem PSV in Anlehnung an die DIN 50100 [21] gezeigt. Es wurden in diesem Beispiel  $n$  Versuche auf unterschiedlichen Lasthorizonten  $\sigma_{a,i}$  mit den entsprechenden Bruchschwingspielzahlen  $N_i$  durchgeführt. Auf Grundlage der Versuchsdaten werden Neigung  $k$

$$k = \frac{\sum x \cdot \sum y - n \cdot \sum(x \cdot y)}{n \cdot \sum(x^2) - (\sum x)^2} \quad \text{mit} \quad \begin{aligned} x &= \log \sigma_{a,i} \\ y &= \log N_i \end{aligned} \quad (2-4)$$

und Lageparameter  $C$

$$\log C = \frac{1}{n} \cdot (\sum y + k \cdot \sum x) \quad (2-5)$$

kalkuliert.

Die Datenpunkte werden anschließend auf einen festgelegten Spannungshorizont  $\sigma_{a,fiktiv}$  verschoben, indem eine fiktive Bruchschwingspielzahl

$$N_{i,fiktiv} = N_i \cdot \left( \frac{\sigma_{a,fiktiv}}{\sigma_{a,i}} \right)^{-k} \quad (2-6)$$

berechnet wird. Auf dem fiktiven Lasthorizont findet anschließend die statistische Auswertung des logarithmischen Mittelwerts der Bruchschwingspielzahlen bzw. des 50 % Quantils

$$\log N_{50\%,fiktiv} = \frac{1}{n} \cdot \sum \log N_{i,fiktiv} \quad (2-7)$$

statt. Im Weiteren kann die logarithmische Standardabweichung über

$$s_{\log N} = \sqrt{\frac{1}{n-2} \cdot \sum (\log N_{i,fiktiv} - \log N_{50\%,fiktiv})^2} \quad (2-8)$$

berechnet werden. Nach DIN 50100 [21] ist die logarithmische Standardabweichung anschließend nach

$$s_{\log N,korr} = s_{\log N} \cdot \frac{n-1,74}{n-2} \quad (2-9)$$

zu korrigieren. Die Berechnung weiterer Quantile erfolgt über

$$N_{P_u} = 10^{(\log N_{50\%,fiktiv} + u \cdot s_{\log N,korr})} \quad (2-10)$$

wobei im Beispiel aus Abbildung 2-3b die Quantile für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von  $P_{\bar{u}} = 90\% (u = -1,282)$  und  $P_{\bar{u}} = 10\% (u = 1,282)$  berechnet wurden. Die daraus kalkulierten Quantilkurven sind in Abbildung 2-3b gezeigt. Nach Definition kommt es zu keinem Versagen der Probe bis zur berechneten Schwingspielzahl mit der angegebenen Wahrscheinlichkeit. Alternativ kann die Ausfallwahrscheinlichkeit  $P_a = 1 - P_{\bar{u}}$  aufgetragen werden. Weitere Werte für das Streumaß  $u$  sind z. B. in [21,22] finden. Die Streubreite  $T_N$  ist ein Maß für die Streuung der Versuchsdaten zwischen zwei ausgewählten Quantilkurven und wird über

$$T_N = \frac{N_{P_{\bar{u},2}}}{N_{P_{\bar{u},1}}} = 10^{((u_2 - u_1) \cdot s_{\log N, \text{korr}})} \quad (2-11)$$

bestimmt.

Für die in dieser Arbeit durchgeführten Ermüdungsversuche wurden Lasthorizonte ausgewertet, auf denen sowohl Brüche als auch Durchläufer auftreten. Dies ist nach DIN 50100 [21] zulässig und führt zu einer flacheren Neigung  $k$  und einer höheren Streuung bei der Auswertung. Dennoch werden die Neigung  $k$  und der Lageparameter  $C$  besser abgeschätzt, wenn möglichst viele Versuchsergebnisse im Bereich der Übergänge zum Lang- bzw. Kurzzeitfestigkeitsbereich liegen [21].

### 2.1.2.2 Langzeitfestigkeitsschaubild: *Haigh*-Diagramm

Einen großen Einfluss auf die Lage der Wöhlerlinie hat die Mittelspannung  $\sigma_m$  bzw. das  $R$ -Verhältnis. Mithilfe von Langzeitfestigkeitsschaubildern wie z. B. dem *Smith*- oder dem *Haigh*-Diagramm lassen sich die Aussagen einzelner Wöhlerlinien bei unterschiedlichen  $R$ -Verhältnissen in eine übersichtlichere Form überführen. Im Allgemeinen sinkt die ertragbare Spannungsamplitude  $\sigma_a$  bei Ermüdungsbelastungen mit zunehmender Mittelspannung bzw. steigendem  $R$ -Verhältnis. Dies wird beispielsweise im *Haigh*-Diagramm nach Abbildung 2-4 [19] verdeutlicht, dass u. a. Auskunft über die Langzeitfestigkeitsamplitude bei unterschiedlichen  $R$ -Verhältnissen oder Mittelspannungen angibt. Die ertragbare Spannungsamplitude für ein bestimmtes  $R$ -Verhältnis kann an den eingezeichneten Geraden, die durch den Nullpunkt verlaufen, abgelesen werden.

In Anlehnung an die FKM-Richtlinie kann das *Haigh*-Diagramm durch mehrere Geraden mit unterschiedlichen Neigungen beschreiben werden. Die Mittelspannungsempfindlichkeit  $M$  kann bei Kenntnis der Langzeitfestigkeiten für  $R = -1$  und  $R = 0$  beispielsweise nach

$$M = \frac{\sigma_{a,L}^{R=-1}}{\sigma_{a,L}^{R=0}} - 1 \quad (2-12)$$

berechnet werden [23] und nimmt Werte zwischen 0 und 1 an, wobei kleine Werte für  $M$  eine Mittelspannungsunempfindlichkeit des entsprechenden Werkstoffs belegen [19]. Die resultierende Grenzkurve gilt dabei im Allgemeinen für ein definierte Grenzlastspielzahl  $N_G$  bis zu der die Ermüdungsversuche zur Ermittlung von  $M$  durchgeführt wurden. Für größere Grenzlastspielzahlen sinkt die Grenzkurve im *Haigh-Schaubild* ab. Ein großer Vorteil dieses Schaubilds ist es, dass sowohl Zeit- als auch Langzeitfestigkeitsbereich in Abhängigkeit von  $\sigma_a$  und  $\sigma_m$  abgelesen werden können und das komplette Schaubild nur über die zwei Langzeitfestigkeitswerte für  $R = -1$  und  $R = 0$  konstruiert werden kann. Außerhalb der  $R_e$ - $R_e$ -Geraden ist mit statischem Versagen zu rechnen.

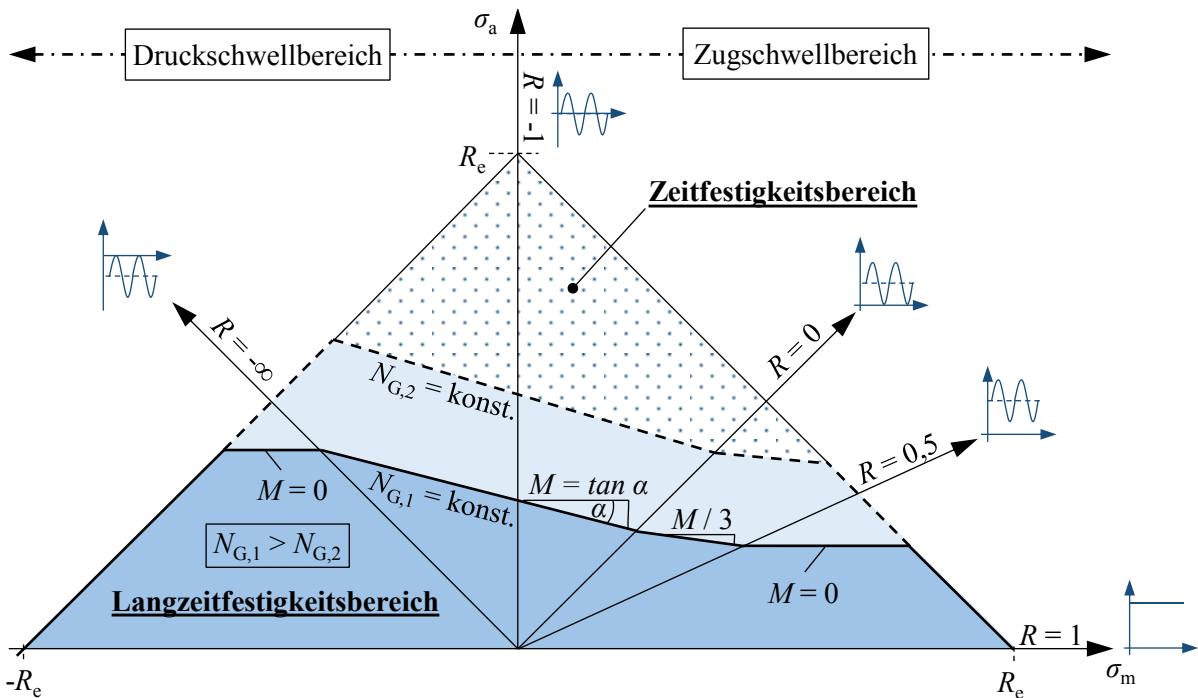


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung des Haigh-Diagramms nach [19].

## 2.2 Grundlagen der Bruchmechanik metallischer Werkstoffe

Im Folgenden werden die grundlegenden und für diese Arbeit relevanten Konzepte und Auffassungen der Bruchmechanik vorgestellt.

### 2.2.1 Konzept der Spannungsintensität

Risse sind örtlich begrenzte Werkstofftrennungen innerhalb einer Struktur, die den Kraftfluss stören und unter Umständen erheblich beeinflussen können. Je nach Beanspruchungsart werden

drei grundlegende Rissbeanspruchungsmoden nach Abbildung 2-5 unterschieden. Mode I umfasst dabei alle Beanspruchungen, die ein symmetrisches Öffnen der Rissoberflächen bewirken (z. B. Zug- und Biegebelastung). Hingegen beschreibt Mode II alle Beanspruchungen, die eine entgegengesetzte Verschiebung der Rissoberflächen (hier:  $x$ -Richtung) verursachen (z. B. ebene Schubbelastung) und Mode III entsprechend alle Beanspruchungen, die eine Verschiebung der Rissoberflächen quer zur  $x$ -Richtung hervorrufen (z. B. nicht-ebene Schubbelastung und Torsionsbelastung). Für die in dieser Arbeit betrachteten Risse ist ausschließlich Mode I von Bedeutung. Daher wird nachfolgend auf eine Indizierung der Rissbeanspruchungsgrößen zur Differenzierung der Moden verzichtet. [20,23]

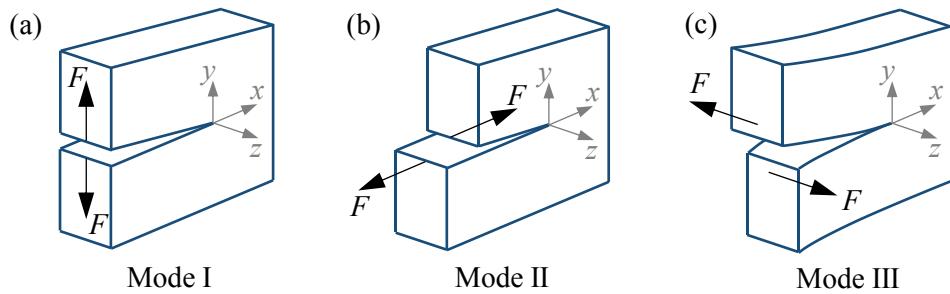


Abbildung 2-5: Rissbeanspruchungsmoden der Bruchmechanik. (a) Mode I; (b) Mode II; (c) Mode III [20].

Das Konzept der Spannungsintensität oder kurz  $K$ -Konzept bildet die wichtigste Grundlage der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM). Für die Anwendung des  $K$ -Konzepts sind nur kleine plastische Verformungen an der Rissspitze zulässig ( $a / r_p \gg 1$  [24]). Aufgrund der Singularität der elastischen Spannungsverteilung an der Rissspitze eignen sich weder Spannungen noch Dehnungen als Maß für die Gefahr, die von einem Riss bestimmter Länge ausgeht. Beispielsweise wäre ein sehr kleiner Anriss genauso kritisch zu beurteilen, wie ein Riss, der schon durch die Hälfte des Bauteilquerschnitts gewandert ist. Zur Beschreibung der Intensität des singulären Spannungsfelds in der Rissumgebung wurde daher die Spannungsintensität als Rechengröße – auch Spannungsintensitätsfaktor (SIF) – von Irwin [25] eingeführt. Der SIF  $K$  ist allerdings auch ein Maß für die Rissöffnung bzw. die Verschiebungen der Rissoberflächen zueinander (vgl. Abbildung 2-5) und abhängig von (i) der äußeren Belastung  $\sigma$ , (ii) der Rissgeometrie (Risstiefe  $a$  bzw. Rissbreite  $c$ ) sowie (iii) der Risslage, der Geometrie des Bauteils und der Art und Position der Lasteinleitung, ausgedrückt durch den Geometriefaktor  $Y$ . Für einen Mode I Riss lässt sich  $K$  (Einheit:  $\text{N/mm}^{3/2}$  bzw.  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) wie folgt berechnen:

$$K = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y \quad (2-13)$$

Im Falle einer zeitlich veränderlichen Ermüdungsbelastung  $\sigma(t)$  (vgl. Abbildung 2-2, S. 6) tritt am Riss ebenfalls ein zeitlich veränderlicher SIF  $K(t)$  auf. Die wesentliche Größe für den Rissfortschritt ist dann der zyklische SIF bzw. die Schwingbreite des SIF, der im Falle einer konstanten Amplitudenbelastung bzw. für ein einzelnes Schwingspiel nach

$$\Delta K = \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y \quad (2-14)$$

berechnet wird. Der zyklischen SIF  $\Delta K$  ist mithilfe des maximalen und minimalen SIF ( $K_{\max}$ ,  $K_{\min}$ ) wie folgt zu berechnen:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (2-15)$$

Zusätzlich zum zyklischen SIF wird das Ermüdungsrisswachstum vom Spannungsverhältnis der Belastung beeinflusst. Das  $R$ -Verhältnis wird über die vorgestellten Größen und in Anlehnung an die Berechnung über die Spannungskomponenten nach Gleichung (2-2) wie folgt berechnet:

$$R = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} = \left( 1 - \frac{\Delta K}{K_{\max}} \right) \quad (2-16)$$

### 2.2.2 Beschreibung der plastischen Zonen an der Rissspitze

In der Umgebung der Rissspitze entsteht aufgrund der scharfen Umlenkung der Kraftflusslinien ein singuläres Spannungsfeld mit theoretisch unendlich hohen Spannungen. Abbildung 2-6a verdeutlicht diese Modellvorstellung nach *Irwin* am Beispiel eines Risses der Länge  $a$  anhand des asymptotischen Verhaltens der elastischen Spannungsverteilung in Richtung der tatsächlichen Rissspitze. Die elastische Vergleichsspannung  $\sigma_v$  kann mithilfe der Schubspannungs- oder Gestaltänderungsenergiehypothese sowie den Nahfeldgleichungen (siehe z. B. [20]) in unmittelbarer Umgebung der Rissspitze berechnet werden. Obwohl die Spannungen an der Rissspitze theoretisch unendlich hoch sind, findet in der Praxis ein Abbau der elastischen Spannungen beim Überschreiten der Streckgrenze  $R_e$  durch plastisches Fließen statt. Die Größe der plastischen Zone  $r_p$  ergibt sich dann aufgrund der Spannungsumlagerung über die Flächengleichheit der Teilflächen ① und ②. In einem dickwandigen Bauteil ergibt sich der dreidimensionale Verlauf der plastischen Zone nach Abbildung 2-6b. An der Oberfläche des Bauteils (ebener Spannungszustand – ESZ) ist die plastische Zone deutlich stärker ausgeprägt als im Inneren des Bauteils (ebener Verzerrungszustand – EVZ).

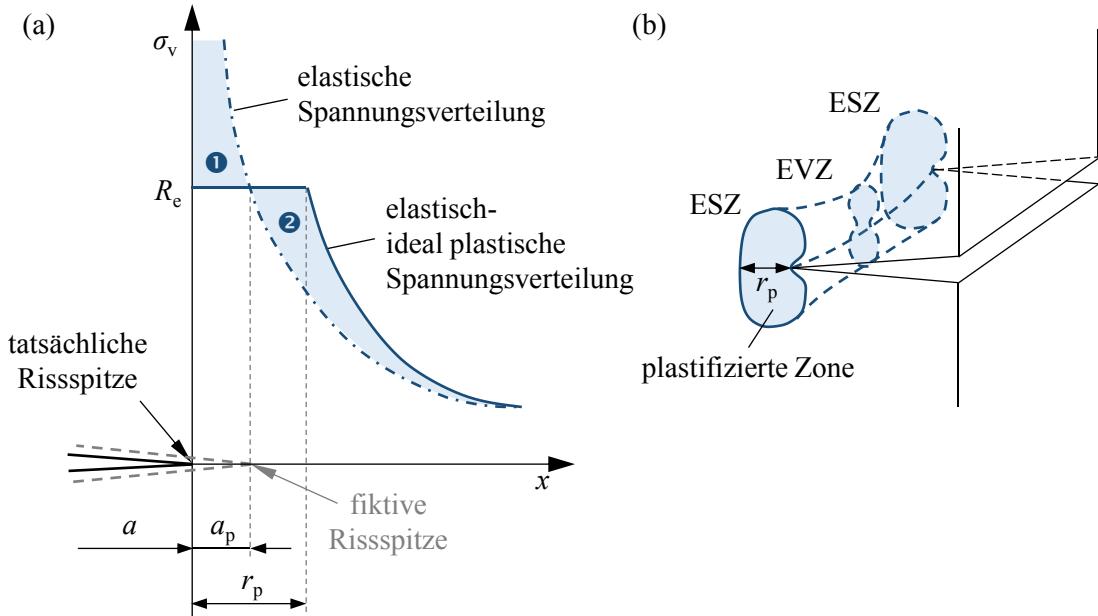


Abbildung 2-6: (a) Modellvorstellung zur elastischen und elastisch-ideal plastischen Spannungsverteilung sowie der Abmessung der plastischen Zone  $r_p$  vor der Riss spitze nach Irwin aus [20]; (b) Darstellung der dreidimensionalen plastischen Zone entlang einer gerade verlaufenden Riss spitze nach [26].

Im Falle einer Ermüdungsbelastung (Abbildung 2-7a) entsteht nach Rice unter Annahme eines elastisch-ideal plastischen Werkstoffverhaltens im positiven Halbzyklus (1) – bei Belastung – eine primär-plastische Zone die für den EVZ nach

$$r_p = \frac{(1-2\cdot\nu)^2}{\pi} \cdot \left( \frac{K_{\max}}{R_e} \right)^2 \quad (2-17)$$

berechnet werden kann. Im negativen Halbzyklus (2) - bei Entlastung – entsteht eine umkehrplastische Zone, deren Größe ist beispielsweise mit folgender Gleichung abzuschätzen ist:

$$\Delta r_p = \frac{1}{4} \cdot (1-R)^2 \cdot r_p \quad (2-18)$$

Die Modellvorstellung nach Rice zur Entstehung der plastischen Zonen ist in Abbildung 2-7b skizziert. Rice nimmt dazu ein elastisch-ideal plastisches Materialverhalten an und definiert, dass die Streckgrenzen  $R_e$  im Zug- und Druckbereich identisch sind. Durch die erstmalige statische Belastung (1) bis auf  $K_{\max}$  entsteht die primär-plastische Zone  $r_p$ . Der Entlastungsvorgang (2) bis auf  $K_{\min}$  ist für Rice, für sich allein betrachtet, eine statische negative Belastung aus der die umkehr-plastische Zone  $\Delta r_p$  resultiert. Durch Superposition dieser beiden statischen Lösungen erhält man den Spannungsverlauf der mit (1) + (2) gekennzeichnet ist und den Endpunkt des Zyklus in Abbildung 2-7a darstellt. Durch die Annahme der doppelten Streckgrenze im negativen Halbzyklus erhält man in der Superposition den exakten Wert der Streckgrenze im Druckbereich. [20]

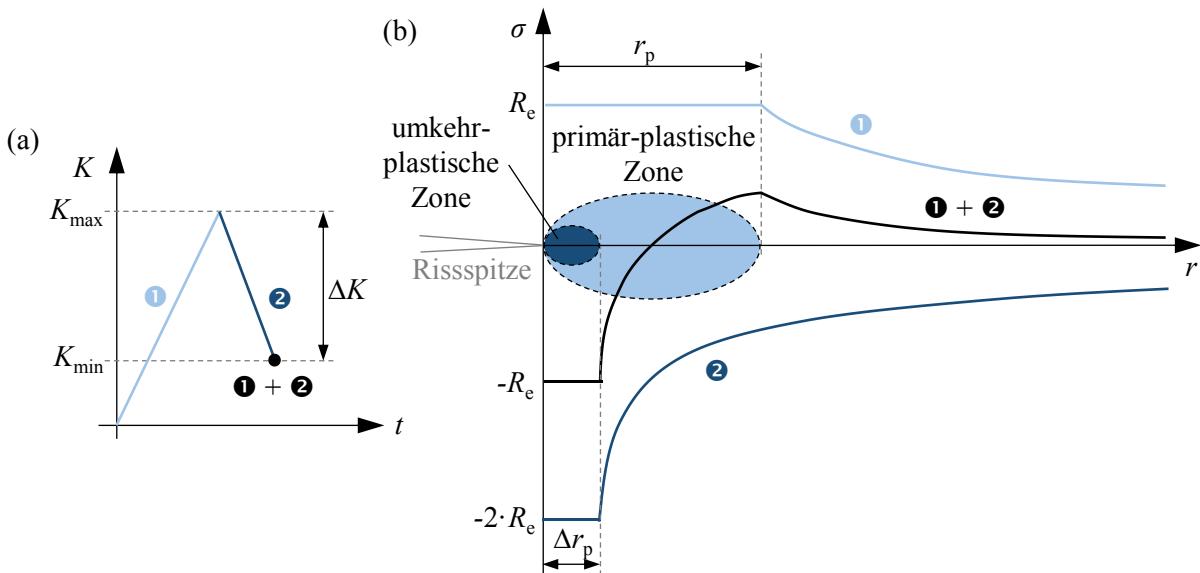


Abbildung 2-7: Modellvorstellung zur Entstehung einer umkehr-plastischen Zone  $\Delta r_p$  vor der Rissspitze bei zyklischer Beanspruchung nach Rice aus [20]. (a) Beanspruchungssituation bei einer Ermüdungsbelastung anhand des Spannungsintensitätsfaktors  $K$ ; (b) Schematische Darstellung der Spannungsverteilung sowie der plastischen Zonen vor dem Riss.

Falls aufgrund der äußeren Belastung zu große plastische Zonen ( $a / r_p \sim 1$  [24]) zu erwarten sind, ist der Spannungsintensitätsfaktor nicht mehr zur Beschreibung des Spannungs- bzw. Dehnungszustands an der Rissspitze geeignet und es sind Konzepte der elastisch-plastischen Bruchmechanik (EPBM) anzuwenden. [20]

### 2.2.3 Ermüdungsrisswachstum

Durch die zyklische Belastung kann es zu einer kontinuierlichen Ausbreitung des Risses im Bauteil kommen. Ein vorhandener Riss wächst dann je durchlaufenem Lastwechsel  $N$  um einen bestimmten Betrag  $\Delta a$ . Die Geschwindigkeit der Rissausbreitung oder auch Rissfortschrittsrate  $da/dN$  ist durch die differentielle Änderung der beschriebenen Größen definiert und eine Funktion des zyklischen SIF  $\Delta K$ :  $da/dN = f(\Delta K)$ . Die Darstellung des Zusammenhangs zwischen zyklischem SIF  $\Delta K$  und der Rissgeschwindigkeit  $da/dN$  wird als Rissgeschwindigkeitskurve bezeichnet und ist schematisch in Abbildung 2-8a gezeigt. Das stabile Risswachstum der  $da/dN-\Delta K$  Kurve ist asymptotisch an zwei Grenzwerte gebunden. Einerseits ist ein Ermüdungsriss nach der klassischen Bruchmechanik unterhalb des zyklischen Schwellenwerts bzw. Thresholdwerts  $\Delta K_{\text{th}}$  nicht ausbreitungsfähig. Andererseits tritt bei Überschreiten des kritischen Schwellenwerts  $\Delta K_c$  instabiles Risswachstum auf, wobei für die Berechnung von  $\Delta K_c$  in Anlehnung an Gleichung (2-16)  $K_{\max}$  mit dem statischen Kennwert der Bruch- bzw. Risszähigkeit  $K_c$  des Materials gleichzusetzen ist. Neben dem Spannungsverhältnis  $R$  und den werkstoffspe-

zifischen Größen  $\Delta K_{th}$  und  $K_c$  existieren noch weitere Einflussfaktoren auf die Rissgeschwindigkeitskurve wie z. B. Temperatur, Umgebung und Mikrostruktur. Weiterhin ist bekannt, dass der Schwellenwert  $\Delta K_{th}$  durch die Mittelspannung beeinflusst wird und mit zunehmendem  $R$ -Verhältnis abnimmt. [20,27]

Für die analytische Beschreibung der  $da/dN-\Delta K$ -Kurve existieren unterschiedliche Modelle. Mithilfe des *Paris*-Gesetzes [28] lässt sich beispielsweise der Bereich 2 annähern. Weitere komplexere Modelle z. B. nach *Erdogan/Ratwani* [29] oder die NASGRO-Gleichung [30] nach *Forman/Mettu* beschreiben hingegen den kompletten Verlauf der Rissfortschrittskurve. Durch Lösung des bestimmten Integrals der Rissfortschrittsgleichungen kann die Restlebensdauer  $N_f$  berechnet werden. Als Integrationsgrenzen werden die Anfangsrisslänge  $a_0$  sowie die Endrisslänge  $a_f$ , ab der instabiles Risswachstum einsetzt, benötigt.

Das anomale Rissausbreitungsverhalten kurzer Riss ist in Abbildung 2-8b gezeigt. Kurze Risse können bedingt durch die Mikrostruktur bei höheren Rissfortschrittsraten als lange Risse wachsen. Je nachdem ob ein kurzer Riss die mikrostrukturellen Barrieren überwinden kann oder nicht, können die dargestellten Kurvenverläufe beobachtet werden, die mitunter im Bereich des Schwellenwerts wieder in das Rissausbreitungsverhalten langer Risse übergehen. [20,27]

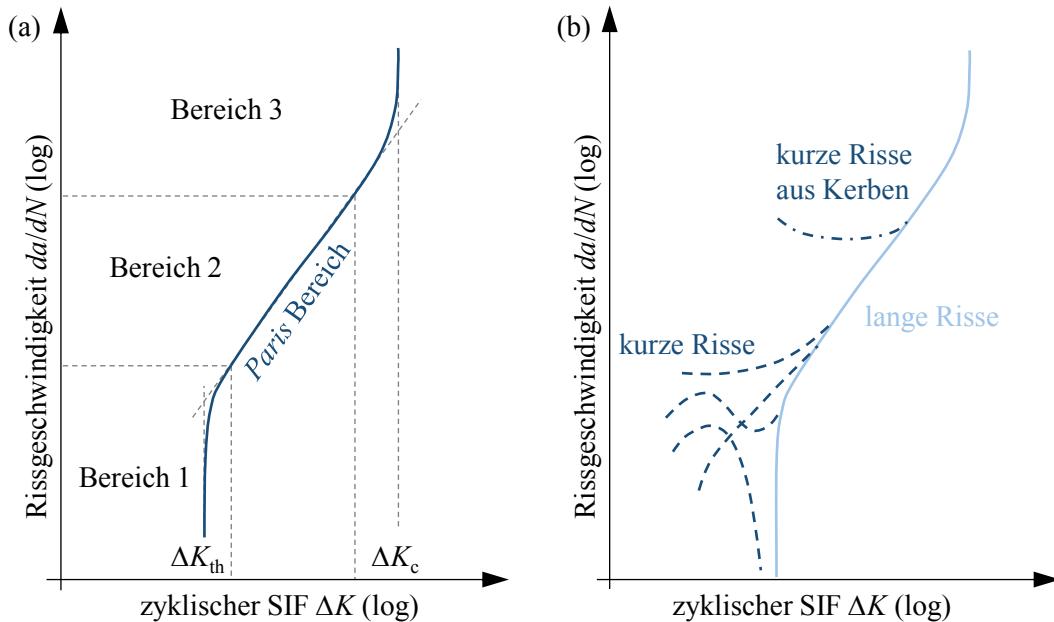


Abbildung 2-8: Schematische Darstellung der Rissgeschwindigkeitskurve bzw.  $da/dN-\Delta K$ -Kurve für (a) lange Risse nach [20] und (b) kurze Risse nach [31].

Anhand des mikrostrukturabhängigen *Kitagawa-Takahashi*-Diagramms nach *Miller* [32] in Abbildung 2-9a lässt sich bei bekannter Risslänge  $a$  und zyklischer äußerer Belastung  $\Delta\sigma$  ableSEN, ob ein Riss ausbreitungsfähig ist und ob er sich mit den Konzepten der LEBM oder der

EPBM beschreiben lässt (schraffierte Bereiche). Innerhalb der Darstellung wird eine Unterteilung zwischen ausbreitungsfähigen Rissen und nicht-ausbreitungsfähigen Rissen anhand der Grenzkurve  $da/dN = 0$  unternommen.

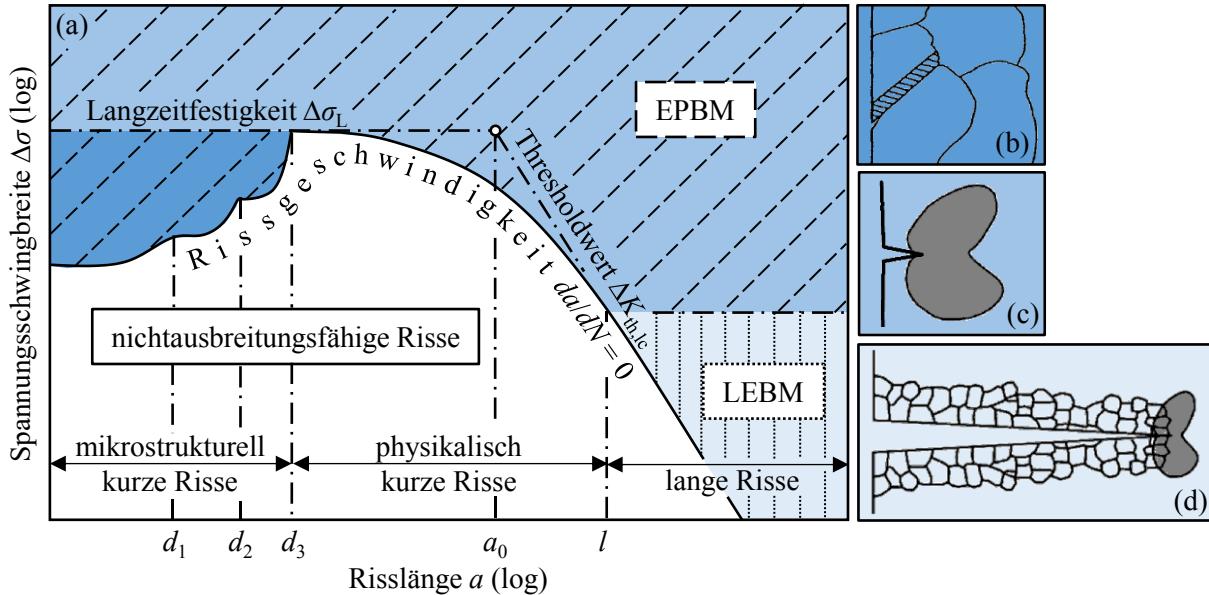


Abbildung 2-9: (a) Mikrostrukturabhängiges Kitagawa-Takahashi-Diagramm, (b) schematische Darstellung eines mikrostrukturell kurzen Risses, (c) eines physikalisch kurzen Risses sowie (d) eines langen Risses [24,31,32] nach [33].

Der Bereich nicht-ausbreitungsfähiger Risse wird durch die Langzeitfestigkeitsschwingbreite oder auch Langzeitfestigkeit  $\Delta\sigma_L$  des Materials bei einem definierten  $R$ -Verhältnis und dem Thresholdwert für lange Risse  $\Delta K_{th,lc}$  definiert. Der dunkel eingefärbte Bereich zeigt ausbreitungsfähige mikrostrukturell kurze Risse, die allerdings bei einer konstanten Schwingbreite an die Grenzkurve stoßen und an mikrostrukturellen Barrieren (z. B.  $d_1$  – Zwillings-,  $d_2$  – Korn- und  $d_3$  – Phasengrenzen) aufgehalten werden. Mikrostrukturell kurze Risse sind aufgrund ihrer Größe  $a / r_p < 1$  (deutlich kleiner als die Abmessungen eines Korns siehe Abbildung 2-9b) schwierig zu detektieren und wachsen aufgrund der Mikrostruktur schubspannungsgesteuert. Ab einer Risslänge von  $a > d_3$  wächst der Riss unabhängig von mikrostrukturellen Hindernissen, sodass die Rissausbreitung nach der Kontinuumsmechanik betrachtet werden kann. Oberhalb der  $\Delta\sigma_L$  Geraden sind alle Risse ausbreitungsfähig und wegen der großen plastischen Zonen mithilfe der Konzepte der EPBM zu berechnen. Der Grenzwert  $a_0$  oder auch *El Haddad*-Parameter:

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \cdot \left( \frac{\Delta K_{th,lc}}{\Delta\sigma_L} \right)^2 \quad (2-19)$$

ergibt sich in doppellogarithmischer Darstellung am Schnittpunkt der Kurven von Thresholdwert und Langzeitfestigkeit. Für Risslängen  $a \geq l$  ist die Ausbildung der plastischen Zone klein

gegenüber der Risslänge, sodass das elastische Spannungsfeld vor der Riss spitze nicht signifikant durch die Riss spitzenplastizität beeinflusst wird. Daher kann zur Berechnung von Rissen in diesem Bereich mit der LEBM gearbeitet werden. Die Grenzrisslänge  $l$  entspricht nach *Taylor* [34] in etwa dem 10-fachen der Korngröße. [20,24,33]

## 2.2.4 Riss schließen- bzw. Rissöffnungsmechanismen

*Elber* [35] erkannte in seiner Arbeit, dass sich Risse schon vor dem Erreichen des minimalen SIF  $K_{\min}$  schließen bzw. erst nach dem Durchlaufen von  $K_{\min}$  wieder öffnen. Entsprechend der Definition wird zwischen Riss schließen und Riss öffnen unterschieden (Abbildung 2-10). In der Praxis wird häufig davon ausgegangen, dass  $K_{op}$  und  $K_{cl}$  übereinstimmen [20].

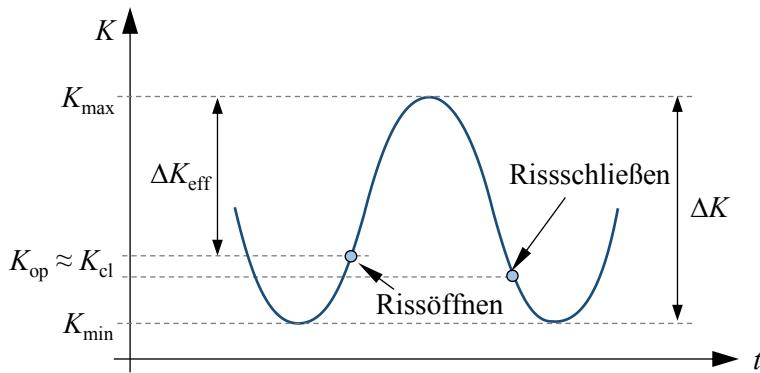


Abbildung 2-10: Effektive Spannungsintensität durch Rissöffnen bzw. Riss schließen nach [20].

*Elber* folgert in [35], dass verbleibende plastische Deformationen auf den Riss flanken zu einer Inkompatibilität dieser führen und so ein spätes Öffnen bzw. vorzeitiges Schließen des Risses ermöglichen. Die plastischen Deformationen entstehen dabei durch das Durchlaufen der plastischen Zonen vor der Riss spitze während der Ermüdungsbelastung. Der Mechanismus des plastizitätsinduzierten Riss schließens, wie in Abbildung 2-11a dargestellt, führt schließlich dazu, dass nicht der komplette zyklische SIF zur Ausbreitung des Risses wirksam wird, sondern nur ein effektiver zyklischer SIF nach:

$$\Delta K_{eff} = K_{\max} - K_{op} \quad (2-20)$$

Neben der beschriebenen Vorstellung zum Einfluss der Plastizität auf den Riss flanken existieren noch rauhigkeitsinduzierte, oxidinduzierte und fluidinduzierte Riss schließmechanismen nach Abbildung 2-11b-d. [20,36]

Das rauhigkeitsinduzierte Riss schließen (Abbildung 2-11b) entsteht durch die geometrische Inkompatibilität der Riss flanken zueinander. Im Gegensatz zur mathematischen Definition des

Risses als geometrischer Schnitt, sind die Rissufer in der Realität nicht komplett glatt und weisen eine gewisse Rauheit auf, die das Rissfortschrittsverhalten vor allem im schwellenwertnahen Bereich [37] und beim Kurzrisswachstum beeinflussen. Das oxidinduzierte Rissenschließen entsteht durch Oxidablagerungen an den Rissflanken in Form von Schichten oder Partikeln (Abbildung 2-11c). Der vorzeitige Rissuferkontakt entsteht daher durch das Aufeinandertreffen der oxidierten Rissflanken und Oxidausscheidungen. Begünstigende Faktoren für die Ausbildung der Oxidschichten sind z. B. hohe Temperaturen, niedrige  $R$ -Verhältnisse, oxidierende Umgebungsmedien und rauе Oberflächen. Außerdem sind Werkstoffe mit geringen Streckgrenzen anfälliger für oxidinduziertes Rissenschließen. Wie schon beim Einfluss durch die Rauheit der Rissflanken wird das Rissfortschrittsverhalten durch Oxide hauptsächlich im Bereich des Thresholdwertes beeinflusst. Das fluidinduzierte Rissenschließen wird durch das Eindringen eines Fluids zwischen die Rissflanken verursacht. Die Stützwirkung der Flüssigkeit aufgrund deren Inkompresibilität führt zu einer erhöhten Rissöffnungslast und damit zu einem geringeren effektiven zyklischen SIF. [20,38]

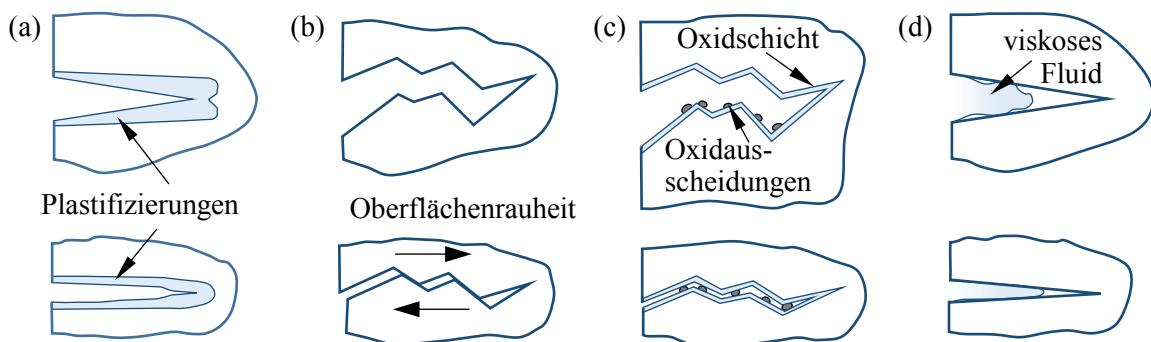


Abbildung 2-11: Darstellung der unterschiedlichen Rissenschließmechanismen. (a) plastizitätsinduziertes, (b) rauhigkeitsinduziertes, (c) oxidinduziertes und (d) fluidinduziertes Rissenschließen [20,36].

### 2.3 Grundlagen der Korrosion metallischer Werkstoffe

Korrosion ist ein natürlicher, destruktiver Angriff von Werkstoffen (meist Metallen) durch elektrochemische Reaktionen mit der Umgebung. Dabei wird der Werkstoff in seine chemisch stabilere Form umgewandelt, wie z. B. in sein Oxid, Hydroxid oder Sulfid. Korrosion tritt auch bei anderen Materialien wie z. B. Keramiken und Polymeren auf und hat im Allgemeinen negative Auswirkungen auf Werkstoffe und Strukturen, wie z. B. die Reduzierung von Festigkeitswerten, Verschlechterung der Optik und Reduzierung der Durchlässigkeit für Flüssigkeiten und Gase. Die Bildung von Eisenoxiden ist ein bekanntes Beispiel für elektrochemische Korrosion, die in vielen unlegierten Stählen zur Rostbildung und einer allmählichen Zerstörung

des Materials führen. Hingegen ist die Oxidation von z. B. COR-TEN Stahl [39] oder nichtrostender Stähle erwünscht, da sie durch die Bildung einer chemisch stabilen Passivschicht weiteren Materialabtrag durch Korrosion verhindern. [40]

Nach [41] werden eine Vielzahl an Korrosionsarten und -einflüssen differenziert. Im Folgenden werden die für diese Arbeit relevanten Mechanismen kurz erläutert.

### Gleichmäßige Flächenkorrosion

Bei der gleichmäßigen Flächenkorrosion schreitet der Korrosionsabtrag annähernd eben und gleichförmig sowie auch mit gleicher Geschwindigkeit über die gesamte ungeschützte Oberfläche des Werkstoffs voran. Vor allem Gusseisen, unlegierte und niedriglegierte Stähle sind anfällig für gleichmäßige Flächenkorrosion, wenn sie der offenen Atmosphäre und Umwelteinflüssen ausgesetzt sind, was ihnen das typische rost-braune Aussehen verleiht. Obwohl diese Form der Korrosion aus technischer Sicht eher als unproblematisch zu bewerten ist, da die geringen Korrosionsraten eine gute Abschätzung der Bauteilbetriebsstandzeiten zulassen, tritt sie in der Realität aufgrund geometrischer, werkstoffseitiger oder medienbedingter Inhomogenitäten nur sehr selten für sich allein auf. [41,42]

### Lochfraßkorrosion

Lochfraßkorrosion auch eng. Pitting ist das lokal sehr begrenzte Auftreten von Korrosionslöchern oder -gruben an einer Metalloberfläche. Die unterschiedlichen Formen der Lochfraßkorrosion sind z. B. in der ASTM 64-94 [43] genormt und in Abbildung 2-12 gezeigt.

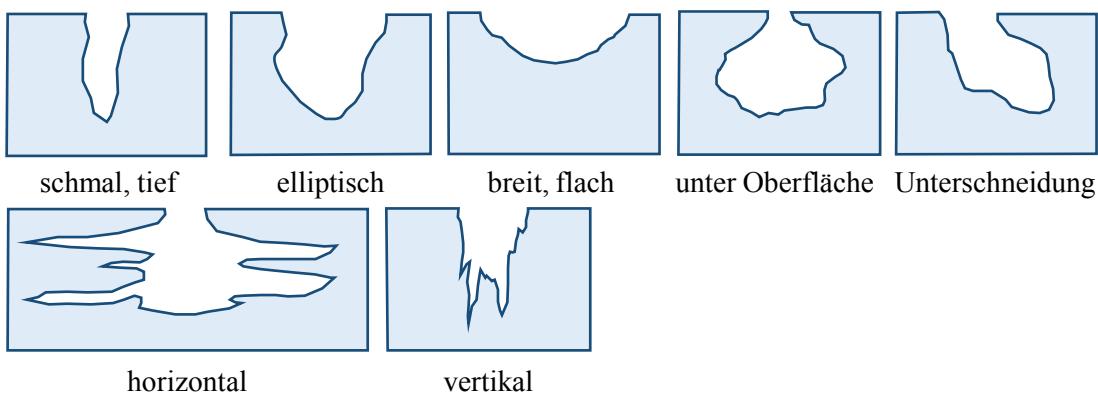


Abbildung 2-12: Ausbildung der Lochfraßkorrosion an und unter der Werkstoffoberfläche gemäß ASTM 64-94 [43] nach [41].

Wie die Skizzen zeigen, ist Lochfraß aufgrund des unkalkulierbaren Ausmaßes der Korrosionsgruben vor allem unterhalb der Oberfläche als sehr kritisch zu bewerten. Obwohl die übrige passivierte Oberfläche intakt ist, kann an Stellen mit Lochfraß eine schnelle und vollständige Durchdringung der Bauteilwandstärke erfolgen. Anfällige Materialien sind nach [41] vor allem passivierte Metalle, die also durch die Reaktion mit z. B. Sauerstoff aus der Umgebungsluft als Oxidationsmittel eine nichtmetallische Passivschicht bilden. Diese Passivschicht schützt das

Metall im Allgemeinen vor der im vorigen Absatz beschriebenen Flächenkorrosion (z. B. nichtrostende Stähle und Aluminiumlegierungen). Der Chromgehalt bei nichtrostenden Stählen kann bei einem Legierungsgehalt von ca. 15 % Cr nach [44] an der Oberfläche bis zu 60 % betragen. Die Dicke der Chromoxidschicht an der Oberfläche beträgt jedoch nur wenige Nanometer und der Chromgehalt sinkt im angebrachten Beispiel innerhalb von 3 nm auf den Basisgehalt der Legierung ab. Wenn die Passivschicht mechanisch beschädigt wird oder ein chemischer Konzentrationsunterschied im Chromgehalt entsteht (z. B. durch chloridhaltige Medien) und eine Repassivierung (Zufuhr von Sauerstoff zur Reaktionsstelle) nicht sofort möglich ist, entsteht Lochfraßkorrosion an diesen Positionen. Eine weitere häufige Ursache für Lochfraßbildung sind Mangansulfid-Einschlüsse an der Oberfläche. Zur Stabilisierung des Passivfilms werden in nichtrostenden Stählen weitere Legierungselemente wie z. B. Molybdän (Mo), Titan (Ti), Wolfram (W) und Stickstoff (N) hinzulegiert, die beispielsweise im Fall von Molybdän zur schnelleren Repassivierung bei lokalen Korrosionserscheinungen wie Lochfraß- und Spaltkorrosion beitragen. Der PRE (Pitting Resistance Equivalent) Index

$$\text{PRE} = \text{Cr \%} + 3,3 \cdot \text{Mo \%} + 16 \cdot \text{N \%} + 1,65 \cdot \text{W \%} \quad (2-21)$$

wird als Maß für die Beständigkeit der Legierung gegen Korrosion verwendet. Im Allgemeinen gilt, dass ein hoher PRE-Index mit einer hohen Korrosionsbeständigkeit des Werkstoffs korreliert. [41,42,44]

### Erosions- bzw. Kavitationskorrosion

Erosionskorrosion ist eine Kombinationserscheinung hervorgerufen durch abrasiven Verschleiß (Erosion) in korrosiven Umgebungen. Der beschleunigte Materialverlust entsteht hierbei durch die mechanische Wirkung eines sich bewegenden korrosiven Fluids oder einer Metallkomponente, die sich mit einer entsprechend hohen Geschwindigkeit durch die Flüssigkeit bewegt. Zuerst wird die natürliche Passivschicht oder die technisch aufgetragene Schutzschicht durch die abrasive Wirkung der Strömung mechanisch entfernt. Im Anschluss erfolgt der eigentliche Korrosionsangriff des blanken Metalls durch das Fluid.

Kavitationskorrosion ist eine Sonderform der Erosionskorrosion. Sie wird durch die Bildung und explosionsartige Auflösung von dampfgefüllten Hohlräumen verursacht. Ursache hierfür ist das lokale Absinken des statischen Drucks unter die Dampfdruckkurve der Flüssigkeit. Die so gebildeten Dampfblasen werden mit der Strömung in Gebiete höheren Drucks mitgerissen, kondensieren und kollabieren dort wieder. In der Nähe von Oberflächen kann das schlagartige Verdampfen der Blasen, das von extremen Druck- und Temperaturspitzen begleitet ist, zu Mikrorissen und letztendlich zu größeren Oberflächenschäden führen. [41,45]

### Spannungsrißkorrosion

Spannungsrißkorrosion ist die kombinierte Wirkung eines korrosiven Mediums bei gleichzeitig auftretender mechanischer Spannung. Anfällig sind nach [46] vor allem nichtrostende Stähle mit kubisch-flächenzentriertem (kfz) Gitteraufbau. Es werden anodische und kathodische Spannungsrißkorrosion unterschieden, wobei die Letztere den Einfluss von wasserstoffinduzierter Rissbildung beschreibt. Als Voraussetzungen für die anodische Spannungsrißkorrosion muss neben einem korrosiven Elektrolyten, ein Anriss unter einwirkenden Zugspannungen entstehen. Oft sind dafür sogar Eigenspannungen im Material ausreichend. Als Anriss können auch nichtmetallische Einschlüsse oder Oberflächendefekte, aber auch im Falle von z. B. kfz-Metallen die auftretenden Intrusionen an der Oberfläche, die durch den Aufstau von Versetzungsbewegungen und die Ausbildung persistenter Gleitbänder entstehen, ausreichen. Vor allem tragende Bauteile unter Zugspannungen sollten daher aus ferritischen nichtrostenden Stählen oder aus Duplex-Stahl und nicht aus austenitischen Stählen gefertigt werden. Bei der kathodischen Spannungsrißkorrosion diffundiert Wasserstoff bevorzugt in die Mikrorisse, lagert sich in der plastischen Zone vor der Riss spitze ab und rekombiniert zu H<sub>2</sub>-Molekülen. Die Rekombination führt zu einer Sprengwirkung und lässt den Riss auch ohne vorhandene Zugspannungen weiterwachsen. [41,46]

### Korrosionermüdung bzw. Schwingungsrißkorrosion

Als Korrosionermüdung oder auch Schwingungsrißkorrosion wird der Einfluss eines korrosiven Mediums auf die zyklischen Ermüdungseigenschaften eines Werkstoffs verstanden. Korrosive Umgebungen können die Ermüdungsrißausbreitung maßgebend beeinflussen und führen im Allgemeinen zu einem deutlichen Abfall der Ermüdungsfestigkeit. Viele Metalle, die in Umgebungsluft eine ausgeprägte Langzeitfestigkeit aufweisen, verlieren diese Eigenschaft in korrosiven Medien und versagen auch bei deutlich niedrigeren Spannungsamplituden. [19,41,47]

Grundsätzlich kann der Einfluss korrosiver Medien auf den Schwellenwert  $\Delta K_{th}$ , nach Zerbst *et al.* [31] als ein Vorgang zweier konkurrierender Prozesse verstanden werden. Das oxidinduzierte Riss schließen erhöht den Schwellenwert wohingegen anodische und kathodische Spannungsrißkorrosion an der Riss spitze den Schwellenwert verringern, gleichzeitig aber die Rissausbreitungsgeschwindigkeit beschleunigen. Welcher Effekt prozessdominierend ist, ist wiederum von Faktoren wie Umgebungsmedium, Mikrostruktur des Materials und Prozessfaktoren wie Eigenspannungen, Temperatur und Häufigkeit der Beanspruchung abhängig. Die hohe Wirkung korrosiver Medien auf den Schwellenwertbereich begründen Zerbst *et al.* [31] aufgrund des zeitabhängigen Prozesses der Korrosionsschädigung. So hat das Elektrolyt nur Einfluss auf den Rissfortschritt, wenn sich die Riss spitze im Kontakt mit dem Medium befindet,

was im schwellenwertnahem Bereich häufiger auftritt als im *Paris*-Bereich bei hohen Rissfortschrittsraten. [31]

## 2.4 Ermüdung metallischer Werkstoffe im Very High Cycle Fatigue Bereich

Das Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe unterscheidet sich im VHCF-Bereich bei Belastungsspannungsamplituden unterhalb der klassischen Langzeitfestigkeit von  $2 \cdot 10^6$  bzw.  $1 \cdot 10^7$  Zyklen teils grundlegend vom konventionellen Ermüdungsrißwachstum im Low Cycle Fatigue (LCF) bzw. High Cycle Fatigue (HCF) Bereich. Zur Unterteilung der Bereiche sind dazu in Abbildung 2-13 zwei Spannungswöhlerlinien gezeigt. *Mughrabi* schlägt in [48,49] die Unterteilung in zwei Werkstoffgruppen vor. Für duktile homogene einphasige Werkstoffe konnte das Ermüdungsverhalten nach Abbildung 2-13a beobachtet werden. Hier wird die Rissinitiierung in LCF und HCF-Bereich von der Ausbildung persistenter Gleitbänder (PSBs), die zu Intrusionen und Extrusionen an der Materialoberfläche führen, dominiert. Anschließend zeigt sich im Bereich des PSB-Schwellenwerts vorerst eine Art Langzeitfestigkeit bis ca.  $10^8$  bis  $10^9$  Zyklen. Bei noch geringeren Spannungsamplituden wird anschließend erneut durch Mikro-PSB-Bildung und irreversible Akkumulation von Dehnungsanteilen ein Absinken der Ermüdungsfestigkeit für Zyklen  $> 10^8$  beobachtet. Auch hier initiieren die Risse weiterhin von der Oberfläche. Nach *Mughrabi* [49] ist für derartige Typ I Werkstoffe eine echte Langzeitfestigkeit bei Amplituden unterhalb des Grenzwerts der irreversiblen Dehnungskumulation der Versetzungsbewegungen zu erwarten. Beispiele für Typ I Werkstoffe sind Kupfer, Nickel, kohlenstoffarme und einige nichtrostende Stähle [50] sowie allgemein duktile Metalle und Legierungen, die keine inneren Defekte aufweisen [51].

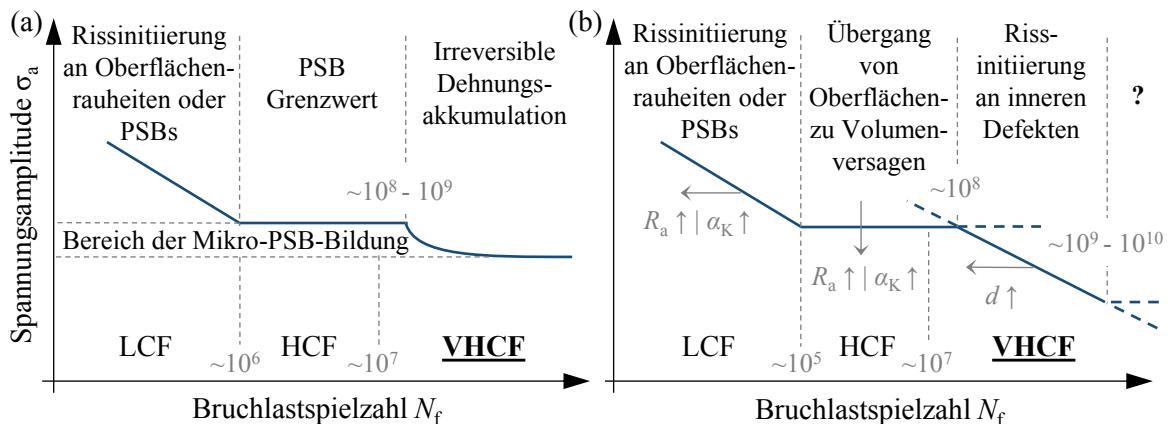


Abbildung 2-13: (a) Schematische Darstellung der Spannungswöhlerlinie für Typ I Werkstoffe (weiche, einphasige Werkstoffe) sowie (b) für Typ II Werkstoffe (hochfeste, metallische Werkstoffe) nach [52,53].

Das Ermüdungsverhalten von hochfesten Typ II Werkstoffen kann häufig durch eine mehrstufige Wöhlerkurve aus Abbildung 2-13b beschrieben werden. Dabei zeigen Untersuchungen der Bruchflächen, dass beim Übergang vom HCF in den VHCF-Bereich ein Wechsel des Schädigungsmechanismus auftritt. So initiieren Risse bei Lastwechselzahlen  $>\sim 10^7$  Zyklen in der Regel im Inneren des Bauteils ausgehend von beispielsweise nicht-metallischen Einschlüssen, der Mikrostruktur oder Defekten in Form von Poren mit einer typischen Fish-Eye (FiE) Ausbildung [49,50,54,55]. Die Bereiche der Wöhlerlinie können dabei u. a. durch Eigenschaften wie z. B. die Oberflächenrauheit  $R_a$  und vorhandenen Kerbfaktoren  $\alpha_K$ , aber auch durch die Größe der inneren Defekte  $d$  beeinflusst werden.

Pyttel [56] differenziert die Wöhlerkurven von Typ II Werkstoffen auf Grundlage von Ermüdungsversuchen verschiedener Legierungen aus unterschiedlichen Literaturquellen. Demnach werden in [56] nach [19] folgende Unterteilungen getroffen:

- konventionelle Wöhlerkurve mit ausgeprägter Langzeitfestigkeit,
- zweistufige Wöhlerkurve (vgl. Abbildung 2-13b),
- Wöhlerkurve mit kontinuierlicher Neigung und
- Wöhlerkurve mit doppelter Neigung.

#### 2.4.1 Bruchmechanische Konzepte im VHCF-Bereich

Neben den Schwellenwertkurvenkonzepten wie z. B. dem vorgestellten *Kitagawa-Takahashi*-Diagramm nach Abbildung 2-9, S. 16 existieren noch weitere Rissinitiierungskonzepte (siehe z. B. [19]). Ein sehr verbreiteter Ansatz im VHCF-Bereich ist das  $\sqrt{A}$ - bzw.  $\sqrt{A_{eff}}$ -Konzept nach *Murakami* [57].

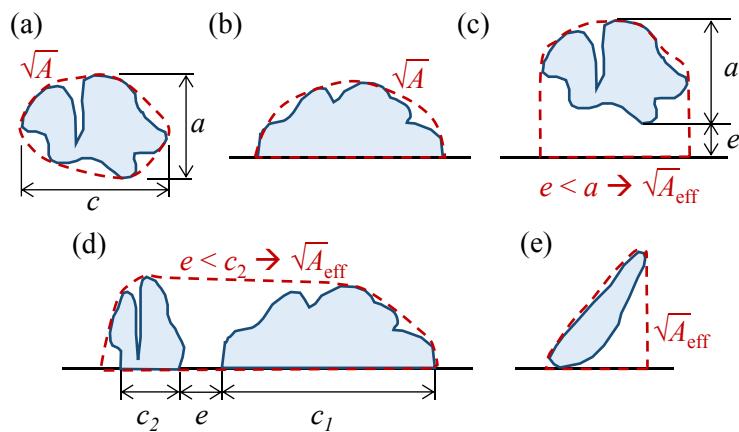


Abbildung 2-14: Von der Bruchfläche aus betrachtete unregelmäßige Risse vereinfacht durch regelmäßige Konturen nach dem  $\sqrt{A}$ -Konzept nach [58]. (a) Unregelmäßig geformter innerer Defekt (ID); (b) Unregelmäßig geformter Oberflächendefekt (OD); (c) Unregelmäßig geformter innerer Defekt in Wechselwirkung mit der Oberfläche (OID); (d) Interaktion zweier benachbarter Defekte; (e) Schräger Defekt in Kontakt mit der Oberfläche.

Zur Bewertung des Schwellenwerts kurzer Risse ausgehend von kleinen Defekten führte *Murakami* den  $\sqrt{A}$ -Parameter ein, der als charakteristische Größe für die Bewertung von Defekten unterschiedlichster Form und Größe auf die Ermüdungsfestigkeit aufgefasst werden kann. Der Parameter  $A$  ist dabei laut Definition die projizierte Fläche des rissinitierenden Defekts auf die Fläche senkrecht zur wirkenden maximalen Hauptnormalspannung. Abbildung 2-14 zeigt die projizierten Flächen von Fehlstellen auf die Ebene senkrecht zur Hauptnormalspannung und deren Lage zur Probenoberfläche. In Abhängigkeit der Lage der Fehlstellen zueinander bzw. zur Probenoberfläche wird die projizierte Fläche  $A$  bzw. effektive projizierte Fläche  $A_{\text{eff}}$  nach dem  $\sqrt{A}$ -Konzept bestimmt. Für sehr flache Oberflächenrisse  $c > 10 a$  und sehr tiefe Risse  $a > 5 c$  ist nach [57,59] ein konstanter Wert von  $\sqrt{A} = \sqrt{10} c$  anzunehmen. Ein weiterer Sonderfall ist das Auftreten von Defekten, die mit ihrem Abstand  $e$  zueinander sehr dicht positioniert sind (Abbildung 2-14d). Ist der Abstand größer als die Abmessung  $c_2$  des kleinsten Fehlers ist nur die Fläche des größeren Defekts  $\sqrt{A_1}$  auszuwerten. Wenn  $e < c_2$  ist die skizzierte effektive Fläche  $\sqrt{A_{\text{eff}}}$  für die Berechnung der Spannungsintensität zu verwenden und beide Defekte werden durch die gegenseitige Beeinflussung als ein großer Defekt behandelt. Dabei ist das Konzept auf kurze Risse ( $\sqrt{A} < 1000 \mu\text{m}$ ) beschränkt. [19,26]

Nach dem  $\sqrt{A}$ -Konzept berechnet sich die maximale Spannungsintensität  $K_{\max}$  bzw. die zyklische Spannungsintensität  $\Delta K$  für Oberflächendefekte ( $\beta = 0,65$ ) bzw. Volumendefekte ( $\beta = 0,5$ ) mit

$$\begin{aligned} K_{\max} &= \beta \cdot \sigma_{\max} \cdot \sqrt{\pi \cdot \sqrt{A}} \\ \Delta K &= \beta \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot \sqrt{A}} \end{aligned} \quad (2-22)$$

*Murakami et al.* [59] konnten in weiteren Auswertungen verschiedener hochfester Stähle eine empirische Beziehung zwischen dem Schwellenwert  $\Delta K_{\text{th,sc}}$  kurzer Risse (short crack - sc), dem eingeführten  $\sqrt{A}$ -Parameter und der Vickershärte  $HV$  der untersuchten Materialien für Oberflächendefekte ( $\gamma = 3,3$ ) bzw. Volumendefekte ( $\gamma = 2,77$  [60]) wie folgt herleiten:

$$\Delta K_{\text{th,sc}} = \gamma \cdot 10^{-3} \cdot (HV + 120) \cdot \sqrt{A}^{1/3} \quad (2-23)$$

Unter der Voraussetzung, dass eine Rissausbreitung über den berechneten Kurzrissenschwellenwerten  $\Delta K_{\text{th,sc}}$  möglich ist, kann in Kombination der Gleichung (2-22) und (2-23) eine Beziehung für eine defektgrößenabhängige Schwellspannungsamplitude  $\sigma_{a,\text{th,sc}}$  bei  $R = -1$  bzw. durch Erweitern eines  $R$ -abhängigen Terms die Schwellspannungsamplitude für unterschiedliche Mittelspannungen nach

$$\sigma_{a,th,sc} = \frac{\delta \cdot (HV + 120)}{\sqrt{A}^{1/6}} \cdot \left( \frac{1-R}{2} \right)^\alpha \quad (2-24)$$

mit  $\delta = 1,43$  für Oberflächendefekte,  $\delta = 1,41$  für Volumendefekte in Kontakt mit der Oberfläche bzw.  $\delta = 1,56$  für Volumendefekte berechnet werden. Der Parameter  $\alpha$  ist werkstoffspezifisch und kann nach *Murakami* [57] über

$$\alpha = 0,226 + HV \cdot 10^{-4} \quad (2-25)$$

berücksichtigt werden. Untersuchungen in der Literatur [61–63] zeigen aber, dass die oben genannte Beziehung die experimentellen Beobachtungen nicht immer beschreiben kann. Eine weitere Möglichkeit ist daher die experimentelle Bestimmung von  $\alpha$  über die Auswertung der Langzeitfestigkeiten bei unterschiedlichen  $R$ -Verhältnissen.

Aus Gleichung (2-24) kann bei Kenntnis der Amplitude für die Langzeitfestigkeit  $\sigma_{a,L}$  des Werkstoffs eine minimale Defektfläche  $A_{min}$  berechnet werden, ab der zumindest nach dem  $\sqrt{A}$ -Konzept keine Rissausbreitung für Oberflächen- oder Volumendefekte mehr stattfindet. Falls nicht bekannt, gibt *Murakami* [57] einen Schätzwert für die Langzeitfestigkeitsamplitude für  $R = -1$  in Abhängigkeit der Vickershärte (in  $\text{kgf} \cdot \text{mm}^{-2}$ ) bzw. der Zugfestigkeit für  $HV \leq 400$  an:

$$\sigma_{a,L} \cong 0,5 \cdot R_m \cong 1,6 \cdot HV \pm 0,1 \cdot HV \quad (2-26)$$

*Lai et al.* [64] bestimmen den Schwellenwert für kurze Risse mit Hilfe des modifizierten *Kitagawa/Takahashi*-Ansatzes von *El Haddad et al.* [65], der von *Beretta et al.* [66] auf folgende Weise weiter modifiziert wurde:

$$\Delta K_{th,sc} = \Delta K_{th,lc} \cdot \sqrt{\frac{\sqrt{A}}{\sqrt{A} + \sqrt{A_0}}} \quad (2-27)$$

auf Grundlage des Schwellenwerts  $\Delta K_{th,lc}$  für lange Risse (long crack - lc) sowie mit

$$A_0 = \pi \cdot a_0^2 \quad (2-28)$$

der intrinsischen Risslänge oder auch dem *El Haddad*-Parameter nach Gleichung (2-19). Der Parameter  $a_0$  berücksichtigt den Einfluss der Risslänge im Bereich des Kurzrisswachstums [20,67].

*Fujimoto et al.* [68] führen eine alternative Formulierung in Abhängigkeit der inhärenten Schädigungszone unter Berücksichtigung der Langzeitfestigkeitsschwingbreite  $\Delta\sigma_L$  ein und berechnen den Schwellenwert für kurze Risse in Abhängigkeit der Risslänge  $a$  nach:

$$\Delta K_{th,sc} = \frac{\sqrt{\pi \cdot a \cdot \frac{a_0}{2} \cdot \left(2 \cdot a + \frac{a_0}{2}\right)}}{a + \frac{a_0}{2}} \cdot \Delta\sigma_L \quad (2-29)$$

Ein empirischer Ansatz zur Bestimmung der  $\Delta K_{th}$ -Werte auf Basis der Rissenschließfunktion nach *Newman* [69] ist in [30] veröffentlicht:

$$\Delta K_{th,sc} = \Delta K_{th,lc,R=0} \cdot \frac{\sqrt{\frac{a}{a+a_0}}}{\left[ \frac{1-\gamma}{(1-C_0) \cdot (1-R)} \right]^{(1+C_{th} \cdot R)}} \quad (2-30)$$

Die Rissenschließeffekte werden dabei in Abhängigkeit des  $R$ -Verhältnisses nach

$$\gamma = \frac{K_{op}}{K_{max}} = \begin{cases} \max(R, C_0 + C_1 \cdot R + C_2 \cdot R^2 + C_3 \cdot R^3) & R \geq 0 \\ C_0 + C_1 \cdot R & -2 \leq R < 0 \end{cases} \quad (2-31)$$

mit

$$\begin{aligned} C_0 &= (0,825 - 0,34 \cdot \alpha_{CF} + 0,05 \cdot \alpha_{CF}^2) \cdot \left[ \cos\left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{\sigma_{max}}{R_e}\right) \right]^{1/\alpha_{CF}} \\ C_1 &= (0,415 - 0,071 \cdot \alpha_{CF}) \cdot \frac{\sigma_{max}}{R_e} \\ C_2 &= 1 - C_0 - C_1 - C_3 \\ C_3 &= 2 \cdot C_0 - C_1 - 1 \end{aligned} \quad (2-32)$$

berücksichtigt. Die Parameter  $\alpha_{CF}$ ,  $\sigma_{max}/R_e$  und  $C_{th}$  sind in Abhängigkeit vom Spannungszustand und Material anzupassen. Der Faktor  $\alpha_{CF}$  variiert zwischen 1 für einen ebenen Spannungszustand und 3 für einen ebenen Verzerrungszustand. Weiterhin wird das Verhältnis von Maximalspannung zur Fließspannung  $\sigma_{max}/R_e$  für viele Materialien auf 0,3 gesetzt. [20,67]

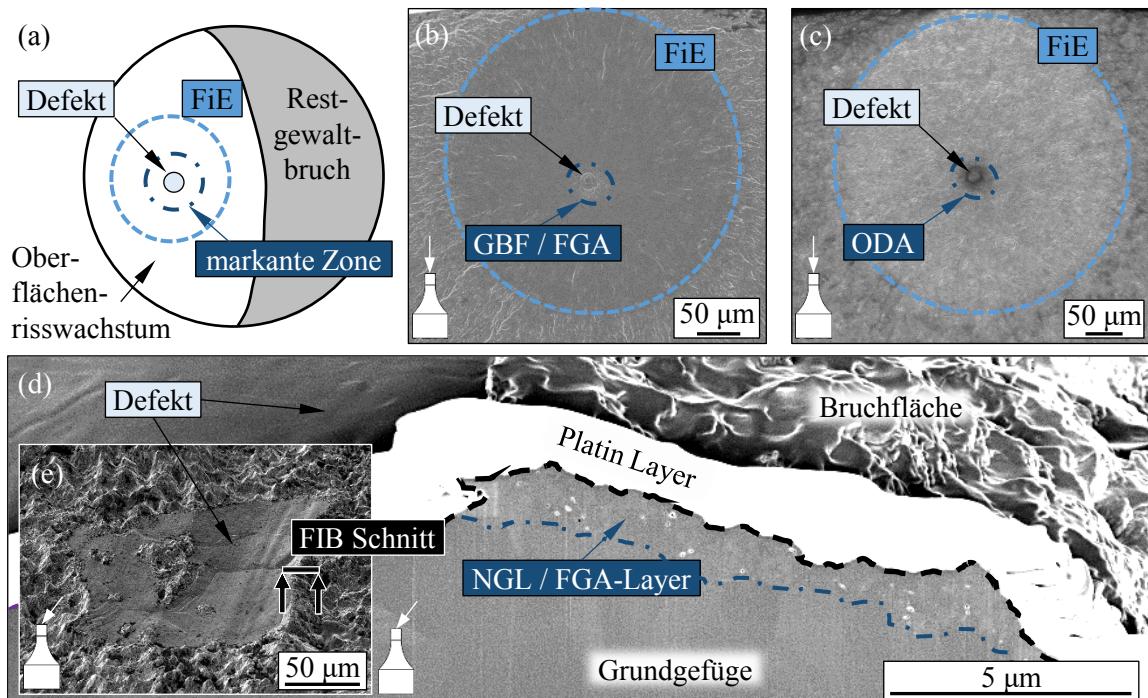
#### 2.4.2 Eigenschaften und Besonderheiten der FGA

Im sehr hohen Lastwechselzahlbereich ( $> 10^7$  Lastwechsel) ist der Ausgang des Risses bei Typ II Werkstoffen häufig ein nicht-metallischer Einschluss mit einer typischen Fish-Eye (FiE)

Ausbildung. Dabei können sowohl die Zusammensetzung der Einschlüsse als auch deren Form sehr unterschiedlich ausgeprägt sein. Aber auch durch die Mikrostruktur selbst, wie z. B. die Korn- oder Phasengrenzen, sowie durch Defekte, wie z. B. Gussfehler in Form von Poren oder Oxidschichten, im Inneren bzw. an der Oberfläche des Bauteils können Risse initiieren [54,55]. Um den Rissinitierungsort im Inneren des Bauteils kann eine markante Zone während der Ermüdungsbelastung entstehen, die von verschiedenen Wissenschaftlern unabhängig voneinander nachgewiesen wurde. Je nach Detektionsmethode bzw. abgeleiteter Eigenschaft wird dieses Gebiet als Optical Dark Area (ODA) [70], Granular Bright Facet (GBF) [71], Rough Surface Area (RSA) oder Fine Granular Area (FGA) [72] bezeichnet. Speziell an Ti6Al4V bezeichnen *Su et al.* [73] diese markante Zone auch als Rough Area (RA). Die Zone der Kornfeinung unter der Bruchfläche wurde nach *Sakai* [72] mit Fine Granular Layer benannt und auch oft als Nanograin Layer (NGL) bezeichnet. Dabei ist jedoch nicht geklärt, ob die Abmessungen der Zonen, die über die einzelnen Begriffe eingeführt wurden, miteinander korrelieren [74]. Die Korrelation  $ODA \approx GBF \approx FGA \approx RSA$  ist naheliegend aufgrund der rauen, fein granulierten Bruchoberfläche in diesem Bereich, die sich mit den unterschiedlichen Detektionsmethoden anders darstellt. Allerdings muss die Größe einer detektierten FGA auf der Bruchfläche nicht zwangsläufig der Ausbreitung des feinkörnigen Bereichs unterhalb der Bruchfläche entsprechen. Eine konsequente Differenzierung der vorgestellten Begriffe findet in der Literatur nicht statt. Für die Bezeichnung der markanten Zone auf der Bruchfläche wird daher innerhalb dieser Arbeit der Terminus FGA verwendet. Die Ausbreitung des feinkörnigen Bereichs unter der Bruchfläche wird mit FGA-Layer bezeichnet. Abbildung 2-15 verdeutlicht die Rissinitiierung in Typ II Werkstoffen anhand einer schematischen Skizze (Abbildung 2-15a) sowie die unterschiedlichen Begriffseinführung der markanten Zone um die Rissinitiierungsstelle in Abhängigkeit der Detektionsmethode in Abbildung 2-15b-e. Die Skizze jeweils in der linken unteren Ecke der Abbildungen zeigt den Winkel, aus dem die Probenbruchflächen betrachtet werden.

Die FGA steht im Fokus der Forschung im VHCF-Bereich, da ihr im Allgemeinen eine wesentliche Rolle zugesprochen wird. Nach aktuellem Stand der Forschung wird zumindest ein Großteil der gesamten Lebensdauer dieser Zone zugeordnet [16–18]. Sie hat weiterhin einige sehr charakteristische Eigenschaften. So zeigt sich auf der Bruchfläche in diesem markanten Gebiet eine erhöhte Rauheit [71]. Die Abmessungen der FGA korrelieren mit der anliegenden Belastung (Amplitude,  $R$ -Verhältnis, Kollektiv) und mit der Lebensdauer [18,75–82]. Weiterhin kann eine Veränderung des metallischen Gefüges direkt unter der Bruchfläche im Bereich der FGA beobachtet werden [81,83]. Bei konstanter Amplituden (CA) Belastung zeigt sich eine durchgehende Schicht aus feineren Körnern, die sich vom Grundgefüge unterscheidet. Untersuchungen von *Hong et al.* [83,84] an hochfesten Stählen und Titanlegierungen sowie *Su et al.* [73] an der Titanlegierung Ti6Al4V zeigten ausschließlich eine Feinkornzone bei negativen  $R$ -Verhältnissen. Jedoch konnte in [81,83] gezeigt werden, dass ein feinkörniges Gebiet auch

bis zu einem  $R$ -Verhältnis von  $R = 0,1$  nachweisbar ist, wobei die Dicke der Feinkornzone unterhalb der Bruchfläche mit abnehmendem  $R$ -Verhältnis ansteigt. Für noch größere Spannungsverhältnisse hingegen verschwindet die markante Zone bzw. deren Ausbildung ist sehr viel schwerer zu detektieren [85]. Auch bei einer variablen Amplitudenbelastung bei  $R = -1$  konnten partielle Bereiche mit feineren Körnern aufgefunden werden [81]. Die Dicke des FGA-Layers unter der Bruchfläche bei CA-Belastung wurde in einigen Veröffentlichungen mit 100-800 nm für hochfeste Stähle [83,86,87] bzw. 800-1500 nm für Ti6Al4V [73] vermessen.



*Abbildung 2-15: Darstellung der markanten Zonen um die Fehlstelle und deren unterschiedliche Bezeichnung aufgrund der Detektionsmethode. (a) Schematische Darstellung einer Bruchfläche im VHCF-Bereich ausgehend von einem Defekt mit Fish-Eye (FiE), markanter Zone, Oberflächenrisswachstum und Restgewaltbruch; (b) Typische Bruchfläche hochfester Stähle am Beispiel einer Probe aus 34CrNiMo6 (1.6582) ermüdet unter konstanter Amplitudenbelastung bei  $R = -1$  untersucht im Rasterelektronenmikroskop (REM) und (c) im Lichtmikroskop; (d) Darstellung eines Focused Ion Beam (FIB) Schnitts an einer additiv hergestellten Ti6Al4V (3.7165) Probe; (e) Position des FIB-Schnitts auf der Bruchfläche.*

Nachfolgend werden einige bekannte analytische Zusammenhänge zwischen der Größe der FGA und der Belastungsamplitude bzw. der Lebensdauer, die Erkenntnisse zur Rissinitiierung und zum Rissfortschritt in der FGA sowie zu den vorherrschenden Spannungsintensitätsfaktoren in der Umgebung der FGA vorgestellt.

#### 2.4.2.1 Zusammenhang zwischen der Größe der FGA und der Belastungssamplitude

*Yang et al.* [80] ermittelten auf Grundlage bruchmechanischer Betrachtungen eine analytische Beziehung zwischen dem abgeschätztem Durchmesser der FGA  $d_{\text{FGA}}$  in m, der Streckgrenze  $R_e$  in MPa und der Spannungssamplitude  $\sigma_a$  in MPa nach:

$$d_{\text{FGA}} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \sqrt{A_{\text{FGA}}} = 1240 \cdot \frac{1}{R_e^{0,533}} \cdot \frac{1}{\sigma_a^2} \quad (2-33)$$

Eine andere Beziehung zur analytischen Ermittlung der FGA-Größe in Form des  $\sqrt{A}$ -Parameters zeigt *Murakami* [57] nach Gleichung (2-24), hier für  $R = -1$  betrachtet, nach

$$\sqrt{A_{\text{FGA}}} = \left[ \frac{\delta \cdot (HV + 120)}{\sigma_a} \right]^6 \quad (2-34)$$

mit den entsprechenden Vorfaktoren der unterschiedlichen Defektklassierungen (siehe Abschnitt 2.4.1, Seite 25), wobei die Größe der FGA über  $\sqrt{A_{\text{FGA}}}$  in  $\mu\text{m}$  mit Hilfe der Vickershärte in  $\text{kgf}\cdot\text{mm}^{-2}$  zu berechnen ist.

*Liu et al.* [88] modifizierten den Term nach Gleichung (2-34), indem sie unabhängig vom Rissinitiierungsort  $\delta = 2$  setzten. Zusätzlich zu dieser ersten oberen Grenzkurve führten sie eine untere Grenzkurve für die Größe der FGA nach

$$\sqrt{A_{\text{FGA}}} = \left[ \frac{2,7 \cdot (HV + 120)^{15/16}}{\sigma_a} \right]^{16/3} \quad (2-35)$$

ein. Demnach ist eine Ausbildung der FGA nur im Bereich der beiden Grenzkurven möglich. Die analytischen Beziehungen zeigen, dass die Größe der FGA mit zunehmender Spannungssamplitude abnimmt und nicht von der Größe des Einschlusses am Rissinitiierungsort beeinflusst wird. [16]

*Pereira et al.* [89] verglichen die beschriebenen analytischen Beziehungen mit experimentellen Vermessungen der FGA auf der Bruchfläche und konnten eine gute Übereinstimmung mit den berechneten Werten aus Gleichung (2-34) mit dem Faktor nach *Liu et al.* feststellen.

#### 2.4.2.2 Zusammenhang zwischen der Größe der FGA und der Lebensdauer

*Chapetti et al.* [76] geben bei Kenntnis der Größe der rissinitierenden Fehlstelle  $\sqrt{A_d}$  den Zusammenhang zwischen  $\sqrt{A_{\text{FGA}}}$  und der Lebensdauer  $N_f$  wie folgt an:

$$\frac{\sqrt{A_{\text{FGA}}}}{\sqrt{A_d}} = 0,25 \cdot N_f^{0,125} \quad (2-36)$$

Eine andere empirisch ermittelte Beziehung beschreiben *Murakami* [90] und *Yamashita* [91] als „Master Curve of ODA“ mit der Annahme, dass die Bruchschwingspielzahl  $N_f$  ungefähr gleich der Schwingspielzahl zur Bildung der FGA ist, wie folgt:

$$N_f \cong N_{f_{\text{FGA}}} = C_A \cdot \left( \frac{\sqrt{A_{\text{FGA}}}}{\sqrt{A_d}} - 1 \right)^{C_B} \quad (2-37)$$

$C_A$  und  $C_B$  sind Materialkonstanten, die über die Anpassung der obigen Funktion anhand experimenteller Daten erfolgen kann. In [90] wurden dazu aus Versuchen mit vier hochfesten Stählen ( $HV > 400$ ) die Werte  $C_A = 5 \cdot 10^7$  und  $C_B = 2$  vereinheitlicht bestimmt. Die Kurve nach Gleichung (2-37) zeigt nach [91] eine Reaktion auf den vorliegenden Wasserstoffgehalt. Mit geringerem Wasserstoffanteil zeigen die Autoren ein langsameres Wachstum in der FGA auf, was zu höheren Lebensdauern der untersuchten Proben führt.

#### 2.4.2.3 Rissinitiierung und Rissfortschritt in der FGA

*Li et al.* [16] fassen die kontroverse Diskussion zusammen, ob die FGA aufgrund des Risswachstums entsteht [18,92–94] oder eine Rissinitiierung in Größe der FGA stattfindet [95,96] und anschließend ein Risswachstum im FiE erfolgt. Einigkeit besteht jedoch in der Relevanz der FGA in Bezug auf die Lebensdauer. So wird davon ausgegangen, dass 90 % - 99 % der Lastzyklen im VHCF-Bereich zur Entstehung der FGA benötigt werden [16–18]. Für die Annahme des Risswachstums in der FGA sprechen u. a. die Untersuchungen von *Yoshinaka et al.* [97]. Sie konnten *in situ* mit zerstörungsfreien  $\mu$ CT-Untersuchungen mittels Synchrotron Strahlung Rissinitiierung und –wachstum an einer Ti6Al4V Probe beobachten und Rissfortschrittsraten von  $10^{-14}$  bis  $10^{-11}$  m/LW messen. Eine weitere Methode zur Bestimmung von  $da/dN$ -Raten im Bereich der FGA wird in [98–100] untersucht. Über zweistufige Blocklastversuche konnten innerhalb der FGA Rastmarken erzeugt werden, die anschließend mikroskopisch ausgewertet wurden. Die ermittelten Rissfortschrittsraten in der FGA liegen demnach ebenfalls im Bereich zwischen  $10^{-14}$  und  $10^{-13}$  m/LW für den Stahl SUJ2 (ähnlich 100Cr6) und zwischen  $10^{-12}$  und  $10^{-11}$  m/LW für den hochfesten Stahl SCM440 (ähnlich 42CrMo4). Die Autoren aus [71,92,93] führten ebenfalls Ermüdungsversuche mit zweistufigen Blocklastkollektiven durch, um die Rissinitiierung und den Risswachstumsprozess in der FGA zu untersuchen.

*Li et al.* [92] folgern anhand von REM-Untersuchungen, dass die FGA in einer frühen Phase der Lastgeschichte gebildet wird ( $N < 0,01 \cdot N_f$ ) und die Größe der FGA bis kurz vor dem Versagen einer Probe ( $N > 0,9 \cdot N_f$ ) annähernd konstant bleibt, bevor ein Sprung im Wachstum der FGA auf die maximale Größe der FGA stattfindet, wie in Abbildung 2-16 dargestellt. [16]

Die in den erwähnten Veröffentlichungen ermittelten Rissgeschwindigkeiten sind um ein Vielfaches kleiner als der eigentliche Gitterabstand ( $\approx 10^{-10} \text{ m}$ ) der Materialien [82] und um das 100 – 1000 fache geringer im Vergleich zum Risswachstum im umgebenden FiE (z. B.  $10^{-9}$  bis  $10^{-8} \text{ m/LW}$  nach *Sander et al.* [63]). Nach [92] kann der Riss im Bereich der FGA folglich nicht Zyklus für Zyklus wachsen und daher nicht über gängige Rissausbreitungskonzepte beschrieben werden. [16,33]

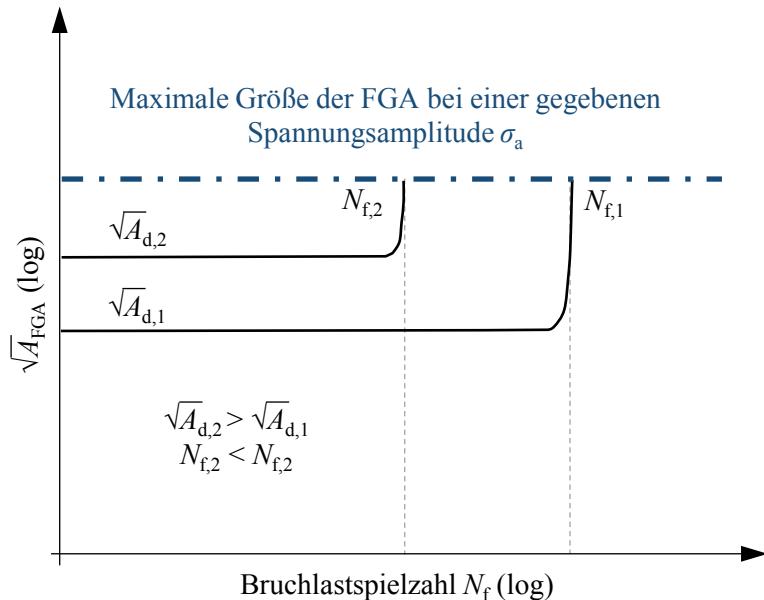


Abbildung 2-16: Vorstellung des Risswachstums in der FGA nach *Li et al.* [92].

#### 2.4.2.4 Spannungsintensitätsfaktoren am Rand der FGA

*Murakami et al.* [70,101], *Sakai et al.* [72] oder *Shiozawa et al.* [71] gehen davon aus, dass die zyklische Spannungsintensität  $\Delta K_{\text{FGA}}$ , die sich am Rand der FGA ergibt, genau dem Schwellenwert gegen Ermüdungsriessausbreitung langer Risse  $\Delta K_{\text{th,lc}}$  entspricht. D. h., dass eine FGA nur ausgebildet wird, wenn der zyklische Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K_d$  der Fehlstelle kleiner als  $\Delta K_{\text{th,lc}}$  ist. Weiterhin wird  $\Delta K_{\text{th,lc}}$  weder von der Bruchlastspielzahl  $N_f$  [102,103] noch von der Spannungsamplitude  $\sigma_a$  [102] beeinflusst.

Abbildung 2-17 zeigt den Zusammenhang zwischen  $K_{\text{FGA}}$  bzw.  $K_d$  und der Bruchlastspielzahl  $N_f$  für Ti6Al4V nach *Liu et al.* [103]. Bei negativen Spannungsverhältnissen wird häufig davon ausgegangen, dass die Druckspannungen im negativen Halbzyklus der Ermüdungsbelastung keinen Beitrag zum Schwellenwert leisten, und somit allein der SIF  $K_{\text{th}}$  anstelle des zyklischen

SIF  $\Delta K_{\text{th}}$  der entscheidende Faktor für das Risswachstum ist [78,104]. Die von *Liu et al.* [103] kalkulierten  $K_{\text{FGA}}$ -Werte am Rand der FGA verlaufen nach Abbildung 2-17 konstant über die Bruchschwingspielzahl. Die SIF an den Defekten  $K_d$  nehmen hingegen mit zunehmender Bruchschwingspielzahl ab.

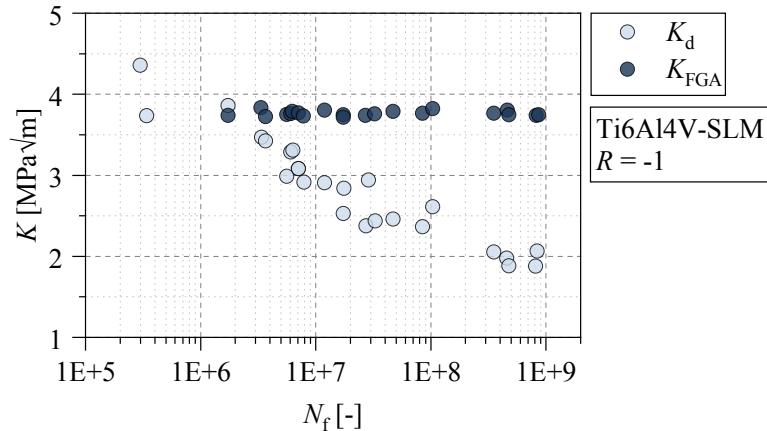


Abbildung 2-17: Spannungsintensitätsfaktoren am Rand der FGA im Vergleich zum Defekt an SLM-Ti6Al4V nach *Liu et al.* [103].

*Mayer et al.* [105] ermittelten den SIF am Rand der FGA für einen Federstahl bei  $R = -1$  mit  $K_{\text{FGA}} = 3,9 \pm 0,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . In [75] sind für einen Chromstahl ähnliche SIF im Bereich von  $K_{\text{FGA}} = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bis  $6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  berechnet worden. Die zusätzliche Auswertung der SIF an den Defekten zeigt in [75] einen ähnlichen tendenziellen Verlauf, wie schon für die Titanlegierung in Abbildung 2-17 dargestellt. In *Spietersbach* [33] ist der gemittelte Wert für  $K_{\text{FGA}}$  mit  $4,25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  für den hochfesten Stahl 100Cr6 angegeben.

Die ermittelten FGA-Schwellenwerte zeigen eine Korrelation zu den experimentell ermittelten Langrissschwellenwerten verschiedener Stähle  $K_{\text{th},lc} = 3,25 \dots 9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  [20,33,106–108] für  $R = -1$ . Für Ti6Al4V wurde z. B. in [109] ein Mittelwert von  $K_{\text{th},lc} \approx 4,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  für  $R = -1$  aus den Rissfortschrittsversuchen ermittelt.

#### 2.4.3 Konzepte zur Bildung der Feinkornzone

Im Folgenden werden die existierenden Konzepte der FGA-Bildung vorgestellt und vergleichend die Vor- und Nachteile der Modelle diskutiert. Dabei beruhen die Modellvorstellungen und Skizzen zum großen Teil auf Belastungsbedingungen bei CA-Belastung.

Zur Erklärung der FGA gibt es fünf häufig diskutierte Modelle in der Literatur:

- „Hydrogen Embrittlement Coupled with Fatigue“ nach *Murakami et al.* [110]:
- „Dispersive Decohesion of Spherical Carbide“ nach *Shiozawa et al.* [71]:
- „Polygonization and Microdebonding“ nach *Sakai et al.* [72]

- „Continuous Grain Refinement and Crack Propagation“ nach *Grad et al.* [111]
- „Numerous Cyclic Pressing“ nach *Hong et al.* [83]

#### 2.4.3.1 Modell nach *Murakami et al.*

*Murakami et al.* [110] stellten eine Anreicherung von Wasserstoff in der Umgebung von Einschlüssen fest, dessen versprödende Wirkung in Verbindung mit metallischen Werkstoffen bekannt ist [112,113]. Die Synergie zwischen vorhandenem Wasserstoff am Rissinitiierungsor und der zyklischen Belastung bei hohen Lastwechselzahlen sind die Grundlagen für das „Hydrogen Embrittlement Coupled with Fatigue“ Modell (Abbildung 2-18). Nachdem die kritische Größe der FGA vom Ermüdungsriß durchlaufen wurde, wächst der Riss ohne die Unterstützung des Wasserstoffs im FiE weiter. Die Präsenz der Wasserstoffanreicherung an Einschlüssen konnte weiterhin in [114–116] nachgewiesen werden. Außerdem zeigt sich bei mit Wasserstoff beladenen Proben eine Zunahme der Größe der FGA [70,101]. Das eine FGA auch ohne Wasserstoff entstehen kann, zeigten z. B. *Spietersbach et al.* [87,117] bei VHCF-Versuchen im Vakuum an künstlich eingebrachten Oberflächendefekten.

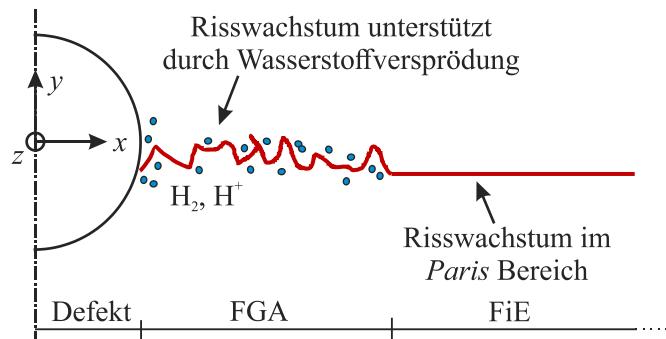


Abbildung 2-18: „Hydrogen Embrittlement Coupled with Fatigue“ Modell zur FGA-Bildung nach *Murakami et al.* nach [110].

#### 2.4.3.2 Modell nach *Shiozawa et al.*

*Shiozawa et al.* [71] beobachteten für den Stahl SUJ2 (vergleichbar mit 100Cr6) gleichmäßige kugelförmige Karbidausscheidungen in der FGA, die durch die Wärmebehandlung des Materials entstehen. Durch Ablösungen der Karbide während der zyklischen Belastung entstehen nach *Shiozawa et al.* Mikrorisse in der näheren Umgebung des Einschlusses (Abbildung 2-19a).

Durch die weitere zyklische Belastung breiten sich die Mikrorisse entlang der Grenzen zwischen sphärischen Karbiden und der Matrix aus, nehmen mit steigender Lastwechselzahl in Größe und Anzahl zu und vereinen sich am Ende der FGA-Bildung zu einem ausbreitungsfähigen Riss. Das Risswachstum im FiE (Abbildung 2-19b) findet danach unabhängig von Karbidgröße und -verteilung statt. *Shiozawa et al.* [71,118] konnten die Rauheit an der Oberfläche im Bereich der FGA mit den detektierten Karbidgrößen korrelieren. Allerdings kann das Modell

die FGA-Bildung für Werkstoffe ohne Karbide (z. B. Titan-Legierungen) nicht beschreiben. Die Kornfeinung unterhalb der Bruchfläche in der FGA wird jedoch weder von *Shiozawa* noch von *Murakami* diskutiert.

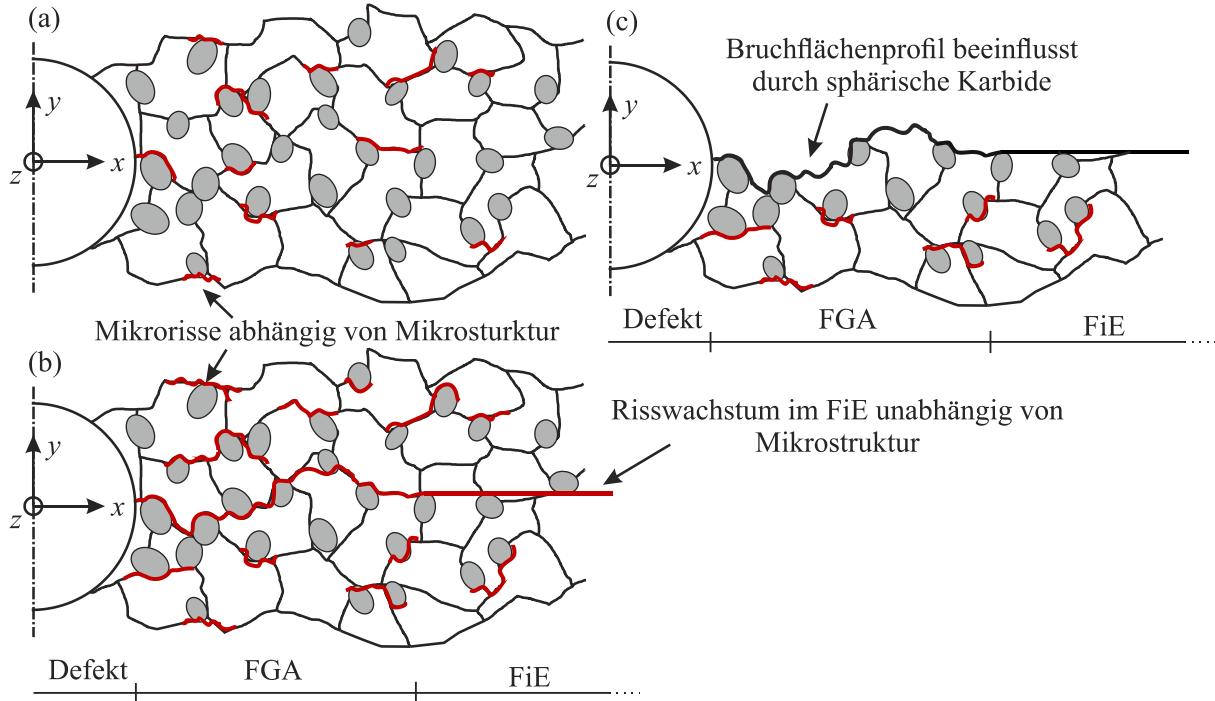


Abbildung 2-19: „Dispersive Decohesion of Spherical Carbide“ Modell zur FGA-Bildung nach *Shiozawa et al.* nach [71]. (a) Bildung von Mikrorissen an Karbiden in der Mikrostruktur; (b) Ausbreitung und Zusammenschluss der Mikrorisse; (c) Bruchfläche mit Rauheit aufgrund der Karbide bzw. durch Ablösung der Karbide.

#### 2.4.3.3 Modell nach *Sakai et al.*

Das erste Modell, welches die Gefügeveränderungen in der FGA betrachtet, stammt von *Sakai et al.* [72,119] nach Abbildung 2-20. Demnach kommt es während der zyklischen Beanspruchung zu starker Polygonisation (Versetzungsumlagerung) des Metallgitters im Bereich der FGA. Im Anschluss entstehen Mikrorisse durch Ablösungen zwischen Feinkornzone und dem umgebenden Grundmaterial, die stetig weiterwachsen, sich zusammenschließen können und so einen Riss innerhalb der gesamten FGA bilden. Im Vergleich zu den anderen Modellen verläuft der Riss nach *Sakai et al.* [120] genau zwischen den Grenzen des FGA-Layers und der Matrix. Die Feinkornzone sollte entsprechend nur auf einer Probenhälfte mittels z. B. Focused Ion Beam (FIB) Technik zu beobachten sein, was *Sakai et al.* [120] am Beispiel des SUJ2-Stahls bei  $R = -1$  auch belegen konnten. *Hong et al.* [83] fanden jedoch auf beiden Probenhälften eines hochfesten Stahls bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  Feinkornzonen. *Sun et al.* [121] konnten beide Fälle an einem nichtrostenden Stahl bei  $R = -1$  beobachten.

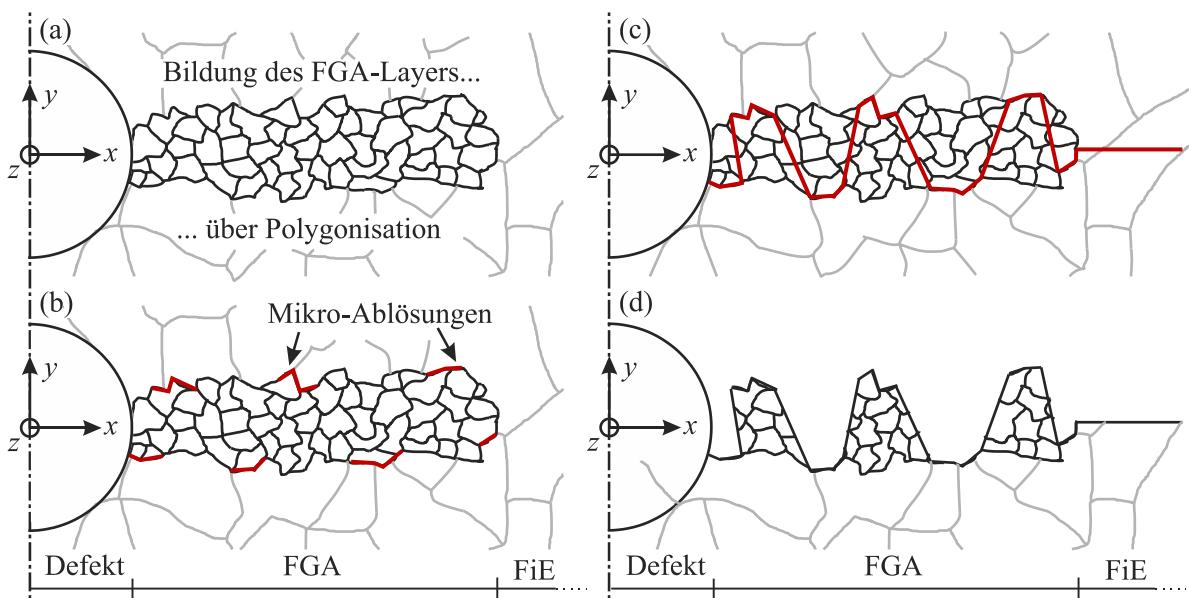


Abbildung 2-20: „*Polygonization and Microdebonding*“ Modell zur FGA-Bildung nach Sakai et al. nach [72,119]. (a) Bildung des FGA-Layers in der finalen Größe durch die lange Sequenz der zyklischen Belastung; (b) Bildung und Zusammenschluss von Mikro-Ablösungen zwischen FGA und Grundgefüge; (c) Vollständige Verteilung der Mikro-Ablösungen über die granulare Schicht und Bildung des Penny-Shaped Risses um den Defekt; (d) Bruchfläche mit Bereichen feiner Körner und Grundgefüge.

#### 2.4.3.4 Modell nach Grad et al.

Grad et al. [111] beschreiben in ihrem Modell zur FGA-Bildung nach Abbildung 2-21 eine kontinuierliche Kornfeinung in der plastischen Zone vor der Rissspitze. Als Voraussetzung muss zunächst ein Einschluss existieren, dessen lokaler Spannungsintensitätsfaktor  $K_{\max}$  unterhalb des globalen Schwellenwerts  $K_{\text{th},lc}$  gegen Rissausbreitung für das entsprechende Material liegt. Aufgrund der zyklischen Beanspruchung kommt es in der plastischen Zone zu einer Kornfeinung und gleichzeitig zu einem Absinken des lokalen Schwellenwerts  $K_{\text{th},local}$  durch das feinkörnige Gefüge. Geringere Schwellenwerte bei feinkörnigen Materialien sind aus der Literatur [122] bekannt. Falls  $K_{\max}$  des Einschlusses den lokalen Schwellenwert überschreitet, kommt es zur Rissinitiierung und zum Rissfortschritt bis zu einer Risslänge, deren Spannungsintensitätsfaktor den globalen Schwellenwert des Materials überschreitet und eine Rissausbreitung ohne Kornfeinung im FiE ermöglicht. Die Bildung eines feinkörnigen Bereichs ist entsprechend keine Nebenerscheinung der Ermüdungsrissausbreitung, sondern eine notwendige Bedingung für das Versagen im VHCF-Bereich. Die in den Experimenten beobachtete Abnahme der Dicke des FGA-Layers mit zunehmendem  $R$ -Verhältnis, ist nach Sippel et al. [123] durch die Abnahme des Schwellenwerts  $K_{\text{th},lc}$  bei höheren Spannungsverhältnissen [124] sowie der Abnahme der Größe der umkehr-plastischen Zone während der Entlastung begründet. Schließlich können so keine neuen Versetzungsstellen sowie die daraus resultierende Kornfeinung gebildet werden.

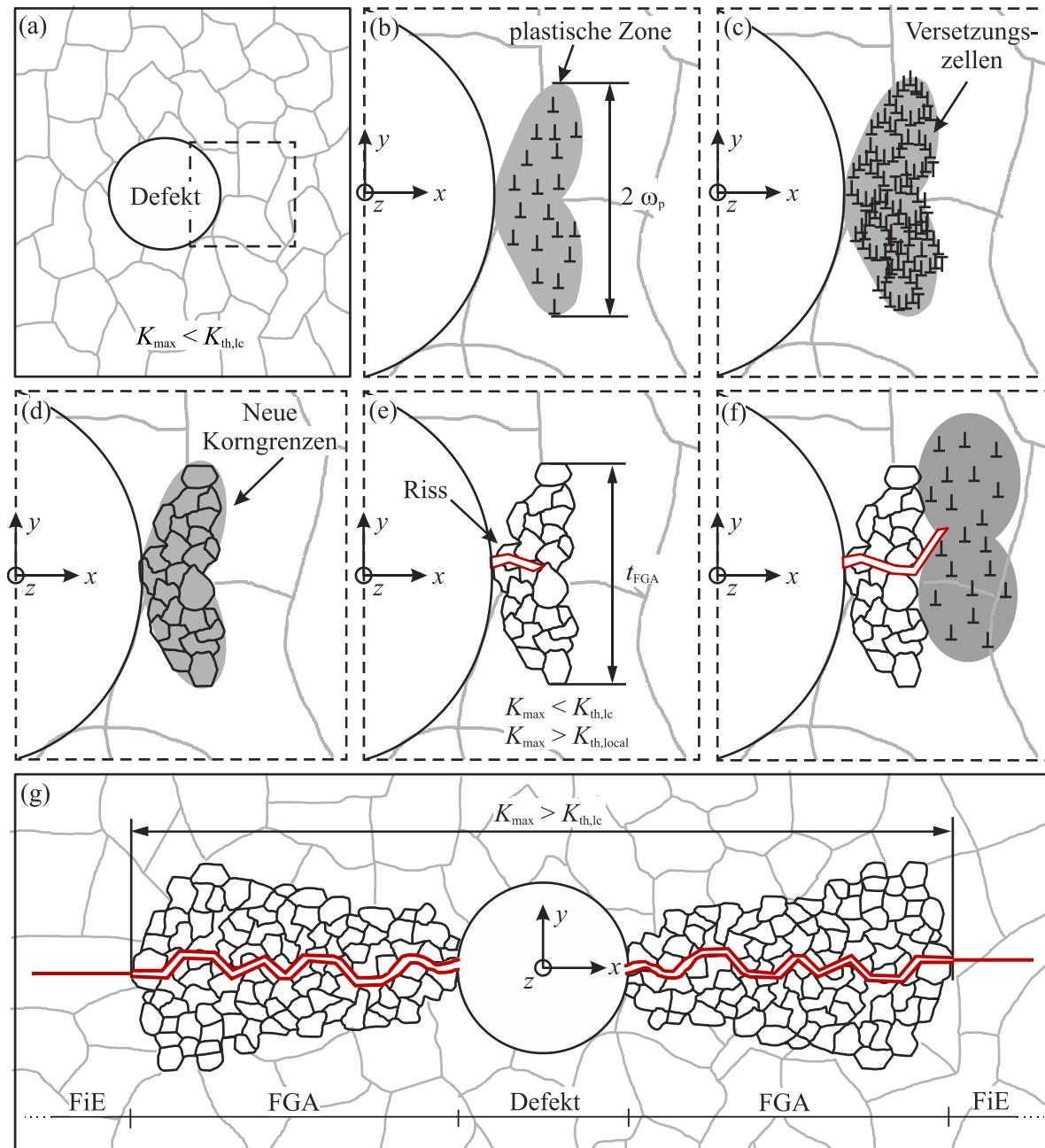


Abbildung 2-21: „Continuous Grain Refinement and Crack Propagation“ Modell zur FGA-Bildung nach Grad et al. erweitert durch Spietersbach et al. nach [11]. (a) Unbelasteter Defekt im Metallgefüge; (b) Bildung einer plastischen Zone mit Versetzungsbewegungen durch zyklische Belastung; (c) Anhäufung der Versetzungsbewegungen und Bildung von Versetzungszellen; (d) Entstehung von Nano-körnern an den Versetzungszellen; (e) Rissinitiierung nach Herabsetzen des lokalen Schwellenwerts  $K_{\text{th},local}$  aufgrund des feinkörnigen Gefüges; (f) Rissausbreitung durch den feinkörnigen Bereich und Wiederholung ab Schritt (b); (g) Kritische Größe der FGA durch Überschreiten des Schwellenwerts für lange Risse  $K_{\text{th},lc}$  und Übergang zum FiE Risswachstum.

Durch Vermessung der Einschlüsse und FGA-Flächen konnte eine gute Übereinstimmung zwischen bekannten Schwellenwerten aus der Literatur und der maximalen Spannungsintensität am Ende der FGA bzw. am Einschluss ermittelt werden [117,125]. Für sehr große Einschlüsse,

deren effektive Spannungsintensitätsfaktoren  $K_{\max}$  schon den globalen Schwellenwert überschreiten, zeigte sich keine FGA-Bildung. Die  $K_{\max}$ -Werte wurden mit dem  $\sqrt{A}$ -Konzept nach *Murakami* [57] bestimmt.

*Ritz* [126] wertete die  $\Delta K_d$  bzw.  $\Delta K_{FGA}$ -Werte unter drei verschiedenen Spannungsverhältnissen aus. Für  $R = -1$  ist die FGA-Bildung wie von *Grad et al.* vorgeschlagen nach [126] plausibel. Bei  $R = 0,1$  wurde experimentell ein partieller FGA-Layer unterhalb der Bruchfläche in einiger Entfernung zum Einschluss beobachtet. Gerade ein durchgehender FGA-Layer ohne Unterbrechung wird jedoch als notwendige Bedingung der Rissausbreitung nach *Grad et al.* postuliert. Nach *Grad et al.* oder dem Modell nach *Sakai et al.* müsste sich entweder gar keine oder eine FGA in unmittelbarer Einschlussumgebung zeigen. Für  $R = 0,5$  konnte *Ritz* [126] keine FGA-Bildung beobachten, obwohl die berechneten  $\Delta K_d$ -Werte unterhalb des entsprechenden Schwellenwerts für lange Risse  $\Delta K_{th,lc}$  lagen.

#### 2.4.3.5 Modell nach *Hong et al.*

Das „Numerous Cyclic Pressing“ (NCP) Modell von *Hong et al.* [83,127] in Abbildung 2-22 setzt die Kornfeinung nicht für die Rissinitiierung und das Risswachstum voraus. Vielmehr werden die Gefügeveränderungen in der FGA als Folge des Risswachstums im VHCF-Bereich gesehen. Untersuchungen an einem hochfesten Stahl [83] und an Ti6Al4V [73] zeigten ausschließlich FGA-Bildung bei negativen  $R$ -Verhältnissen. Nach dem NCP-Modell sind zwei Bedingungen für die FGA-Bildung nötig: (i) häufig wiederkehrender Bruchflächenkontakt und (ii) sehr geringe Rissausbreitungsgeschwindigkeiten. Beide Bedingungen werden bei Ermüdungsbeanspruchungen im VHCF-Bereich erfüllt, solange Rissuferkontakte bei entsprechend niedrigen  $R$ -Verhältnissen auftreten. Die Rissinitiierung erfolgt am Einschluss im Grundmaterial durch akkumulierte plastische Dehnungen nach hinreichend vielen Lastspielen. Indem während der Ermüdungsbeanspruchung beide Bruchflächen kontinuierlich in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis und aufgrund von Rissenschließeffekten in Kontakt geraten, bildet sich in beiden Probenhälften eine Feinkornzone aus. Außerhalb der FGA im FiE wächst der Riss anschließend im *Paris*-Bereich weiter. Ein Nachteil des NCP-Modells ist nach [123] der Fakt, dass die FGA bei positiven Mittelspannungen nur zu erklären ist, wenn Rissenschließeffekte auftreten, die die eigentlichen Belastungsbedingungen überkompensieren. Außerdem sind die sehr geringen  $da/dN$ -Werte innerhalb der FGA nicht mit den existierenden Konzepten des Kurzrisswachstums zu beschreiben und es wurden in [33,121] feinkörnige Bereiche beobachtet, die mit dem NCP-Modell nicht zu erklären sind [123].

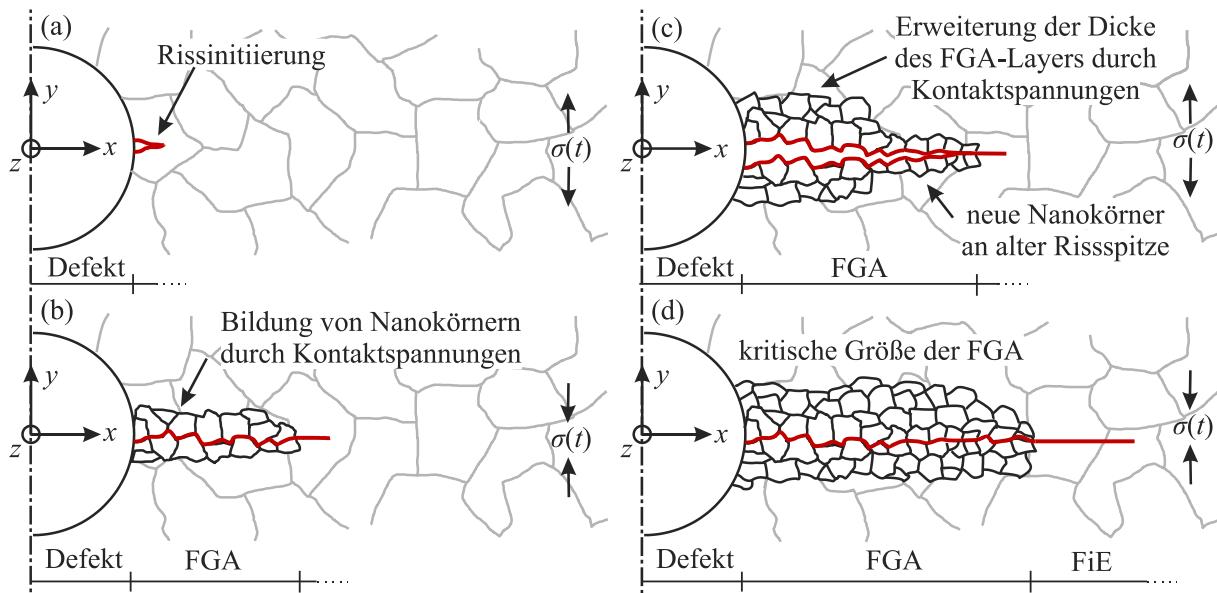


Abbildung 2-22: „Numerous Cyclic Pressing“ Modell zur FGA-Bildung nach Hong et al. nach [127]. (a) Rissinitiierung am Defekt; (b) Bildung einzelner Nanokörner im Anschluss an den Rissfortschritt durch wiederholtes Verpressen der Risssofer; (c) Ausbildung des FGA-Layers und Bildung neuer Nanokörner an der neuen Risssoberfläche; (d) Ende der FGA-Bildung und Übergang zum Risswachstum im FiE.

#### 2.4.3.6 Weitere Ansätze zur FGA-Bildung

Neben den vorgestellten Modellen existieren noch weitere Überlegungen zum Bildungsmechanismus der FGA. Chang et al. [84] vermuten durch die Auswertung von Selected Area Diffraction Beugungsbildern, dass die Größe der feinen Körner unter der Bruchfläche sowohl mit dem Risswachstum als auch mit steigendem Abstand zur Bruchfläche zunimmt. Darüber hinaus gehen sie davon aus, dass die plastische Zone an der Rissspitze einen gewissen Anteil in der Verformung der Mikrostruktur verursacht, aber unzureichend für die Bildung der eigentlichen Feinkornzone ist.

Oguma et al. [128] vermuten als Ursache für die Bildung der Nanostrukturen unterhalb der Bruchfläche ein Kaltverschweißen der Kontaktflächen unter Vakuumbedingungen während des negativen Halbzyklus der Ermüdungsbelastung.

Wang et al. [129] bauen auf dem NCP-Modell von Hong et al. [127] auf und vermuten, dass die Bereiche aus feinen Körnern ähnlich wie bei Prozessen der mechanischen Oberflächenbehandlung, wie z. B. dem Surface Mechanical Attrition Treatment (SMAT) durch sehr starke plastische Verformungen entstehen. Bei der SMAT-Behandlung werden die Oberflächen mit Frequenzen von ca. 20 kHz kugelgestrahlt und sowohl einer hohen Kugeldichte als auch großen Dehnraten ( $10\text{-}100 \text{ s}^{-1}$ ), ähnlich wie in Ultraschallanlagen, ausgesetzt. Tao et al. [130,131] konnten dazu an einem Schliff einer Alpha-Eisen Probe, die einer SMAT-Behandlung ausge-

setzt wurde, die Bildung gleichachsiger nanokristalliner Körner mit zufälligen kristallographischen Orientierungen beobachteten. Nach *Wang et al.* [129] lässt sich die FGA-Bildung durch das NCP-Modell nach *Hong et al.* [83,127] in Verbindung mit dem SMAT-Prozess erklären. Dennoch schließen *Wang et al.* eine verstärkte Rissbildung durch Wasserstoffversprödung nicht aus, da Einschlüsse bevorzugte Positionen für eine Anreicherung von Wasserstoff während des Erstarrungsvorgangs sind. In diesem Zusammenhang ist nach [129] die chemische Zusammensetzung des FGA-Layers von entscheidender Bedeutung.

In [74] führten *Wang et al.* weitere Untersuchungen zur FGA-Bildung an einem rostfreien Federstahl und einem hochfesten Wälzlagerstahl durch. Nach der Ermüdungsbelastung wurde die FGA auf der Bruchfläche durch vorsichtiges Polieren entfernt und der Schliff angeätzt, um die Mikrostruktur direkt unter dem Rissinitiierungsbereich zu untersuchen. Als Begründung für die Entstehung von Nanostrukturen und Hohlräumen sehen *Wang et al.* [74] die Bildung eines Versetzungsaufstaus aufgrund des Aufschichtens von Versetzungsbewegungen innerhalb ehemaliger Austenitkörner, so dass die Entwicklung von FGAs orientierungsabhängig ist und sich in Bezug auf die Belastungsrichtung ändert.

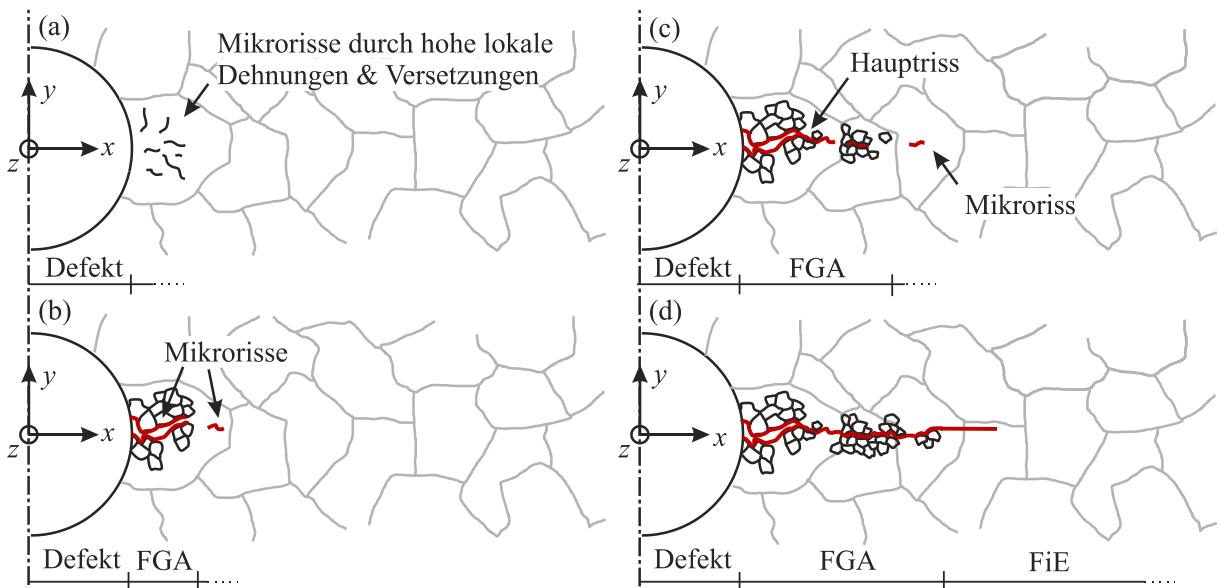


Abbildung 2-23: Modell zur FGA-Bildung nach Song und Sun nach [132] (a) Rissinitiierung durch lokale Akkumulation von plastischen Dehnungen unterstützt durch Versetzungsbildung; (b) Bildung der Nanokörper aufgrund der Wechselwirkung zwischen den Versetzungen während der zyklischen Belastung – Bildung weiterer Mikrorisse ohne Kornfeinung möglich; (c) Zusammenschluss der Mikrorisse gefolgt von Kornfeinung durch nun höhere Spannungsintensität oder der Bildung neuer Mikrorisse; (d) Ende der FGA-Bildung und Übergang zum Risswachstum im FiE.

*Sun et al.* [121] führten umfassende elektronenmikroskopische Untersuchungen an einem martensitischen rostfreien Stahl durch und fanden sowohl Gefügeveränderungen auf nur einer Seite als auch auf beiden Seiten der Bruchfläche. Sie gehen davon aus, dass sich Mikrorisse zunächst

in einigen lokalen Bereichen zwischen Einschluss und Matrix aufgrund der Akkumulation irreversibler plastischer Verformungen bilden. Der Ansatz zur FGA-Bildung ist in Abbildung 2-23 nach *Song et al.* [132] skizziert. Ob sich die Gefügestruktur ändert oder nicht, hängt nach [121] nicht nur von der Belastungssituation ab, sondern auch vom Werkstoff selbst, insbesondere von der lokalen Mikrostruktur um einen gebildeten Riss. Der Hauptriss setzt sich demnach durch Abschnitte einzelner Mikrorisse zusammen. Die Rissausbreitung kann sowohl gesteuert durch die feinen Körner erfolgen als auch an lokalen Positionen ohne deren Einfluss. Daher ist sowohl die einseitige FGA-Bildung auf gegenüberliegenden Bruchflächen nach *Sakai et al.* [120] plausibel, als auch die Beobachtungen von *Hong et al.* [83], die auf beiden Probenhälften eine FGA beobachten konnten. Weiter erklärt der Ansatz die Phänomene, dass sich auch bei einer CA-Belastung teilweise nur lokale Feinkornzonen unterhalb der Bruchfläche zeigen [121,133], in anderen Veröffentlichungen aber ein durchgängiger, konstanter FGA-Layer gefunden wurde [81,121].

#### 2.4.4 Einflüsse auf das Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich

Im Folgendem wird der Einfluss der Mittelspannung bzw. des Spannungsverhältnisses auf das Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich beschrieben. Im Anschluss werden die Besonderheiten bei der Aufbringung von Belastungskollektiven erörtert und die Erkenntnisse zum Rissausbreitungsverhalten in korrosiven Medien bei sehr hohen Lastwechselzahlen beleuchtet.

##### 2.4.4.1 Mittelspannung bzw. $R$ -Verhältnis

Abbildung 2-24 zeigt am Beispiel des in dieser Arbeit untersuchten Vergütungsstahls 34CrNiMo6 die Konstruktion des *Haigh*-Diagramms nach verschiedenen analytischen Ansätzen (*Goodman*, *Gerber* [19] sowie der FKM-Richtlinie [134]) und einen Vergleich mit den experimentellen Langzeitfestigkeiten für  $10^9$  Zyklen bei einer Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 %, die in [135] ermittelt wurden.

In Abbildung 2-24 konnte so ein Wert von  $M = 0,52$  [63] bei einer Grenzlastspielzahl von  $10^9$  Zyklen ermittelt werden, der in Zusammenhang mit dem FKM-Ansatz alle experimentellen Langzeitfestigkeitswerte gut beschreibt. Die Mittelspannungsempfindlichkeit von  $M = 0,32$ , die in [63] auf Grundlage der konventionellen Langzeitfestigkeitswerte nach FKM-Richtlinie für den Werkstoff ermittelt wurde, konnte hingegen die experimentellen Werte bei den untersuchten  $R$ -Verhältnissen nicht beschreiben. Auch die Ansätze nach *Goodman* und *Gerber* eignen sich nach Abbildung 2-24 nicht zur Abbildung der experimentellen Werte.

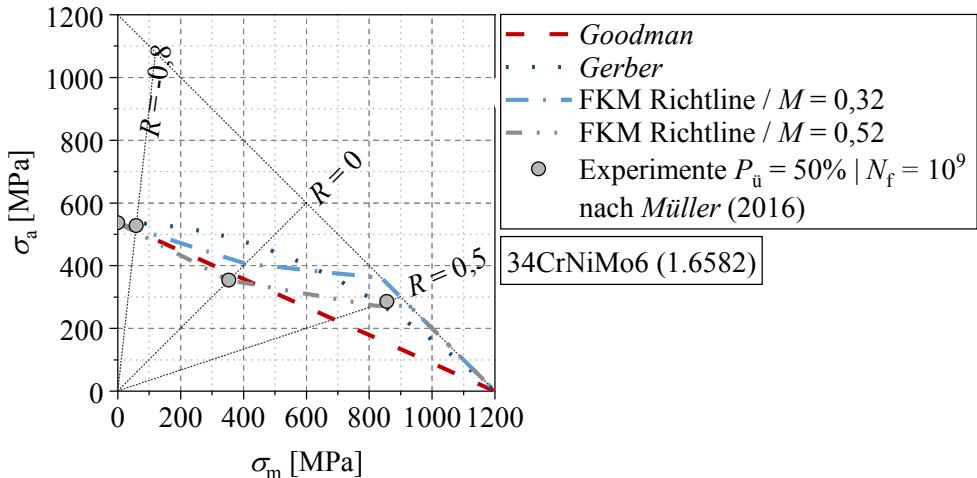


Abbildung 2-24: Haigh-Diagramm für experimentelle Langzeitfestigkeitswerte im VHCF-Bereich gezeichnet nach unterschiedlichen Ansätzen für positive Mittelspannungen ( $R \geq -1$ ) des Vergütungsstahls 34CrNiMo6 nach [63,136].

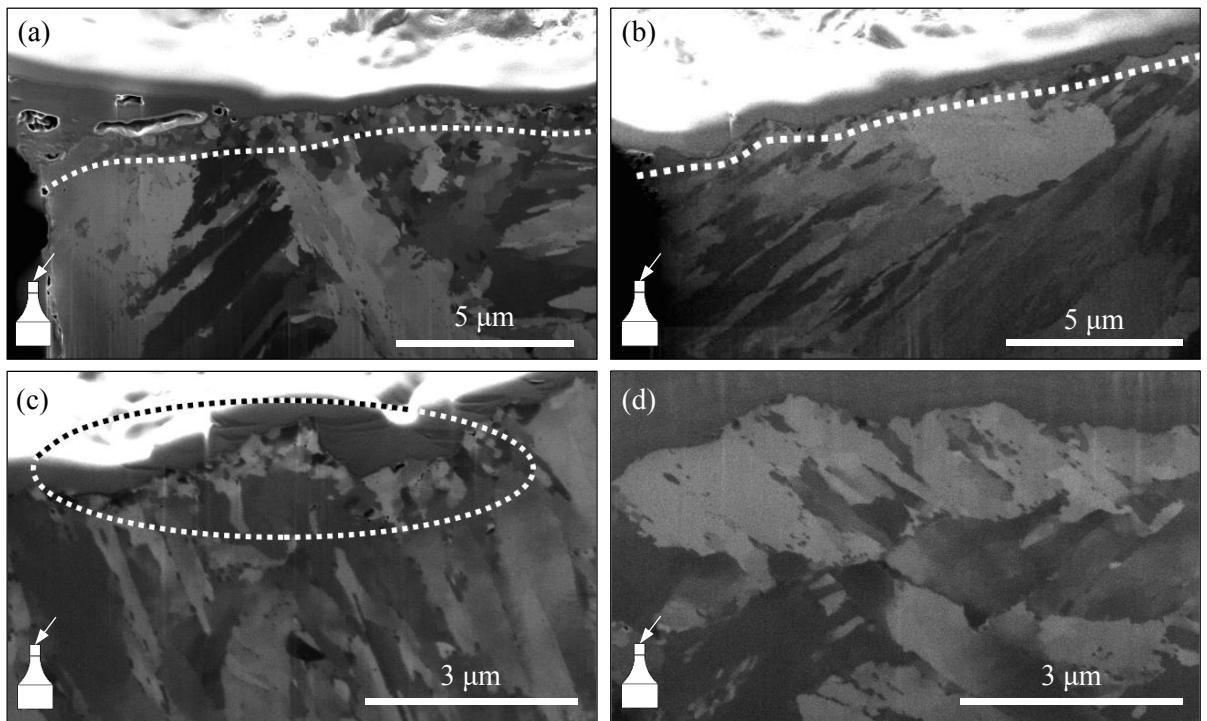


Abbildung 2-25: FIB-Untersuchungen an VHCF-Proben aus X10CrNiMoV12-2-2 in der Umgebung der Rissinitiierung bei (a)  $\sigma_a = 530$  MPa,  $N_f = 2,68 \cdot 10^7$ ,  $R = -1$ ; (b)  $\sigma_a = 513$  MPa,  $N_f = 5,15 \cdot 10^7$ ,  $R = -0,5$ ; (c)  $\sigma_a = 388$  MPa,  $N_f = 1,92 \cdot 10^9$ ,  $R = 0,1$  und (d)  $\sigma_a = 264$  MPa,  $N_f = 5,42 \cdot 10^8$ ,  $R = 0,5$ . [81]

Kovacs et al. [62] untersuchten den hochlegierten Stahl X10CrNiMoV12-2-2 bei vier verschiedenen Spannungsverhältnissen von  $R = [-1 | 0,1 | 0,5 | 0,7]$ . Für  $R = 0,7$  ähnelten die Ermüdungsbruchflächen eher den Bruchflächen von quasi-statischen Zugversuchen, hervorgerufen durch das extreme zyklische Kriechen während des Ermüdungsversuchs. Eine FGA konnte in [62] nur auf Bruchflächen beobachtet werden, die unter  $R = -1$  getestet wurden. Die Autoren vermuten, dass ein verminderter Risschluss und zyklisches Kriechen während der Versuche

für  $R$ -Verhältnisse  $R > 0$  dazu führen, dass bei höheren Spannungsverhältnissen keine FGA mehr beobachtet werden konnte und die Größe der vermessenen FiE-Zonen anstiegen. Weiterhin zeigte sich in den Ermüdungsdaten, dass sich mit zunehmender Mittelspannung bzw. größerem  $R$ -Verhältnis die Bruchlastspielzahlen zu immer höheren Lebensdauern verlagerten. Kovacs et al. führten die Beobachtungen auf erhöhte lokale plastische Verformungen in der Umgebung der Einschlüsse und Risse zurück. Diese Tendenz zeigt sich zum Teil auch in den Ermüdungsdaten von Müller [135], der den Vergütungsstahl 34CrNiMo6 unter vier  $R$ -Verhältnissen untersuchte. Ritz et al. [81,137] führten weitere Untersuchungen auf Grundlage der Erkenntnisse von Kovacs durch und fanden anhand von FIB-Untersuchungen heraus, dass sich in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses unterschiedlich dicke FGA-Layer unterhalb der Bruchfläche zeigten. Bei  $R = 0,5$  wurde keine Feinkornzone mehr beobachtet und bei  $R = 0,1$  zeigten sich nur partiell beeinflusste Bereiche, wie in Abbildung 2-25 zu sehen.

Nehila et al. [138] untersuchten die zwei Spannungsverhältnisse  $R = 0$  und  $R = -1$  an einem CrNi-Getriebestahl und führten Topographieuntersuchungen der Bruchflächen in der Nähe der Rissinitiierung durch. Die Morphologie im Bereich der FGA war bei  $R = -1$  ausgeprägter und rauer im Vergleich zu  $R = 0$ . Die Autoren schlussfolgern daraus, dass die FGA-Bildung sowohl von der Anzahl an Belastungszyklen abhängt als auch eng an Rissenschließeffekte geknüpft ist. Schönbauer et al. [139] untersuchten weiter einen nichtrostenden Stahl unter drei positiven Spannungsverhältnissen von  $R = [0,05 | 0,5 | 0,8]$  unter Einfluss von Chlorid-Lösungen sowie in Luft bei 90°C und Pan et al. [140] führten umfassende Analysen bei verschiedenen Mittelspannungen ( $R = -1$  bis  $R = 0,8$ ) an Ti6Al4V durch, um die Ermüdungsbruchflächen auf die Bildung einer FGA zu untersuchen. Auf Grundlage der Ergebnisse in [140] schlagen Pan et al. eine alternative Beziehung für die Beschreibung des Haigh-Diagramms im VHCF-Bereich vor und fanden außerdem FGA-Zonen sowohl an inneren Defekten als auch an Oberflächendefekten.

#### 2.4.4.2 Variable Amplitudenbelastung

In der Realität werden Bauteile sehr selten mit einer reinen CA-Belastung beansprucht. Die ständige Variation von Mittelspannung und Lastamplitude kann durch auftretende Reihenfolgeeffekte [20] einen Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften der untersuchten Materialien haben. In der Literatur sind sowohl die Effekte von repetitiven zweistufigen Blockbelastungen [63,99,100,135,141], der kumulativen Gauß-Verteilung [142–146] oder realen Belastungskollektiven [135,136] auf die Lebensdauer untersucht worden. Im Allgemeinen zeigt sich unabhängig vom  $R$ -Verhältnis [145,146] eine Verschiebung der ertragbaren Spannungsamplitude bei einer VA zu höheren Lastwechselzahlen im Vergleich zu einer CA, wenn in der Wöhlerkurve die maximale Spannungsamplitude des Kollektivs abgetragen wird.

*Mayer et al.* kommen zu der Erkenntnis, dass die Lebensdauer im Falle des in [145] untersuchten Gauß-Kollektivs im VHCF-Bereich weder anhand von ermittelten CA-Daten noch von ermittelten VA-Daten aus dem HCF-Bereich, vorhergesagt werden können. Die Autoren vermuten, dass sich die große Anzahl an Niedriglastzyklen vorwiegend negativ, unter bestimmten Bedingungen aber auch positiv auf die Lebensdauer auswirken können. *Schönbauer et al.* [146] untersuchten u. a. den Einfluss des Omission-Levels, also dem Abschneiden kleiner Spannungsamplituden [22], des eingesetzten Gauß-Kollektivs und schlussfolgern, dass ein Omission-Level von 60 % der maximalen Spannungsamplitude zu akzeptablen Ergebnissen führt, während die Versuchsdauer gleichzeitig deutlich reduziert wird.

Durch die Untersuchung der Rastmarken, die sich durch die unterschiedlichen Beanspruchungszustände bei einer VA-Belastung ergeben, konnten in vielen Veröffentlichungen Rissgeschwindigkeitswerte sowohl im FiE [63,99,100,141] als auch im Bereich der FGA [98,141] ermittelt werden (vgl. Kapitel 2.4.2.3, S. 30).

*Ogawa et al.* [99] konnte außerdem die Größe der beobachteten FGA um den Einschluss gezielt verändern, indem sie den Ermüdungsversuch auf einem zuvor schon untersuchten Referenzspannungsniveau unterbrachen, die Spannungsamplitude verringerten und anschließend den Versuch bis zum Bruch weiter fortführten. Im Vergleich zum Referenzspannungsniveau zeigten sich auf den Bruchflächen nach Herabsetzen der Amplitudenbelastung deutlich größere FGAs.

*Müller* [135] untersuchte die unterschiedlichen Rekonstruktionsvarianten des Helikopterrotorkollektivs FELIX bei  $R = -1$  an einem Vergütungsstahl, dass auch innerhalb dieser Arbeit weiter betrachtet wird. Ein signifikanter Einfluss der Rekonstruktionsvariante auf die Lebensdauer konnte nicht festgestellt werden. Allerdings zeigte sich eine Verschiebung der Brüche zu höheren Lastwechselzahlen im Vergleich zu den Ergebnissen bei CA-Belastung [135,136]. *Stäcker et al.* [136] untersuchten das Windturbinenlastspektrum WISPER bei  $R = 0$ . Die Auswertung der Ermüdungsdaten zeigte hingegen keinen signifikanten Unterschied im Vergleich zur CA-Belastung.

#### 2.4.4.3 Korrosion im VHCF-Bereich

Im VHCF-Bereich werden Umwelteinflüsse, insbesondere Korrosionsermüdung, recht selten untersucht [15,139,147–155]. Die Erkenntnisse von *El May et al.* [155] zeigen, dass die Anzahl der Belastungszyklen bzw. genauer gesagt die Rissinitiiierung unter dem Einfluss von korrosiven Lösungen und nicht die Zeit in der Lösung als entscheidender Faktor anzunehmen ist. Sie untersuchten dafür den nichtrostenden Stahl X12CrNiMoV12-3 in Luft und drei verschiedenen Medien bei 10 Hz und 120 Hz bei  $R = -1$  bis  $10^7$  Zyklen, konnten aber im Gegensatz zum Einfluss der Umgebung und des Spannungsverhältnisses keine nennenswerten Abweichungen in

der Lebensdauer und der Rissinitiierung aufgrund der Belastungsfrequenz ausmachen. *El May et al.* [155] stellten außerdem einen deutlichen Abfall des elektrochemischen Potentials bei Lastaufbringung am Beginn eines Versuchs fest, was sie auf das Aufbrechen der Passivschicht und den Beginn der Bildung von PSBs als Rissinitiierungsmechanismus zurückführen. Bei sehr geringen Spannungssamplituden konnten sie allerdings bis zur Grenzlastspielzahl weder einen Abfall des Potentials noch eine Rissinitiierung beobachten und folgern daraus, dass der Passivfilm das Material zumindest bis zur untersuchten Grenzlastspielzahl vor Korrosionsermüdung schützt. *Pérez-Mora et al.* [147] testeten glatte und vorkorroderte VHCF-Proben bei  $R = -1$  bis  $10^9$  Zyklen aus einem martensitisch-bainitischem Offshore-Stahl, der zur Fertigung von z. B. Verankerungsketten genutzt wird. Sie führten ihre Untersuchungen in Luft und in künstlichem Seewasser unter stetigem Besprühen der Proben durch und beobachteten eine drastische Abnahme der Ermüdungsfestigkeiten sowie höhere Rissausbreitungsralten im Seewasser. Der ermittelte Schwellenwert zeigte aber nur sehr geringe Abweichungen zu den Untersuchungen an Luft. *Schönbauer et al.* [139] erzeugten künstlich einzelne Korrosionsgruben in der Messlänge von VHCF-Proben aus nichtrostendem martensitischen Stahl und führten Ermüdungsversuche in zwei korrosiven Hochtemperaturmedien ( $O_2$  gesättigt und ungesättigt) mit drei unterschiedlichen  $R$ -Verhältnissen durch. Sie konnten eine signifikante Abnahme der Ermüdungsfestigkeit in der aggressiveren mit Sauerstoff gesättigten Lösung feststellen. Weiter fanden die Autoren entgegen ihrer Vermutung höhere  $\Delta K_{th}$ -Werte in beiden korrosiven Medien im Vergleich zu Luft. Nach [139,156] vermuten *Schönbauer et al.* Rissenschließmechanismen als Erklärung für die Beobachtungen. *Zhao et al.* [148] testeten Ti6Al4V in einer 3 % NaCl-Lösung und stellten ebenfalls eine geringe Abnahme der Ermüdungsfestigkeit im Vergleich zu Luft fest. Sie identifizierten kleine Oberflächendefekte als Rissinitiierungsstellen. Die Bandbreite, der in korrosiven Medien getesteten Werkstoffe, ist jedoch sehr begrenzt. Nach [15,139,147,148,153,154,156,157] werden oft durch Lochfraßkorrosion hervorgerufene Korrosionsgruben und Oberflächendefekte, die durch Vorkorrosion an der Luft verursacht werden oder während der Ermüdungsversuche in aggressiven Lösungen entstehen, als Rissinitiierungsorte ausgemacht. Rissinitiierung von inneren Fehlstellen, wie es unter Luftbedingungen beobachtet wird, werden nicht beschrieben.

### 3 Werkstoffe und Probengeometrie

Im Folgenden wird ein kurzer Überblick über die mechanischen Eigenschaften und die chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe gegeben. Im Anschluss wird die verwendete Probengeometrie vorgestellt.

#### 3.1 Materialcharakterisierung

Innerhalb dieser Arbeit wurden die in Tabelle 3-1 gelisteten Werkstoffe auf ihr Verhalten im VHCF-Bereich untersucht. Die mechanischen Eigenschaften der untersuchten Werkstoffe aus Tabelle 3-2 wurden den entsprechenden Werkstoffzeugnissen entnommen bzw. aus eigenen Zugversuchen an VHCF-Proben ausgewertet. Die Härtewerte nach *Vickers* wurden am Fraunhofer IGP in Rostock und am Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock aufgenommen.

*Tabelle 3-1: Untersuchte metallische Werkstoffe.*

DIN EN 10027-1	DIN EN 10027-2	Art des Werkstoffs
34CrNiMo6	1.6582	Vergütungsstahl
S355J2C+N	1.0579	Baustahl
X2CrNiMoN22-5-3	1.4462	Nichtrostender Duplex-Stahl
Ti6Al4V	3.7165	Additiv gefertigte Titanlegierung (EBM)

*Tabelle 3-2: Mechanische Eigenschaften der untersuchten metallischen Werkstoffe.*

Werkstoff	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>e</sub> [MPa]	E [GPa]	A [%]	HV1
1.6582	1091 <sup>1</sup>	1013 <sup>1</sup>	193,7 <sup>1</sup>	21,96 <sup>1</sup>	357 <sup>2</sup>
1.0579	593 <sup>1</sup>	364 <sup>1</sup>	196 <sup>1</sup>	17 <sup>1</sup>	162,6 <sup>3</sup>
1.4462	963 <sup>4</sup>	753 <sup>4</sup>	200 <sup>5</sup>	24 <sup>4</sup>	344,2 <sup>3</sup>
3.7165	1120 <sup>1</sup>	1078 <sup>1</sup>	116 <sup>1</sup>	2,72 <sup>1</sup>	361 <sup>2</sup>

Eine Übersicht der chemischen Zusammensetzung der untersuchten metallischen Werkstoffe ist in Tabelle 3-3 gegeben. Die Daten wurden ebenfalls den entsprechenden Werkstoffzeugnissen entnommen bzw. mithilfe der Funkenemissionsspektrometrie ermittelt. Der im kaltgewalzten Zustand (+C) gelieferte Baustahl wurde im Wärmebehandlungsofen kurz oberhalb der A<sub>C3</sub>

<sup>1</sup> Daten aus Zugversuchen mit jeweils 3 VHCF-Proben (1.6582, 1.0579) bzw. 2 VHCF-Proben (3.7165).

<sup>2</sup> Messung am Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock; Mittelwert aus jeweils 6 Einzelmessungen.

<sup>3</sup> Messung am Fraunhofer IGP; Mittelwert aus jeweils 5 Einzelmessungen pro Werkstoff.

<sup>4</sup> Daten nach Werkstoffzeugnis.

<sup>5</sup> Daten nach Werkstoffdatenblatt [158].

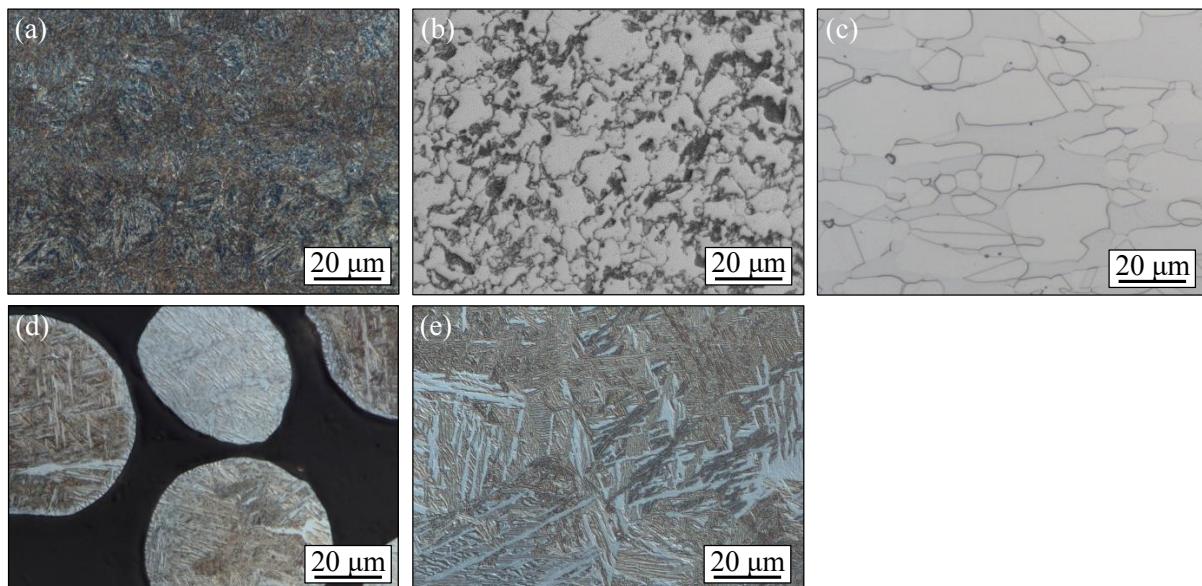
Temperatur geglüht und in ruhender Atmosphäre abgekühlt, um einen normalgeglühten Zustand (+N) des Gefüges herzustellen. Alle weiteren Werkstoffe wurden keiner weiteren Wärmebehandlung unterzogen, im gelieferten Zustand auf die entsprechende Probenform (siehe Kapitel 3.2) abgedreht und anschließend im Messbereich bis zu einer 4000er Körnung geschliffen und poliert, um entstandene Umfangsriefen zu beseitigen.

*Tabelle 3-3: Chemische Eigenschaften der untersuchten metallischen Werkstoffe in Gewichts-%.*

Werkstoff	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	S	P	Ti
1.6582 <sup>6</sup>	0,325	0,368	0,54	1,49	1,56	0,163	0,016	0,008	0,035	-
1.0579 <sup>4</sup>	0,18	0,32	1,37	-	-	-	0,03	0,002	0,007	-
1.4462 <sup>4</sup>	0,016	0,372	1,623	4,77	22,2	3,232	0,176	0,001	0,029	0,05
3.7165 <sup>7</sup>	-	-	-	0,02	-	-	0,01	-	-	92,61

Werkstoff	Co	Al	N	V	As	Zr	Nb	Fe
1.6582 <sup>6</sup>	0,01	0,02	-	0,001	0,007	-	0,001	95,35
1.0579 <sup>4</sup>	-	0,03	-	-	-	-	-	98,06
1.4462 <sup>4</sup>	-	-	0,182	-	-	-	-	67,35
3.7165 <sup>7</sup>	-	2,96	-	4,19	-	0,03	-	0,18



*Abbildung 3-1: Schlifffelder der untersuchten metallischen Werkstoffe. (a) Vergütungsstahl 34CrNiMo6 (1.6582; Ätzung: Beraha-I, nass, 6 s); (b) Baustahl S355J2C+N (1.0579; Ätzung: Nital); (c) Nichtrostender Duplex-Stahl X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462; Ätzung: V2A Beize); (d) Granulat Ti6Al4V (3.7165; Ätzung: Weck); (e) Electron Beam Melting (EBM) Ti6Al4V (3.7165-A; Ätzung: Ammoniumbifluorid).*

In Abbildung 3-1 sind die Schlifffelder der untersuchten Werkstoffe gezeigt. Abbildung 3-1a zeigt Martensitanteile (blau gefärbt) sowie Zwischenstufengefüge (verschieden braun gefärbt) des Vergütungsstahls (vgl. [159]). Abbildung 3-1b zeigt das ferritisch-perlitische Gefüge des untersuchten Baustahls im Zustand nach der Wärmebehandlung. Der nichtrostende Duplex-

<sup>6</sup> Chemische Analyse über Funkenemissionsspektrometrie am Fraunhofer IGP Rostock; Mittelwert aus 5 Einzelmessungen.

<sup>7</sup> Chemische Analyse über Röntgenfluoreszenzspektroskopie am Leibnitz Institut für Katalyse in Rostock

Stahl in Abbildung 3-1c weist ein ferritisch-austenitisches Gefüge auf (vgl. [160]). Abbildung 3-1d zeigt einen metallischen Schliff des eingesetzten Ti6Al4V-Granulats für die Weiterverarbeitung im Electron Beam Melting (EBM) Prozess. Vergleichend ist in Abbildung 3-1e das Gefüge der  $\alpha$ - $\beta$  Titanlegierung nach dem Druckprozess zu sehen. Beide Abbildungen zeigen eine korbgeflechtartige bzw. *Widmanstätten* Anordnung der  $\alpha$ - und  $\beta$ -Phasen. Die Prozessparameter zur Herstellung der Ti6Al4V-Rohlinge mittels EBM sind Tabelle 3-4 zu entnehmen.

Tabelle 3-4: Prozessparameter des EBM-Verfahrens zur Herstellung der Ti6Al4V-Rohlinge. [161]

Partikelgröße [ $\mu\text{m}$ ]	Strom- stärke [mA]	Geschwindig- keit [mm/s]	Füllabstand [ $\mu\text{m}$ ]	Schichtdi- cke [ $\mu\text{m}$ ]	Umgebungs- druck [mbar]	Porosität [%]
45 - 105	21	4530	100	50	$5 \cdot 10^{-4}$	0,6

## 3.2 Probengeometrie und –auslegung

Die Probengeometrie der getesteten VHCF-Proben ist Abbildung 3-2 zu entnehmen. Die grundlegende Probenform des dargestellten Zwei-Masse-Schwingers wurde von der BOKU Wien entwickelt. Um Ermüdungsversuche mit überlagerter Mittelspannung ( $R \neq -1$ ) durchzuführen, sind an beiden Schwingmassen Gewinde vorgesehen, während für Ermüdungsversuche bei Zug-Druck Belastung ( $R = -1$ ) ein einseitig angebrachtes Gewinde genügt. Die konkret für jeden Werkstoff durchzuführende Probenauslegung wurde durch eine numerische Modalanalyse mit ANSYS® Workbench durchgeführt. Die Eigenfrequenz der Proben mit longitudinaler Schwingform ist dazu auf die vom Ultraschallprüfstand vorgegebene Prüffrequenz von ca. 19,3 kHz anzupassen. Die optimierten geometrischen Parameter sind in Tabelle 3-5 in Abhängigkeit des untersuchten Werkstoffs gelistet.

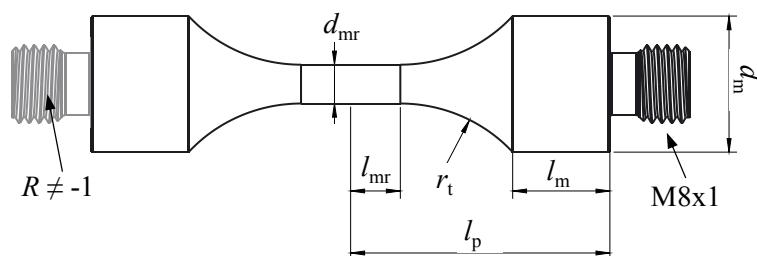


Abbildung 3-2: VHCF-Probengeometrie in Abhängigkeit der Parameter nach Tabelle 3-5 für Ermüdungsversuche bei  $R = -1$  sowie für  $R \neq -1$  mit zweitem Gewinde.

Tabelle 3-5: Geometrische Abmessungen der VHCF-Proben in Abhangigkeit des untersuchten Werkstoffs.

Werkstoff	$d_{\text{mr}}$ [mm]	$l_{\text{mr}}$ [mm]	$r_t$ [mm]	$l_p$ [mm]	$l_m$ [mm]	$d_m$ [mm]
1.6582	4	5	15,3	26,1	9,79	14
1.0579	3	5	28	25	4,78	12
1.4462	3	5	30	25	4,52	11,6
3.7165	3	5	10	22,7	9,35	12

## 4 Versuchstechnik

In diesem Kapitel wird der eingesetzte Ultraschallprüfstand vorgestellt und die innerhalb dieser Arbeit vorgesehenen Erweiterungen sowohl des Prüfstands als auch der Steuerungssoftware erläutert. Weiter wird ein Überblick über die eingesetzten Standardlastspektren zur Untersuchung bei variabler Amplitudenbelastung gegeben.

### 4.1 Ultraschallprüfstand

Die Ermüdung metallischer Werkstoffe durch Ultraschall ist durch eine zyklische Beanspruchung bei Frequenzen im Bereich von 15 bis 25 kHz gekennzeichnet. Ein immenser Vorteil des Einsatzes der Ultraschallermüdung liegt darin, dass Ermüdungskennwerte wie z. B. Wöhlerlinien, Langzeitfestigkeiten oder auch Schwellenwerte wirtschaftlich in kurzen Zeiten bestimmt werden können. Beispielsweise würde ein Ermüdungsversuch mit einer Grenzlastspielzahl von  $10^9$  Zyklen mit einem konventionellen Prüfsystem von 30 Hz ca. ein Jahr dauern. Durch Nutzung eines Ultraschallprüfstands kann die Versuchszeit in Abhängigkeit der Dämpfungseigenschaften des Werkstoffs und der aufgebrachten Belastung auf weniger als 2 Tage<sup>8</sup> reduziert werden. Balle [162] verdeutlicht den Zeitvorteil der Ultraschallermüdung in Abbildung 4-1 und gibt in [162] einen kurzen Überblick der historischen Meilensteine in der Entwicklung höherfrequenter Prüfmaschinen.

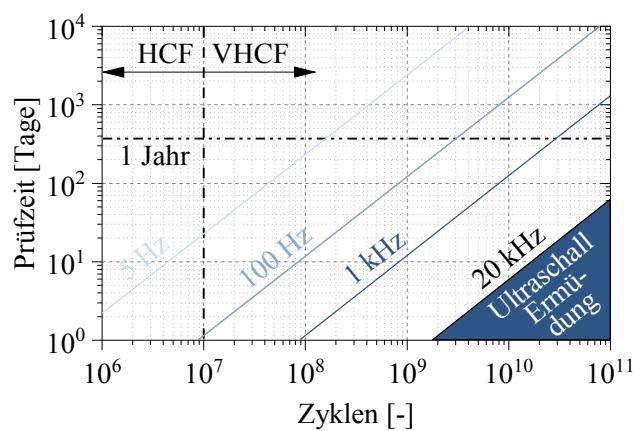


Abbildung 4-1: Darstellung der Prüfzeit bei unterschiedlichen Testfrequenzen nach Balle [162].

<sup>8</sup> Werkstoff: Ti6Al4V;  $\sigma_a = 400$  MPa;  $R = -1$ ; effektive Prüffrequenz ca. 6 kHz

Die Entwicklung hochfrequenter Prüfmaschinen im Bereich von 20 kHz wurde vor allem durch den Einsatz des inversen piezoelektrischen Effekts Mitte des 20. Jahrhunderts durch *Manson et al.* [163] bestimmt. Seitdem haben sich Ultraschallprüfstände zur Untersuchung des Ermüdungsverhaltens metallischer Werkstoffe vor allem bei hohen Lastwechselzahlen etabliert. Die Piezokristalle im Ultraschallwandler transformieren das sinusförmig anliegende elektrische Spannungssignal mit einer Frequenz von ca. 20 kHz in eine mechanische Schwingung der gleichen Frequenz, die in longitudinaler Richtung oszilliert. Falls die anregende Frequenz der mechanischen Schwingung und die Resonanzfrequenz des gesamten Schwingungssystems übereinstimmen, können örtliche Dehnungs- bzw. Spannungsamplituden generiert werden, um Ermüdungsversuche durchzuführen. [162,164]

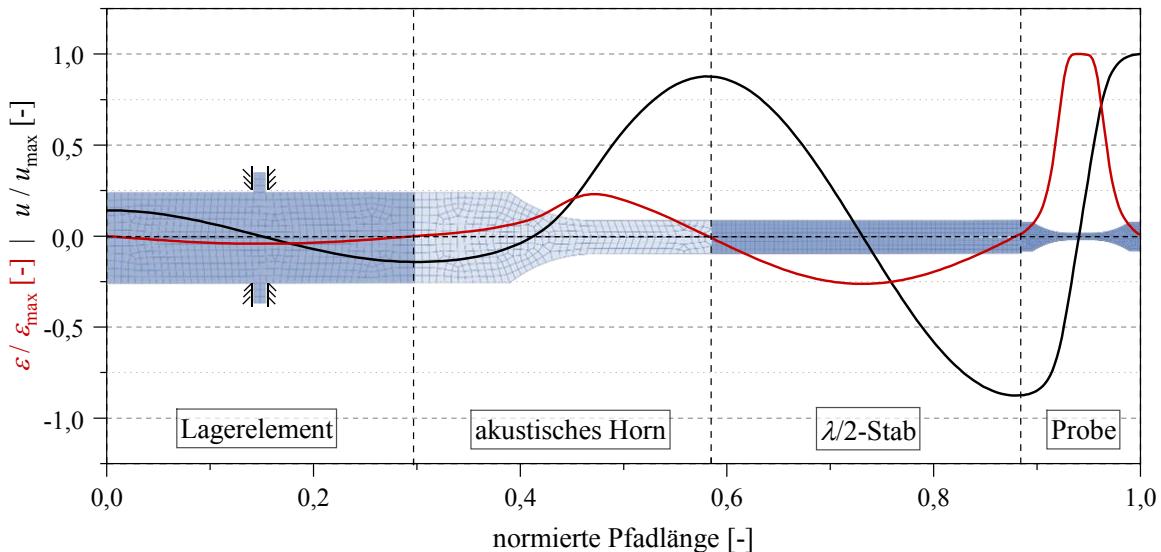


Abbildung 4-2: Charakterisierung einer Ultraschallschwingung auf Grundlage einer Modalanalyse.

Abbildung 4-2 zeigt ein numerisches Modell des eingesetzten Schwingungssystems bestehend aus Lagerelement, akustischem Horn,  $\lambda/2$ -Stab und der VHCF-Probe. Der dargestellte Modellaufbau entspricht einer reinen Zug-Druck Beanspruchung bei  $R = -1$ . Das Lagerelement dient zur Befestigung der Komponenten des Resonanzsystems. Die Einspannung ist dafür im Schwingungsknoten (Position, an der die Verschiebung null wird) realisiert. Akustische Hörner sind Stäbe von resonanter Länge mit Querschnittsflächen, die sich entweder kontinuierlich oder diskontinuierlich über die Hornlänge verändern. Zur Aufrechterhaltung der Anforderung der Kontinuität der Partikelgeschwindigkeit entlang der Hornlänge muss die Verschiebung in Bereichen mit reduziertem Querschnitt zunehmen [164]. Entsprechend werden akustische Hörner zur Verstärkung der mechanischen Verschiebungswelle eingesetzt.  $\lambda$ - bzw.  $\lambda/2$ -Stäbe werden zur Verschiebung der mechanischen Verschiebungswelle eingesetzt. Beispielsweise kann mit  $\lambda$ -Stäben mehr Raum für Versuchsaufbauten geschaffen werden oder es werden Phasenverschiebungen mit  $\lambda/2$ -Stäben realisiert. Mittels einer Modalanalyse in Abaqus/CAE kann die

Resonanzfrequenz der gewünschten longitudinalen Schwingform ermittelt werden. Die aus der numerischen Simulation ermittelte normierte Verschiebung  $u / u_{\max}$  sowie die daraus über

$$\varepsilon = \frac{\partial u}{\partial x} \quad (4-1)$$

berechnete normierte Dehnung  $\varepsilon / \varepsilon_{\max}$  sind in Abbildung 4-2 über die einzelnen Komponenten des Schwingungssystems aufgetragen. Experimentell kann z. B. über das Applizieren von Dehnungsmessstreifen (DMS) in der Mitte der Probe dem elektrischen Spannungssignal eine Dehnungsamplitude zugeordnet werden, um so eine Kalibrierkurve bei unterschiedlichen Ausgangssignalen zu erhalten. Über das *Hooke'sche* Gesetz

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (4-2)$$

mit dem Elastizitätsmodul  $E$  lassen sich schließlich die elastischen Spannungen  $\sigma$  berechnen.

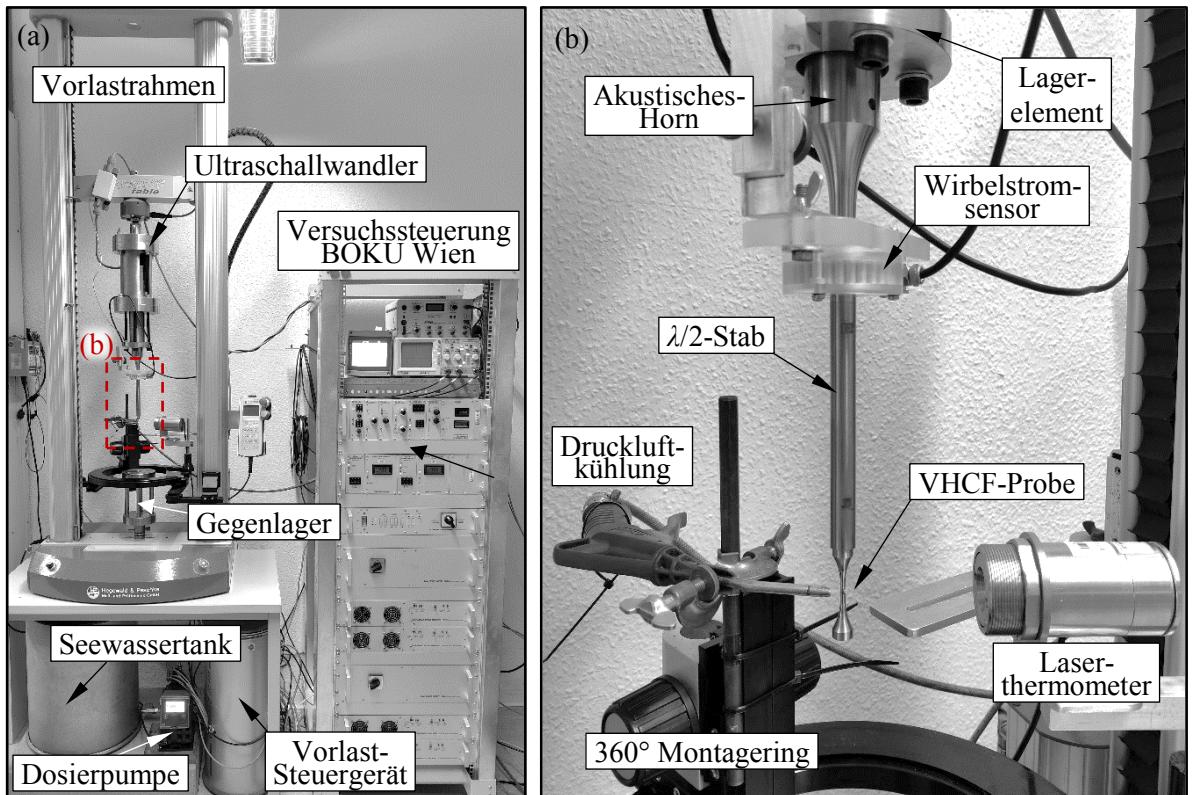


Abbildung 4-3: Aufbau des Ultraschallprüfstands. (a) Übersicht der Prüfstandskomponenten mit Versuchssteuerung der BOKU Wien und Vorlastrahmen für Ermüdungstests mit Mittelspannungseinfluss; (b) Vergrößerung eines Versuchsaufbaus bei  $R = -1$  unter Luftbedingungen.

Zur Ermittlung des Ermüdungsverhaltens im VHCF-Bereich wurde im Rahmen dieser Arbeit ein Ultraschallprüfstand verwendet, der in einem vorangegangen Projekt [135,165] umgesetzt und weiterentwickelt wurde. Die Grundlage des Prüfstands bildet das von der BOKU Wien entwickelte Ultraschallprüfsystem. Der Aufbau der Anlage ist in Abbildung 4-3 dargestellt. Die

optimale Testfrequenz liegt bei etwa 19,3 kHz. Das Grundkonzept wurde um verschiedene Erweiterungen modifiziert, um komplexere Testabläufe zu ermöglichen. Abbildung 4-3a zeigt den Vorlastrahmen mit Gegenlager und Steuergerät für Experimente mit Mittelspannungseinfluss ( $R \neq -1$ ) sowie die Versuchssteuerung der BOKU Wien.

Über die Steuersoftware und den Messrechner werden während eines Ermüdungsversuchs kalibrierte elektrische Spannungssignale in die Versuchssteuerungseinheit eingespeist und über den Ultraschallwandler in mechanische Schwingungen umgesetzt. Die Schwingungen werden anschließend im akustischen Horn verstärkt und über einen  $\lambda/2$ -Stab um eine halbe Wellenlänge verschoben an die Probe geführt (Abbildung 4-3b). Mit dem Infrarotthermometer in Abbildung 4-3b wird bei Untersuchungen an Luft die Temperatur an der Oberfläche der Probe gemessen. Um die Hitzeentwicklung der Proben während der Ermüdungstests einzuschränken, ist außerdem eine aktive Druckluftkühlung verbaut. Zudem wird der Testablauf über Puls-Pause-Sequenzen realisiert, die an eine maximal zulässige Temperatur gekoppelt sind. Die automatische Anpassung der Puls- und Pausenzeiten ist vor allem für die Durchführung von Tests mit variablen Amplituden sinnvoll, da die Erwärmung der Probe stark mit der Höhe der gewählten Belastung korreliert. Zur Befestigung verschiedener Halterungen ist außerdem ein 360° Montagerring vorgesehen. Der Befestigungsring wurde ferner in [135] zur Montage eines optischen Mikroskops genutzt, um Oberflächenanrisse zu detektieren.

Durch die Rissausbreitung in der Probe verändert sich deren Eigenfrequenz. Sinkt die Eigenfrequenz um einen festgelegten Grenzwert von ca. 300 Hz ab, schaltet die Ultraschallprüfmaschine ab und die Probe zeigt einen Ermüdungsriss, der zumindest den Großteil des Querschnitts ausmacht.

## 4.2 Erweiterung des Prüfstands für Seewasseruntersuchungen

Abbildung 4-4 zeigt den Seewasserprüfstand, der in Zusammenarbeit mit der BOKU Wien [166] entworfen wurde. Der schon vorhandene Prüfstand für Ermüdungsuntersuchungen im VHCF-Bereich unter Luftbedingungen wurde dafür um eine Testkammer für Seewasseruntersuchungen erweitert. Der Seewassertank und die Dosierpumpe in Abbildung 4-4a dienen zur kontinuierlichen Speisung und Umlözung der Salzlösung in der Testkammer. Dabei wird die Testkammer von unten her gefüllt und die Probe während des Versuchs mit 3 l/h umspült (vgl. Abbildung 4-4b). Die Konstruktion wurde weiterhin so ausgelegt, dass über den schon vorhandenen Vorlastrahmen ebenfalls eine statische Mittelspannung der zyklischen Belastung überlagert werden kann. Die  $\lambda$ -Stäbe Abbildung 4-4b führen zu einer Phasenverschiebung der stehenden longitudinalen Welle, um mehr Raum für die Positionierung der Testkammer zu erhalten.

Die Kopplung zwischen den  $\lambda$ -Stäben und den Deckeln der Korrosionskammer ist von besonderer Bedeutung. Als Anforderungen an die konstruktive Umsetzung steht einerseits die Möglichkeit der axialen Verschiebung der  $\lambda$ -Stäbe bei einem Probenwechsel und andererseits muss die Abdichtung der Kammer gewährleistet werden. [167,168]

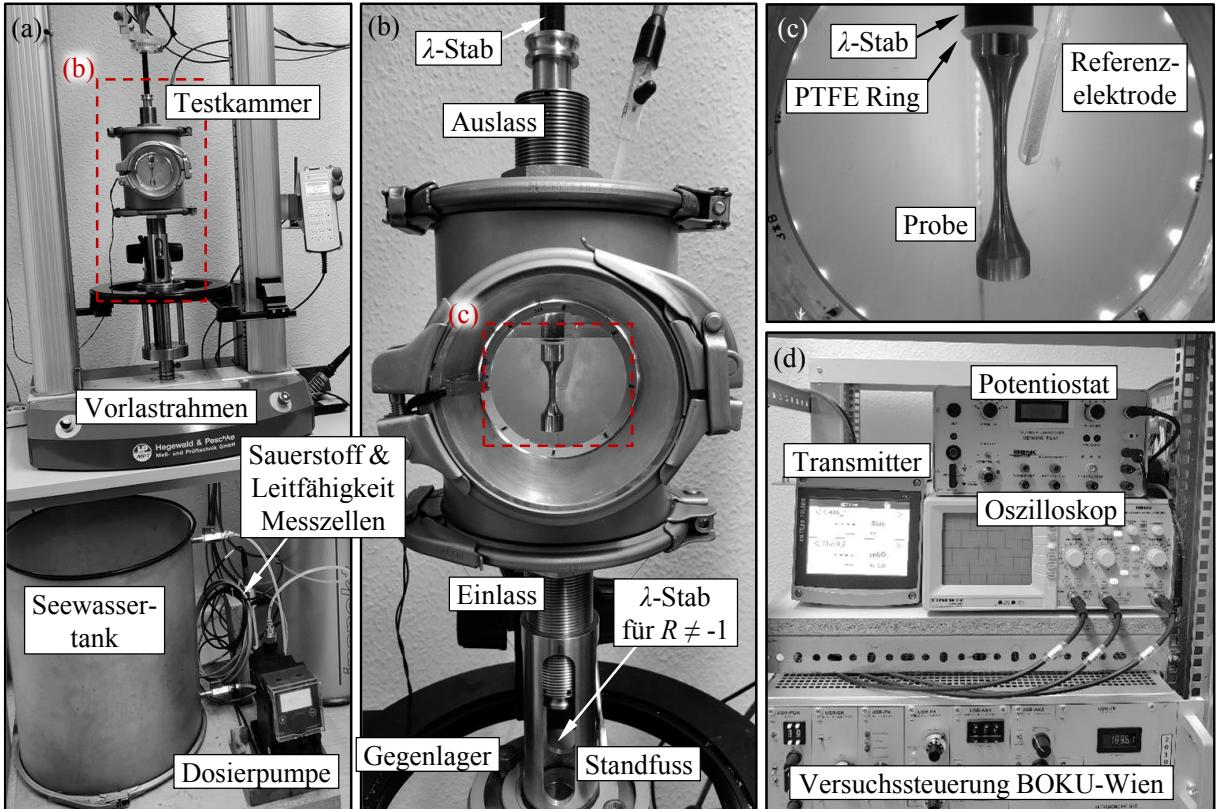


Abbildung 4-4: (a) Übersicht der Erweiterung des Ultraschallprüfstands; (b) Darstellung der Testkammer; (c) Sicht auf eine Probe während eines Versuchs; (d) Darstellung der Messinstrumente nach [167,168].

Die konstruktive Umsetzung der erwähnten Anforderungen wurde über eine Doppelhülsenkonstruktion gelöst, die außerhalb der Kammer über eine Schraubverbindung mit dem Deckel gekoppelt wird. Die Abdichtung zum Deckel ist dabei mit einem axialdichtenden O-Ring sichergestellt. Die Dichtfunktion zwischen  $\lambda$ -Stab und der Hülsenkonstruktion übernimmt ein X-Ring. Im Gegensatz zu O-Ringen bieten X-Ringe oder auch Quadringe eine doppelte Dichtfunktion und benötigen eine geringere Vorpressung, was zu einem reduzierten Verschleiß und damit zu einer höheren Lebensdauer bei zyklischen Einsätzen führt [169]. Außerdem neigen X-Ringe nicht zum Verdrillen bzw. Rollen in der Nut, was Vorteile im Hinblick auf die Probenwechselvorgänge bietet. Zwischen den Hülsen ist eine Spielpassung mit kleinem Passungsspiel (F8/h6) vorgesehen, sodass die Komponenten noch leicht von Hand gegeneinander verschoben werden können, um den Dichtring genau im Schwingungsknoten (Position entlang der stehenden Verschiebungswelle, bei der keine Verschiebung auftritt, vgl. Abbildung 4-2, S. 50) ausrichten zu können. Der Zu- und Ablauf des Seewassers ist konstruktiv durch integrierte

Schlauchanschlüsse gelöst. Die Lagerung der Testkammer wird über die in Abbildung 4-4b dargestellte Standfußkonstruktion gelöst, die direkt mit dem Gegenlager des Vorlastrahmens fest verbunden werden kann. Abbildung 4-4d zeigt außerdem die eingesetzten Messinstrumente. [167,168]

Für die innerhalb dieser Arbeit durchgeführten Seewasseruntersuchungen findet das künstliche Seewasser nach ASTM D1141 - 98 [170] ohne Schwermetallbestandteile Verwendung. Der pH-Wert des künstlichen Seewassers wird in Anlehnung an die ASTM D1141 - 98 auf einen Wert von 8,2 angepasst. Das künstliche Seewasser wurde sowohl beim Wechsel eines Werkstoffes als auch bei einem Anstieg der Leitfähigkeit von über 10 % zum Ausgangswert der Lösung ausgetauscht. Während des Testprogramms wird Sauerstoffgehalt, Temperatur und Leitfähigkeit des Seewassers mithilfe der in den Wasserkreislauf integrierten Messzellen überwacht. Die Tests fanden bei Raumtemperatur in der Seewasserlösung statt. Außerdem wird das elektrochemische Potential zwischen VHCF-Probe und einer Ag/AgCl-Referenzelektrode während des Versuchs gemessen. Die Probe ist über einen PTFE-Ring vom elektrochemischen Potential der restlichen Versuchskammer entkoppelt, sodass ausschließlich der Potentialunterschied zwischen VHCF-Probe und Referenzelektrode gemessen wird. [167,168]

### 4.3 Erweiterung der Steuerungssoftware

Die zuvor beschriebenen Mess- und Prüfeinrichtungen können mit der vom Lehrstuhl für Strukturmechanik entwickelten Prüfsoftware **Ultrasonic Fatigue Testing Software – Variable Amplitude Loading (UFaTeS<sup>VAL</sup>)** angesteuert werden. Die in LabVIEW programmierte Software ermöglicht eine vollkommen automatisierte Durchführung von Ermüdungsversuchen mit konstanter und variabler Amplitudenbelastung sowie die Möglichkeit, eine statische Mittelspannung der zyklischen Belastung zu überlagern. Software und Prüfstand unterliegen einem kontinuierlichen Erweiterungs- und Verbesserungsprozess. Die grundlegende Steuerungssoftware wurde in [135] beschrieben. Innerhalb dieser Arbeit wurden zum Teil umfassende Erweiterungen an der Versuchssteuerung vorgenommen, die im Folgenden kurz erläutert werden.

Die Benutzeroberfläche wurde grundlegend überarbeitet. Das Hauptfenster ist in Abbildung 4-5 gezeigt. Für eine bessere Benutzerführung durch die Eingabemasken des Programms wurde eine Mouse-Over-Hilfe implementiert, die Hinweise und Tipps zu diversen Einstellungen liefert. Die Grundstruktur der Software wurde in fünf einzelne Hauptschleifen (siehe Abbildung 4-6) aufgeteilt, die parallel ausgeführt werden. Die Kommunikation zwischen den Schleifen wird mit Message-Queues geregelt. Die Event-Handle Schleife wartet auf Benutzereingaben, blendet die erwähnte Hilfeleiste ein und sendet Befehle an die User-Interface (UI) Schleife,

in der Berechnungen durchgeführt, Variablen zugewiesen und die Benutzereingaben weiterverarbeitet werden. Die UI Schleife kommuniziert weiter mit der Input-Output Schleife und der Logging Schleife, in denen die eigentliche Versuchssteuerung und Sicherung der Versuchsdaten stattfindet. In der Input-Output Schleife werden alle Tasks initialisiert, die Signale zur Steuerung des Ermüdungsversuchs gesendet sowie Messdaten empfangen und ausgewertet.



Abbildung 4-5: Übersicht des Hauptfensters der Prüfsoftware UFaTeS<sup>VAL</sup>.

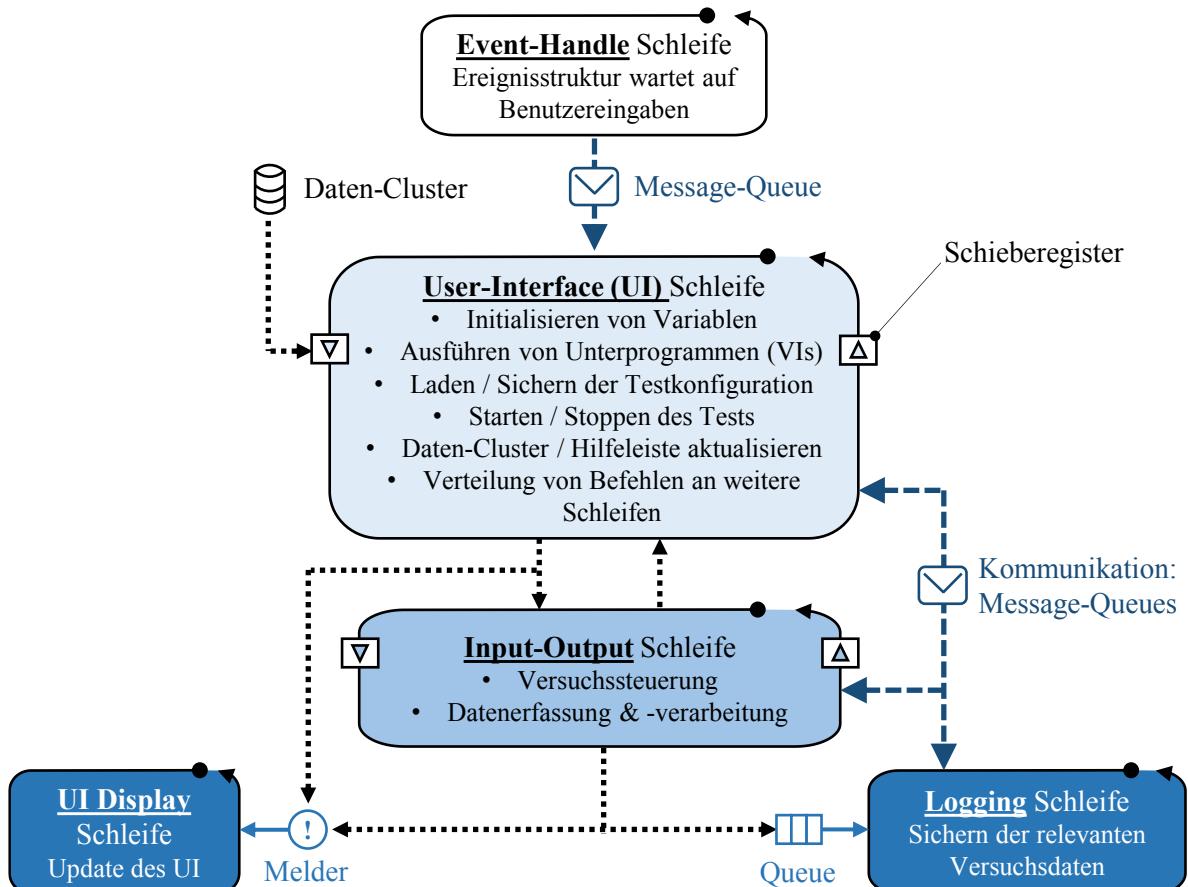


Abbildung 4-6: Vereinfachte Darstellung des Datenflusses und Aufbaus der Prüfsoftware UFaTeS<sup>VAL</sup>.

Alle relevanten Versuchsdaten werden in einer Queue an die Logging Schleife übergeben und nacheinander in eine \*.dat Datei geschrieben. Zur Darstellung der aktuellen Werte im UI wird außerdem ein Melder mit allen relevanten Messwerten an die UI Display Schleife übergeben. Alle Variablen sind in einem Daten-Cluster zusammengefasst, werden analog zum Fehler-Cluster durch die einzelnen Virtuellen Instrumente (VIs) und Schleifen geführt und können bei Bedarf extrahiert werden. Innerhalb der einzelnen Schleifen sind Schieberegister zur Übertragung der Daten von einer Schleifeniteration zur darauffolgenden Schleifeniteration vorgesehen. Die Verwendung von funktionalen globalen Variablen ist demnach nicht mehr nötig. Durch die Aufteilung der einzelnen internen Prozesse konnte insgesamt eine Performance Verbesserung erzielt werden und die Stabilität der Software verbessert werden. Zusätzlich zur Sicherung der Messdatenhistorie wurde eine zeitgesteuerte Sicherung des Daten-Clusters implementiert. Demnach kann bei einem unvorhergesehenen Ausfall oder Abbruch des Versuchs, eine \*.xml Datei geladen werden, in der die Daten der letzten Ausführung gesichert sind und der Ermüdungsversuch kann fortgeführt werden. Der Kalibrierungsprozess wurde vereinfacht, indem die Signale der DMS in der Software eingelesen werden können und daraufhin die Dehnungsamplitude berechnet wird. Dies erspart das manuelle Ablesen an der Versuchssteuerung. Die Kalibrierungsparameter können anschließend in eine \*.xml Dateien gesichert bzw. von einer zuvor gesicherten Datei geladen werden. Neben weiteren kleineren Modifikationen im UI wurde der Funktionsumfang der Software durch die Implementierung der Messdaten (O<sub>2</sub>-Gehalt, Leitfähigkeit, Temperatur und elektrochemisches Potential) für Ermüdungsversuche in Seewasserumgebung erweitert. Eine maximal zulässige Abweichung vom initialen Messwert kann definiert werden, um beim Überschreiten des Werts einen Hinweis zu erhalten, das Testmedium zu tauschen.

#### 4.4 Aufbereitung der eingesetzten Standardlastspektren

Neben der einfachsten Form einer reinen CA-Belastung wurde auch der Einfluss einer VA-Belastung in Form von Belastungskollektiven untersucht. Grundlage für ein Belastungskollektiv ist eine Belastungs-Zeit-Funktion (BZF), die idealerweise direkt vom Realbauteil über einen definierten Zeitraum aufgenommen wurde. Dies kann beispielsweise über DMS an kritischen Stellen des Bauteils erfolgen. Weiter können BZF bestimmter Standardlastspektren mit der Software NLR GENESIS (GENErator for StandardIsed Sequences) für Fatigue generiert werden, so wie es für die beiden nachfolgend betrachteten Umkehrpunktfolgen FELIX (Messung an vier fixierten Helikopterrotoren von 140 Flügen [171]) in Abbildung 4-7a und WISPER (Messung an neun Windturbinen für zwei Monate [171]) in Abbildung 4-7b durchgeführt wurde. Über die Rainflow-Zählung wurden die einzelnen Schwingspiele der BZF anschließend

in eine Matrix überführt und in Abhängigkeit von Mittelwert und Spannungsamplitude über die Häufigkeit aufgetragen (Abbildung 4-7c bzw. d). Nach der FKM-Richtlinie [134] ist bei Kenntnis der Mittelspannungsempfindlichkeit eine Transformation der einzelnen Amplituden-Mittelwert-Paare auf ein beliebiges  $R$ -Verhältnis möglich.

Zur Anwendung der Ultraschalltechnik ist es weiterhin nötig, eine minimale Blocklänge (abhängig von der Prüffrequenz) nicht zu unterschreiten. Daher wurden die Kollektive auf insgesamt zwölf bzw. sechs Blöcke vereinfacht. Die für die Ermüdungsversuche unter VA-Belastung eingesetzten Standardlastspektren sind für ein Spannungsverhältnis von  $R = -1$  in Abbildung 4-7e und f dargestellt. Beide Standardlastspektren unterscheiden sich deutlich im Kollektivumfang und im prozentual auf  $H_0$  bezogenen Anteil an hohen Amplituden. Eine gute Vorstellung für die Schädigungswirkung eines Kollektivs gibt das Völligkeitsmaß  $\nu$  [22] nach

$$\nu = \sqrt[k]{\sum_{i=1}^n h_i \cdot \left( \frac{\sigma_{a,i}}{\sigma_{a,max}} \right)^k} \quad (4-3)$$

Die Neigung  $k$  der Wöhlerkurve für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % wurde mit ca. 12,8 mittels Horizontenverfahren nach [21] mit den experimentellen Daten des in [135] untersuchten Vergütungsstahls 34CrNiMo6 (1.6582) bei  $R = -1$  nach FKM-Richtlinie [134] berechnet. Mithilfe der Einzelhäufigkeiten  $h_i$  und der Spannungsamplituden  $\sigma_{a,i}$  je Block sowie des Kollektivhöchstwerts  $\sigma_{a,max}$  konnte ein Völligkeitsmaß von 0,82 für WISPER im Vergleich zu 0,67 für FELIX bestimmt werden.

Die an die Ultraschalltechnik angepassten Blocklastkollektive wurden in den unterschiedlichen Rekonstruktionsvarianten (Abfolge der Einzelblöcke):

- D – Descending (absteigend)
- A – Ascending (aufsteigend)
- R – Random (zufällig)

in [135] getestet. Die genaue Blocklastfolge ist im Anhang A2 ab S. 144 aufgelistet.

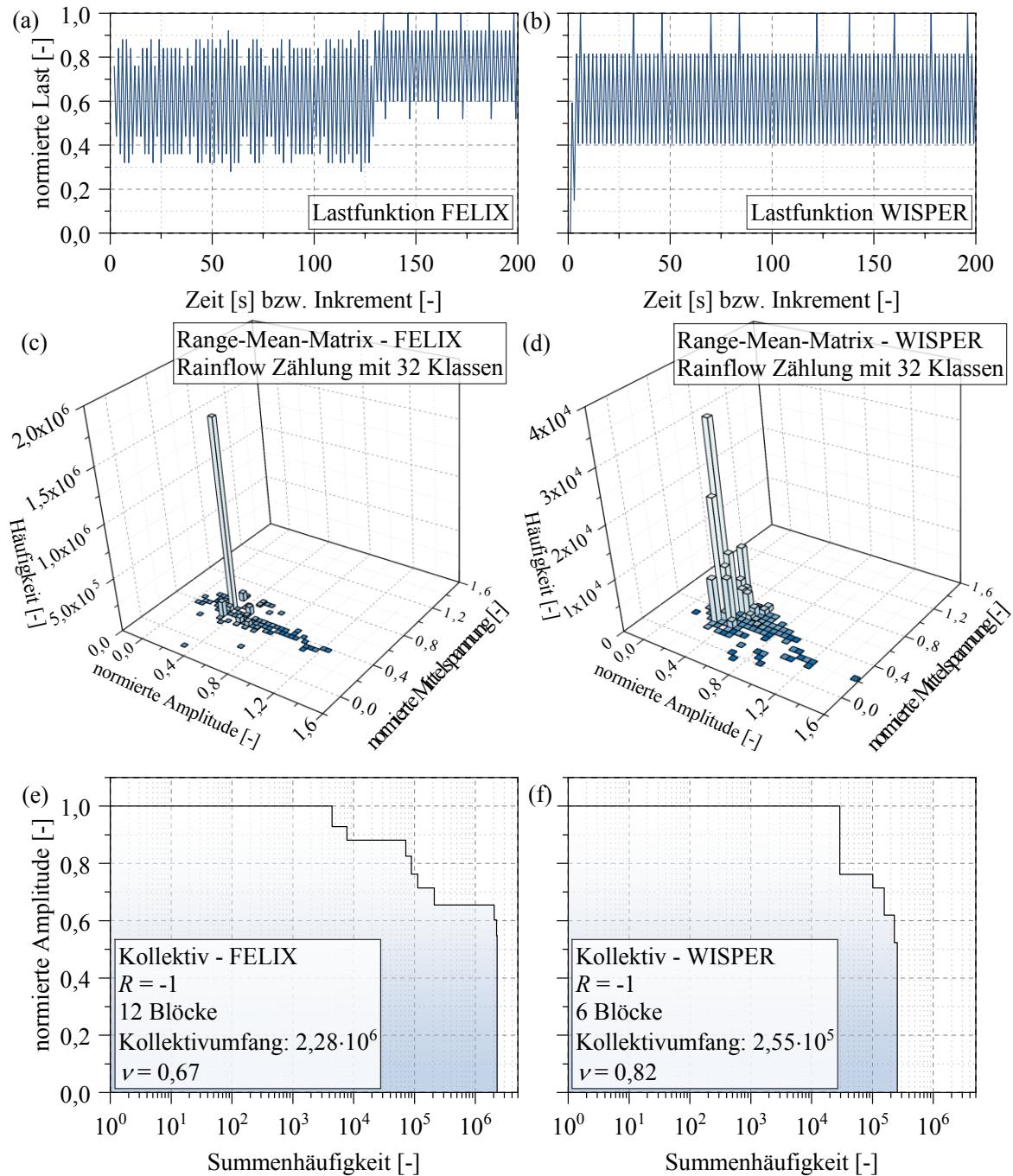


Abbildung 4-7: (a) Ausschnitt aus der Belastungs-Zeit-Funktion des Helikopterrotorspektrums FELIX; (b) des Windturbinenspektrums WISPER; Darstellung der Range-Mean-Matrix auf Grundlage einer Rainflowzählung mit 32 Klassen für (c) FELIX und (d) WISPER; An die Ultraschalltechnik angepassten Blocklastkollektive<sup>9</sup> in absteigender Rekonstruktionsvariante (D) für ein R-Verhältnis von  $R = -1$  für (e) FELIX und (f) WISPER.

<sup>9</sup> Anpassung der Kollektive durch Müller [135].

## 5 Experimentelle Untersuchungen

Auf Grundlage der durchgeführten Ermüdungsversuche im VHCF-Bereich unter Korrosioneinfluss werden Wöhlerkurven bei CA für die drei untersuchten Stähle ausgewertet und der Einfluss des Seewassers mit Literaturdaten unter Luft- und anderen Umgebungsbedingungen interpretiert. Weiter werden mit dem zuvor im Seewasser untersuchten Vergütungsstahl Ermüdungsversuchsdaten unter Luftbedingungen bei variabler Amplitudenbelastung ausgewertet. Es wurden die zwei Standardlastspektren FELIX und WISPER bei  $R = 0$  und  $R = -1$  gegenübergestellt, um sowohl den Einfluss des Standardlastspektrums als auch den Einfluss des  $R$ -Verhältnisses bei VA aufzuzeigen. Dabei wurde der *Murakami*-Ansatz zur Berechnung der Schwellspannungsamplitude im VHCF-Bereich für die untersuchten Standardlastspektren modifiziert bzw. erweitert. Bei der fraktographischen Auswertung der bruchauslösenden Defekte konnten partielle FGA-Layer detektiert werden. Mit dem Ziel einen Beitrag zur Klärung des Bildungsmechanismus der FGA zu leisten, wurden anschließend mithilfe der additiven Fertigung künstliche Fehlstellen innerhalb von Ermüdungsproben aus Ti6Al4V positioniert, um sowohl die Rissinitiierung als auch die Bildung einer FGA um den eingebrachten Defekt zu provozieren und weiter zu untersuchen.

Die Auswertung der Ermüdungsversuchsdaten erfolgt mit dem PSV nach DIN 50100 [21] (siehe Abschnitt 2.1.2.1, S. 7). Neigung  $k$ , Konstante zur Beschreibung der Lage der Zeitfestigkeitsgerade  $C$ , Streubreite  $T_N$  und logarithmische Standardabweichung  $s_{\log N, \text{korr}}$  der einzelnen Wöhlerkurven bzw. Quantilkurven für die Überlebenswahrscheinlichkeiten  $P_{\text{ü}}$  von 10 %, 50 % und 90 % sind dem Anhang A1 ab S. 143 zu entnehmen.

### 5.1 Ermüdungsverhalten bei konstanter Amplitudenbelastung in Seewasser

Der Abschnitt beschreibt die Ergebnisse der Ermüdungsversuche von drei unterschiedlichen Stählen unter dem Einfluss von künstlichem Seewasser nach ASTM [170]. Für den Versuchsaufbau findet der in Abschnitt 4.2, S. 52 vorgestellte Seewasserprüfstand Verwendung. Die Proben wurden, wie in Abschnitt 4.2 beschrieben, komplett in das korrosive Medium eingetaucht und einer CA-Belastung bei Zug-Druck Belastung ( $R = -1$ ) bis zu einer Grenzlastspielzahl von  $N_G = 2 \cdot 10^9$  unterzogen. Tabelle 5-1 zeigt die maximalen und minimalen Messwerte (Temperatur  $T$ , Sauerstoffgehalt  $O_2$ , Leitfähigkeit  $\kappa$ , elektrochemisches Potential  $\mu$ ), die während der Seewasseruntersuchungen in den Testreihen je Material aufgenommen wurden.

Tabelle 5-1: Maximale und minimale Messwerte während der Seewasseruntersuchungen. [168]

Material	$T$ [°C]	$O_2$ [mg/l]	$\kappa$ [mS/cm]	$\mu$ [mV]
1.0579	17,8...24,8	4,5...7,6	53,5...57,1	-638...-416
1.4462	14,4...30,3	4,6...8,1	54,2...57,6	-189...28
1.6582	15,4...23,57	4,6...6,5	47,9...54,9	-497...-342

### 5.1.1 Vergütungsstahl 34CrNiMo6 | 1.6582

In Abbildung 5-1 sind die Ergebnisse der Ermüdungstests für den untersuchten Vergütungsstahl 34CrNiMo6 unter Seewasserbedingungen gezeigt. Im Vergleich ist eine Versuchsreihe unter Luftbedingungen von Müller [135] aufgetragen. Eine Übersicht der wesentlichen Versuchsparameter (Umgebungsbedingungen, Belastung,  $R$ -Verhältnis, Durchmesser im Versuchsquer schnitt der Proben sowie Belastungsfrequenz) ist ebenfalls neben den Datenreihen dargestellt.

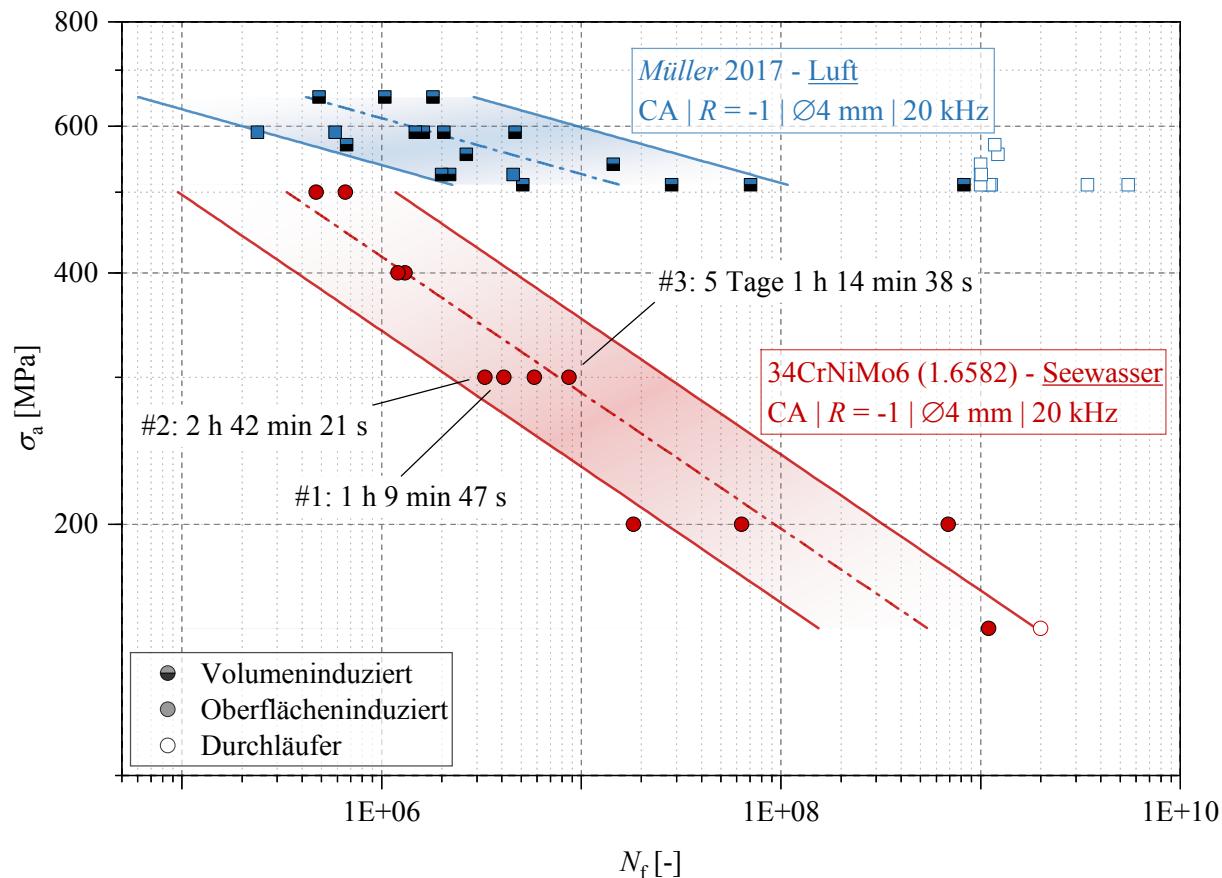


Abbildung 5-1: Ermüdungsversuchsergebnisse des Vergütungsstahls 34CrNiMo6 (1.6582) unter Seewasser einfluss im Vergleich zu Ermüdungsversuchsergebnissen an Luft von Müller [135]. [168]

Obwohl der PRE-Index im Allgemeinen für die Bewertung der Korrosionsbeständigkeit nichtrostender Stähle Anwendung findet, wird er im Folgenden als grobe Klassifizierung der untersuchten Legierungen genutzt. Für den Vergütungsstahl kann der PRE-Index mit der chemischen

Zusammensetzung aus Tabelle 3-3 über Gleichung (2-21), S. 20 mit 2,1 berechnet werden. Mit dem PSV konnte eine korrigierte logarithmischen Standardabweichung für kleine Stichproben [21] von  $s_{\log N, \text{korr}} = 0,42$  für die Ermüdungsdaten im Seewasser berechnet werden. Typische Werte für  $s_{\log N}$  sind nach [172,173] in Lebensdauerrichtung im Allgemeinen im Bereich von 0,1 bis 0,3 [174] zu finden. Dabei beruhen die Berechnungen jedoch auf Ermüdungsdaten im HCF-Bereich. Bei höheren Lastwechselzahlen und kleineren Lasthorizonten steigt die Streuung und kann so, wie z. B. auch für die Datenreihe von Müller [135] mit  $s_{\log N, \text{korr}} = 0,66$  in Abbildung 5-1, größere Werte annehmen. Die berechneten Quantilkurven im Seewasser liegen im Vergleich zu den Luftuntersuchungen bei gleichen Lastwechselzahlen zu geringeren Spannungsamplituden verschoben.

Um zu untersuchen, ob die Ermüdungsversuchsdaten im Seewasser durch die Verweildauer der Proben im Medium beeinflusst werden, wurde die effektive Prüffrequenz von drei VHCF-Proben absichtlich modifiziert. Die drei Versuche mit einer aufgebrachten Spannungsamplitude von  $\sigma_a = 300$  MPa sind in Abbildung 5-1 mit der jeweiligen Versuchsdauer markiert. Zur Modifizierung der effektiven Prüffrequenz, und damit der Verweildauer der Proben im Medium wurde die Pausenzeit der Versuche verändert. Die Belastungsfrequenz während der Pulszeit liegt unverändert bei ca. 19,3 kHz. Tabelle 5-2 gibt einen Überblick über die verwendeten Versuchspараметer.

*Tabelle 5-2: Übersicht der Puls- und Pausenzeit zur Untersuchung des Einflusses der Verweildauer im Seewasser auf die Ermüdungsversuchsdaten. [168]*

Probe	$t_{\text{Puls}}$ [s]	$t_{\text{Pause}}$ [s]	Testrhythmus	Verweildauer im Medium
#1	0,2	3	kontinuierlich	1 h 9 min 47 s
#2	0,2	10	kontinuierlich	2 h 42 min 21 s
#3	0,2	10	$10^6$ LW pro Tag	5 Tage 1 h 14 min 38 s

Die Proben #1 und #2 wurden kontinuierlich getestet. Für Probe #2 wurde außerdem die Pausenzeit auf  $t_{\text{Pause}} = 10$  s erhöht, was in einer mehr als doppelten Verweildauer im Seewasser während des Ermüdungsversuchs resultiert. Die dritte Probe wurde gestaffelt getestet, um die Verweildauer künstlich auf ca. 5 Tage zu erhöhen. Dazu wurden nur  $10^6$  Zyklen pro Tag zugelassen, die jedoch ohne weitere Unterbrechung mit der entsprechenden Puls- und Pausenzeit aus Tabelle 5-2 aufgebracht wurden. Demnach zeigt die Verweildauer der Proben im Seewasser nach Abbildung 5-1 zummindest im untersuchten Bereich (bis ca. 5 Tage) keinen signifikanten Einfluss auf die Ermüdungsversuchsdaten.

Müller [135] beobachtete an Luft hauptsächlich Volumenversagen für Lastwechselzahlen größer als ca.  $10^6$ . Die untersuchten Bruchflächen im Seewasser zeigten ausschließlich Oberflächenanrisse, wie exemplarisch in Abbildung 5-2a dargestellt.

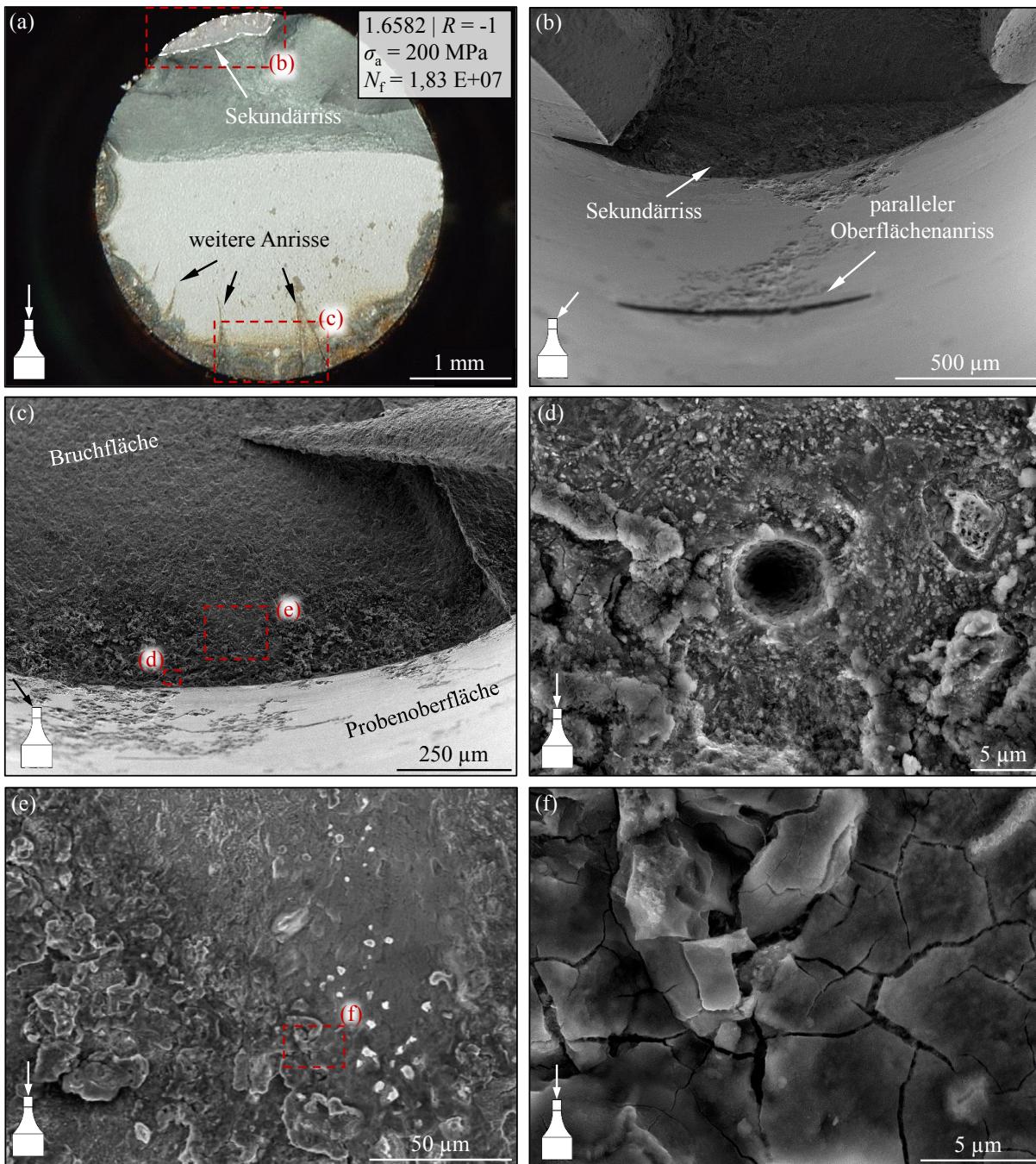


Abbildung 5-2: Bruchflächenanalyse des Vergütungsstahls 34CrNiMo6 (1.6582) unter Seewassereinfluss. (a) Exemplarische Bruchfläche unter dem Lichtmikroskop mit vielen kleineren Anrisse am Hauptriss und einem Sekundärriss auf der gegenüberliegenden Seite; (b) geneigte Ansicht des Sekundärrisses mit weiterem, parallel versetztem Anriss; (c) geneigte Ansicht der Bruchfläche am Hauptriss mit Sicht auf die leicht versetzt zur Hauptrissebene liegenden Anrisse; (d) Vergrößerung des Matrixmaterials um einen Defekt nahe der Probenoberfläche; (e) Korrasionsprodukte auf der Bruchfläche; (f) vergrößerte Ansicht einer gerissenen Schicht aus Korrasionsprodukten. [168]

Weiterhin wurde nicht nur ein einzelner Hauptriss ausgehend von der Probenoberfläche beobachtet. Abbildung 5-2a zeigt sehr viele Anrisse, die auf leicht versetzten Ebenen initiierten, um im Verlauf der Ermüdungsbelastung einen Hauptriss zu bilden. Weiter konnte in der Ebene

des Hauptrisses ein Sekundärriss (Abbildung 5-2b) beobachtet werden, der sich auf der gegenüberliegenden Seite ausgebreitet hat. Parallel zum Sekundärriss zeigt sich in ca. 1 mm Entfernung ein weiterer, paralleler Oberflächenanriss, der ebenfalls in Abbildung 5-2b markiert ist. Alle beobachteten Oberflächenrisse werden außerdem von Korrosionserscheinungen an der Probenoberfläche begleitet (Abbildung 5-2c). Abbildung 5-2d zeigt eine vergrößerte Ansicht des Matrixmaterials um einen Defekt nahe der Probenoberfläche und Abbildung 5-2e einen Übergang von einem stärker korrodierten Bereich (links) zu einem weniger stark korrodierten Bereich (rechts). Die Korrosionsprodukte können teilweise als eine Art gerissene Schicht auf der Bruchfläche identifiziert werden, wie in der Vergrößerung aus Abbildung 5-2f dargestellt.

Bei einer Probe konnte ein markanter Korrosionsfleck nahe der Probenoberfläche detektiert werden. Ein Ausschnitt der Bruchfläche unter dem optischen Mikroskop ist Abbildung 5-3a dargestellt. Im Vergleich zur restlichen Bruchfläche, zeigen sich lokal im Bereich der Rissinitiierung deutlich markantere Korrosionserscheinungen. Abbildung 5-3b zeigt die Darstellung des Korrosionsflecks bei einer leicht angewinkelten Position unter dem Rasterelektronenmikroskop. Die Vergrößerungen des Korrosionsflecks in den REM-Bildern in Abbildung 5-3c und d verdeutlichen eine Struktur von ca. 50 µm Durchmesser, die von Korrosionsprodukten belegt ist. In der Umgebung der Struktur zeigen sich nadelförmige Korrosionsprodukte auf der Bruchfläche (Abbildung 5-3e). Der Durchmesser der Struktur liegt im Bereich der beobachteten Größe nichtmetallischer Einschlüsse im untersuchten Vergütungsstahl (siehe z. B. [63,135]). Eine eindeutige Differenzierung zwischen volumeninduziertem und oberflächeninduziertem Bruchversagen ist aber aufgrund der starken Korrosionserscheinungen nicht möglich. Die Probe wurde daher auch als oberflächeninduziertes Bruchversagen in Abbildung 5-1 gekennzeichnet. Abrasion durch Erosions- oder Kavitationskorrosion konnte vor allem auch an der Unterseite der Schwingmassen, sowohl während der Versuche als auch durch die mikroskopische Auswertung nach den Versuchen, beobachtet werden.

In Abbildung 5-4 ist die Entwicklung der Messdaten anhand einer Probe gezeigt, die im HCF-Bereich bei  $1,31 \cdot 10^6$  Zyklen versagte und somit insgesamt 11 min und 36 s im künstlichen Seewasser ermüdet wurde. Auf der Abszisse ist die normierte Testdauer angegeben, wobei auf der Ordinate die prozentuale Veränderung der Messwerte vom jeweiligen Ausgangswert gezeigt ist. Die Ausgangswerte sind neben den Graphen aufgelistet. Das elektrochemische Potential aus Abbildung 5-4 zeigt einen signifikanten Abfall von ca. 10 % zu Beginn der zyklischen Ermüdungsbelastung. *El May et al.* [155] konnten eine ähnliche Beobachtung in Ermüdungstests bei  $f = 120$  Hz des hochfesten martensitischen Stahls X12CrNiMoV12-3 (PRE = 17,28) machen und korrelierten den Abfall mit dem Anriss der Passivschicht der Legierung. Bis zum Ausfall der Probe bei  $t / \Delta t = 1$  steigt das elektrochemische Potential anschließend wieder an.

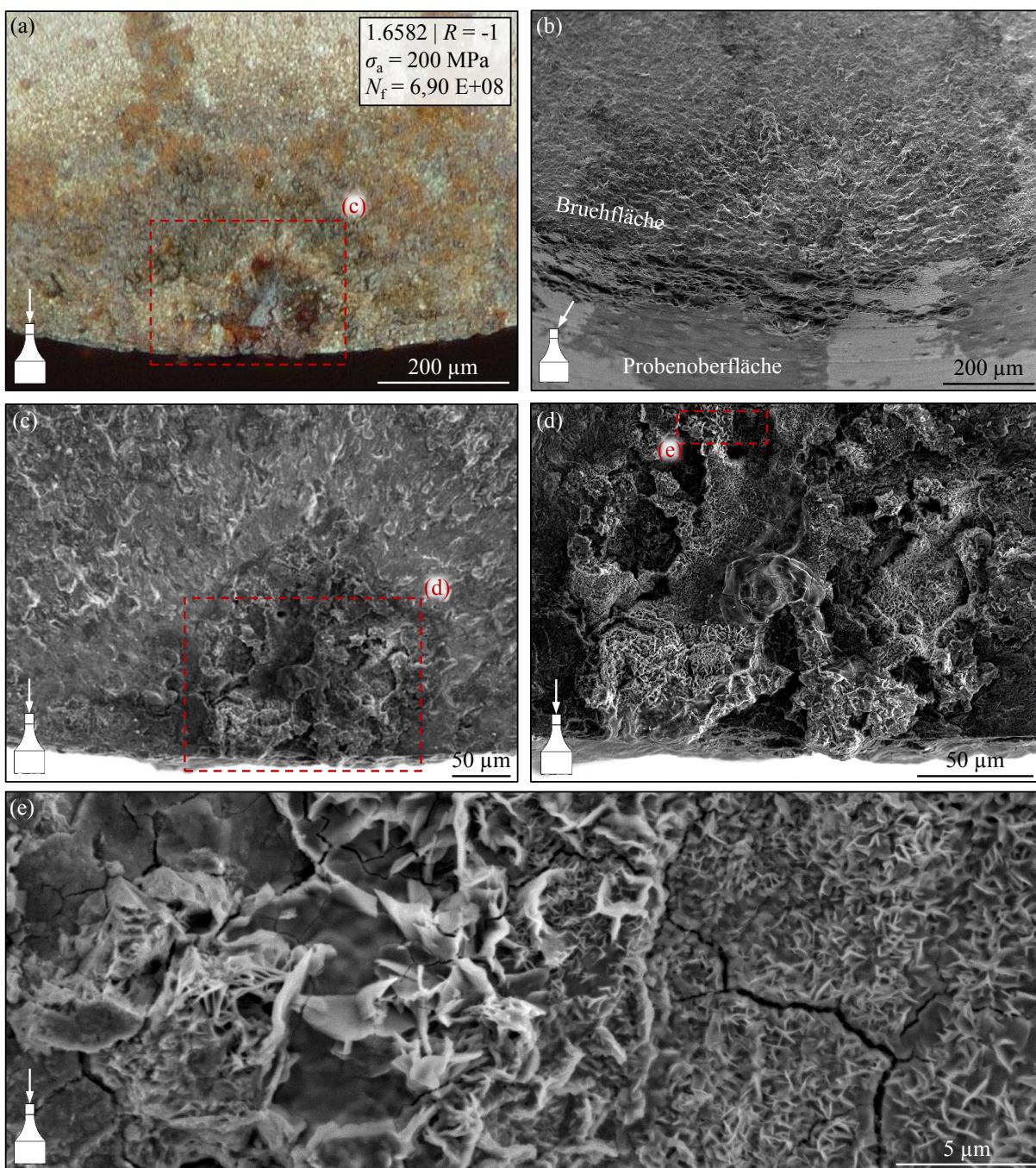


Abbildung 5-3: Bruchflächenanalyse des Vergütungsstahls 34CrNiMo6 (1.6582) unter Seewassereinfluss. (a) Lichtmikroskopische Aufnahme eines auffälligen Korrosionsflecks in der Nähe der Probenoberfläche; (b) geneigte REM-Aufnahme der Rissinitierungsposition; (c) Vergrößerung der Rissinitierungsposition; (d) Vergrößerung von (c); (e) Vergrößerung der Korrosionsprodukte auf der Bruchfläche. [168]

Temperatur und Sauerstoffgehalt schwanken gegenläufig im Bereich von ca.  $\pm 2\%$ . Leitfähigkeit und Eigenfrequenz der Probe sind konstant über die Testdauer. Die Eigenfrequenz zeigt einen Abfall am Ende des Versuchs (Abschaltkriterium des Versuchs). El May et al. [155]

konnten durch die Auswertung des elektrochemischen Potentials Anzeichen für die Rissinitiierung feststellen. An den Messdaten der durchgeführten Versuche zeigten sich jedoch keine Anzeichen für eine vorzeitige Rissinitiierung oder für das Versagen der Proben.

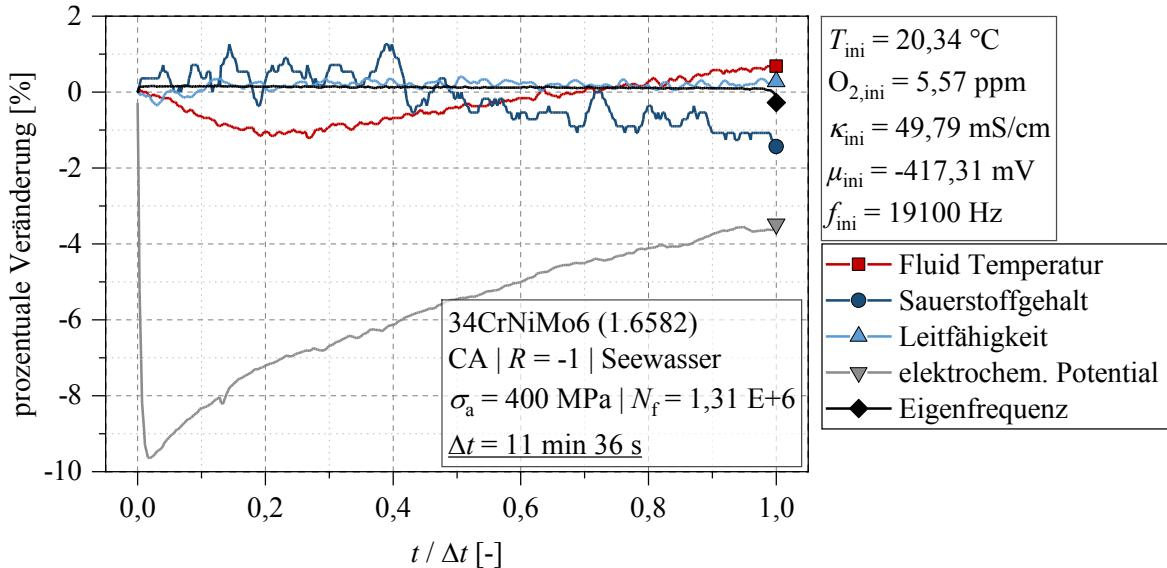


Abbildung 5-4: Messdaten des Vergütungsstahls 34CrNiMo6 (1.6582) unter Seewassereinfluss am Beispiel eines Versuchs mit einer Testzeit von 11 min 36 s.

### 5.1.2 Baustahl S355J2C+N | 1.0579

Die Ergebnisse der Ermüdungsversuche unter Seewasserbedingungen des Baustahls sind in Abbildung 5-5 dargestellt. Neben den Ermüdungsdaten unter Seewasserbedingungen sind noch die Datenreihen von Milovanović *et al.* [175] unter Luftbedingungen und Klusák *et al.* [176] im destillierten Wasser gezeigt, wobei die Ermüdungsdaten von Milovanović *et al.* [175] mit größeren Probenvolumina und mit konventionellen Belastungsfrequenzen (3 - 10 Hz) bestimmt wurden. Die grauen Datenpunkte entstammen der FKM-Richtlinie [134] und wurden ebenfalls unter Luftbedingungen aufgenommen. Die Untersuchungen im Seewasser zeigen, dass Brüche bis Nahe zur Grenzlastspielzahl auftreten. Im Vergleich zu den Literaturdaten zeigen die Seewasseruntersuchungen eine größere Neigung der Quantilkurven und eine größere Streuung. Bei einer Lastwechselzahl von ca.  $2 \cdot 10^6$  Zyklen kann ein Übergang zu den Ermüdungsdaten von Milovanović *et al.* [175] und der FKM-Richtlinie beobachtet werden.

Nach Klusák *et al.* [176] zeigt der Baustahl im destillierten Wasser eine deutlich höhere Ermüdungsfestigkeit und eine sehr flache Neigung der Quantilkurven. Klusák *et al.* [176] identifizierten eine Probe, in der eine Rissinitiierung im Inneren detektiert wurde. Für alle anderen Proben in den gezeigten Datenreihen in Abbildung 5-5 konnten ausschließlich oberflächeninduzierte Brüche festgestellt werden.

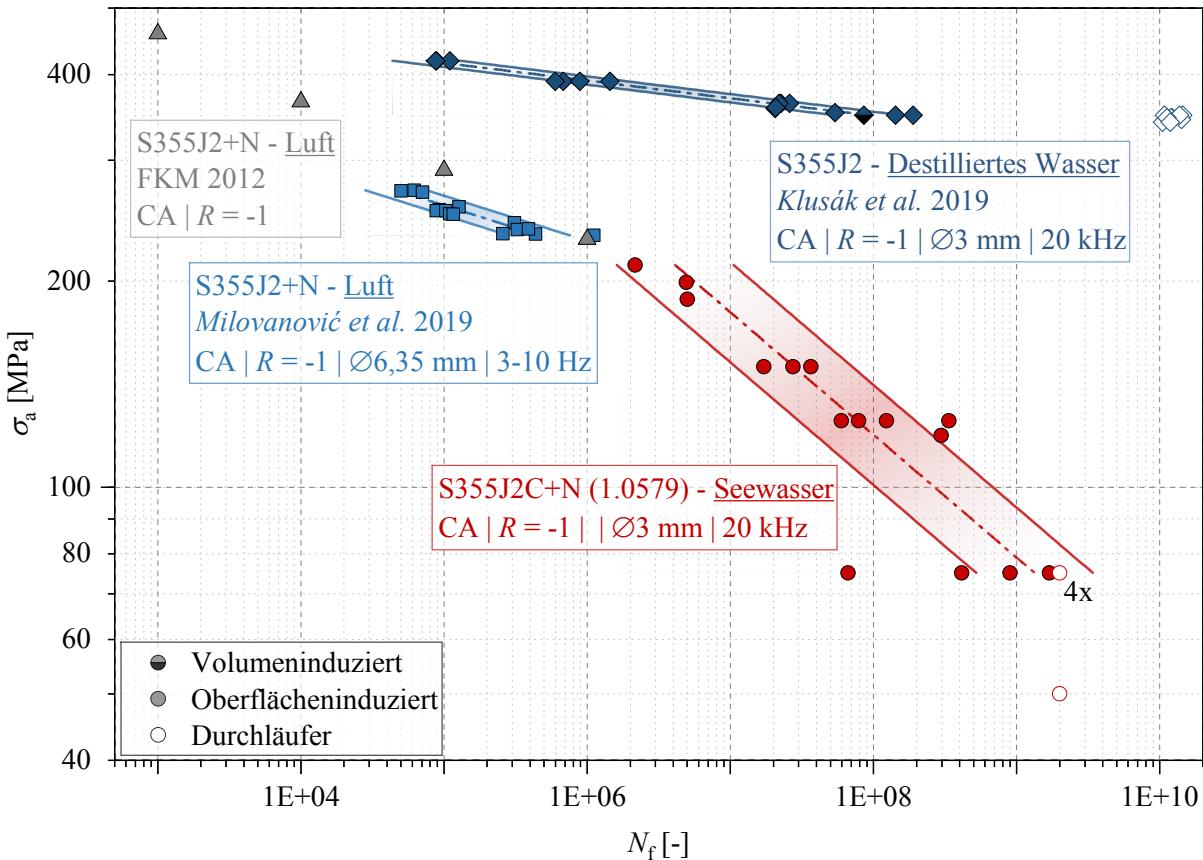


Abbildung 5-5: Ermüdungsversuchsdaten des Baustahls S355J2C+N (1.0579) unter Seewassereinfluss im Vergleich zu Ermüdungsversuchsdaten an Luft aus der FKM-Richtline [134], von Milovanović et al. [175] und in destilliertem Wasser nach Klusák et al. [176]. [167,168]

Abbildung 5-6a zeigt beispielhaft eine lichtmikroskopische Aufnahme des korrosiven Angriffs auf die Bruchfläche einer VHCF-Probe. In Abbildung 5-6b ist eine REM-Aufnahme der markierten Position aus Abbildung 5-6a gezeigt. Ein gleichmäßiger Angriff des Seewassers auf der kompletten Ermüdungsbruchfläche des Baustahls durch gleichmäßige Flächenkorrosion kann festgestellt werden. Wie in der angewinkelten REM-Aufnahme aus Abbildung 5-6c exemplarisch dargestellt, konnten ausschließlich Oberflächendefekte als Rissinitiiierungsorte für den Baustahl ausgemacht werden. Durch Kavitationserosion bilden sich örtlich lokale Erosionsgruben an der polierten Probenoberfläche (Abbildung 5-6c), die die Rissinitiiierung begünstigen. Auch an der Unterseite der Schwingmasse der VHCF-Proben wurden Erosionsgruben festgestellt (Abbildung 5-6d). Eine wie beim Vergütungsstahl beobachtete Rissinitiiierung an mehreren Positionen und Ebenen konnte für den Baustahl nicht belegt werden.

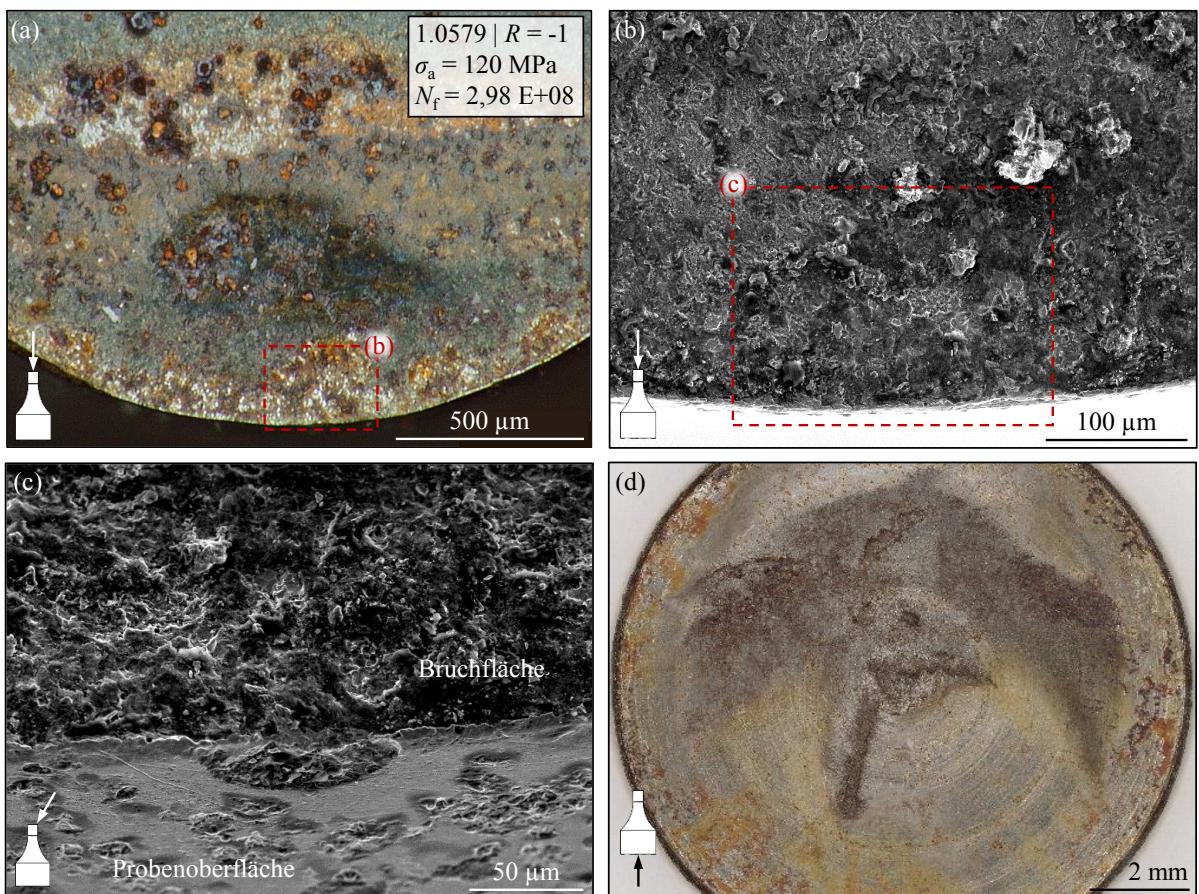


Abbildung 5-6: Bruchflächenanalyse des Baustahls S355J2C+N (1.0579) unter Seewassereinfluss. (a) Exemplarische Bruchfläche mit Rissinitiierung an der Oberfläche und Korrosionserscheinungen durch gleichmäßige Flächenkorrosion; (b) REM-Darstellung des Bereichs der Rissinitiierung; (c) geneigte Ansicht im Bereich der Rissinitiierung mit Erosionsgruben an der polierten Probenoberfläche; (d) Ansicht der Oberfläche der unteren Schwingmasse der VHCF-Probe mit örtlich lokalen Erosionsgruben. [167,168]

### 5.1.3 Nichtrostender Duplexstahl X2CrNiMoN22-5-3 | 1.4462

Der nichtrostende Duplexstahl 1.4462 ist im Allgemeinen für seine ausgezeichnete Korrosionsbeständigkeit und seine gute Beständigkeit gegen Spannungsrißkorrosion bei gleichzeitig hohen mechanischen Eigenschaften bekannt. [177]

Der PRE-Index für den Duplexstahl kann mit der chemischen Zusammensetzung aus Tabelle 3-3 über Gleichung (2-21), S. 20 mit 35,78 berechnet werden. Abbildung 5-7 zeigt die Ermüdungsdaten des nichtrostenden Duplexstahls (1.4462) in künstlichem Seewasser. Zum Vergleich sind außerdem weitere Daten bei CA-Belastung unter Luftbedingungen nach *Wolf et al.* [177] (Belastungsfrequenz  $f = 33$  Hz; Probendurchmesser Ø12,5 mm) und *Dönges et al.* [178] (Ultraschallermüdung  $f = 20$  kHz; Probendurchmesser Ø3 mm) aufgetragen. *Wolf et al.* [177] führten weiterhin Ermüdungstests in einer geothermalen Elektrolytlösung bei

96 °C durch, die die Umgebungsbedingungen im Gebiet des North German Basin (NGB) bzw. des Norddeutschen Beckens charakterisiert, welches für die Gewinnung geothermischer Energie in Deutschland einen hohen Stellenwert besitzt [179].

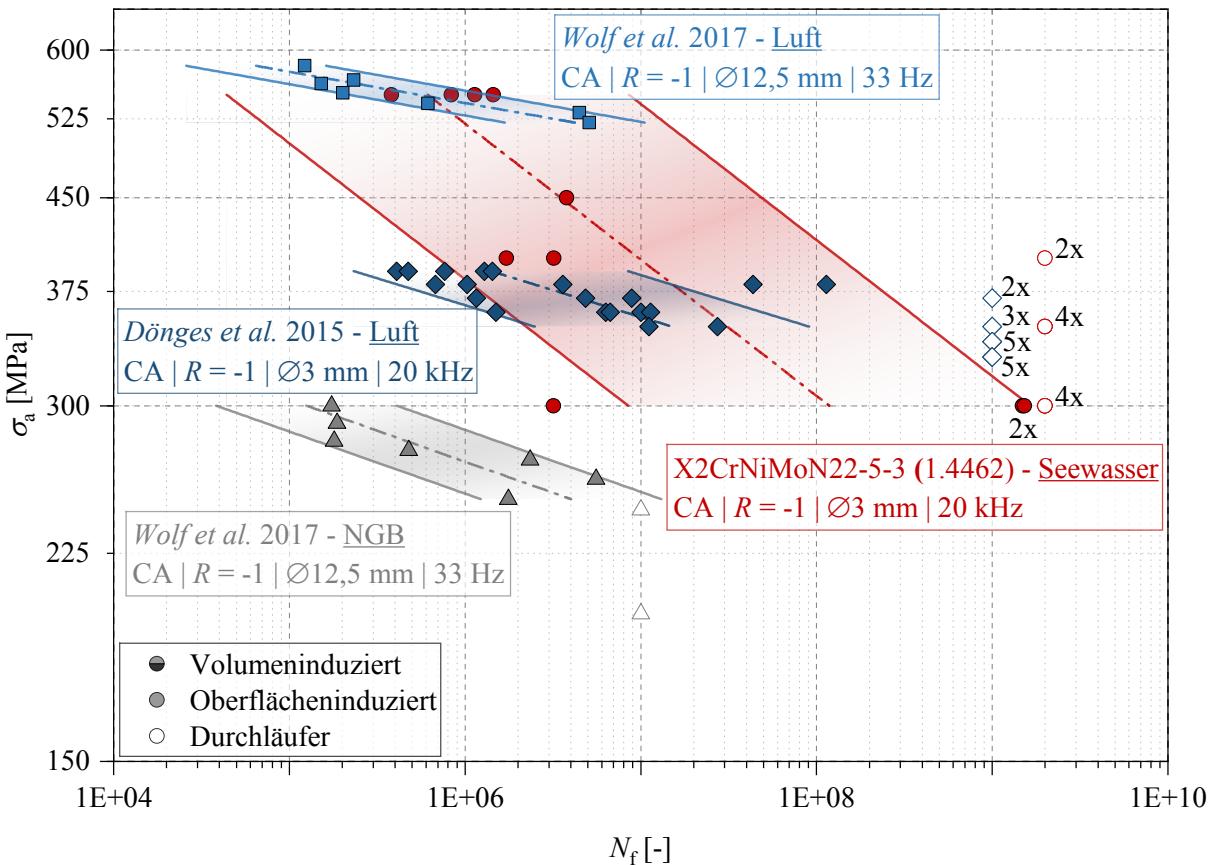


Abbildung 5-7: Ermüdungsversuchsdaten des nichtrostenden Duplexstahls X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462) unter Seewassereinfluss im Vergleich zu Ermüdungsversuchsdaten an Luft nach Dönges et al. [178] sowie an Luft und unter geothermalen Umgebungsbedingungen nach Wolf et al. [177, 168]

Der untersuchte Duplexstahl (1.4462) weist unter Seewasseruntersuchungen mit einer logarithmischen Standardabweichung von  $s_{\log N, \text{korr}} = 0,89$  eine hohe Streuung auf. Weiterhin konnten nur zwei Probenbrüche mit mehr als  $10^7$  Lastwechsel im VHCF-Bereich bei  $\sigma_a = 300$  MPa detektiert werden, die jedoch bei über  $10^9$  Lastwechsel versagten, welche einen großen Einfluss auf das Streuband haben. Bis zu einer Amplitude von  $\sigma_a = 400$  MPa treten außerdem zahlreiche Durchläufer auf.

Die Ermüdungsdaten von Dönges et al. [178] unter Luftbedingungen befinden sich zu einem großen Teil im Streuband der Versuchsdaten im Seewasser. Dabei sind die berechneten Quantilkurven unter Luftbedingungen bei gleicher Spannungsamplitude zu geringeren Zyklen verschoben und die Neigung der Kurven fällt flacher aus. Außerdem zeigen die Ermüdungsdaten eine ähnlich hohe logarithmische Standardabweichung von  $s_{\log N, \text{korr}} = 0,61$ . Auch in den Daten von Dönges et al. [178] zeigen sich Durchläufer (hier bei einer Grenzlastspielzahl von

$N_G = 10^9$ ), die weit oberhalb des letzten Spannungshorizonts auftreten, auf dem Brüche detektiert wurden.

Die Ermüdungsdaten unter Luftbedingungen von *Wolf et al.* [177] zeigen eine flachere Neigung der Wöhlerlinie im Vergleich zu den durchgeführten Seewasseruntersuchungen. Die Ermüdungsdaten des oberen Testhorizonts der Seewasseruntersuchungen gliedern sich sehr gut in das Streuband der Luftuntersuchungen von *Wolf et al.* ein. Dennoch zeigen die Daten von *Wolf et al.* bei ähnlicher Neigung im Vergleich zu *Dönges et al.* größere Differenzen in Bezug auf die ertragbaren Amplituden bei gleicher Bruchschwingspielzahl  $N_f$  auf. Hier könnte ein Einfluss der Belastungsfrequenz oder die unterschiedlichen Probenvolumina (Größeneinfluss) ursächlich für die großen Diskrepanzen zwischen den Datenreihen sein [180,181].

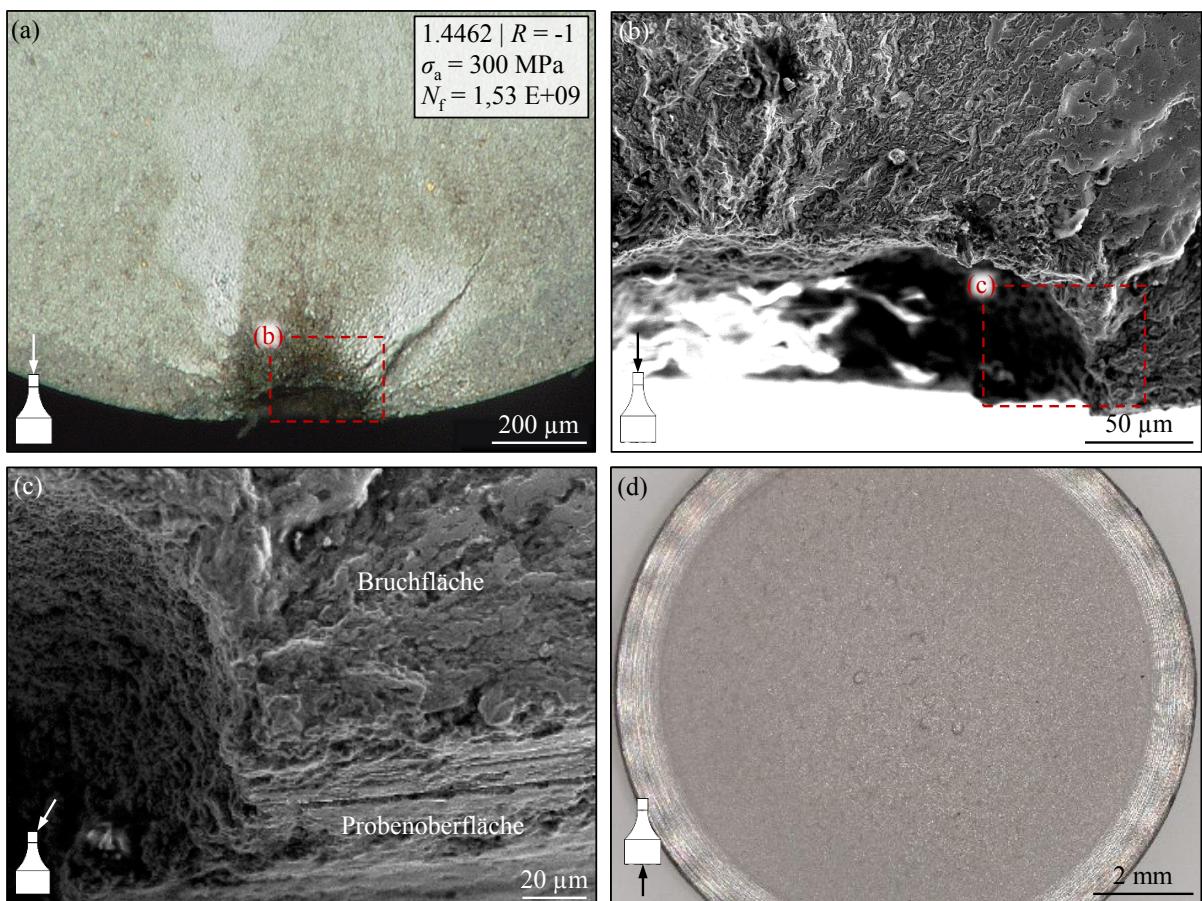


Abbildung 5-8: Bruchflächenanalyse des Duplexstahls X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462) unter Seewasserinfluss. (a) Lichtmikroskopische Aufnahme einer exemplarischen Bruchfläche mit Rissinitiierung an der Oberfläche hervorgerufen durch Lochfraßkorrosion; (b) Vergrößerung der Rissinitiierungsposition unter dem REM; (c) angewinkelte Ansicht der Rissinitiierungsposition; (d) Ansicht der Unterseite der unteren Schwingmasse der VHCF-Probe mit flächig ausgeprägten Erosionserscheinungen. [167,168]

Es zeigt sich, dass das NGB-Medium deutlich aggressiver als das innerhalb dieser Arbeit verwendete Seewasser ist. Die ertragbaren Spannungsamplituden fallen bei gleicher Bruchschwingspielzahl signifikant geringer aus. Die Diskrepanz der Datenreihen kann neben einem

möglichen Frequenz- und Größeneinfluss auch durch die explizit höheren Anteile verschiedenster Chloride im NGB-Medium (vgl. [170,177]) und die erhöhte Temperatur im Testmedium begründet sein, wodurch Korrosionsprozesse unterstützt oder beschleunigt werden können [42].

In Abbildung 5-8a ist exemplarisch die Bruchfläche einer Probe gezeigt, die nach über  $10^9$  Zyklen versagte. Als Rissinitiiierungsort konnte eine durch Lochfraßkorrosion gebildete Oberflächenvertiefung von ca. 200 µm ausgemacht werden (Abbildung 5-8b und c). Diese großen Oberflächendefekte konnten jedoch nur in den zwei Proben beobachtet werden, die bei Lastwechselzahlen über  $10^9$  Zyklen versagten. An den weiteren Ermüdungsproben zeigten sich deutlich kleinere Oberflächendefekte und Korrosionsgruben als Rissinitiiierungsorte. Abbildung 5-8d zeigt die Unterseite der sich frei im Seewasser befindlichen Probenseite. Da die Ermüdungsprobe komplett im Seewasser eingetaucht beansprucht wird, tritt Kavitationskorrosion auf, die sich im Fall des Duplexstahls als flächige Abrasion auf der Probenunterseite bemerkbar macht.

## 5.2 Ermüdungsverhalten bei variabler Amplitudenbelastung

Im folgenden Abschnitt werden VHCF-Versuche unter Einfluss einer VA-Belastung am Vergütungsstahl 34CrNiMo6 (1.6582) diskutiert. Innerhalb dieser Arbeit wurde die von *Müller* [135] ermittelte experimentelle Datenbasis um Untersuchungen mit den Standardlastspektren WISPER und FELIX (siehe Kapitel 4.4, S. 56) bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0$  erweitert. Die Ergebnisse sind in Form von Lebensdauerlinien bzw. normierten Lebensdauerlinien dargestellt und mit den Ermüdungsdaten bei CA-Belastung und für FELIX ( $R = -1$ ) nach [135] verglichen. Im Anschluss werden mikroskopische Untersuchungen an den Ermüdungsbruchflächen im Hinblick auf eine FGA-Bildung durchgeführt.

### 5.2.1 Einfluss der Mittelspannung

Abbildung 5-9 zeigt den Einfluss der Mittelspannung auf das Ermüdungsverhalten des untersuchten Vergütungsstahls bei VA-Belastung mit dem Kollektiv FELIX (vgl. Abbildung 4-7e, S. 58). Es wurden die beiden Spannungsverhältnisse  $R = -1$  und  $R = 0$  gegenübergestellt. Die Ermüdungsdaten für  $R = -1$  wurden von *Müller* [135] in den unterschiedlichen Rekonstruktionsvarianten (A – Ascending, D – Descending, R – Random) aufgenommen.

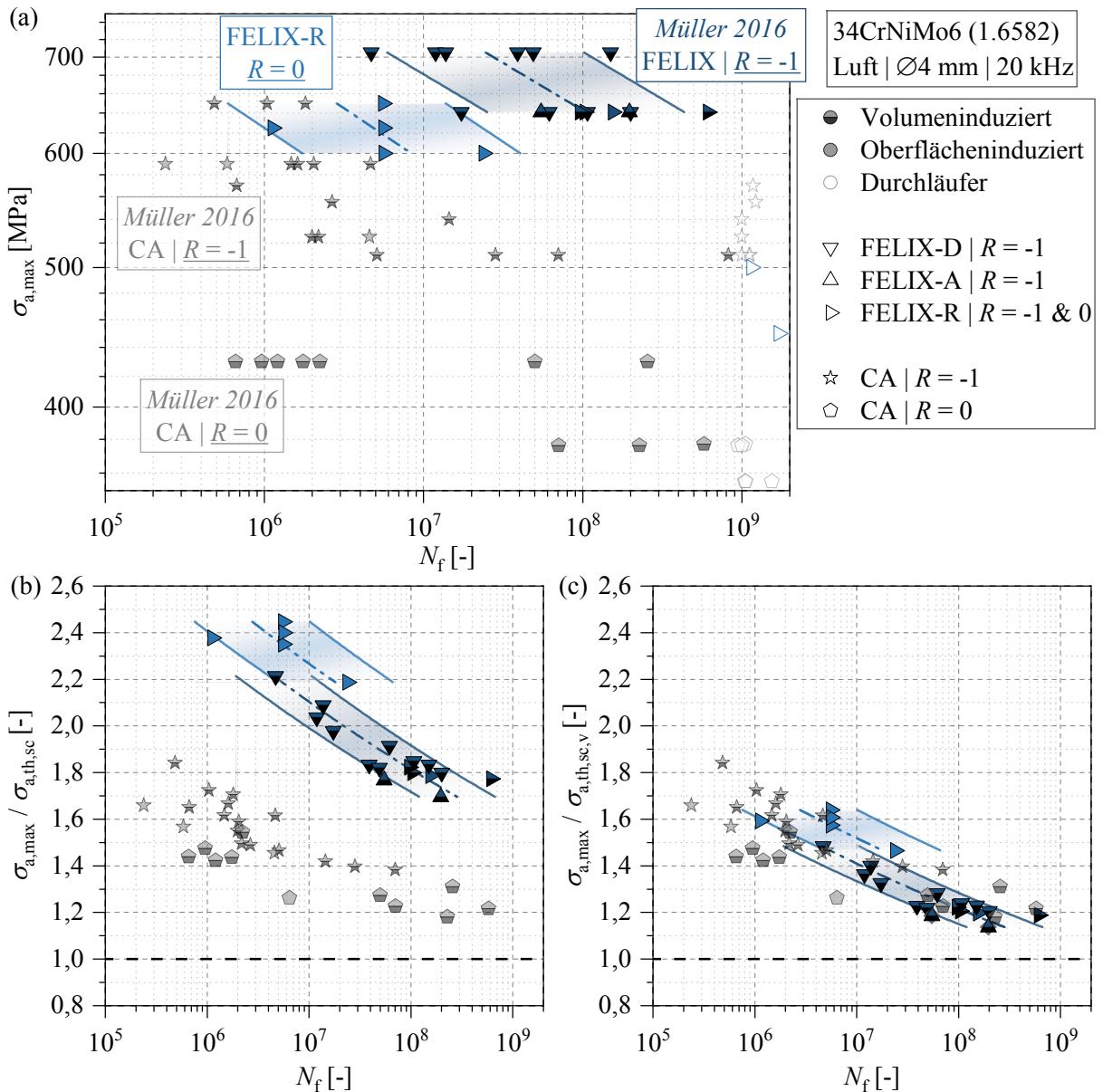


Abbildung 5-9: Einfluss der Mittelspannung bzw. des R-Verhältnisses bei VA-Belastung am Beispiel des Standardlastspektrums FELIX bei  $R = -1$  und  $R = 0$ . Referenzierte Literaturdaten nach Müller [135]. (a) Ermüdungsversuchsdaten; (b) modifizierte Ermüdungsversuchsdaten ausgewertet nach Murakami [57] und (c) mit Berücksichtigung der Schädigung eines Amplitudenkollektivs bei VA-Belastung nach Gleichung (5-2).

Die Datenpunkte sind in der allgemeinen Darstellung in Abbildung 5-9a auf Grundlage der maximalen Spannungsamplitude im Kollektiv  $\sigma_{a,\max}$  über die Bruchschwingspielzahl  $N_f$  aufgetragen. In Abbildung 5-9b ist die modifizierte Darstellung der Ermüdungsdaten nach Murakami [57] gezeigt. Die auf der Ordinate abgetragene, maximale Spannungsamplitude des Kollektivs  $\sigma_{a,\max}$  ist dazu mit dem defektgrößenabhängigen Schwellenwert  $\sigma_{a,\text{th},\text{sc}}$  (Gleichung (2-24), S. 25) zu normieren. Der für den Mittelspannungsterm in Gleichung (2-24) erforderliche Exponent  $\alpha$  wurde über Gleichung (2-25) mit dem experimentell ermittelten Härte-

wert nach Tabelle 3-2, S. 45 mit  $\alpha = 0,26$  berechnet. Auf die Anwendung des aus Langzeitfestigkeitsversuchen ermittelten Werts für  $\alpha$  (siehe z. B. in [63] mit  $\alpha = 0,5472$ ) wurde verzichtet, um für den nachfolgend vorgestellten Ansatz an der grundlegend postulierten Beziehungen von *Murakami* [57] nach Abschnitt 2.4.1 festzuhalten und keinen weiteren experimentell bedingten Parameter zu betrachten. Die Auswertung der experimentellen Datensätze mithilfe der nach *Murakami* bestimmten Schwellspannungsamplitude liefert eine korrigierte Darstellung der Ermüdungsdaten auf Grundlage der Defektgröße ( $\sqrt{A}$ ), der Defektlage ( $\delta$ ), des Materials bzw. der Härte ( $HV$ ) sowie des  $R$ -Verhältnisses und reduziert daher im Allgemeinen die Streuung der Versuchsdaten im VHCF-Bereich erheblich.

Die Auswertung der Ermüdungsversuche zeigt sowohl anhand der allgemeinen Darstellung in Abbildung 5-9a als auch in der modifizierten Form in Abbildung 5-9b, dass die Rekonstruktionsvariante des FELIX-Kollektivs bei  $R = -1$  keinen signifikanten Einfluss auf die Ermüdungsdaten hat [136]. Im Gegensatz zu den von *Müller* [135] detektierten Rissinitiiierungsorten im Probenvolumen ab ca.  $10^6$  Zyklen mit  $R = -1$ , konnten bei  $R = 0$  keine volumeninduzierte Bruchausgänge beobachtet werden

Die berechneten Quantilkurven über das PSV zeigen eine geringere Ermüdungsfestigkeit für FELIX mit  $R = 0$ , was entsprechend mit den Erkenntnissen aus der Literatur bei CA-Belastung [62,135] korreliert (vgl. Kapitel 2.4.4.1, S. 40) bzw. auch aus den Vergleichsdaten bei CA-Belastung für  $R = 0$  und  $R = -1$  in Abbildung 5-9a ersichtlich wird. Weiter weisen beide Datenreihen in Abbildung 5-9a ähnlich große Streubänder mit einer Standardabweichung von  $S_{logN,korr} = 0,48$  ( $R = -1$ ) bzw.  $0,53$  ( $R = 0$ ) auf. Durch die Normierung der Spannungsamplitude mit dem defektgrößenabhängigen Schwellenwert  $\sigma_{a,th,sc}$  nach *Murakami* [57] in Abbildung 5-9b fallen die Datenpunkte der untersuchten Datenreihen näher zusammen und die Streubänder werden deutlich reduziert. Ein ähnliches Bild zeigen auch die Versuchsdaten von *Müller* [135] bei CA-Belastung bei den dargestellten  $R$ -Verhältnissen.

Der defektgrößenabhängige Schwellenwert  $\sigma_{a,th,sc}$  im VHCF-Bereich wird mit dem Ansatz nach *Murakami* [57] für die untersuchten FELIX-Kollektive sowohl für  $R = 0$  als auch für  $R = -1$  nach Abbildung 5-9b sehr konservativ abgeschätzt ( $\sigma_{a,max} / \sigma_{a,th,sc} > 1,6$ ), da die Herleitung von  $\sigma_{a,th,sc}$  nach Gleichung (2-24) auf Ermüdungsversuchsdaten verschiedener Stähle mit CA-Belastung erfolgte. Für eine Anwendung des *Murakami*-Ansatzes bei VA-Belastung ist es daher angebracht, den für die Berechnungen und Darstellung verwendeten Kollektivhöchstwert des Amplitudenkollektivs abzumindern bzw. zu korrigieren. Dies kann z. B. über die Betrachtung einer Äquivalentspannungsamplitude (FKM [134]) erfolgen. Alternativ eignet sich auch das Völligkeitsmaß  $v$  nach Gleichung (4-3), S. 57 für einen groben Vergleich verschiedener Kol-

lektive [22]. Die maximale Spannungsamplitude im Kollektiv  $\sigma_{a,\max}$  kann so für die Diagrammbetrachtung mit dem Völligkeitsmaß  $v$  multipliziert werden. Alternativ kann  $v$  aber auch in die Beziehung zur Berechnung der Schwellenspannungsamplitude übertragen werden:

$$\frac{v \cdot \sigma_{a,\max}}{\sigma_{a,\text{th},sc}} = \frac{\sigma_{a,\max}}{\sigma_{a,\text{th},sc} \cdot v^{-1}} = \frac{\sigma_{a,\max}}{\sigma_{a,\text{th},sc,v}} \quad (5-1)$$

Um den Ansatz nach *Murakami* für VA-Belastungen zu adaptieren, wird daher im Folgenden vorgeschlagen, den Schwellenwert  $\sigma_{a,\text{th},sc}$  um einen zusätzlichen Term zu erweitern, um die Schädigung eines Amplitudenkollektivs zu berücksichtigen. Der modifizierte Schwellenwert berechnet sich dann durch Anwendung von Gleichung (2-24) nach:

$$\sigma_{a,\text{th},sc,v} = \frac{\delta \cdot (HV + 120)}{\sqrt{A}^{1/6}} \cdot \left( \frac{1-R}{2} \right)^{\alpha} \cdot v^{-1} \quad (5-2)$$

Das Völligkeitsmaß eines Amplitudenkollektivs kann dabei Werte im Bereich von  $v = 0$  bis  $v = 1$  annehmen und ist ein Maß für dessen Schädigung. Für ein Einstufenkollektiv bzw. eine CA-Belastung ergibt sich mit  $v = 1$  entsprechend die Ausgangsbeziehung nach *Murakami* [57] in Gleichung (2-24).

Mit dem hier eingesetzten Kollektiv FELIX folgt ein Völligkeitsmaß von  $v = 0,67$ . Durch die Normierung des abgetragenen Höchstwerts des Amplitudenkollektivs mithilfe der eingeführten Schwellenspannungsamplitude bei VA-Belastung  $\sigma_{a,\text{th},sc,v}$  nach Gleichung (5-2), verschieben sich die beiden betrachteten Datenreihen in Abbildung 5-9c deutlich in Richtung  $\sigma_{a,\max} / \sigma_{a,\text{th},sc,v} = 1$ , bleiben allerdings noch konservativ  $\sigma_{a,\max} / \sigma_{a,\text{th},sc,v} > 1$  [57] für die Grenzschwingspielzahl von  $10^9$  Zyklen. Weiterhin gliedern sich die modifizierten Ermüdungswerte der FELIX-Kollektive sowohl für  $R = 0$  als auch für  $R = -1$  in die Vergleichsdatenreihen bei CA-Belastung ein.

Der Ansatz nach Gleichung (5-2) ermöglicht daher zumindest für die betrachteten Kollektive und  $R$ -Verhältnisse die Berechnung einer angepassten kollektivabhängigen Schwellenspannungsamplitude für  $10^9$  Zyklen. Zudem zeigt die vorgestellte Beziehung Möglichkeiten auf, Schwellenspannungsamplituden im VHCF-Bereich für Kollektive auf experimenteller Datengrundlage von CA-Belastungen zu ermitteln. Über weitere statistische Auswertungen der Datenreihen lassen sich ebenfalls andere Spannungsamplitudengrenzwerte für definierte Lastwechselzahlen von berechneten Quantilkurven ableiten.

### 5.2.2 Einfluss des Standardlastspektrums

Nachfolgend wird der Einfluss des eingesetzten Lastkollektivs auf die Ermüdungsversuchsdaten des Vergütungsstahls bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0$  beurteilt. Abbildung 5-10a zeigt die zuvor betrachteten Ermüdungsdaten des Lastkollektivs

FELIX-R im Vergleich zum Kollektiv WISPER-R sowie die Datenreihe bei CA-Belastung von Müller [135] für  $R = 0$ . Die Blöcke im Kollektiv WISPER-R wurden jeweils in zufälliger Reihenfolge angeordnet (siehe auch Abschnitt 4.4, S. 56).

Für die Datenreihe FELIX-R bei  $R = 0$  wurden ausschließlich oberflächeninduzierte Brüche beobachtet. Die Datenreihe WISPER-R zeigt neben oberflächeninduzierten Brüchen ( $N_f < 10^7$ ) auch volumeninduzierte Brüche ausgehend von nichtmetallischen Einschlüssen für Bruchlastspielzahlen  $N_f > 10^7$ . Die Ermüdungsversuchsdaten in Abbildung 5-10a und die modifizierten Ermüdungsversuchsdaten in Abbildung 5-10b weisen auf einen signifikanten Einfluss des Standardlastspektrums auf die Lage und die Neigung der berechneten Quantilkurven hin. Das Windturbinenlastspektrum WISPER-R zeigt deutlich geringere ertragbare Amplituden bei gleicher Lastspielzahl als das Helikopterrotorspektrum FELIX-R. Dies korreliert mit dem ermittelten Völligkeitsmaß der eingesetzten Kollektive von  $\nu = 0,67$  für FELIX-R und  $\nu = 0,82$  für WISPER-R.

Die Datenreihe, die mit dem WISPER-R Kollektiv getestet wurde, weist eine deutlich größere Streuung ( $s_{\log N, \text{korr}} = 0,71$ ) in Lebensdauerrichtung auf. Im Vergleich wurde für FELIX-R ein Wert von  $s_{\log N, \text{korr}} = 0,53$  berechnet. Durch die Normierung der Spannungsamplitude mit dem Murakami-Ansatz nach Gleichung (2-24) resultieren geringere Streubänder und die Ermüdungsfestigkeit wird konservativ bis zur Grenzlastspielzahl abgeschätzt (WISPER-R:  $\sigma_{a,\max} / \sigma_{a,\text{th},sc} > 1,3$  bzw. FELIX-R:  $\sigma_{a,\max} / \sigma_{a,\text{th},sc} > 2,2$ ). Eine bessere Abschätzung gelingt nach Abbildung 5-10c durch das Einbeziehen des Völligkeitsmaßes  $\nu$  wie in Gleichung (5-2) vorgeschlagen, wobei auch hier eine konservative Abschätzung ( $\sigma_{a,\max} / \sigma_{a,\text{th},sc,\nu} > 1$ ) [57], für die angegebene Grenzschwingspielzahl von  $10^9$  Zyklen, vorliegt.

Demnach kann auch für das untersuchte WISPER-R Kollektiv mit  $R = 0$  der alternative Ansatz zur Berechnung der kollektivabhängigen Schwellspannungsamplitude für  $10^9$  Zyklen angewendet werden.

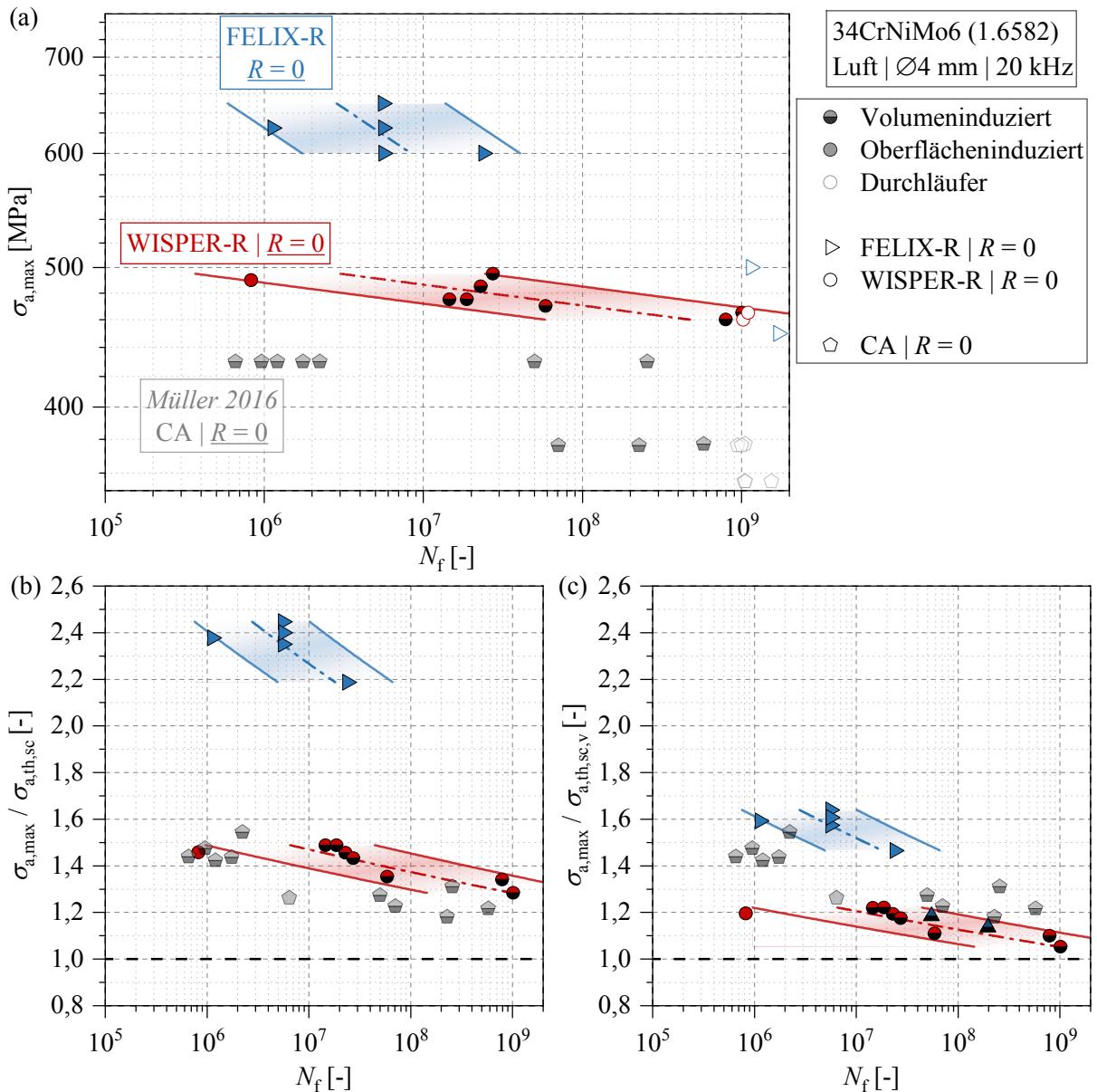


Abbildung 5-10: Einfluss des Amplitudenkollektivs bei VA-Belastung am Beispiel der Standardlastspektren FELIX und WISPER [136] bei  $R = 0$ . (a) Ermüdungsversuchsdaten; (b) modifizierte Ermüdungsversuchsdaten ausgewertet nach Murakami [57] und (c) mit Berücksichtigung der Schädigung eines Amplitudenkollektivs bei VA-Belastung nach Gleichung (5-2).

### 5.2.3 Fraktographische Auswertung

In Abbildung 5-11a ist eine lichtmikroskopische Aufnahme des Rissinitiierungsplatzes einer Ermüdungsbruchfläche mit dem Lastkollektiv FELIX-A in aufsteigender Rekonstruktionsvariante bei  $R = -1$  gezeigt.

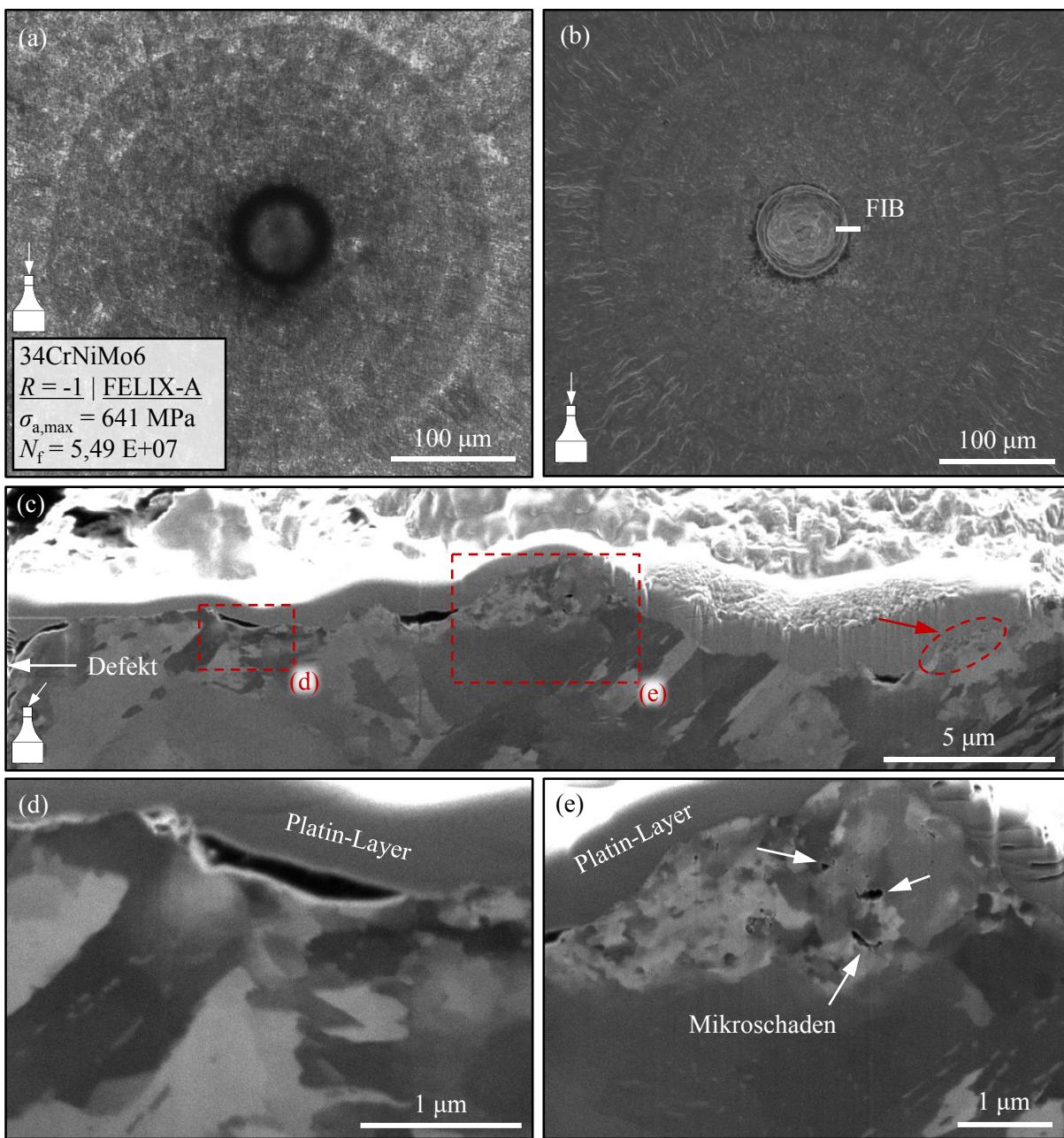


Abbildung 5-11: Fraktographische Untersuchungen einer VHCF-Probe aus 34CrNiMo6 getestet durch Müller [135] mit dem Kollektiv FELIX-A bei  $R = -1$ . (a) Lichtmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche mit Rastmarken [63]; (b) REM-Aufnahme der Bruchfläche mit Rastmarken, FGA Zone in direkter Umgebung des Defekts und der markierten Position des FIB-Schnitts [81]; (c) Mikrostruktur unter der Bruchfläche an der markierten Position in (b) freigelegt durch eine FIB-Präparation [81]; (d) Vergrößerung der markierten Position unter der Bruchfläche aus (c); (e) Vergrößerung der markierten Position unter der Bruchfläche aus (c) mit partieller FGA-Bildung sowie Mikroschäden [81].

Im Vergleich zeigt Abbildung 5-11b eine REM-Aufnahme der Bruchfläche. Es sind deutliche Rastmarken um den rissinitierenden Einschluss zu erkennen. Weiterhin zeigt sich in der Umgebung des Einschlusses eine dunkle Zone unter dem Lichtmikroskop. Die REM-Aufnahme in Abbildung 5-11b zeigt im Vergleich ein helles, granulares Gebiet, welches entsprechend der

Definition nach *Shiozawa* [71] (Abbildung 2-15, S. 28) eine FGA Ausbildung belegt. In Abbildung 5-11b ist außerdem eine Markierung der Position des FIB-Schnitts aus Abbildung 5-11c gezeigt.

Zur Reduzierung des sogenannten Curtaining Effekts wird bei FIB-Präparationen relativ unebener Oberflächen eine Platinschicht vor der Präparation aufgebracht [182]. Durch den FIB-Schnitt zeigt sich vor allem ein sehr prominenter und lokaler Bereich mit einem veränderten Gefüge unter der Bruchfläche (Abbildung 5-11e). Weiterhin können Mikroschäden bzw. Ablösungen in der markanten Zone festgestellt werden, die in der Literatur [73,121] mit einer FGA-Bildung assoziiert werden. Im Unterschied zu den allgemeinen Beobachtungen bei negativen  $R$ -Verhältnissen unter CA-Belastung (siehe Abbildung 2-25a und b, S. 41) zeigt sich hier im Fall des Amplitudenkollektivs FELIX-A kein konstanter FGA-Layer unter der Bruchfläche. Vielmehr treten im Fall der untersuchten Probe sehr lokale Feinkornzonen an erhöhten Positionen des Bruchflächenprofils auf, wie es auch an der zweiten Markierung in Abbildung 5-11c beobachtet werden kann. In den tiefer gelegenen Bereichen ist hingegen keine Kornfeinung zu erkennen (Abbildung 5-11d). Die maximale Dicke des FGA-Layers aus Abbildung 5-11e beträgt ca. 2,5 µm, was um ein Vielfaches größer ist, als die Beobachtungen bei CA-Belastung (für  $R = -1$  bis zu 800 nm bei hochfesten Stählen [83,86,87] bzw. 800-1500 nm bei Ti6Al4V [73]).

Eine ähnliche partielle FGA-Bildung konnte allerdings in den FIB-Untersuchungen in [81] auch an X10CrNiMoV12-2-2 bei CA-Belastung und  $R = 0,1$  beobachtet werden. Auch in Abbildung 2-25c, S. 41 zeigt sich eine partielle Feinkornzone an einer erhöhten Position im Bruchflächenprofil. Die Dicke der Zone unter der Bruchfläche ist mit ca.  $t_{FGA} \approx 1 \mu\text{m}$  größer als der beobachtete Layer bei  $R = -0,5$  ( $t_{FGA} \approx 0,45 \mu\text{m}$ ) bzw. ähnlich zur Dicke des Layers bei  $R = -1$ .

Bei der Kollektivbelastung mit FELIX-A aus Abbildung 5-11 können Humps im Bruchflächenprofil das Ergebnis von Reihenfolgeeffekten sein, da je nach Spannungsamplitude unterschiedliche plastisch deformierte Bereiche vor der Rissspitze entstehen. Das Material kann z. B. bei einer hohen Spannungsamplitude bei Belastung an der Rissspitze mehr gestreckt werden als bei einer kleinen Spannungsamplitude. Nachdem der Riss weitergewachsen ist, ragen die durch die hohen Amplituden generierten Humps weiter aus den Rissflanken heraus und führen möglicherweise zu einem vorzeitigen Bruchflächenkontakt. Da die Kornfeinung nicht ausschließlich und teils gar nicht in der Nähe des Rissursprungs beobachtet wurde, sondern vor allem auch in Bereichen, in denen der Kontakt der Bruchflächen intensiver sein könnte, wird vermutet, dass die partielle FGA-Bildung bevorzugt an Bereichen mit wiederholtem Bruchflächenkontakt stattfindet.

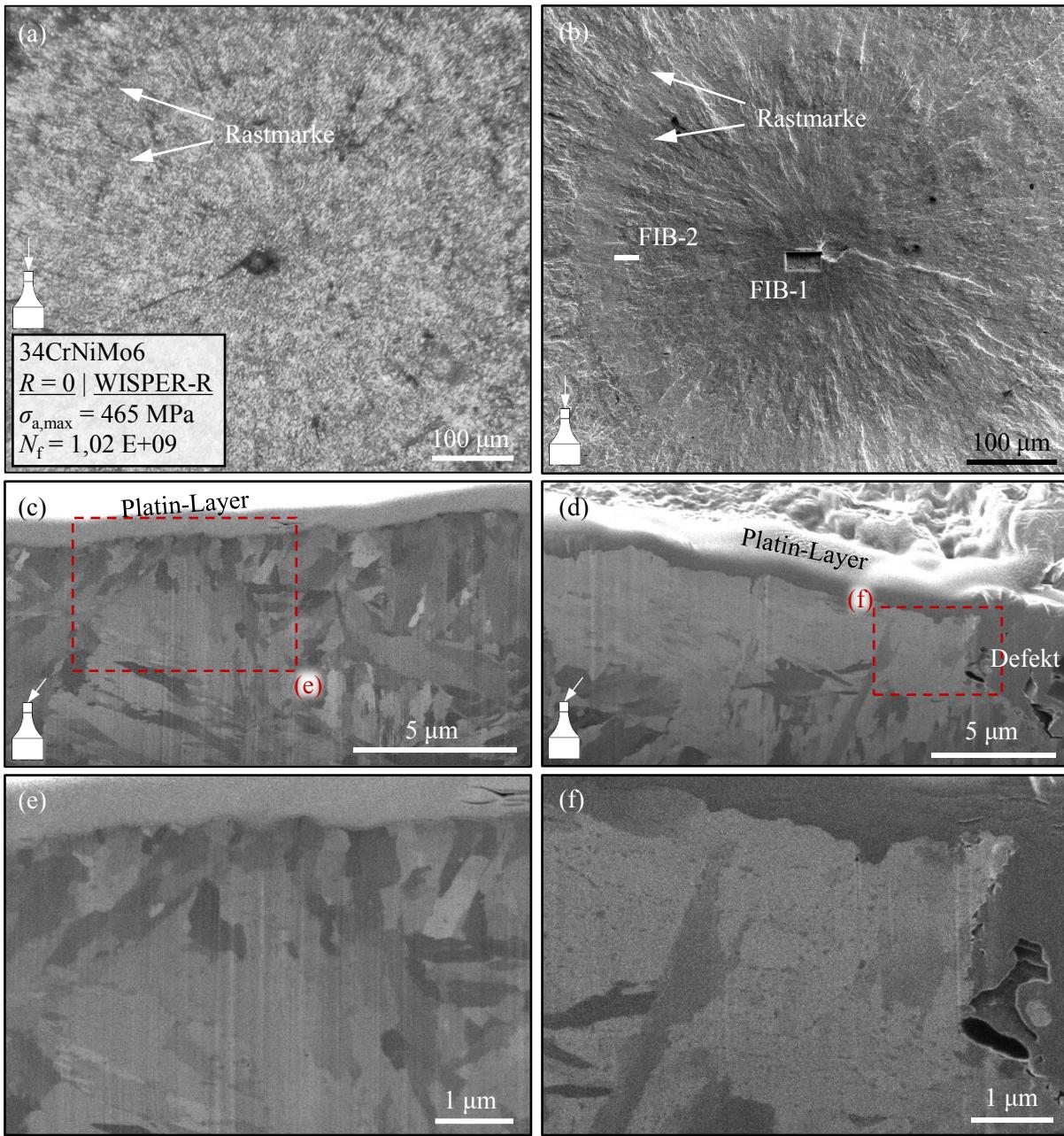


Abbildung 5-12: Fraktographische Untersuchungen einer VHCF-Probe aus 34CrNiMo6 getestet mit dem Kollektiv WISPER-R bei  $R = 0$  nach [136]. (a) Lichtmikroskopie-Aufnahme der Bruchfläche mit nichtmetallischem Einschluss und Rastmarken; (b) REM-Aufnahme der Gegenseite der Bruchfläche ohne Einschluss mit Rastmarken und der markierten Position der FIB-Schnitte; (c) Mikrostruktur unter der Bruchfläche an der markierten Position FIB-2; (d) Mikrostruktur unter der Bruchfläche an der markierten Position FIB-1; (e) Vergrößerung von (c); (f) Vergrößerung von (d).

Die Lichtmikroskopie-Aufnahme in Abbildung 5-12a zeigt den Rissinitierungsplatz einer Ermüdungsbruchfläche aus einem Versuch mit dem Lastkollektiv WISPER-R bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0$ . In Abbildung 5-12b ist eine REM-Aufnahme der Gegenseite der Bruchfläche dargestellt. Weiter sind die durchgeführten FIB-Schnitte markiert. In einiger Entfernung zur Rissinitierungsposition zeigt sich in Abbildung 5-12b in der Nähe des zweiten FIB-Schnitts eine konzentrisch um die Fehlstelle positionierte Rastmarke. Das Gefüge unter der Bruchfläche

an der Position FIB-2 ist in Abbildung 5-12c bzw. der Vergrößerung in Abbildung 5-12e gezeigt. Im Vergleich zu den Untersuchungen mit FELIX-A bei  $R = -1$  kann keine signifikante Veränderung der Kornstruktur beobachtet werden. Ferner zeigen sich keine Mikroschäden, die häufig im Bereich des FGA-Layers unterhalb der Bruchfläche beobachtet werden. Auch direkt an der Fehlstelle in Abbildung 5-12d und f (FIB-1) kann keine auffällige Veränderung der Mikrostruktur beobachtet werden. Es wird vermutet, dass aufgrund der höheren Mittelspannung keine FGA-Bildung ausgelöst wird.

### 5.3 Untersuchung der FGA-Bildung durch künstlich generierte Defekte

Die Ergebnisse der fraktographischen Untersuchungen bei VA im vorigen Kapitel zeigen vor allem auch im Vergleich zu den Erkenntnissen bei CA (Abbildung 2-25, S. 41), dass sich der FGA-Layer in Abhängigkeit der Beanspruchungsparameter der Ermüdungsbelastung auf sehr unterschiedliche Weise unter der Bruchfläche ausbildet. Die Relevanz der FGA als Einflussfaktor auf die Lebensdauer im VHCF-Bereich wurde unter Abschnitt 2.4.2, S. 26 erläutert. Da in konventionell hergestellten Proben der Rissinitiierungsplatz nicht von vornherein bekannt ist, wurden künstliche Fehlstellen innerhalb von VHCF-Ermüdungsproben gefertigt. Die folgenden Untersuchungen haben das Ziel, eine systematische Rissinitiierung an künstlich eingebrachten Fehlstellen zu bewirken und weiter eine FGA um die Fehlstellen im Inneren des Messvolumens zu provozieren, um Hinweise auf deren Bildungsmechanismus zu gewinnen. Die Ermüdungseigenschaften der untersuchten Legierung sowie Einflüsse der additiven Fertigung, wie z. B. Prozessparameter [183], Pulver, Rauheit [58,183] und Bauorientierung [184] der Proben werden nicht untersucht.

Zur Fertigung von Proben mit einer inneren Fehlstelle können verschiedene Verfahren verwendet werden. In [185,186] wurden z. B. innere Defekte in HCF-Proben durch Diffusionsschweißen von zwei Probenteilen bzw. mithilfe der additiven Fertigung eingebracht, um eine Rissinitiierung und -ausbreitung an inneren Fehlstellen zu bewerten. In den nachfolgenden Untersuchungen wurden die Ermüdungsproben mit den geplanten künstlichen Defekten ebenfalls über ein additives Fertigungsverfahren, speziell über das Elektronenstrahlschmelzverfahren (EBM), am Lehrstuhl für Mikrofluidtechnik der Universität Rostock hergestellt. Mithilfe des EBM-Verfahrens konnten während des Bauprozesses interne Defekte in Form von Hohlräumen in der Mitte des Messvolumens der VHCF-Proben eingebracht werden. Aufgrund der Erfahrungen am Lehrstuhl für Mikrofluidtechnik und da sich die FGA auch in Titanlegierungen zeigt (z. B. [73]), wurde die hochfeste Legierung Ti6Al4V als Werkstoff für die nachfolgenden Untersuchungen verwendet.

Zunächst wird anhand von  $\mu$ CT-Untersuchungen an kleinen Zylinderproben die Verifizierung der künstlichen Defekte im Messvolumen belegt. Anschließend werden die Ergebnisse der durchgeführten Laststeigerungsversuche mit VHCF-Proben, in denen künstliche Defekte unterschiedlicher Größe eingearbeitet wurden, vorgestellt. Die Ermüdungsbruchflächen werden mit gängigen mikroskopischen Methoden untersucht und weiterhin werden zwei alternative Ansätze zur Detektion der FGA vorgestellt.

### 5.3.1 Verifizierung künstlich generierter Defekte

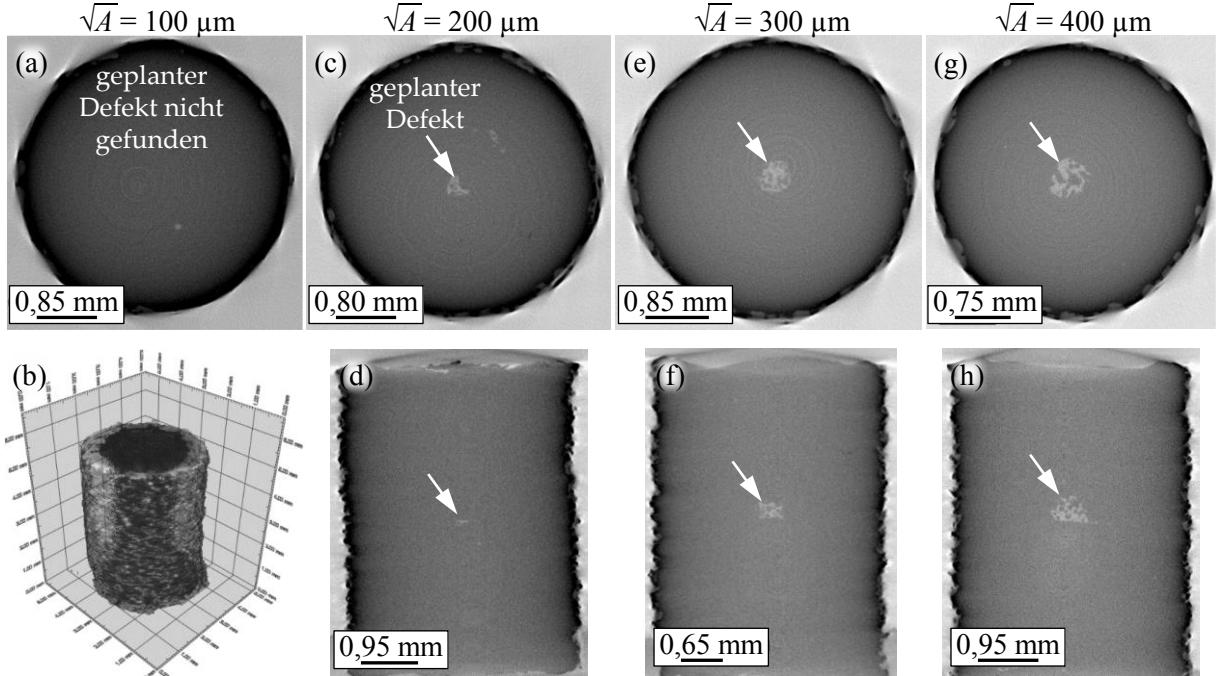
Um die Lage und Größe der Defekte im Messvolumen vorab zu verifizieren, wurden  $\mu$ CT-Untersuchungen<sup>10</sup> am Lehrstuhl für Neue Materialien, Institut für Physik der Universität Rostock an zwölf kleinen zylindrischen Proben ( $\varnothing 4 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ ) durchgeführt. Dazu wurden Defektgrößen von  $\sqrt{A} = [100; 200; 300; 400] \mu\text{m}$  (Kugeldurchmesser  $d \approx [113; 226; 339; 451] \mu\text{m}$ ) mit dem EBM-Verfahren in die Zylinderproben eingebracht. Als Grundlage für die definierten Defektgrößen wurden die Abmessungen von Standarddefekttypen (Poren und Lack of Fusion Defekte) in additiv gefertigten Materialien aus Literaturdaten [183,187] gewählt.

Abbildung 5-13 zeigt die Position und Größe der detektierten Hohlräume in Abhängigkeit der jeweiligen  $\sqrt{A}$ -Parameter. Bei den Proben mit einer Defektgröße von  $\sqrt{A} = 100 \mu\text{m}$  wurden mehrere kleinere Poren beobachtet. Allerdings war eine eindeutige Differenzierung zum geplanten Defekt nicht möglich. Für die geplanten Defekte von  $\sqrt{A} = 200 \mu\text{m}$  wurde im  $\mu$ CT ähnliche Beobachtungen gemacht. Hier wurde nur an einer Probe ein deutlicher Defekt in der Mitte gefunden, der als die geplante Fehlstelle interpretiert werden konnte. Bei den Proben mit Hohlräumen im Größenbereich von  $\sqrt{A} = 300 \mu\text{m}$  und  $400 \mu\text{m}$  sind die geplanten Defekte in jeder Probe sehr exakt mittig im Messvolumen zu beobachten. Dass die Proben mit  $\sqrt{A} = 100 \mu\text{m}$  und  $200 \mu\text{m}$  nicht in jedem Fall deutlichen differenzierbare Defekte zeigen, kann unter anderem folgende Gründe haben. Zum einen kann beim Bau der Proben Pulver in diese Hohlräume gelangen, so dass die Unterscheidung zum umgebenden Material im  $\mu$ CT erschwert wird. Dies konnte auch bei den Proben mit größeren Hohlräumen festgestellt werden. Weiterhin kann es durch thermische Diffusion oder dem Sinterprozess vor der eigentlichen Verschmelzung des Materials beim EBM-Prozess zu einer weiteren Verdichtung des losen Pulvers kommen. Andererseits ist es auch möglich, dass die bemessenen Fehlstellengrößen durch die Fertigung teils oder ganz verschmolzen werden. Abbildung 5-14 zeigt weiter die Vermessung der Defektgrößen aus dem  $\mu$ CT. Die tatsächlichen Fehlstellen bei einem Sollwert von  $\sqrt{A} = 300 \mu\text{m}$  werden

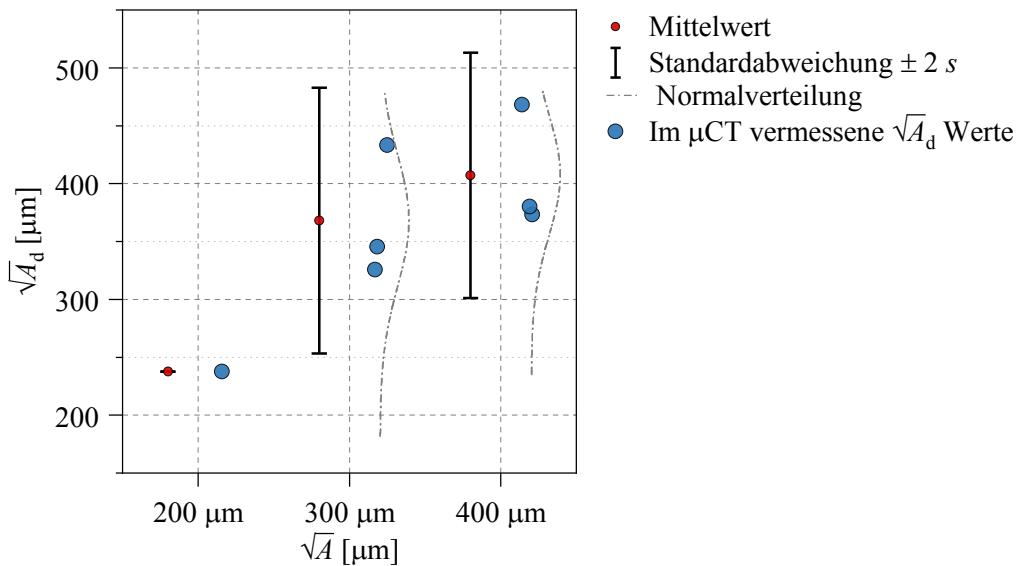
---

<sup>10</sup>  $\mu$ CT Untersuchungen durchgeführt am phoenix nanotom® m von GE Inspection Technologies durch K. Witte-Bodnar, Lehrstuhl für neue Materialien, Institut für Physik, Universität Rostock

deutlich zu groß ausgebildet. Für  $\sqrt{A} = 400 \mu\text{m}$  zeigt sich eine geringere Abweichung von der geplanten Größe der Fehlstelle.



*Abbildung 5-13: Verifizierung von Größe und Lage der künstlichen Defekte in additiv gefertigten Proben aus Ti6Al4V mittels μCT-Untersuchungen in der Vorder- und Seitenansicht. (a) Vorderansicht der Defektgröße von  $\sqrt{A} = 100 \mu\text{m}$ ; (b) Dreidimensionale Darstellung der zylindrischen Proben; (c) Vorder- und (d) Seitenansicht bei  $\sqrt{A} = 200 \mu\text{m}$ ; (e), (f) bei  $\sqrt{A} = 300 \mu\text{m}$ ; (g), (h) bei  $\sqrt{A} = 400 \mu\text{m}$ . [133,188]*



*Abbildung 5-14: Vermessung der Defektgrößen über den  $\sqrt{A}$ -Parameter mittels μCT [133].*

Basierend auf den Voruntersuchungen wurden Ultraschall-Ermüdungsproben additiv mit der EBM-Anlage hergestellt. Dafür wurden interne Defekte in Form von Hohlräumen mit  $\sqrt{A} = [150 | 200 | 300] \mu\text{m}$  (Defektdurchmesser von  $d \approx [169 | 226 | 339] \mu\text{m}$ ) gewählt und im

Fertigungsprozess in der Mitte des Messbereichs der Rohlinge vorgesehen (Abbildung 5-15a). Die Proben wurden aufrecht bzw. vertikal auf der Bauplattform hergestellt und nach dem Bau- prozess auf ihre Endmaße nach Abbildung 3-2 und Tabelle 3-5, S. 48 gedreht. Der Messbereich wurde mit Nassschleifpapier mit einer Körnung von #4000 poliert (Abbildung 5-15b).

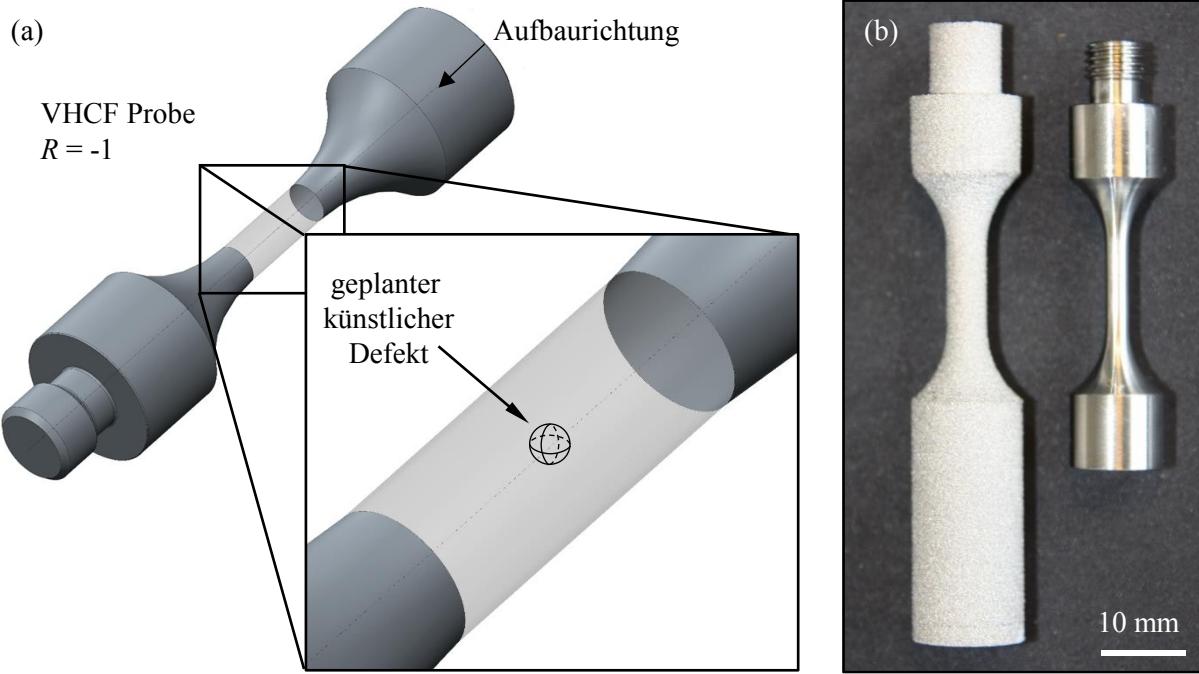


Abbildung 5-15: (a) Positionierung des künstlichen Defekts in der VHCF-Probe und (b) Ansicht der EBM-Probe als Rohling und nach der Bearbeitung. [133,188]

### 5.3.2 Ergebnisse der Laststeigerungsversuche

Die Ergebnisse der Ermüdungsversuche sind in Abbildung 5-16a dargestellt, wobei Tabelle 5-3 den Last-Zeitverlauf der markierten Probe zeigt. Zur Durchführung der Laststeigerungsversuche wurden alle Proben wiederholt auf höheren Spannungshorizonten bis zur Grenzlastspielzahl von  $N_G = 10^9$  Zyklen getestet. Beispielsweise wird Probe #2 zuerst bei einer Spannungsamplitude von  $\sigma_{a,1} = 260$  MPa beansprucht und erreicht die Grenzlastspielzahl auf unterschiedlichen Spannungshorizonten einundzwanzig Mal. Insgesamt erfährt Probe #2 damit  $2,1 \cdot 10^{10}$  Zyklen. Die Spannungsamplitude, bei der die Probe versagt wird folglich mit  $\sigma_{a,f} = 260$  MPa +  $12 \cdot 5$  MPa +  $8 \cdot 10$  MPa berechnet.

In Abbildung 5-16b ist die Amplitude mit der Schwellspannungsamplitude nach dem Ansatz von Murakami [57] über Gleichung (2-24), S. 25 für innere Defekte normiert aufgetragen. Die  $\sqrt{A}$ -Werte wurden im Anschluss an die Ermüdungsversuche auf der Bruchfläche anhand der tatsächlichen rissauslösenden Defektgrößen  $\sqrt{A_d}$  bewertet. Mit Ausnahme der Probe #1 sind die Werte von  $\sigma_a / \sigma_{a,th,sc}$  für die ausgefallenen Proben größer als 1 und die Abschätzung auf

Basis des  $\sqrt{A}$ -Konzepts nach Gleichung (2-24) wurde für den untersuchten Datensatz zuverlässig angewendet.

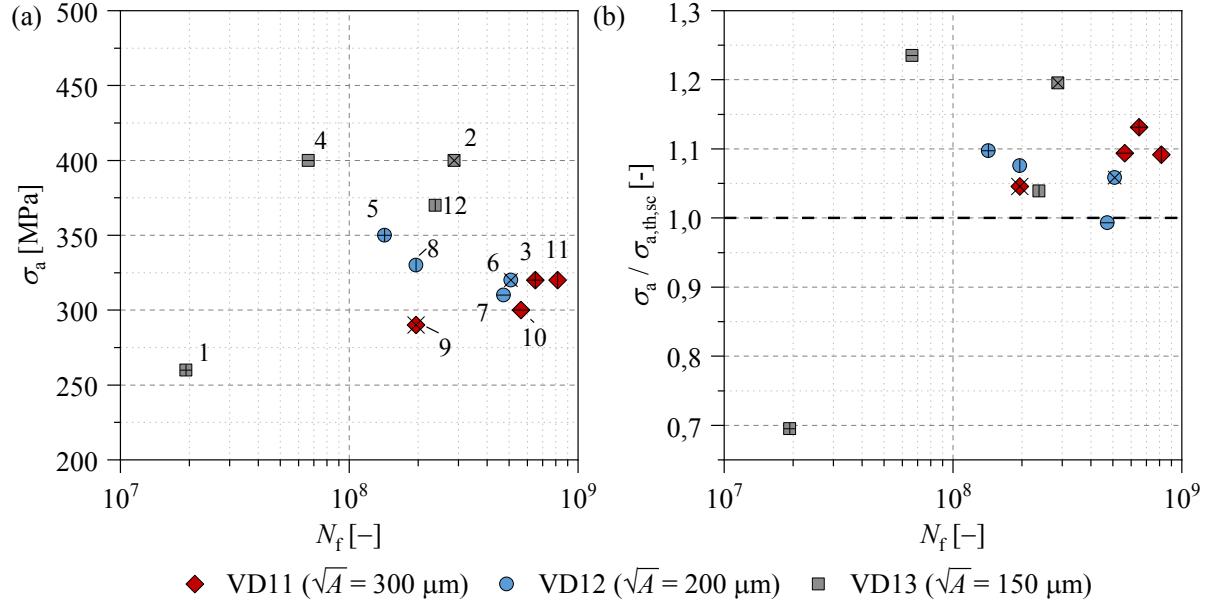


Abbildung 5-16: (a) Ermüdungsversuchsdaten der Laststeigerungsversuche von EBM gedruckten Ti6Al4V-Proben mit künstlich erzeugten Defekten unterschiedlicher Größe und (b) modifizierte Ermüdungsversuchsdaten mit dem Ansatz von Murakami [57] gemäß Gleichung (2-24). [133]

Tabelle 5-3: Lastgeschichte der untersuchten Proben aus Ti6Al4V mit künstlichen Defekten. [133]

Probe	#1	#2	#3	#4	#5	#6	#7	#8	#9
$\sigma_{a,1}$ [MPa]	230				260				
$\Delta\sigma_a$ [MPa]	10	5   10				10			
$i$ [-]	3	12   8	6	14	9	6	5	7	3
$\sqrt{A}$ [ $\mu\text{m}$ ]	150		300	150		200			300
Serie	VD13		VD11	VD13		VD12			VD11

Probe	#10	#11	#12
$\sigma_{a,1}$ [MPa]		260	
$\Delta\sigma_a$ [MPa]		10	
$i$ [-]	4	6	11
$\sqrt{A}$ [ $\mu\text{m}$ ]	300		150
Serie	VD11		VD13

Abbildung 5-17a zeigt die Auswertung der gemessenen Fehlergrößen auf Grundlage der Bruchflächenanalyse. Neben den Datenpunkten sind die Mittelwerte sowie die Standardabweichungen und die Normalverteilungen eingezeichnet. Im Vergleich zur Nenngröße ist der Mittelwert der bruchauslösenden Defekte bei  $300 \mu\text{m}$  tendenziell größer und bei  $150 \mu\text{m}$  kleiner. Für die geplanten Defekte von  $\sqrt{A} = 200 \mu\text{m}$  ist eine sehr gute Übereinstimmung zwischen dem Mittelwert der Probe und dem Sollwert zu beobachten. Abbildung 5-17b zeigt den Abstand  $x$  von der Oberfläche zum Defekt für die drei untersuchten Defektgrößen, wobei ein Wert von  $x = 1,5 \text{ mm}$  exakt der Mitte im Messbereich entspricht. Mit Ausnahme der Testreihe VD13

( $\sqrt{A} = 150 \mu\text{m}$ ) konnten die geplanten Defekte sehr zuverlässig in der Mitte des Messvolumens positioniert werden. Bei den Proben mit einem Artefakt von  $\sqrt{A} = 150 \mu\text{m}$  ist es teilweise nicht möglich, einen eindeutigen Rissinitiierungsort auf der Bruchfläche zu identifizieren. Dies spiegelt sich teilweise auch in den Ermüdungsdaten von Abbildung 5-16a wider. Eine Probe aus der VD13-Serie mit einem geplanten künstlichen Defekt von  $150 \mu\text{m}$  versagte bei einer sehr geringen Spannungsamplitude im Vergleich zu allen anderen Proben der Testreihe. Dies lässt vermuten, dass die künstlichen Defekte im EBM-Prozess bei  $\sqrt{A} = 150 \mu\text{m}$  teilweise nicht mehr eindeutig aufgebaut werden und der künstliche Defekt aufgeschmolzen wird. Im Gegensatz zu den  $\mu\text{CT}$ -Untersuchungen in Abbildung 5-14, in denen nur eine Probe mit einem deutlich zentralen Defekt identifiziert wurde, zeigt die Auswertung der künstlichen Defekte auf der Bruchfläche im Anschluss an den Ermüdungsversuch für die VD12-Serie mit  $\sqrt{A} = 200 \mu\text{m}$  eine gute Abbildung und Positionierung der geplanten Defektgrößen.

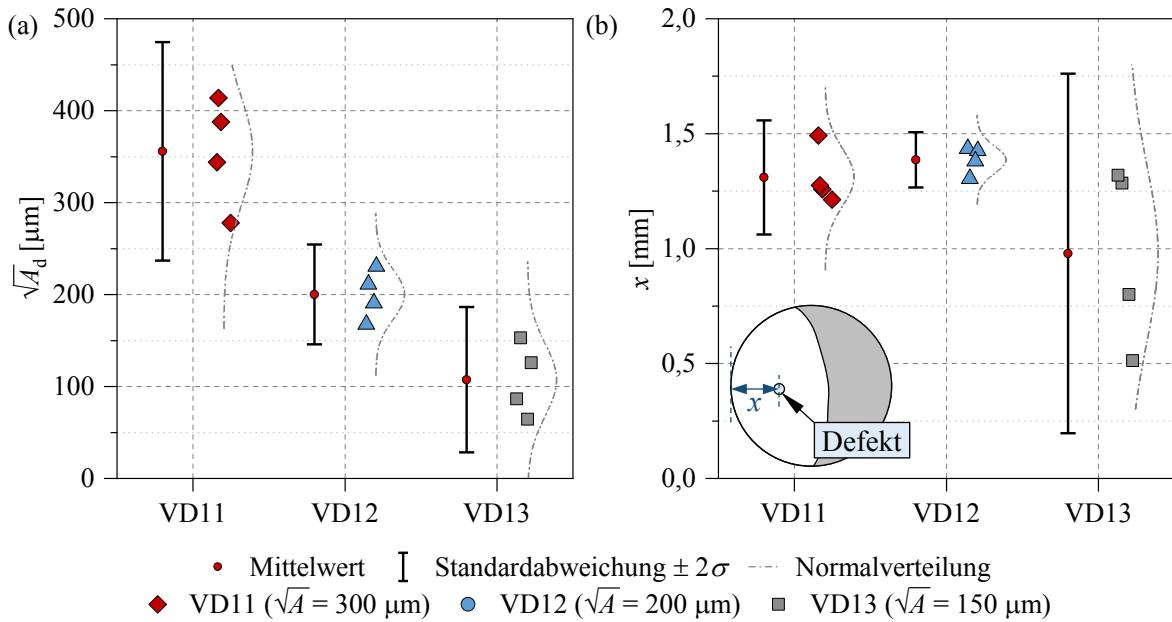


Abbildung 5-17: (a) Bewertung der Zielgrößen mit Hilfe des  $\sqrt{A}$ -Parameters und (b) Positionierung der künstlichen Defekte durch Messung des Abstands von der Oberfläche  $x$  der Proben. [133]

### 5.3.3 Nachweis der FGA-Bildung mittels FIB-Technik

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen in Abbildung 5-18a bis c zeigen die Bruchflächen ausgewählter Proben mit künstlichen Fehlstellen. Alle Risse beginnen an den künstlich erzeugten Defekten im Inneren der VHCF-Proben, wachsen dann zunächst im FiE bis zur Oberfläche und breiten sich dann halbelliptisch weiter aus. Um die künstlich eingebrachten Hohlräume bildet sich ein markanter dunkler Bereich, was auf eine erhöhte Rauheit der Bruchfläche in diesem Gebiet hinweist. Allerdings konnte eine mögliche FGA-Bildung bei Betrachtung unter dem Lichtmikroskop nicht von dem auffälligen dunklen Bereich unterschieden werden.

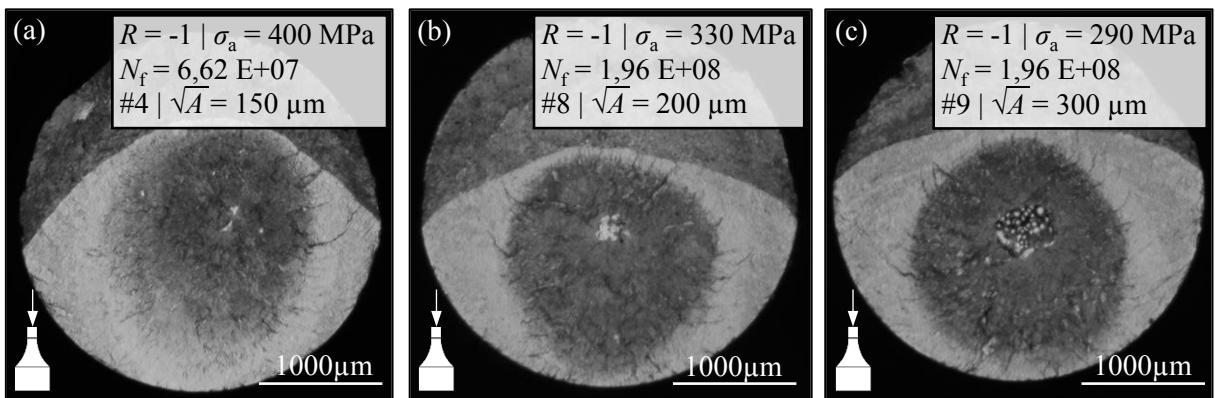


Abbildung 5-18: Vergleich der Bruchflächen von VHCF-Proben mit künstlich erzeugten Defekten von (a)  $\sqrt{A} = 150 \mu\text{m}$ ; (b)  $\sqrt{A} = 200 \mu\text{m}$ ; (c)  $\sqrt{A} = 300 \mu\text{m}$ . [133,188]

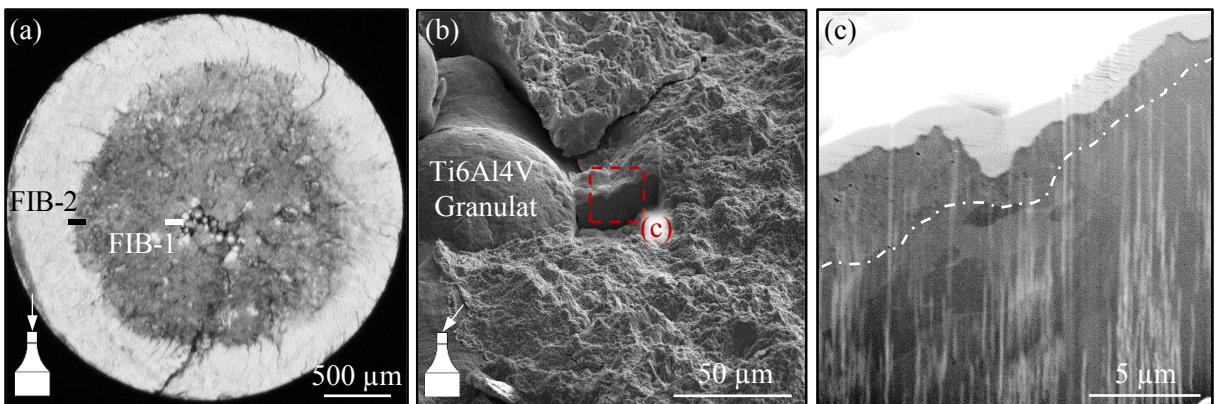


Abbildung 5-19: FIB-Untersuchungen<sup>11</sup> von Probe #3 mit einem künstlichen Defekt mit  $\sqrt{A} = 300 \mu\text{m}$  bei CA-Belastung und  $R = -1$  ( $\sigma_a = 320 \text{ MPa}$ ,  $N_f = 6,51 \cdot 10^8$ ). (a) Lichtmikroskopische Aufnahme mit den Positionen der FIB-Schnitte; (b) Vergrößerung an FIB-1 am Ort der Rissinitiierung (SE, 10 kV); (c) Sicht auf das Gefüge unterhalb der Bruchfläche mit FGA-Bildung (SE + In Beam SE, 30 kV). [133]

Zur Untersuchung des FGA-Layers wurden anschließend an der Probe #3 ( $\sqrt{A} = 300 \mu\text{m}$ ) FIB-Schnitte in der Nähe des künstlich erzeugten Defekts durchgeführt. Am FIB-Schnitt FIB-1 in Abbildung 5-19 kann ein FGA-Layer von  $t_{\text{FGA}} = 1 \mu\text{m}$  bis  $4 \mu\text{m}$  Dicke direkt an der Rissinitiierungsstelle beobachtet werden. Am zweiten FIB-Schnitt (FIB-2) am Übergangsbereich vom dunklen zum hellen Bereich wurden jedoch keine mikrostrukturellen Veränderungen unterhalb der Bruchfläche beobachtet. Dies wirft die Frage auf, ob es sich im Fall des FGA-Layers um eine durchgehende Schicht handelt und wie weit sie sich in der Nähe des rissauslösenden Defekts ausdehnt.

Abbildung 5-20a zeigt die Bruchfläche einer additiv hergestellten Probe aus Ti6Al4V, in der kein künstlicher Defekt eingebaut wurde. Die Rissinitiierung kann an einem prozessinduzierten Bindefehler nahe der Oberfläche der Probe ausgemacht werden. Auch hier zeigt sich unter dem Lichtmikroskop eine dunkle Zone oder FGA um den Prozessfehler. Im Gegensatz zur

<sup>11</sup> FIB-Untersuchungen durchgeführt von M. W. Klein, Lehrstuhl für Werkstoffkunde, Technischen Universität Kaiserslautern

Probe aus Abbildung 5-19 wurde hier keine Laststeigerung durchgeführt, da der Bruch auf dem initialen Lasthorizont von  $\sigma_a = 245 \text{ MPa}$  bei  $N_f = 6,72 \cdot 10^8$  Zyklen eintrat. Probe #3 mit künstlich eingebrachtem Defekt wurde hingegen mit  $6 \cdot 10^9$  Zyklen auf unterschiedlichen Horizonten beansprucht, bevor der Bruch auf dem letzten Horizont von  $\sigma_a = 320 \text{ MPa}$  bei  $N_f = 6,51 \cdot 10^8$  Zyklen eingetreten ist. Anhand des durchgeföhrten FIB-Schnitts in Abbildung 5-20b und der Vergrößerung in c, zeigt sich eine FGA-Bildung mit Mikroschäden. Im Vergleich zu Abbildung 5-19c kann ein durchgehender Layer von etwa  $t_{\text{FGA}} \approx 1 \mu\text{m}$  über den betrachteten Ausschnitt beobachtet werden. Die Gegenüberstellung zeigt somit, dass eine vergleichbare Feinkornzonenbildung auch an den prozessinduzierten Fehlstellen der additiv gebauten Proben beobachtet wird und weiter, dass die Laststeigerungsversuche nicht ursächlich für die FGA-Bildung sind.

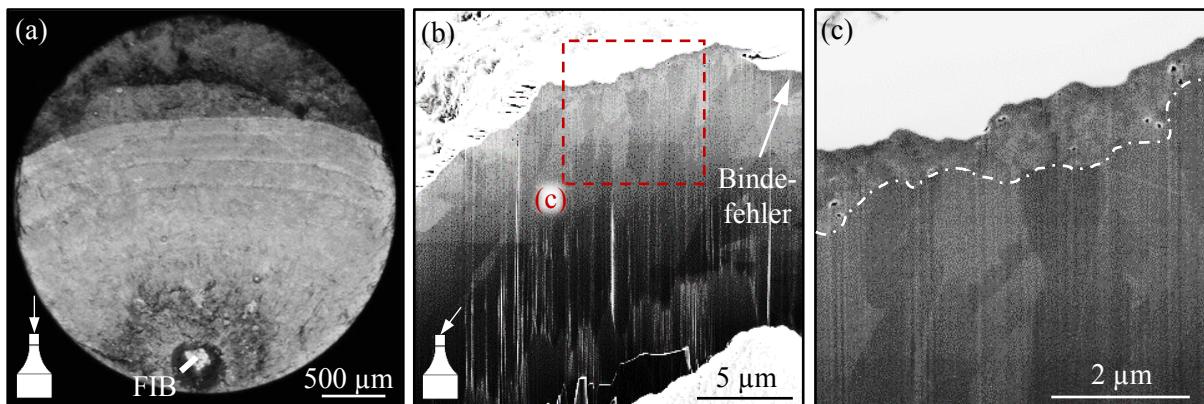


Abbildung 5-20: FIB-Untersuchungen<sup>12</sup> einer additiv hergestellten Probe aus Ti6Al4V ohne künstliche Defekte aus einer weiteren Charge bei CA-Belastung und  $R = -1$  ( $\sigma_a = 245 \text{ MPa}$ ,  $N_f = 6,72 \cdot 10^8$ , SE, 2 kV). (a) Lichtmikroskopische Aufnahme der Rissinitiierung an einem Bindefehler mit Position des FIB-Schnitts; (b) Vergrößerung des FIB-Schnitts am Ort der Rissinitiierung; (c) Sicht auf das Gefüge unterhalb der Bruchfläche mit FGA-Bildung.

### 5.3.4 Alternative Methoden zur Untersuchung der FGA-Bildung

Über FIB-Schnitte kann nur ein begrenzter Bereich von etwa 50 μm pro Schnitt unter der Bruchfläche freigelegt werden. Um einen größeren Bereich unter der Bruchfläche freizulegen, werden im Folgenden zwei alternative Methoden zur Untersuchung der FGA-Bildung herangezogen.

<sup>12</sup> FIB-Untersuchungen durchgeföhrte von T. Löber, Nano Structuring Center, Technischen Universität Kaiserslautern

### 5.3.4.1 Mechanische Schritte zur Untersuchung der FGA-Bildung

Die Bruchfläche in Abbildung 5-21a der Probe #9 wurde in der Mitte an der markierten Stelle geschnitten und eingebettet. Anschließend wurde ein metallischer Schliff angefertigt und nach Kroll geätzt. Abbildung 5-21b zeigt eine REM-Aufnahme des Bruchflächenprofils der Probe aus Abbildung 5-21a. Der Hauptriss breite sich ausgehend vom künstlich eingebrachten Defekt in Richtung der Mantelflächen im zylindrischen Messvolumen der Probe aus.

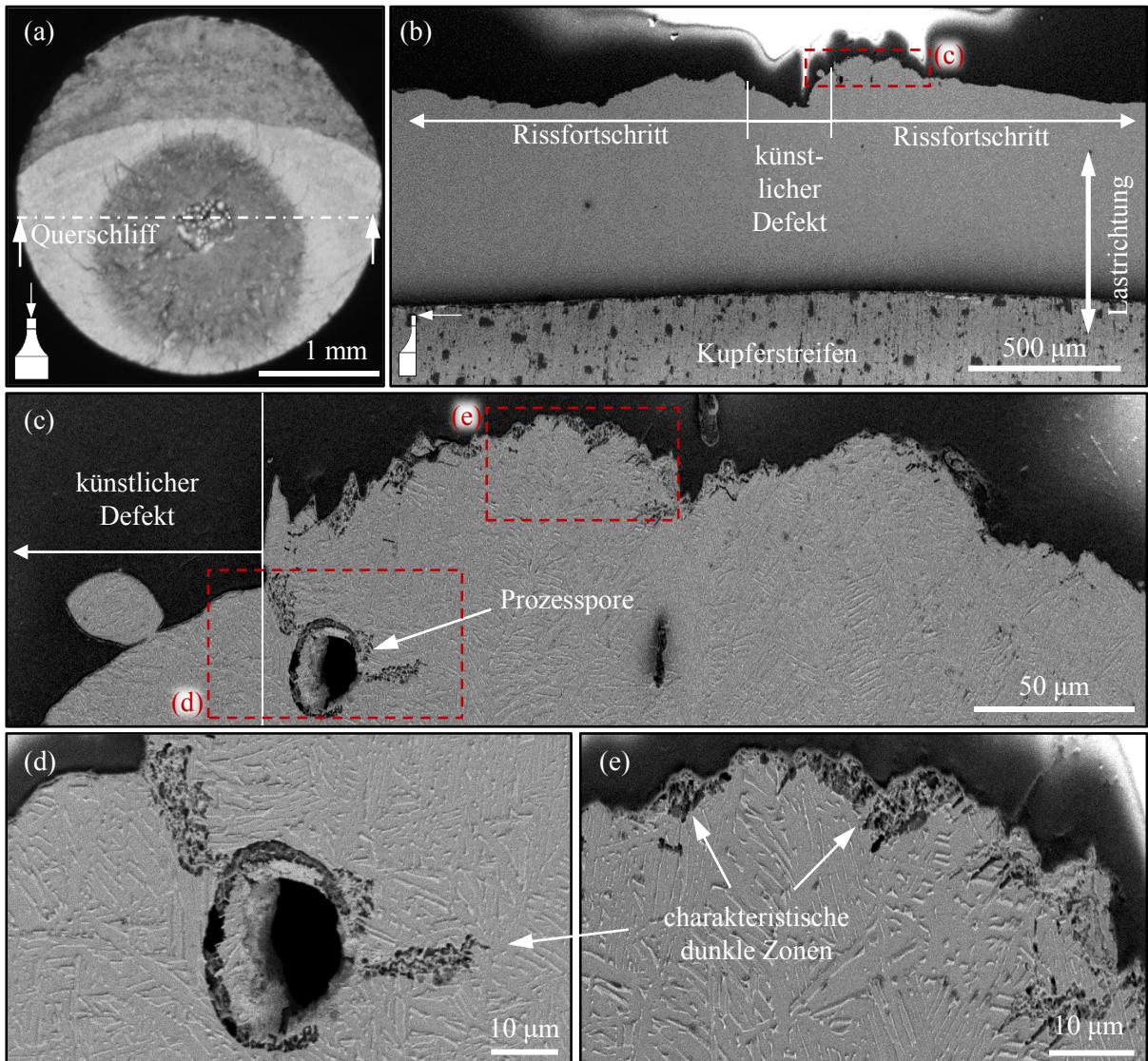


Abbildung 5-21: Untersuchung eines metallischen Schliffs senkrecht zur Bruchfläche der EBM gefertigten VHCF-Probe #9 mit einem künstlich hergestellten Defekt von  $\sqrt{A} = 300 \mu\text{m}$ . Ätzung des metallischen Schliffs nach Kroll (SE, 5 kV). (a) Lichtmikroskopie-Aufnahme der Bruchfläche mit Positionierung des Querschliffs; (b) geneigte REM-Aufnahme<sup>13</sup> des Schliffs mit Blick unter die Bruchfläche; (c) Vergrößerung der Rissinitiierungsstelle auf der rechten Seite des künstlichen Defekts; (d) Vergrößerung der prozessinduzierten Pore in der Nähe der Rissinitiierungsstelle; (e) Vergrößerung unterhalb der Bruchfläche des Hauptrisses. [133]

<sup>13</sup> REM Untersuchungen mit Unterstützung von R. Staschko, Fraunhofer IGP Rostock

Der markierte Bereich ist in Abbildung 5-21c vergrößert zu sehen, wobei zwei weitere Positionen hervorgehoben sind. Abbildung 5-21d zeigt eine prozessinduzierte Pore. Hingegen zeigt Abbildung 5-21e die Mikrostruktur unterhalb der Bruchfläche des Hauptrisses. Unterhalb der Bruchfläche am Hauptriss (vgl. Abbildung 5-21e) sind partielle dunkle Bereiche zu erkennen. In der Nähe der prozessinduzierten Pore (vgl. Abbildung 5-21d) ist der dunkle Bereich kontinuierlich ausgeprägt und erstreckt sich ausgehend vom künstlich eingebrachten Defekt bis hin zur Pore. Anschließend ist die dunkle Struktur um die Pore herum zu erkennen und breitet sich ca. 20 µm senkrecht zur Belastungsrichtung weiter aus. Die Dicke der Bereiche kann mit etwa 5 µm bestimmt werden, was sehr gut mit den FIB-Untersuchungen aus Abbildung 5-19c hinsichtlich einer FGA-Bildung korreliert. Mit zunehmendem Abstand zur prozessinduzierten Pore nimmt die Dicke der markanten Zone zu. Spriestersbach *et al.* [189] beobachteten ein ähnliches Verhalten der FGA-Bildung in der Nähe eines TiN-Einschlusses in einem 100Cr6-Stahl. Nimmt man eine Feinkornzonenbildung an den dunklen Stellen an, so lassen sich gemäß Abbildung 5-21c Gefügeveränderungen bis zu einem Abstand von ca. 225 µm vom Ende des künstlich induzierten Defekts beobachten.

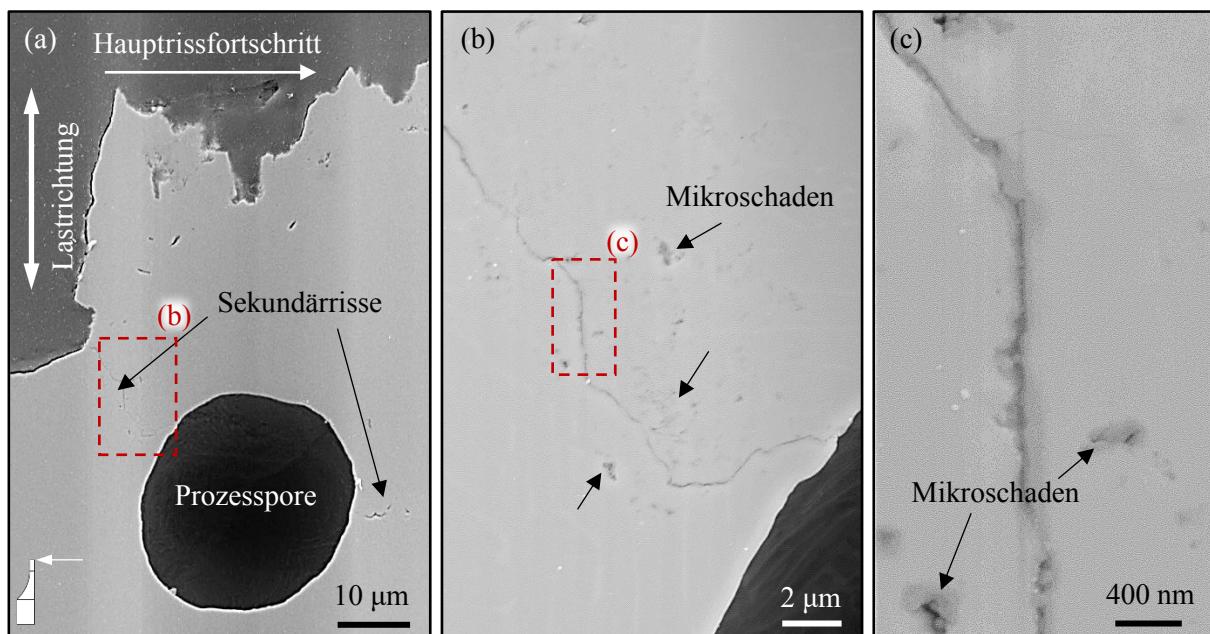


Abbildung 5-22: REM-Untersuchung<sup>14</sup> des polierten metallischen Schliffs senkrecht zur Bruchfläche der EBM gefertigten VHCF-Probe #9 mit einem additiv hergestellten Defekt von  $\sqrt{A} = 300 \mu\text{m}$  aus Abbildung 5-21 (SE2, 10 kV). (a) prozessinduzierte Pore in der Nähe der Rissinitierungsstelle; (b) Vergrößerung der markierten Stelle der Abbildung 5-22a auf einen Nebenriss; (c) Vergrößerung der markierten Position von Abbildung 5-22b mit Ablösungen in der Nähe des Sekundärrisses. [133]

<sup>14</sup> REM Untersuchungen mit Unterstützung von A. Novikov, Institut für Gerätesysteme und Schaltungstechnik, Universität Rostock

Um zu überprüfen, ob die markante Zone um die prozessbedingte Pore von einem Riss begleitet wird, wurde der mechanische Schliff einer weiteren Politur unterzogen, um die Spuren der Ätzung zu entfernen. Abbildung 5-22a zeigt eine REM-Aufnahme der entsprechenden Stelle. Wie die vergrößerten Ausschnitte in Abbildung 5-22b und c zeigen, ist im Bereich der markanten Zonen in Abbildung 5-21d ein Sekundärriss zu erkennen. Zusätzlich konnten Ablösungen um die Risse mit einer Größe von etwa  $0,2 \mu\text{m}$  beobachtet werden (Abbildung 5-22c). Diese Ablösungen treten auch in der Nähe des Hauptrisses unterhalb der Bruchfläche auf (Abbildung 5-22a) und wurden z. B. in der Untersuchung von *Sun et al.* [121] in Bezug auf die FGA-Bildung in einem nichtrostendem Stahl belegt.

#### 5.3.4.2 Cross Section Polishing Verfahren zur Untersuchung der FGA-Bildung

Der in Abbildung 5-22 gezeigte polierte metallische Schliff wurde am INP in Greifswald durch das Cross Section Polishing (CSP) Verfahren weiterbearbeitet und anschließend im REM untersucht. Die Probe wurde mit einer Spannung von 6 kV für 8 Stunden mit einem Ar<sup>+</sup> Ionenstrahl poliert. Mit der CSP-Methode kann im Vergleich zu FIB-Untersuchungen ein viel größerer Bereich ( $> 500 \mu\text{m}$  [190]) unterhalb der Bruchfläche auf eine Veränderung der metallischen Struktur untersucht werden. Durch die polierte Oberfläche mit geringer Rauheit sind hochauflösende Untersuchungen unter dem REM möglich. Abbildung 5-23 zeigt die Ergebnisse der CSP-Präparation. Der polierte Bereich umfasst ca. 1,5 mm unterhalb der Bruchfläche und ist in Abbildung 5-23a hervorgehoben. Abbildung 5-23b zeigt die Vergrößerung der markierten Stelle in Abbildung 5-23a mit dem LABE-Detektor, der die Mikrostruktur hervorhebt. Wie Abbildung 5-23b und die Vergrößerung in Abbildung 5-23c verdeutlichen, ist an der markierten Stelle, etwa  $360 \mu\text{m}$  vom Ende des künstlich erzeugten Defekts entfernt, ein partieller FGA-Layer zu beobachten.

Weiterhin zeigen die Abbildungen ähnliche Materialablösungen und Mikrorisse zwischen dem feinkörnigen Gefüge und dem groben Grundgefüge, wie es auch zuvor in den FIB-Untersuchungen bzw. anhand des polierten Schliffes beobachtet werden konnte und auch in der Literatur z. B. in *Sun et al.* [121] zu erkennen ist. Demnach können diese mikrostrukturellen Erscheinungen als Indiz für eine FGA-Bildung gewertet werden.

Abbildung 5-23d und e zeigen die Vergrößerung des sekundären Risses in der Nähe der prozessinduzierten Pore mit dem Standard SE1-Detektor, der im Vergleich zum LABE-Detektor eher die topographischen Ereignisse hervorhebt. Der LABE-Detektor ist daher zur Darstellung der Kornfeinung geeignet. Die in Abbildung 5-22 beobachteten Ablösungen konnten auch hier deutlich dargestellt werden. Das partielle Auftreten des FGA-Layers unter der Bruchfläche gemäß Abbildung 5-21 und Abbildung 5-23 kann u. a. folgende Gründe haben. Auf der einen Seite ist es möglich, dass während der Präparation des mechanischen Schliffs einige Zonen

abgetragen wurden, was z. B. durch eine schlechte Haftung des Einbettmittels an der rauen Bruchfläche hervorgerufen werden kann.

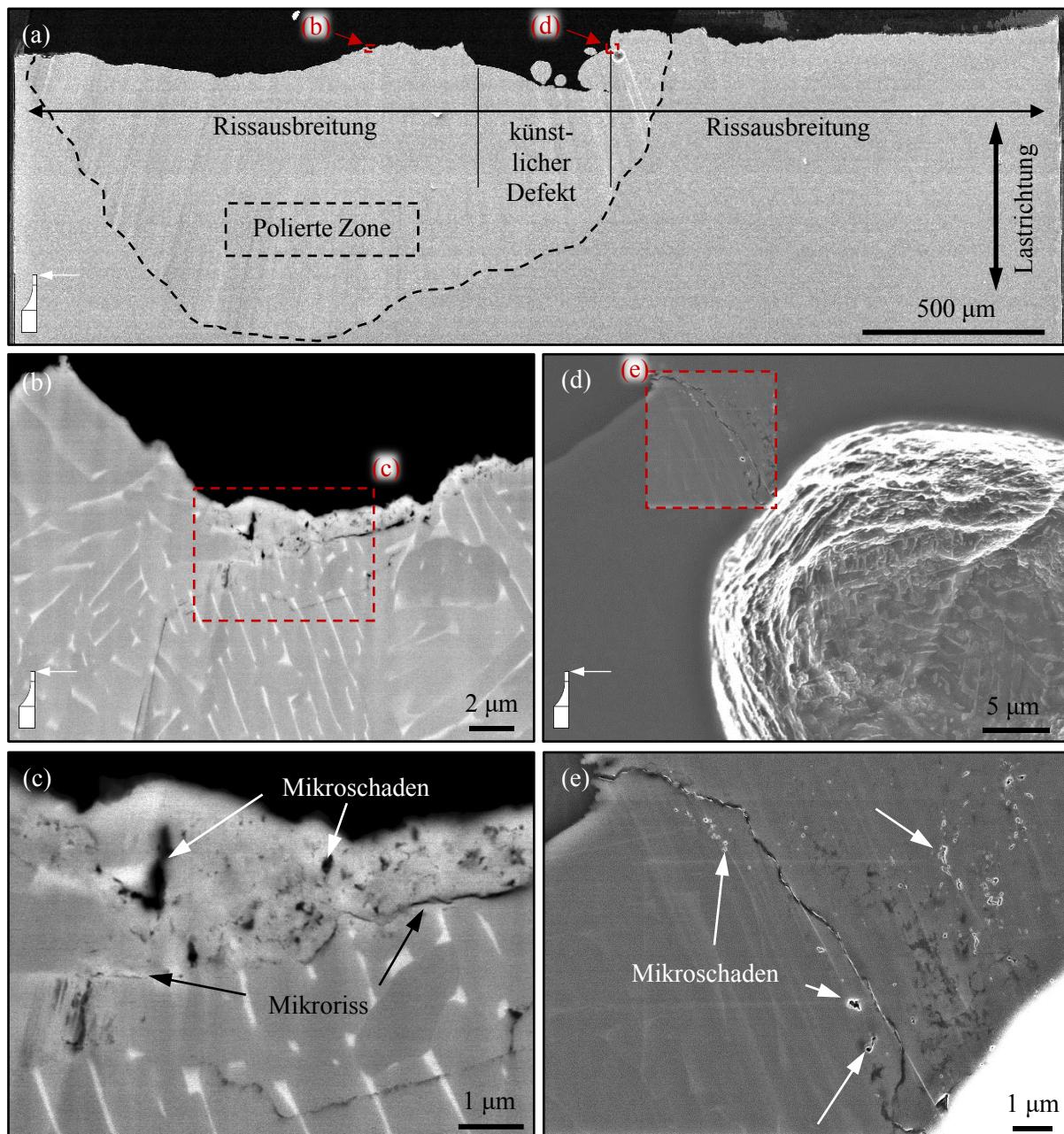


Abbildung 5-23: REM-Untersuchung des metallischen Schliffs aus Abbildung 5-22 der EBM gefertigten VHCF-Probe #9, die durch das Cross Section Polishing (CSP)<sup>15</sup> Verfahren bearbeitet wurde. (a) Übersicht über die Bruchfläche (SE1, 15 kV); (b) Vergrößerung des links markierten Bereichs in Abbildung 5-23a (LABE, 15 kV); (c) Vergrößerung einer Position auf der Bruchfläche mit FGA-Bildung (LABE, 15 kV); (d) Vergrößerung des rechts markierten Bereichs in Abbildung 5-23a (SE1, 15 kV); (e) Vergrößerung des Sekundärrisses in der Nähe der prozessinduzierten Pore (SE1, 15 kV). [133]

<sup>15</sup> REM und CSP Untersuchungen durchgeführt mit CSP System Jeol IB-19530CP durch J. Schäfer, Leibniz Institute für Plasmaforschung und Technologie, INP Greifswald

Darüber hinaus ist ein einfacher Abtrag gegenüber dem Grundgefüge möglich, da innerhalb des FGA-Layers oft auch Ablösungen zu beobachten sind (vorgestellte Gefügeuntersuchungen bzw. [121]) und weitere Mikrorisse zwischen dem feinkörnigen Gefüge und dem groben Grundgefüge entstehen. Hingegen kann auf der anderen Seite das FGA-Modell nach *Sakai et al.* [72] oder der Ansatz von *Song et al.* [132] eine Erklärung liefern.

### 5.3.5 Bruchmechanische Bewertung der Ergebnisse

Abbildung 5-24 zeigt ein modifiziertes *Kitagawa-Takahashi*-Diagramm unter Verwendung des  $\sqrt{A}$ -Parameters als Risslängenparameter. In Abbildung 5-24 wurden die künstlichen Defektgrößen der Proben mit den  $\sqrt{A_d}$ -Werten und nicht die Größe der FGA oder der markanten Zonen aus Abbildung 5-18 gegen die Spannungsspannungsamplitude aufgetragen. Der in Gleichung (2-24), S. 25 angegebene Schwellenwert  $\sigma_{th,sc}$  für die Ausbreitung kurzer Risse von *Murakami* [57] ist ebenfalls eingezeichnet. Weiterhin wurden zwei Konzepte zur Abschätzung der FGA-Größe unter Verwendung der Prüfdaten verschiedener Stähle in Anlehnung an die Arbeit von *Yang et al.* [80] nach Gleichung (2-33), S. 29 sowie *Liu et al.* [88] nach Gleichung (2-34) und (2-35) für die Titanlegierung angewendet und in der Abbildung dargestellt. Die beschriebenen Ansätze in den beiden Publikationen wurden auf Grundlage der FGA-Größen und nicht auf Grundlage der Ausbreitung des FGA-Layers unter der Bruchfläche aus REM-Aufnahmen abgeleitet.

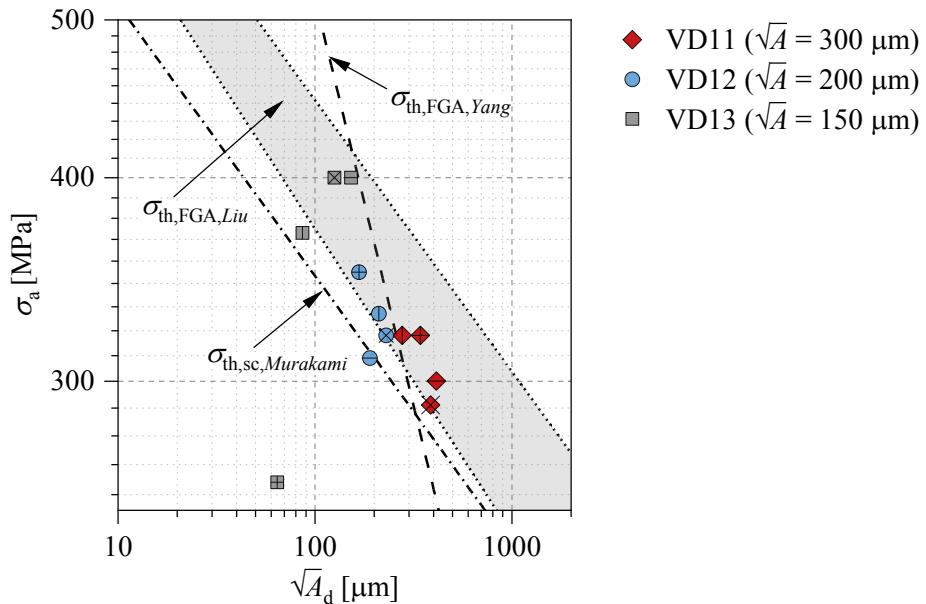


Abbildung 5-24: Modifiziertes *Kitagawa-Takahashi*-Diagramm unter Verwendung der künstlichen Defektgrößen mit Hilfe des  $\sqrt{A}$ -Parameters als Risslängenparameter. [133]

Nach [80] ist eine FGA-Bildung oberhalb der analytischen Schwellspannungskurve nach *Yang et al.* in Abbildung 5-24 unwahrscheinlich. Demnach ist eine FGA-Bildung speziell für

die VD11-Serie nach *Yang et al.* nicht möglich. Allerdings wurde in der Probe #9 der VD11-Serie ein partieller FGA-Layer beobachtet, und feinkörnige Bereiche in einem Abstand von ca. 360 µm vom Ende des künstlich generierten Defekts identifiziert. Nach  $\sqrt{A}$ -Konzept kann eine FGA-Größe von ca.  $\sqrt{A_{FGA}} \approx 1026$  µm abgeleitet werden, wenn von einer konzentrischen Ausbildung der FGA um den Defekt ausgegangen wird. *Liu et al.* [88] schlagen alternativ einen durch die beiden Kurven aus Gleichung (2-34) und (2-35) abgegrenzten Spannungsbereich (Markierung in Abbildung 5-24) vor, innerhalb dessen die FGA-Bildung beobachtet werden kann. Falls die Spannungsamplitude höher ist als der geschätzte Schwellenwert nach Gleichung (2-34), bildet sich keine FGA. Ist die aufgebrachte Spannungsamplitude kleiner als die geschätzte Schwellspannung nach Gleichung (2-35), ist höchstens eine teilweise FGA-Bildung zu erwarten. Etwa 75 % der Datenpunkte liegen in dem von *Liu et al.* geschätzten Bereich, wobei ein Großteil an der unteren Grenze auftreten. So schätzen *Liu et al.* für die Probe #9 eine maximale FGA-Größe von  $\sqrt{A_{FGA}} \approx 1409$  µm nach Gleichung (2-34), was in besserer Übereinstimmung mit dem experimentell bestimmten Wert von  $\sqrt{A_{FGA}} \approx 1026$  µm ist. Die Schwellenwertkurve nach *Murakami* [57] zeigt, dass ausgehend von den künstlichen Defekten eine Rissausbreitung möglich ist, da die Defektgrößen zu Spannungsintensitätsfaktoren führen, die höher sind als der abgeschätzte Schwellenwert nach dem  $\sqrt{A}$ -Konzept.

### 5.3.6 Diskussion und Fazit

Eine partielle FGA-Layer-Bildung weit über die Rissinitiierungsstelle hinaus ist in der Literatur nicht dargestellt. Im Vergleich zu Stählen zeigen die Bruchflächenanalysen der Ti6Al4V-Legierung größere prominente Zonen, die die Defektstelle umgeben. *Su et al.* [73] ermittelten für die untersuchte Ti6Al4V-Legierung eine maximale FGA-Größe von  $\sqrt{A_{FGA}} \approx 347$  µm. *Pan et al.* [140] konnten ein FGA-Zone von  $\sqrt{A_{FGA}} \approx 575$  µm ausmessen. Im Gegensatz dazu zeigen die von *Liu et al.* [88] durchgeföhrten Messungen der FGA-Größen verschiedener Stähle eine maximale FGA-Größe von  $\sqrt{A_{FGA}} \approx 135$  µm. Es besteht jedoch ein signifikanter Unterschied zu den beobachteten Gefügeveränderungen im großen Abstand zur Rissinitiierungsstelle in den durchgeföhrten Untersuchungen in Kapitel 5.3, die mit  $\sqrt{A_{FGA}} \approx 1026$  µm abgeschätzt wurde. Weitere Untersuchungen sind notwendig, um zu überprüfen, ob die beobachteten, partiellen Feinkornzonen in großer Entfernung zum Defekt, durch die wiederholten Ermüdungstests auf höheren Spannungshorizonten bis zur Grenzlastspielzahl beeinflusst werden.

Aus der Literatur (z. B. in [81]) ist bekannt, dass die FGA bei CA-Belastung im Allgemeinen als konstanter Layer unter der Bruchfläche zu beobachten ist. Allerdings beruhen diese Aussagen auf FIB- und TEM-Analysen des Gefüges, mit denen nur ein begrenzter Bereich unter der

Bruchfläche (FIB-Schnitt ca. 50 µm) analysiert werden kann. Innerhalb des durchgeföhrten FIB-Schnitts in Abbildung 5-19, S. 85 kann in dieser Hinsicht auch eine gleichmäßige Ausbildung des FGA-Layers beobachtet werden. Die vorgestellten alternativen Methoden zur Untersuchung der FGA (metallische Schliffe, CSP-Präparation) können einen deutlich größeren Bereich unter der Bruchfläche freilegen. Ein konstanter Layer an feinen Körnern konnte mit diesen Methoden nicht über die durch FIB-Präparationen freigelegten Bereiche hinaus beobachtet werden. Es wird vermutet, dass die partiellen Strukturen mit feinen Körnern unter der Bruchfläche durch die Präparation des mechanischen Schliffs begründet sind, zumal im Bereich der prozess-induzierten Poren eine durchgehende markante Zone gefunden wurde. Einen Einfluss durch mögliche Reihenfolgeeffekte aufgrund der verwendeten Methodik der Laststeigerungsversuche ist ebenfalls nicht auszuschließen. Alternativ zeigen die experimentellen Beobachtungen in Form der partiellen Strukturen in Abbildung 5-21, S. 87 und Abbildung 5-23, S. 90 Parallelen zum FGA-Bildungsmodell nach *Sakai et al.* [72] oder *Song et al.* [132] (vgl. Abschnitt 2.4.3, S. 32), die eine partielle Bildung von Feinkornzonen berücksichtigen. Der Einsatz von kombinierten Präparationsmethoden wie z. B. FIB-Schnitte mit anschließender Präparation des mechanischen Schliffs oder CSP-Untersuchungen sowie Untersuchungen der Gegenseite der Bruchfläche könnten diese Vermutung klären.



## 6 Elastisch-plastische Rissfortschrittssimulationen

Um den Mittelspannungseinfluss auf Basis des Rissenschließens (Abschnitt 2.2.4, S. 17) im VHCF-Bereich zu untersuchen, wurde ein numerisches Modell entwickelt, das die Gegebenheiten der Rissausbreitung im Inneren einer VHCF-Probe ausgehend von einer Fehlstelle simuliert. Die Untersuchungen wurden bei den  $R$ -Verhältnissen und den entsprechenden Langzeitfestigkeiten im VHCF-Bereich für  $10^9$  Zyklen aus Tabelle 6-1 für den Vergütungsstahl 34CrNiMo6 durchgeführt. Dazu wurden die Langzeitfestigkeiten für die  $R$ -Verhältnisse von  $R = -1$  und  $R = 0$  mittels IABG-Methode aus den experimentellen Daten von Müller [135] ermittelt. Anschließend konnte eine Abschätzung der Langzeitfestigkeitswerte für die anderen  $R$ -Verhältnisse durch das *Haigh*-Diagramm (Abbildung 2-24, S. 41) nach FKM Richtline [134] für eine Mittelspannungsempfindlichkeit von  $M = 0,52$  erfolgen. Die berechneten Werte der Rissenschließfunktion nach Newman sind über  $\gamma$  nach Gleichung (2-31), S. 26 mit  $\alpha_{CF} = 3$  (EVZ) ebenfalls in Tabelle 6-1 gelistet. [136]

*Tabelle 6-1: R-Verhältnisse und entsprechende Langzeitfestigkeiten für  $10^9$  Lastwechsel des Vergütungsstahls 34CrNiMo6 auf Grundlage der experimentellen Daten von Müller [135] sowie die berechnete Rissenschließfunktion  $\gamma$ .*

$R$ -Verhältnis	-1,5	-1	-0,8	-0,5	0	0,2	0,5
$\sigma_{a,L}$ [MPa]	596	537	509	461	359	335	280
$\gamma$ [-]	0,088	0,116	0,129	0,151	0,194	0,241	0,5

In der Literatur existieren umfassende Erkenntnisse im Fall von zweidimensionalen Modellen zum plastizitätsinduzierten Rissenschließen unter den Bedingungen des ESZ und EVZ [186,191,192]. Dreidimensionale Probleme werden z. B. in [36,193] diskutiert. Ein umfassender Überblick zu numerischen Rissfortschrittssimulationen sowie die Diskussion der wichtigsten Parameter und Modelle ist in [193–197] zu finden.

### 6.1 Modellbeschreibung für das Risswachstum ausgehend von Volumenfehlern

Das rotationssymmetrische Finite Elemente Modell aus Abbildung 6-1 bildet die Beanspruchungssituation in einer VHCF-Rundprobe mit einer mittigen, kugelförmigen Fehlstelle ab. Zur Optimierung der Rechenzeit wurde nur ein Ausschnitt der Probe modelliert. Die Größe des Ausschnitts ist entsprechend so gewählt, dass das sich ausbildende Spannungsfeld nicht durch die Randbedingungen beeinflusst wird. Die geometrischen Abmessungen wurden mit 0,5 mm

in Breite und Höhe festgelegt. Sowohl die Achsensymmetrie als auch die Rotationssymmetrie der Probe wurde im Modellaufbau ausgenutzt, um die Rechenzeit zu minimieren. Die Simulation des Rissflankenkontakts wird über eine Kontaktlinie realisiert, die keine Durchdringungen zulässt. Zwischen der Linie und den finiten Elementen des Modells wurde ein Reibungskoeffizient von  $\mu = 0,15$  (Stahl-Stahl) angenommen. Der rissinitierende Defekt kann als sphärischer Hohlraum oder als sphärischer Einschluss mit unterschiedlichen Steifigkeiten und Kontaktoptionen modelliert werden. Die zyklische Belastung wird als Sinusfunktion spannungsgesteuert aufgebracht. Sowohl die Amplitude als auch das  $R$ -Verhältnis der Belastung sind frei wählbar. Weiterhin können auch Blocklasten und VA-Belastungen simuliert werden, um die Auswirkungen von z. B. Reihenfolgeeffekten zu untersuchen.

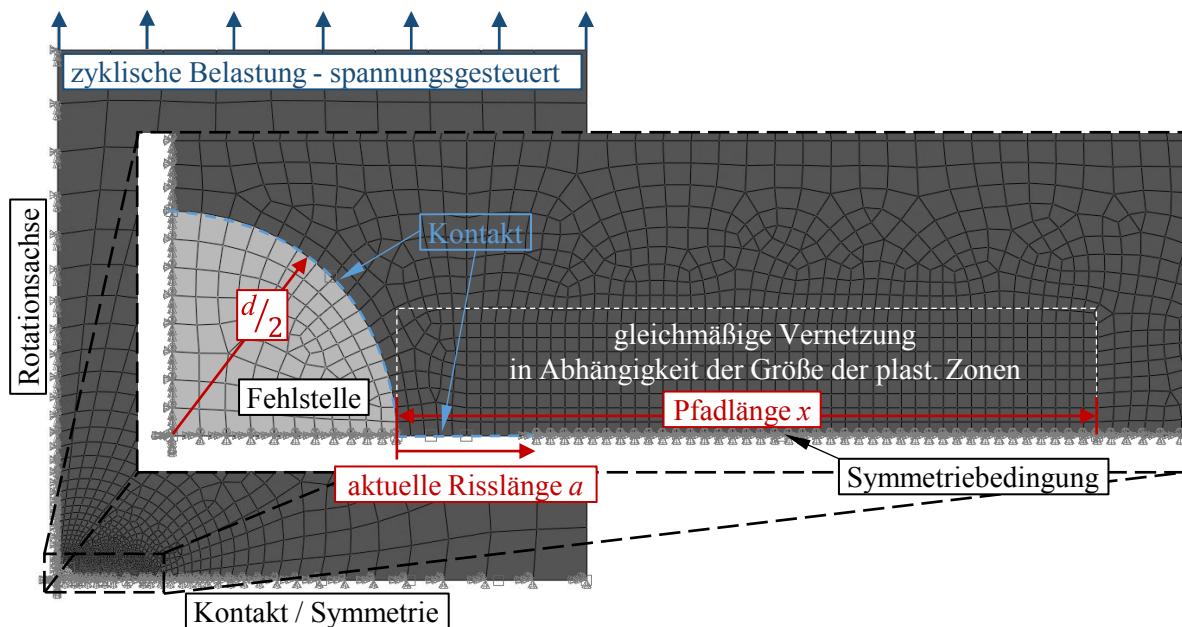


Abbildung 6-1: Aufbau des numerischen Modells zur Simulation des Rissfortschritts nach [81,136,165,198].

Die Realisierung des Rissfortschritts erfolgt in Anlehnung an verschiedene Modelle aus der Literatur [199,200] über das Lösen der Symmetriebedingung an der Rissspitze nach jedem vierten durchlaufenem Schwingsspiel (Node-Release-Verfahren). Insgesamt wurde in den numerischen Modellen der Rissfortschritt bis zu einer maximalen Risslänge von  $a_{\max} = 0,1$  mm simuliert. Die Generierung des RissfortschrittmodeLLS in Abbildung 6-1 erfolgt automatisiert über ein programmiertes Python-Skript in Abaqus/CAE.

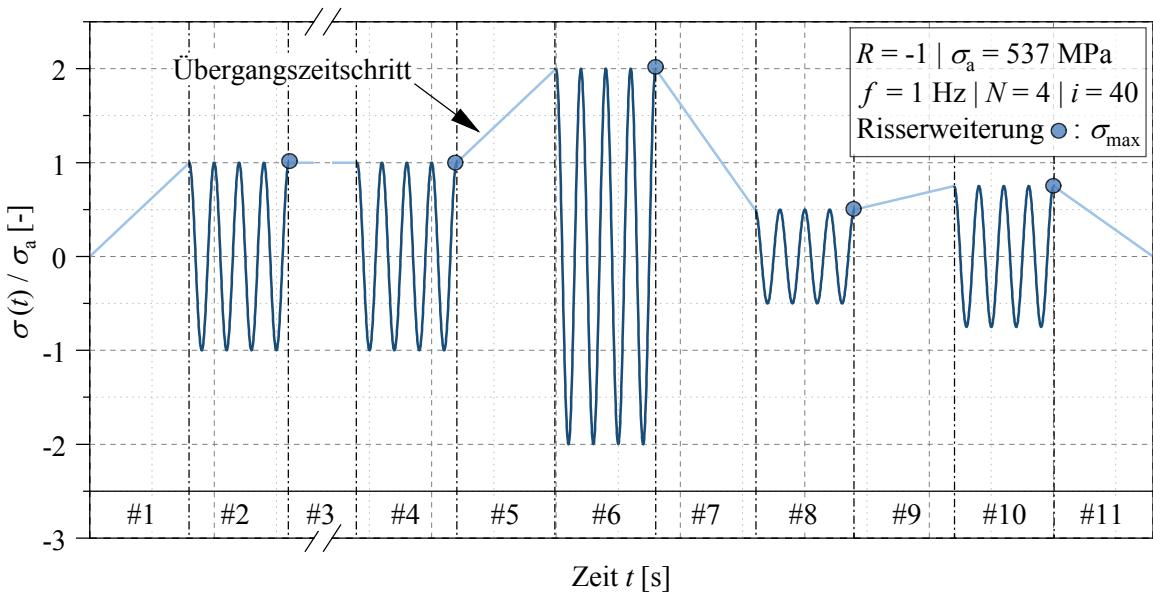


Abbildung 6-2: Beschreibung der Lastaufbringung in den Rechenschritten anhand einer Blockbelastung.

Abbildung 6-2 zeigt ein Beispiel einer Last-Zeit-Funktion  $\sigma(t)$ , die über das Python-Skript aufgebracht wird. Dazu sind  $R$ -Verhältnis und Spannungsamplitude der einzelnen Blöcke in Listen zu definieren. Zusätzlich ist eine normierte Risslänge anzugeben, bis zu der die festgelegten Einzelblöcke im Modell aufgebracht werden sollen. Nach Abbildung 6-2 werden beispielsweise insgesamt vier unterschiedlich hohe Belastungsblöcke als Sinusfunktion während der Simulation aufgebracht. Der Rissfortschritt, also das Lösen der Symmetrierandbedingung entlang des Risspfads aus Abbildung 6-1, wird an den markierten Positionen in Abbildung 6-2 realisiert. Der Zeitpunkt des Rissfortschritts kann weiterhin im Skript von der aktuellen Lage bei  $\sigma_{\max}$  auch an andere Zeitpunkte im Schwingungszyklus verlagert werden (z. B.  $\sigma_{\min}$ ,  $\sigma_m$ ). Auf der Abszisse des Diagramms sind die einzelnen Zeitschritte in der numerischen Rechnung markiert. Jedem Zeitschritt wird eine konstante Zeitspanne (hier  $t_i = 4 \text{ s}$ ) zugeordnet, die sich aus der Frequenz  $f$  der abgebildeten Sinusschwingung und der Anzahl an Zyklen  $N$  je Zeitschritt zusammensetzt. Die Auflösung der einzelnen Zyklen wird über die Ausgabeframes bestimmt. In diesem Beispiel werden in jedem Zyklus  $i = 40$  Ausgabeinkremente berechnet, die sich auf insgesamt 160 Inkremente je Zeitschritt summieren. Zwischen zwei Belastungsblöcken sowie am Beginn und am Ende der Rechnung werden außerdem Übergangszeitschritte angelegt. Diese dienen der Stabilisierung des Werkstoffverhaltens nach der Veränderung der Randbedingungen und dem Lösen der Knoten. Weiterhin werden die Übergangszeitschritte im Falle einer Blockbelastung genutzt, um ein anderes Spannungsniveau anzusteuern, auf dem die Simulation weiter ausgeführt wird (z. B. Zeitschritt #5: Übergang von  $\sigma_{\max} = \sigma_a$  auf  $\sigma_{\max} = 2 \cdot \sigma_a$ ). Eine

Blockbelastung wird so lange wiederholt, bis die zuvor definierte, normierte Risslänge des entsprechenden Blocks erreicht ist (unterbrochene Darstellung des Übergangszeitschritts #3 in Abbildung 6-2).

### 6.1.1 Materialmodell

Für die Beschreibung des zyklischen Fließverhaltens eines Werkstoffes finden sich diverse Modelle in der Literatur [201–203]. Unter Anderem zeigt das fortschreitend modifizierte *Chaboche*-Modell, das auf den Arbeiten von *Chaboche* und *Lemaitre* [204] beruht, eine gute Abbildung der experimentellen Gegebenheiten [205].

Zur Identifizierung der elastisch-plastischen Materialparameter für das *Chaboche*-Modell der untersuchten Werkstoffe wurden durchgeführte Incremental-Step-Tests (IST) mit einem Ein-Element-Modell numerisch nachgerechnet. Der IST für den Stahl X10CrNiMoV12-2-2 wurde an der Technischen Universität Kaiserslautern durchgeführt. Der IST für den Vergütungsstahl 34CrNiMo6 stammt aus Versuchen am Lehrstuhl für Strukturmechanik.

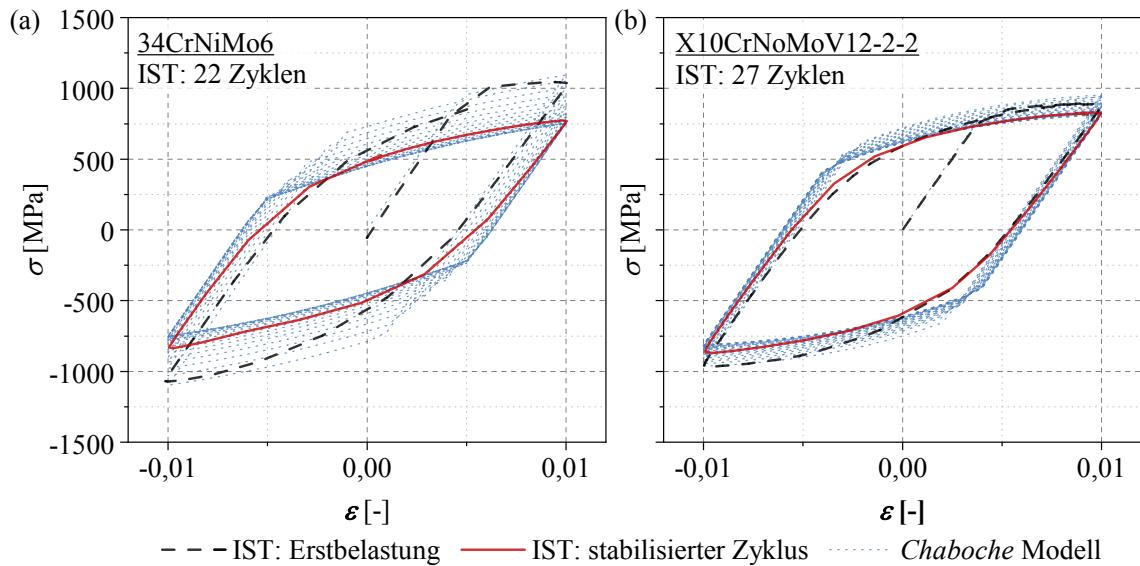


Abbildung 6-3: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen aus der numerischen Simulation mit den *Chaboche*-Parametern aus Tabelle 6-2 und den experimentell durchgeführten Incremental-Step-Tests (IST) für die Werkstoffe (a) 34CrNiMo6 [81,136] und (b) X10CrNiMoV12-2-2 [81].

Die *Chaboche*-Parameter wurden iterativ so angepasst, dass sowohl die Erstbelastungskurve als auch der stabilisierte Zyklus durch die numerische Rechnung abgebildet werden (siehe Abbildung 6-3). Als Belastung fungierten die maximalen Dehnungen der größten stabilisierten Hystereseschleife aus dem IST. Die identifizierten *Chaboche*-Parameter der isotropen und kinematischen Verfestigung für die untersuchten Werkstoffe sind in Tabelle 6-2 gelistet. Mit den

Parametern aus Tabelle 6-2 zeigt sich nach Abbildung 6-3 eine gute Approximation des experimentellen Spannungs-Dehnungs-Verhaltens für die Werkstoffe.

*Tabelle 6-2: Chaboche-Parameter zur Beschreibung des elastisch-plastischen Materialverhaltens in den Rissfortschrittsrechnungen in Abaqus/CAE.*

Material	$R_e$ [MPa]	$\sigma_{eq}$ [MPa]	$Q_\infty$ [MPa]	$C$ [-]	$b$ [-]
34CrNiMo6	1000	1000	-500	60.000	100
X10CrNiMoV12-2-2	843	843	-200	60.000	5

### 6.1.2 Elementgrößenbetrachtung

Während der Ausbreitung eines Ermüdungsrisses kommt es zur Ausbildung einer primär-plastischen Zone  $r_p$  bei maximaler Belastung sowie der umkehr-plastischen Zone  $\Delta r_p$  bei minimaler Belastung (siehe Abschnitt 2.2.2, S. 12). Bei der Wahl der Vernetzung des Modells in der Umgebung des Risses muss die Größe der plastischen Zonen berücksichtigt werden. In dem hier vorgestellten Modell ist das Rissfortschrittsinkrement  $\Delta a$  identisch mit der Elementkantenlänge (EKL) im fein vernetzten Bereich aus Abbildung 6-1. Um die Größe der plastischen Zonen in der numerischen Rechnung angemessen abzubilden, kann auf einige Untersuchungen und Referenzwerte aus der Literatur zurückgegriffen werden. Beispielsweise schlagen McClung [206] und Dougherty *et al.* [207] ein Verhältnis von  $\Delta a / r_p \leq 0,2$  für die primär-plastische Zone vor. Park *et al.* führen in [208] numerische Simulationen bei unterschiedlichen Spannungsverhältnissen durch und bestimmen ein adäquates Verhältnis von  $\Delta a / \Delta r_p = 0,77 - 0,91$  für die umkehr-plastische Zone. Hingegen empfehlen Solanki *et al.* [196] eine Vernetzung mit ca. 3 bis 4 Elementen in der umkehr-plastischen Zone. Jiang *et al.* [200] weisen weiterhin darauf hin, dass Elementgrößen kleiner als 1 µm aufgrund der hohen Rechenzeiten ungeeignet sind. Im Allgemeinen steigen die Vernetzungsanforderungen außerdem mit höheren Spannungsverhältnissen und kleineren Amplituden aufgrund der geringen Größe der umkehr-plastischen Zone [196,199].

Um die Elementkantenlänge im fein vernetzten Bereich zu bestimmen, wurde die primär-plastische Zone nach Gleichung (2-17) und die umkehr-plastische Zone nach Gleichung (2-18), S. 13 für den ebenen Verzerrungszustand abgeschätzt [20]. Die maximale Spannungsintensität  $K_{max}$  in Gleichung (2-17) ist über die maximale Spannung der Belastungsfunktion  $\sigma_{max}$  und der numerisch ermittelten Geometriefaktorlösung für unterschiedliche Risslängen nach Gleichung (2-13) berechnet worden. Zur numerischen Ermittlung der Geometriefaktorlösung wird hierbei auf die Veröffentlichung von Stäcker *et al.* [136] verwiesen. Die Fließspannung  $R_e$  wurde in Anlehnung an [209] dem stabilisierten Zyklus aus den Ergebnissen des IST aus Abbildung 6-4 mit ca. 346 MPa entnommen. Mit den Verhältnissen für die plastischen Zonen aus

der Literatur von  $\Delta a / r_p \leq 0,2$  und  $\Delta a / \Delta r_p \leq 0,9$  kann ein Referenzwert für die Elementkan tenlänge bzw. das Rissfortschrittsinkrement  $\Delta a_{ref}$  berechnet werden. Die Ergebnisse sind in Abbildung 6-4a und b für die untersuchten  $R$ -Verhältnisse bei Belastung mit den entsprechenden Langzeitfestigkeitsamplituden aus Tabelle 6-1 aufgetragen.

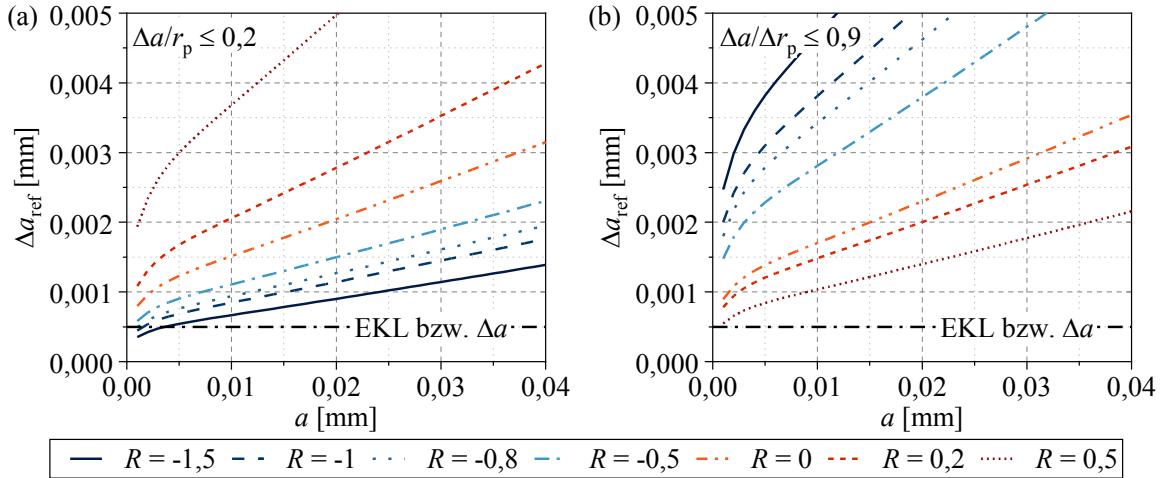


Abbildung 6-4: Abschätzung eines angemessenen Rissfortschrittsinkrements  $\Delta a_{ref}$  basierend auf der (a) primär-plastischen und (b) umkehr-plastischen Zone in Abhängigkeit der Risslänge  $a$  für verschiedene  $R$ -Verhältnisse [136].

Abbildung 6-4a zeigt die berechneten Referenzwerte  $\Delta a_{ref}$  der untersuchten  $R$ -Verhältnisse für die primär-plastische Zone. Mit zunehmendem  $R$ -Verhältnis resultieren höhere maximale Spannungen, die zu einer größeren primär-plastischen Zone führen. Daher kann die primär-plastische Zone bei höheren  $R$ -Verhältnissen auch durch größere EKL in der numerischen Rechnung adäquat abgebildet werden. Im Gegensatz wird die umkehr-plastische Zone in Abbildung 6-4b deutlich besser bei den negativen  $R$ -Verhältnissen abgebildet, da höhere Druckspannungsanteile im negativen Halbzyklus der Belastung eingeleitet werden.

Mit den Betrachtungen aus Abbildung 6-4 wurde eine feste EKL bzw. ein festes Rissfortschrittsinkrement von  $\Delta a = 0,5 \mu\text{m}$  festgelegt, dass sowohl primär-plastische Zone als auch umkehr-plastische Zone für die untersuchten Spannungsverhältnisse adäquat beschreibt. Für das  $R$ -Verhältnis von -1,5 wird die primär-plastische Zone mit der festgelegten EKL erst ab  $a \approx 2,5 \mu\text{m}$  ausreichend abgebildet. Auf eine weitere Reduzierung der EKL wurde aber aufgrund des erhöhten Speicherbedarfs und der deutlich erhöhten Rechenzeiten verzichtet.

Auf Grundlage der durchgeführten Elementgrößenbetrachtung wurde der Rissfortschrittsbereich in Abbildung 6-1, S. 96 mit der festgelegten EKL von  $0,5 \mu\text{m}$  gleichmäßig vernetzt. Die Elementbeschreibung der verwendeten CAX4 – Elemente („Four-Node Axisymmetric Element“) ist der Abaqus/CAE Elementbibliothek in [205] zu entnehmen.

### 6.1.3 Auswertemethoden zur Bestimmung der Rissöffnungsspannung

Die numerischen Simulationen wurden hinsichtlich der Rissöffnungsspannung  $\sigma_{op}$  ausgewertet (vgl. Abbildung 2-10, S. 17). Die Rissöffnungsspannung ist eine Kenngröße zur Beschreibung der äußeren Belastung, ab der ein Riss komplett geöffnet ist, d. h. es treten keine Oberflächenkontakte zwischen den Rissflanken auf [20]. Die Rissöffnungsspannung kann im Allgemeinen mit unterschiedlichen Methoden ausgewertet werden [191,196]. Innerhalb der Rissfortschrittsuntersuchungen wurden die tip-tension (tt) Auswertemethode und der extrapolation-first-node (efn) Ansatz, wie in [191] beschrieben, untersucht. Abbildung 6-5 zeigt den Ablauf der beiden Methoden zur Bestimmung der Rissöffnungsspannung. Für die tt-Methode wird die lokale Belastung in Lastrichtung  $\sigma_{22}(t)$  am Riss spitzenknoten **0** betrachtet. Als Kriterium für den Rissöffnungszeitpunkt ist die Lastumkehr von Druckspannungen (Zeitinkrement  $i$ ) zu Zugspannungen (Zeitinkrement  $i+1$ ) am Riss spitzenknoten definiert. Der Rissöffnungszeitpunkt  $t_{op}$  wird anschließend durch eine Interpolation auf 0 MPa bestimmt. Durch Einsetzen von  $t_{op}$  in die Belastungs-Zeit-Funktion  $\sigma(t)$  kann die Rissöffnungsspannung  $\sigma_{op}$  ausgewertet werden.

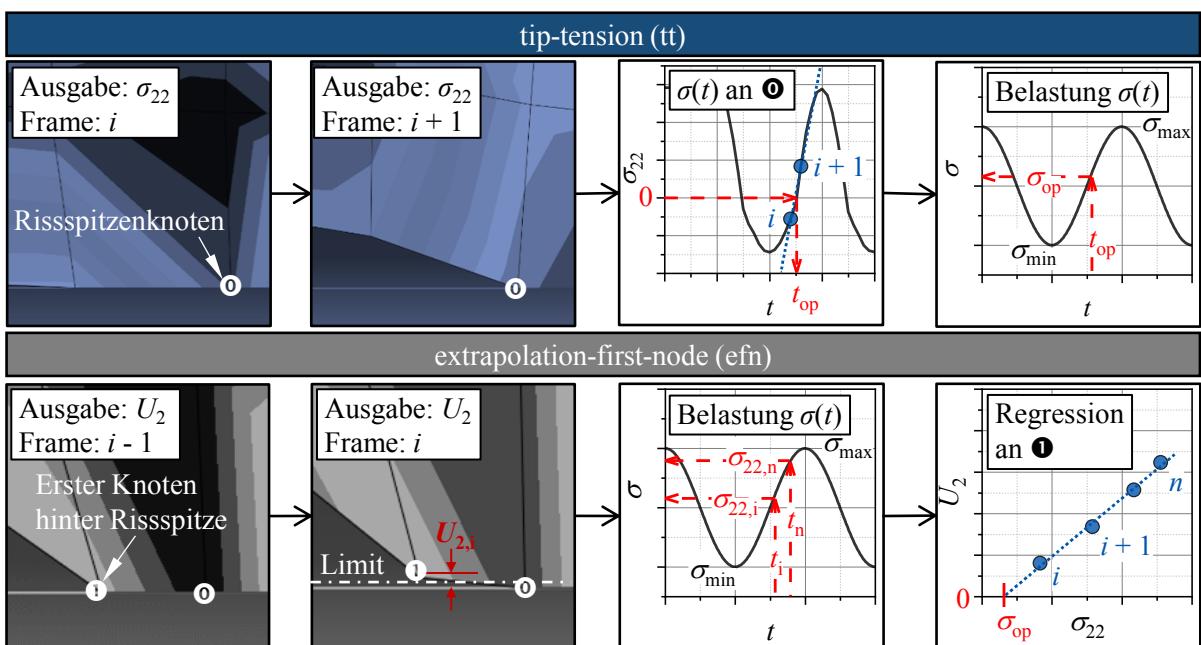


Abbildung 6-5: Schematische Darstellung der Auswertemethoden zur Bestimmung der Rissöffnungs- spannungen. [136]

Die efn-Methode analysiert hingegen die Verschiebungen  $U_2$  in Lastrichtung am ersten Knoten **1** hinter dem Riss spitzenknoten **0** (vgl. Abbildung 6-5). Wenn die Verschiebung  $U_{2,i}$  an **1** einen kritischen Wert überschreitet, ist der Riss definitionsgemäß geöffnet und es werden die Verschiebungen über die lokalen Spannungen am Knoten der folgenden  $n$  Zeitinkremente aufgetragen. Mithilfe einer Regressionsgeraden der  $n$  Datenpunkte kann durch Extrapolation die Rissöffnungsspannung  $\sigma_{op}$  für  $U_2 = 0$  berechnet werden. Durch eine Sensitivitätsanalyse konnte

das kritische Verschiebungslimit mit einem Wert von  $1 \cdot 10^{-8}$  mm und die Anzahl der Regressionspunkten mit  $n = 6$  festgelegt werden. Die Auswertung der Rissöffnungsspannungen über den kompletten Rissfortschritt erfolgt über ein Python-Skript in Abaqus/CAE.

Um bei der Simulation von Blocklastkollektiven auch partielles Rissenschließen zu berücksichtigen, wurde mit dem extrapolation-last-node-contact (elnc) Ansatz außerdem die Methodik des efn-Ansatzes auf alle offenen Knoten der Rissflanke angewendet. Somit lässt sich die Rissöffnungsspannung des letzten Knotens in Kontakt mit der Symmetrielinie ermitteln. Die elnc-Methode wird auch in der Literatur vor allem für die Auswertung der Rissöffnungswerte bei VA-Belastung vorgeschlagen [191].

#### 6.1.4 Auswertemethoden zur Bestimmung der Kontaktspannungen

Zur Untersuchung des FGA-Bildungsmechanismus und im Hinblick auf das NCP-Modell von *Hong et al.* [83] (Abschnitt 2.4.3, S. 32), das von einem wiederkehrenden Bruchflächenkontakt ausgeht, werden außerdem die Kontaktspannungen zwischen der Rissflanke und der Kontaktlinie skriptbasiert ausgewertet. Die Auswertung der Kontaktspannungen wurde im Vergleich zu den publizierten Ergebnissen in [81] angepasst, um eine Aussage zur Häufigkeit der auftretenden Kontaktdrücke entlang der Rissflanke zu berücksichtigen.

In Abbildung 6-6 sind schematisch die beiden Auswertemethoden zur Bewertung der Kontaktspannungen zwischen Rissflanke und Kontaktlinie gezeigt. Die Rohdaten sind in einem Konturabbild für die aktuelle Beispielrisslänge von  $a = 0,05$  mm in Abbildung 6-6a gezeigt. Die Rissspitze befindet sich also bei einer Pfadlänge von  $x = 0,05$  mm (vgl. Abbildung 6-1). Im rechten Teil von Abbildung 6-6a ist die durch die Langzeitfestigkeitsamplitude  $\sigma_{a,L}$  normierte Belastungs-Zeit-Funktion  $\sigma(t)$  gezeigt. Kontaktspannungen treten in diesem Beispiel entlang des Auswertepfads  $x$  ausschließlich in den negativen Halbzyklen der Belastung auf, wenn die Rissflanke auf die Kontaktlinie gepresst wird. Insgesamt werden, wie schon in Abschnitt 6.1 beschrieben, vier Zyklen simuliert, bevor eine Rissverweiterung stattfindet. Ausgehend von den Rohdaten wird ein weiteres Konturbild in Abbildung 6-6b berechnet, indem die lokalen Kontaktspannungen über die vier Zyklen gemittelt werden. Um einen Vergleich bei unterschiedlichen  $R$ -Verhältnissen zu ermöglichen, werden die Werte außerdem mit der Langzeitfestigkeitsamplitude  $\sigma_{a,L}$  normiert aufgetragen.

Für die kumulative Bewertung der Beanspruchung der Rissufer wird außerdem ein Rissflankenbeanspruchungsparameter nach

$$D = \frac{\mathcal{O}\sigma_{cs,max}}{\sigma_{a,L}} \cdot f_c \quad (6-1)$$

über den kompletten Risspfad  $x$  ausgewertet. In einem ersten Schritt werden dazu, wie in Abbildung 6-6c skizziert, die maximalen Kontaktspannungen  $\sigma_{cs,max}$  aus den Rohdaten ermittelt.

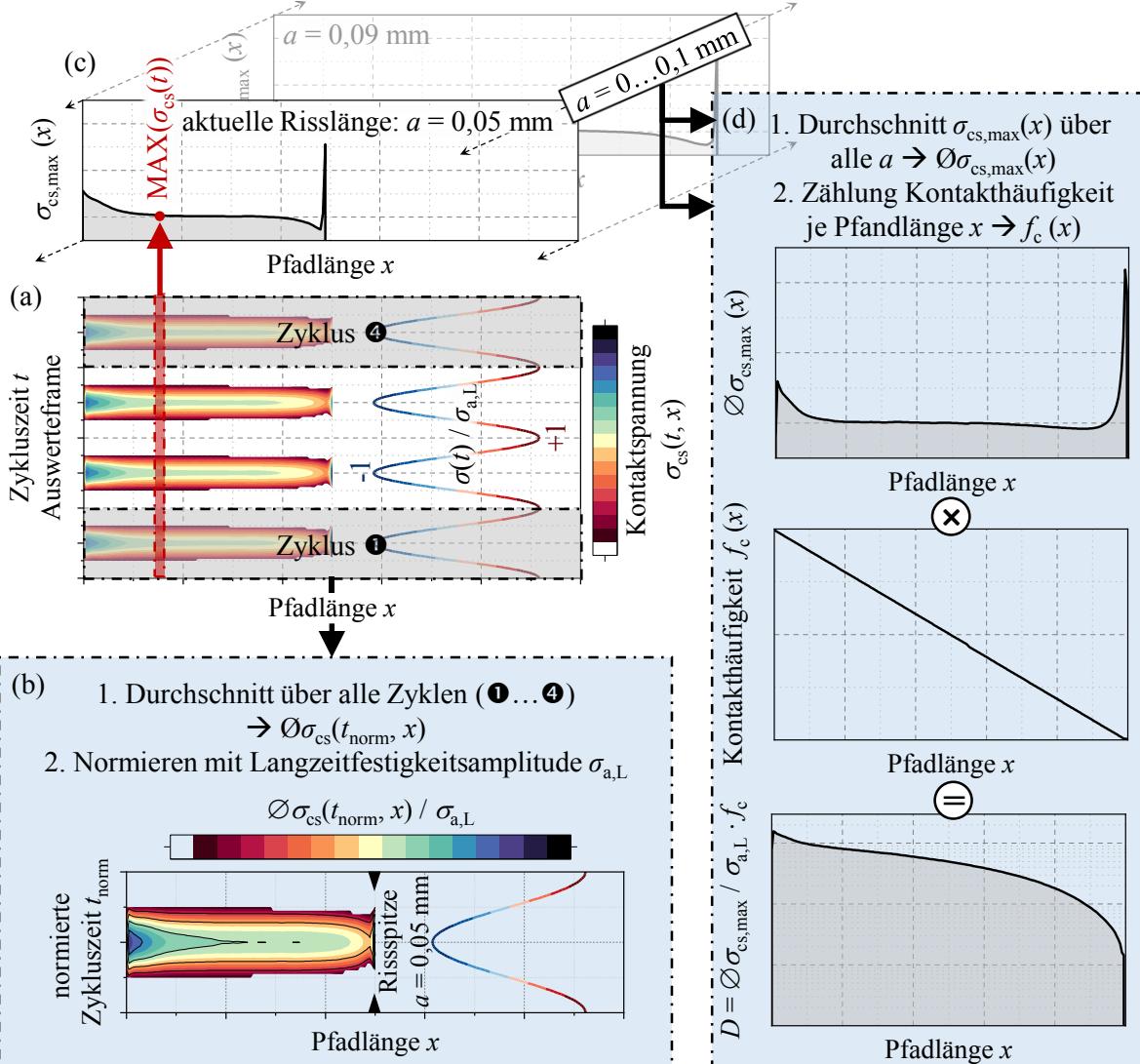


Abbildung 6-6: Schematische Darstellung der Methoden zur Auswertung der Kontaktspannungen zwischen den Rissflanken. (a) Rohdaten als Konturabbild der Kontaktspannungen in Abhängigkeit der Zykluszeit  $t$  und der Pfadlänge  $x$  bei einer Beispielrisslänge von  $a = 0,05 \text{ mm}$ ; (b) Auswertung der Rohdaten zur Darstellung der durchschnittlichen Kontaktspannung je Risslänge als Konturabbild; (c) Auswertung der maximalen Kontaktspannung über alle Zeitintervalle bei einer definierten Position auf der Rissfläche  $x$  – Wiederholung für alle Risslängen  $a$ ; (d) Durchschnitt der max. Kontaktspannung über alle Risslängen  $a$  sowie Zählung der Kontakthäufigkeit je Pfadlänge  $x$  – Berechnung eines Rissflankenbeanspruchungsparameters  $D$  auf Grundlage der Kontakthäufigkeit und der normierten durchschnittlichen Kontaktspannungen je Pfadlänge  $x$ .

Dieses Vorgehen wird für alle Risslängen  $a$  wiederholt. Anschließend werden die auftretenden Kontaktspannungen über alle Risslängen gemittelt ( $\mathcal{O}\sigma_{cs,max}$ ) und über  $x$  aufgetragen. Zusätzlich

zu  $\bar{\sigma}_{cs,max}$  wird die Anzahl an Kontakten aus den Kurven in Abbildung 6-6c ausgewertet. Es wird also gezählt, wie oft ein Knoten die Kontaktlinie während der Simulation berührt. Die gemittelten Kontaktspannungen  $\bar{\sigma}_{cs,max}$  werden anschließend mithilfe der Kontakthäufigkeit  $f_c$  im Bereich zwischen 0 und 1 gewichtet und mit der aufgebrachten Langzeitfestigkeitsamplitude  $\sigma_{a,L}$  normiert. Somit lassen sich mithilfe des Rissflankenbeanspruchungsparameters  $D$  ortsabhängige Aussagen zur zyklischen Beanspruchung der Rissflanke treffen, die sowohl die durchschnittlichen lokalen Kontaktspannungen als auch die Häufigkeit der Kontakte berücksichtigt.

## 6.2 Ergebnisse der Rissöffnungsspannungen ausgehend von Volumenfehlern

Im Folgenden werden die Einflüsse der Auswertemethode, des Defekttyps, des Spannungsverhältnisses, der Spannungsamplitude und der Belastungs-Zeit-Funktion auf die Rissöffnungsspannung beschrieben.

### 6.2.1 Einfluss der Auswertemethode

Wie in Kapitel 6.1.3 erläutert, wurden die tt-Methode und der efn-Ansatz als Auswertemethoden in ein Python-Skript implementiert. In Abbildung 6-7 ist der Einfluss der Auswertemethode auf die normierte Rissöffnungsspannung am Beispiel von  $R = -1$  und  $R = 0$  dargestellt. Eine Normierung der Rissöffnungsspannung  $\sigma_{op}$  durch die maximale Spannung der Lastfunktion ermöglicht eine einheitliche Darstellung unabhängig vom  $R$ -Verhältnis der Belastung. Weiterhin ermöglicht die Darstellung der Rissöffnungswerte über  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$  ein direktes Ablesen des effektiven  $R$ -Verhältnisses. Hohe Werte für  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$  belegen dabei ein späteres Öffnen des Risses im Belastungszzyklus.

In den Simulationen wurde als Fehlstelle ein Hohlraum mit einem Durchmesser von  $d = 30 \mu\text{m}$  angenommen. Dies entspricht der kleinsten vermessenen Fehlstellengröße eines nichtmetallischen Einschlusses in den durchgeföhrten Testreihen mit dem Vergütungsstahl 1.6582. Die äußere Belastungsamplitude entspricht der Langzeitfestigkeit  $\sigma_{a,L}$  des jeweiligen Spannungsverhältnisses (Tabelle 6-1). Als Ergänzung ist die Rissöffnungsfunktion von *Newman* nach Gleichung (2-31) und (2-32), S. 26 über die Risslänge aufgetragen. Die analytische Lösung nach *Newman* liefert allerdings unabhängig von der Risslänge konstante Werte und dient ausschließlich zur tendenziellen Bewertung der Ergebnisse aus den numerischen Simulationen.

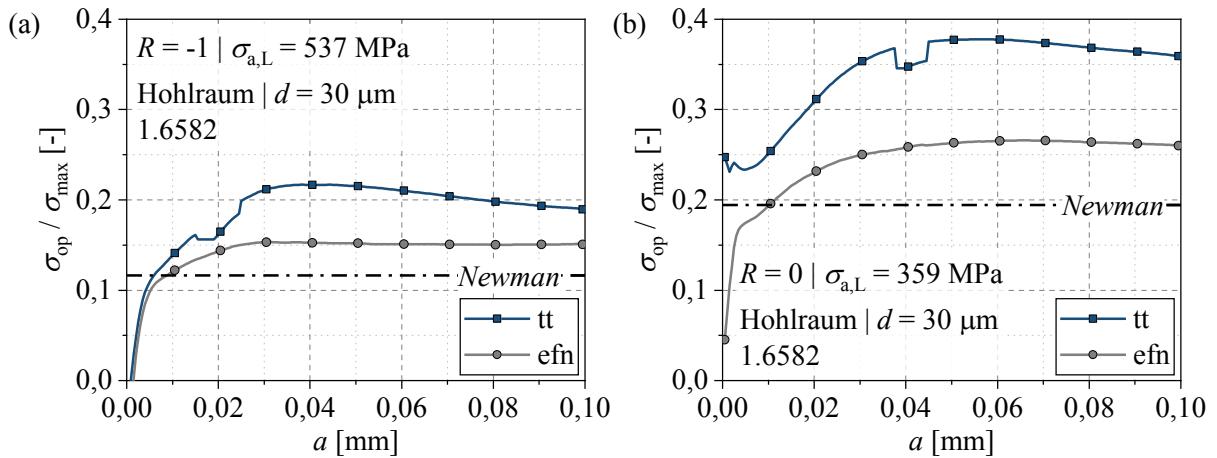


Abbildung 6-7: Einfluss der Auswertemethode zur Bestimmung der Rissöffnungsspannung. (a)  $R = -1$  und  $\sigma_{a,L} = 537$  MPa [136,210]; (b)  $R = 0$  und  $\sigma_{a,L} = 359$  MPa.

Unabhängig vom  $R$ -Verhältnis zeigen sich in Abbildung 6-7a und Abbildung 6-7b signifikant größere Rissöffnungswerte, wenn die tt-Methode zur Auswertung der Simulationen herangezogen wird. Ungeachtet der Diskrepanzen zwischen den Auswerteverfahren steigen die Rissöffnungswerte zu Beginn der Rissausbreitung für kleine Risslängen sehr stark an. Im Anschluss konvergieren die  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$ -Werte für die efn-Methode innerhalb weniger Auswerteschritte bis ein konstantes effektives  $R$ -Verhältnis von ca. 0,15 bei  $R = -1$  bzw. 0,25 bei  $R = 0$  erreicht ist. Im Vergleich steigen die normierten Rissöffnungsspannungen der tt-Methode an, bis ein Maximum im Bereich zwischen  $a = 0,04$  mm und  $0,06$  mm erreicht ist und sinken dann wieder ab. Der Riss öffnet sich demzufolge bei großen Risslängen wieder früher. Die Unstetigkeiten im  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$ -Verlauf resultieren aus einem Sprung im Auswerteinkrement und können prinzipiell durch eine Anhebung der Inkremente pro Zeitschritt vermieden werden (vgl. Abbildung 6-5, S. 101). Die Sprünge konnten sowohl bei der tt-Methode als auch beim efn-Ansatz beobachtet werden. Für alle folgenden Ergebnisse wird die efn-Methode angewendet, da sie in den Voruntersuchungen tendenziell stabilere Rissöffnungswerte lieferte.

### 6.2.2 Einfluss des Spannungsverhältnisses

In Abbildung 6-8 sind die normierten Rissöffnungswerte über die Risslänge bei unterschiedlichen  $R$ -Verhältnissen aufgetragen, wobei die Langzeitfestigkeitsamplitude  $\sigma_{a,L}$  des jeweiligen Spannungsverhältnis (Tabelle 6-1) als Belastung aufgebracht wurde.

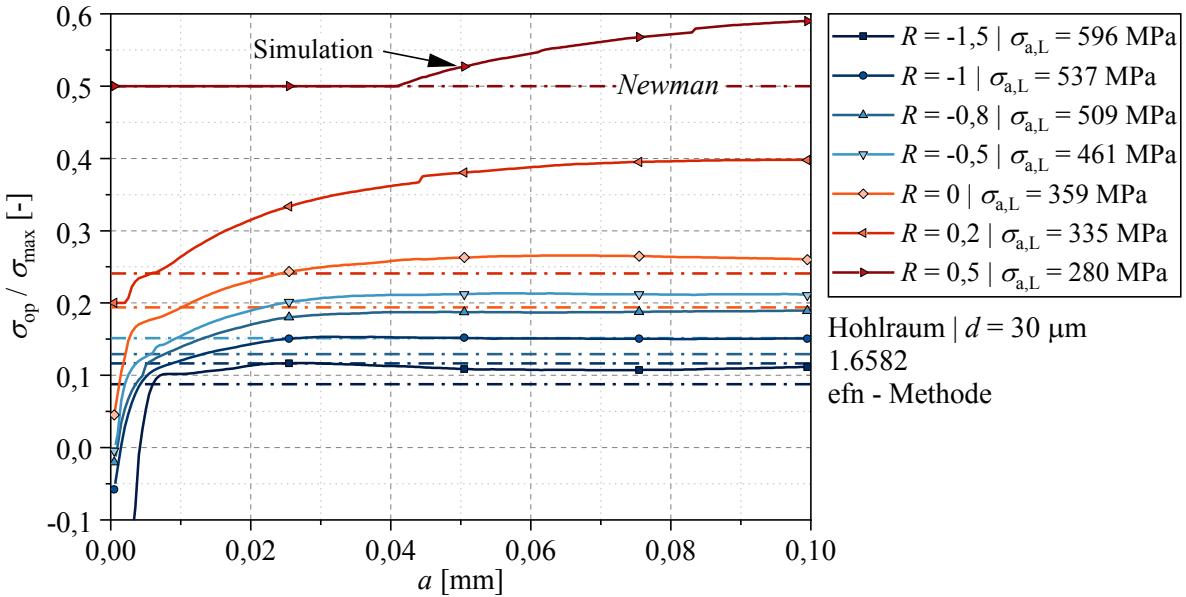


Abbildung 6-8: Vergleich der numerisch ermittelten normierten Rissöffnungsspannung über die Risslänge bei unterschiedlichen  $R$ -Verhältnissen im Vergleich zur Lösung nach Newman. [81,165]

Die Lösung nach *Newman* zeigt steigende  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$ -Werte mit zunehmendem  $R$ -Verhältnis. Der gleiche Trend wird auch in den Ergebnissen der numerischen Simulationen sichtbar. Prinzipiell kann die analytische Lösung den Verlauf der Rissöffnungswerte über die Risslänge aber nicht beschreiben. Für Spannungsverhältnisse  $R < 0,5$  steigen die  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$ -Werte zunächst für kleine Risslängen an und konvergieren gegen einen konstanten Wert oberhalb der *Newman*-Lösung. Dabei wird der konvergente Wert mit zunehmendem  $R$ -Verhältnis erst bei größeren Risslängen erreicht und die Differenz zur *Newman*-Lösung steigt an. Im Fall der reinen Zugschwellbelastung bei  $R = 0,5$  konnten keine Rissöffnungswerte für Risslängen  $a < 0,04 \text{ mm}$  bestimmt werden. Der Riss ist also im ersten Bereich komplett geöffnet und ein Rissenschließen tritt nicht auf. Allgemein zeigen sowohl die Simulationen als auch die analytischen Lösungen, dass für alle untersuchten negativen  $R$ -Verhältnisse positive effektive  $R$ -Verhältnisse im Verlauf der Rissausbreitung resultieren.

### 6.2.3 Einfluss des Defekttyps

Zur Untersuchung des Defekttyps wurde anstatt des Hohlraums ein Einschluss mit einer Steifigkeit von 400 GPa ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Einschluss) modelliert [136]. Zwischen den Matrixelementen und den Elementen des Einschlusses wurde außerdem ein Reibungskontakt mit  $\mu = 0,2$  (Stahl-Aluminium) angenommen. Abbildung 6-9a zeigt vergleichend die normierten Rissöffnungswerte bei  $R = -1$  für die untersuchten Defekttypen, wobei in Abbildung 6-9b die Ergebnisse für  $R = 0$  aufgetragen sind.

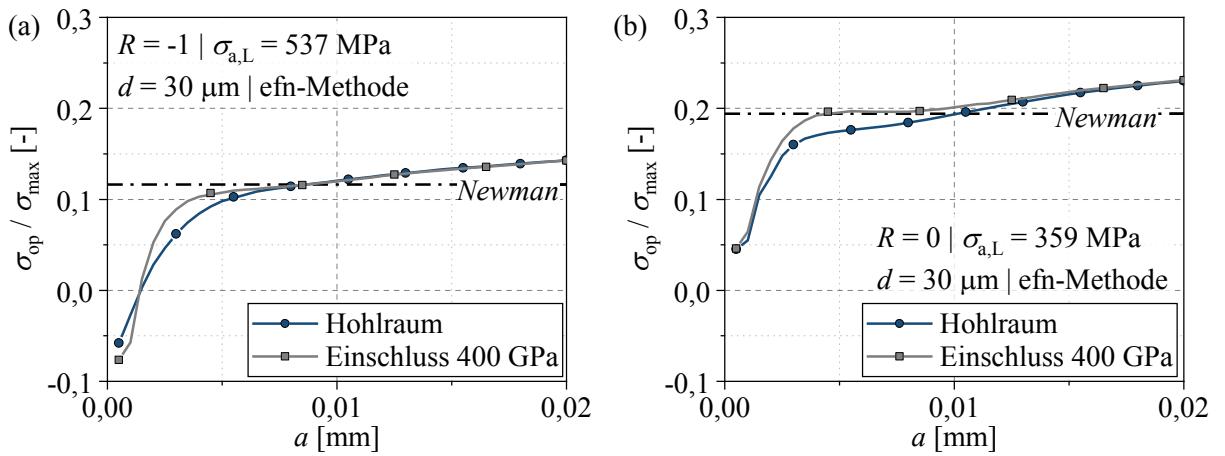


Abbildung 6-9: Einfluss des Defekttyps auf das Rissöffnungsverhalten bei (a)  $R = -1$  und (b)  $R = 0$ . [81]

Am Beginn der Kurvenverläufe ist ein gewisser Einlaufbereich in den numerischen Rechnungen zu verzeichnen. So zeigen sich für den Einschluss bei  $R = -1$  zuerst geringere Rissöffnungswerte im Vergleich mit dem Hohlraum. Ursächlich hierfür könnte das Materialverhalten und die zu diesem Zeitschritt noch nicht vollständig entwickelten plastischen Zonen vor der Riss spitze sein.

Mit zunehmender Risslänge (bis  $a \approx 5$  μm bei  $R = -1$  bzw.  $a \approx 10$  μm bei  $R = 0$ ) sind im weiteren Verlauf leicht erhöhte  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$ -Werte im Fall des Einschlusses zu erkennen. Als Erklärung hierfür wird eine Korrelation zwischen Kerbspannung und Stützwirkung des Einschlusses und deren Einfluss auf die Ausbildung von plastischen Zonen an der Riss spitze vermutet. In Stäcker et al. [136] wurden dazu die Kerbspannungen bei verschiedenen Defekttypen und Steifigkeiten in Richtung der Rissausbreitung anhand eines numerischen Modells bestimmt. Den Ergebnissen in [136] sind für kleine Risslängen ( $a \rightarrow 0$ ) leicht höhere Kerbspannung im Falle eines Hohlraums zu entnehmen. Die Kerbspannung beeinflusst die Größe der primär-plastischen Zone  $r_p$ , die während der maximalen Belastung ausgebildet wird. Im Fall eines Hohlraums bildet sich demzufolge aufgrund der wirkenden Kerbspannung eine größere primär-plastische Zone um die Riss spitze aus. Weiterhin wird die umkehr-plastische Zone  $\Delta r_p$  ebenfalls größer, da ein Einschluss die Rissflanken bei minimaler Belastung stützt. Im Fall eines Hohlraums werden die Rissflanken also in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses bei minimaler Belastung stärker aufeinander gepresst und plastisch verformt. Bei anschließender Belastung öffnet sich der Riss bei einer geringeren äußeren Belastung. Ein Einschluss vermindert hingegen aufgrund seiner Stützwirkung die Kontakt drücke zwischen den Rissflanken während der minimalen Belastung. Folglich treten weniger große plastische Deformationen an den Rissflanken auf und der Riss öffnet später.

Für Risslängen ab ca. 5 µm bzw. 10 µm sind keine Unterschiede mehr in den  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$ -Werten aus Abbildung 6-9 zu erkennen und der Stützeffekt des Einschlusses verliert an Bedeutung. Demzufolge stellen sich gleiche Rissöffnungswerte für Hohlraum und Einschluss ein.

#### 6.2.4 Einfluss der Spannungsamplitude

Zur Untersuchung des Einflusses der Spannungsamplitude auf die Rissöffnungswerte wurde die Ermüdungsfestigkeit aus Tabelle 6-1 für  $R = -1$  von 537 MPa um 15 % erhöht bzw. verringert. In Abbildung 6-10 sind die Ergebnisse anhand der normierten Rissöffnungswerte über die Risslänge aufgetragen.

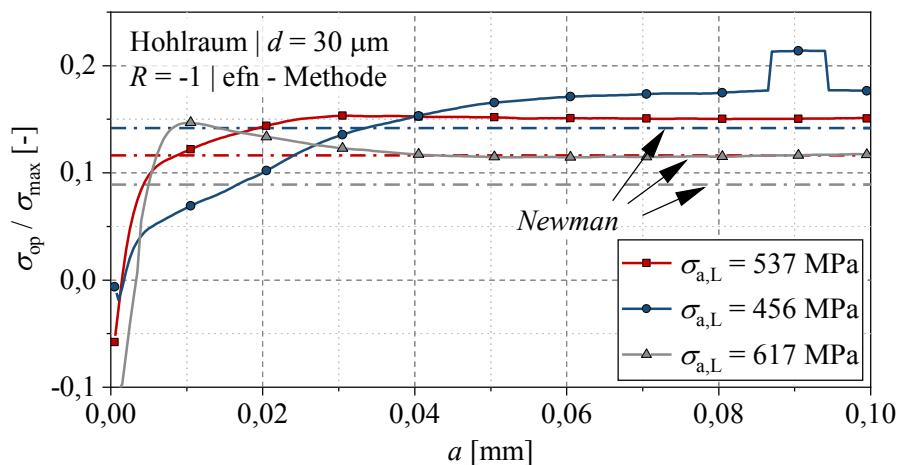


Abbildung 6-10: Einfluss der Spannungsamplitude auf das Rissöffnungsverhalten bei  $R = -1$ .

Auch hier zeigt sich der schon zuvor diskutierte Einlaufbereich in den numerischen Simulationen. Für kleine Risslängen ( $a \approx 5 \mu\text{m}$  bis  $20 \mu\text{m}$ ) öffnet der Riss bei einer hohen Amplitudenbelastung später als bei einer geringeren Belastung. Für größere Risslängen zeigt sich ein gegensätzliches Verhalten und die  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$ -Werte nähern sich erneut einem konstanten Wert an. Mit der kleinsten Amplitude von ca. 456 MPa werden nach Abbildung 6-10 außerdem die größten normierten Rissöffnungswerte berechnet, was wiederum tendenziell gut mit der Newman-Lösung korreliert.

#### 6.2.5 Einfluss bei variabler Amplitudenbelastung

Der Verlauf der normierten Rissöffnungswerte wird sehr stark durch die aufgebrachte BZF beeinflusst, wie in Abbildung 6-11 zu erkennen ist. Die Simulationen wurden für alle untersuchten BZF mit einem  $R$ -Verhältnis von  $R = -1$  und dem Materialverhalten des Vergütungsstahls 34CrNiMo6 durchgeführt. Zum Vergleich sind die Ergebnisse der Rissöffnungswerte aus der CA-Belastung und das Belastungskollektiv in den Abbildungen aufgetragen. Die numerisch

ermittelten  $\sigma_{op}$ -Werte wurden jeweils auf die im korrespondierenden Block anliegende maximale Spannung  $\sigma_{max}$  normiert. Für die Auswertung der Rissöffnungsspannungen an den komplexen Kollektiven eignen sich weder die in Kapitel 6.1.4, S. 102 beschriebene tt-Methode noch die efn-Methode, da nur eine Position auf der Rissflanke ausgewertet wird, und so kein partielles Rissschließen erkannt werden kann. Dementsprechend wurde für die Bestimmung der  $\sigma_{op}$ -Werte die Systematik der elnc-Methode angewendet, um den letzten Knoten mit Kontakt zur Rissflanke zu detektieren. Für die vorgestellten Blocklastsequenzen wurden identische  $\sigma_{op}$ -Werte bei der efn- und der elnc-Methode ermittelt.

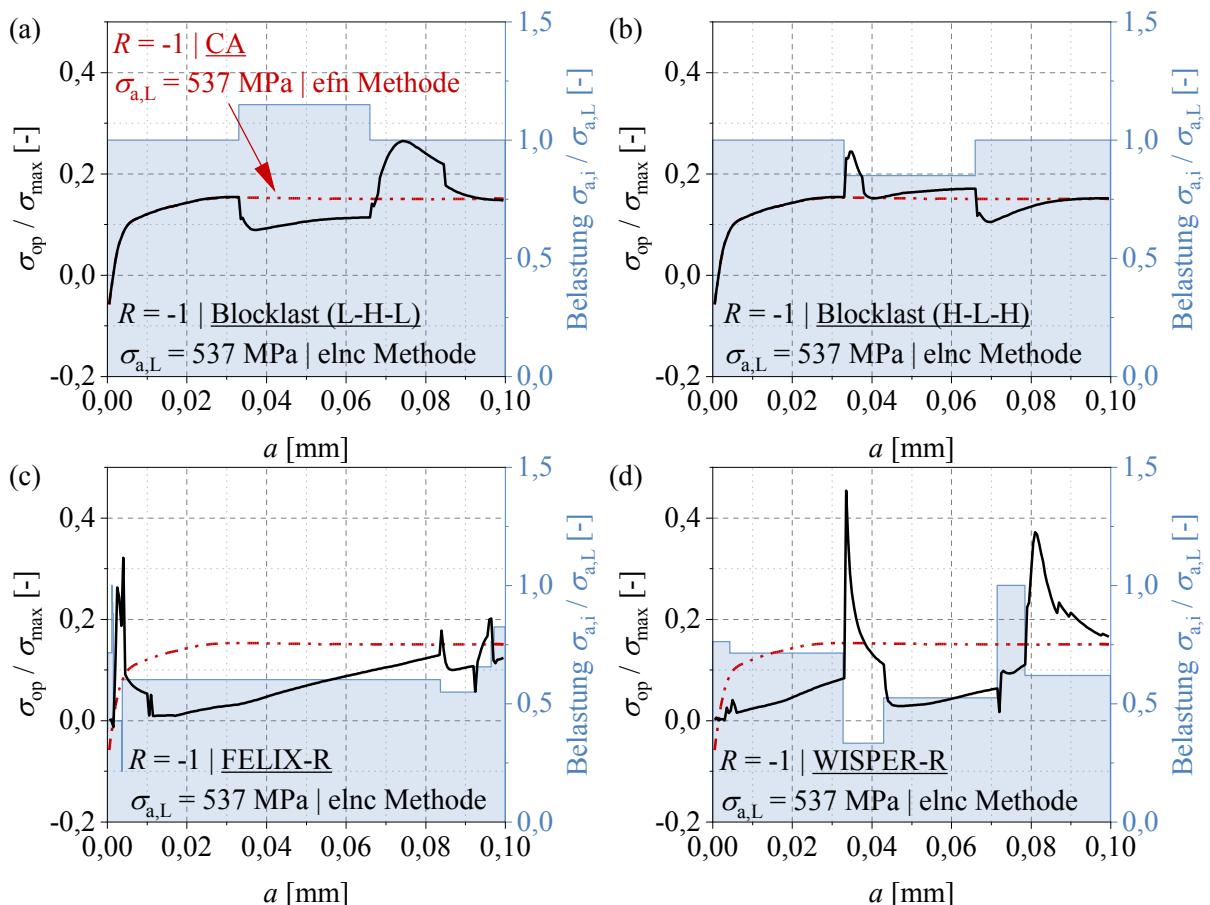


Abbildung 6-11: Einfluss der Belastungs-Zeit-Funktion auf das Rissöffnungsverhalten bei  $R = -1$  im Vergleich zur CA-Belastung. (a) Zweistufen Blocklast L-H-L; (b) Zweistufen Blocklast H-L-H; (c) FE-LIX-R-Kollektiv; (d) WISPER-R-Kollektiv.

Folgende Sequenzabfolgen wurden untersucht:

- Zweistufen Blocklast
  - Low-High-Low (L-H-L) Blocklastsequenz nach Tabelle A-4, S. 144
  - High-Low-High (H-L-H) Blocklastsequenz nach Tabelle A-4
- FELIX-R mit Sequenzfolge nach Tabelle A-2 und prozentualer Aufteilung der Blöcke auf die simulierte Gesamttrisslänge nach den realen Lastwechselzahlen (Tabelle A-4)
- WISPER-R mit Sequenzfolge nach Tabelle A-3 und prozentualer Aufteilung der Blöcke auf die simulierte Gesamttrisslänge nach den realen Lastwechselzahlen (Tabelle A-4)

Die hohe bzw. niedrige Blocklast von  $1,15 \cdot \sigma_{a,L}$  bzw.  $0,85 \cdot \sigma_{a,L}$  in Abbildung 6-11a bzw. b wurde bei 33 % der simulierten Gesamtrisslänge aufgebracht und bis 66 % der simulierten Gesamtrisslänge beibehalten. Die effektiven  $R$ -Werte stimmen vor der hohen bzw. niedrigen Blocklast mit den Daten der CA-Belastung überein. Kurz nach dem Aufbringen der höheren Amplitude im mittleren Block (Abbildung 6-11a) sinken die normierten Rissöffnungswerte deutlich um ca. 40 % ab und steigen dann leicht bis zum Ende des mittleren Blocks an. Der Riss öffnet also durch die höhere Amplitude in diesem Bereich früher im Belastungszyklus. Dies korreliert mit den Erkenntnissen zum Einfluss der Spannungsamplitude bei größeren Risslängen aus Kapitel 6.2.4. Mit zunehmender Spannungsamplitude wurde in Abbildung 6-10 ein Absinken der effektiven  $R$ -Werte für größere Risslängen beobachtet. Im dritten Block steigen die effektiven  $R$ -Werte wieder an und überschreiten die Referenzkurve bei CA-Belastung deutlich. Der Vergleich mit der Referenzkurve belegt dabei ein verzögertes Öffnen des Risses als Resultat der Lastvorgeschichte durch den hohen mittleren Block. Reihenfolgeeffekte in Form von Beschleunigungsphasen nach einer Low-High-Blocksequenz sowie teils stark ausgeprägte Verzögerungsbereiche nach einer High-Low-Blocksequenz sind aus Rissgeschwindigkeitsdiagrammen bekannt [20] und zeigen damit eine Korrelation zu den hier durchgeföhrten Auswertungen der numerischen  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$ -Werte. Am Ende der Simulation werden ähnliche Rissöffnungswerte wie in der Vergleichsrechnung bei CA-Belastung berechnet.

Die H-L-H Sequenz (Abbildung 6-11b) zeigt kurz nach dem Einleiten des niedrigen Blocks einen Sprung in den  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$ -Werten. Die Kurve fällt jedoch ab einer Risslänge von  $a \approx 0,04$  mm auf das Niveau der CA-Belastung zurück. Der Riss öffnet also durch den niedrigen Block in diesem Bereich kurzzeitig später im Belastungszyklus. Im Gegensatz zur CA-Belastung, die ab dieser Risslänge schon stabile  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$ -Werte ausweist, werden mit zunehmender Risslänge im niedrigen Block weiter größere Rissöffnungswerte berechnet. Im letzten Block der Sequenz sinken die  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$ -Werte durch die höhere Belastung wieder ab und nähern sich am Ende der Rechnung wieder den Werten aus der CA-Belastung an. Auch hier korrelieren die normierten Rissöffnungswerte mit den bekannten Reihenfolgeeffekten von Blocklastsequenzen und deren verzögernde bzw. beschleunigende Wirkung auf den Rissfortschritt.

Die in dieser Arbeit experimentell untersuchten Kollektive FELIX-R und WISPER-R wurden in Abbildung 6-11c und d und zeigen einen signifikanten Einfluss auf den Verlauf der normierten Rissöffnungswerte. Beide Kurvenverläufe unterscheiden sich deutlich zu Beginn der Simulation von der CA-Belastung, nähern sich allerdings am Ende der Simulation den  $\sigma_{op} / \sigma_{max}$ -Werten der Vergleichsrechnung bei CA-Belastung an. Durch die unterschiedlichen Blöcke werden die Rissöffnungswerte teils stark beeinflusst und erreichen lokale Spitzenwerte von bis zu  $\sigma_{op} / \sigma_{max} \approx 0,45$  (WISPER-R). Der beschriebene erste Peak bei WISPER-R ist durch einen Belastungswechsel von hoch nach tief begleitet. Die verringerte Last im niedrigen Block

führt dazu, dass der Riss erst viel später im Belastungszyklus öffnet. Die plastischen Verformungen an der Rissflanke durch den ersten Block führt dazu, dass für den kompletten Bereich des Rissfortschritts im niedrigen Block ( $a = 0,0335 \text{ mm}$  bis  $a = 0,0435 \text{ mm}$ ) der letzte Knoten in Kontakt mit der Symmetrielinie bei einer Pfadlänge von  $x = 0,033 \text{ mm}$  erkannt wird. Der Knoten steht an dieser Position also etwas weiter aus der Rissflanke heraus und führt so zu einem verzögerten Rissöffnen im Belastungszyklus. Der kleinere Abfall der Rissöffnungswerte bei einer Risslänge von  $a \approx 0,07 \text{ mm}$  ist von einem Low-High-Blocklastwechsel auf den höchsten Block der Sequenz begleitet. Der Riss öffnet hier kurzzeitig früher durch den Einfluss des höheren Blocks. Der letzte Rissflankenkontakt verlagert sich hierbei vom ersten Knoten hinter der Rissspitze für ein Rissfortschrittsinkrement an die schon während des ersten Peaks erkannte Position von  $x = 0,033 \text{ mm}$ . Anschließend stabilisiert sich das Rissöffnungsniveau und der letzte Rissflankenkontakt wird wieder am ersten Knoten hinter der Rissspitze erkannt. Die beschriebenen Erscheinungen des Rissöffnungsverhaltens wiederholen sich entsprechend im Verlauf an Low-High- bzw. High-Low-Abfolgen und können auch im Fall des FELIX-R-Kollektivs beobachtet werden.

Aus der Auswertung der Rissöffnungswerte bei VA-Belastung zeigt sich, dass eine High-Low-Abfolge die  $\sigma_{\text{op}} / \sigma_{\text{max}}$ -Werte stärker beeinflusst als eine Low-High-Abfolge. Der Ausschlag der effektiven  $R$ -Werte ist dabei aber weniger von der absoluten Höhe der Blöcke abhängig (positiven Ausschläge bei WISPER-R im Bereich von  $x = 0,033 \text{ mm}$  und  $x = 0,08 \text{ mm}$ ). Vielmehr zeigt sich eine Abhängigkeit des effektiven  $R$ -Verhältnis vom Blocklastverhältnis  $\sigma_{a,i} / \sigma_{a,i+1}$ .

### 6.3 Ergebnisse der Kontaktspannungen an den Rissflanken

Zur Untersuchung des FGA-Bildungsmechanismus und im Hinblick auf das NCP-Modell von *Hong et al.* [83] (Abschnitt 2.4.3), das von einem wiederkehrenden Bruchflächenkontakt ausgeht, werden anschließend die Kontaktspannungen zwischen der Rissflanke und der Kontaktlinie ausgewertet.

#### 6.3.1 Auswertung der lokalen Kontaktspannungen

Abbildung 6-12 zeigt die normierten gemittelten Kontaktspannungen  $\bar{\sigma}_{\text{cs}} / \sigma_{a,L}$  als Konturbild in Abhängigkeit des Auswertepfades  $x$  und der normierten Zykluszeit für drei unterschiedliche Risslängen von  $a = [0,02 | 0,05 | 0,09] \text{ mm}$ . Die Rissspitze ist in den jeweiligen Konturbildern markiert. Neben den Konturbildern ist außerdem der Belastungszyklus eingezeichnet. Die Vor-

gehensweise bei der Auswertung ist in Kapitel 6.1.4, S. 102 dargestellt. Die relevanten Simulationsparameter zur Belastung, zum Material sowie zur Art und Geometrie des Defekts sind in den Konturbildern ebenfalls hervorgehoben.

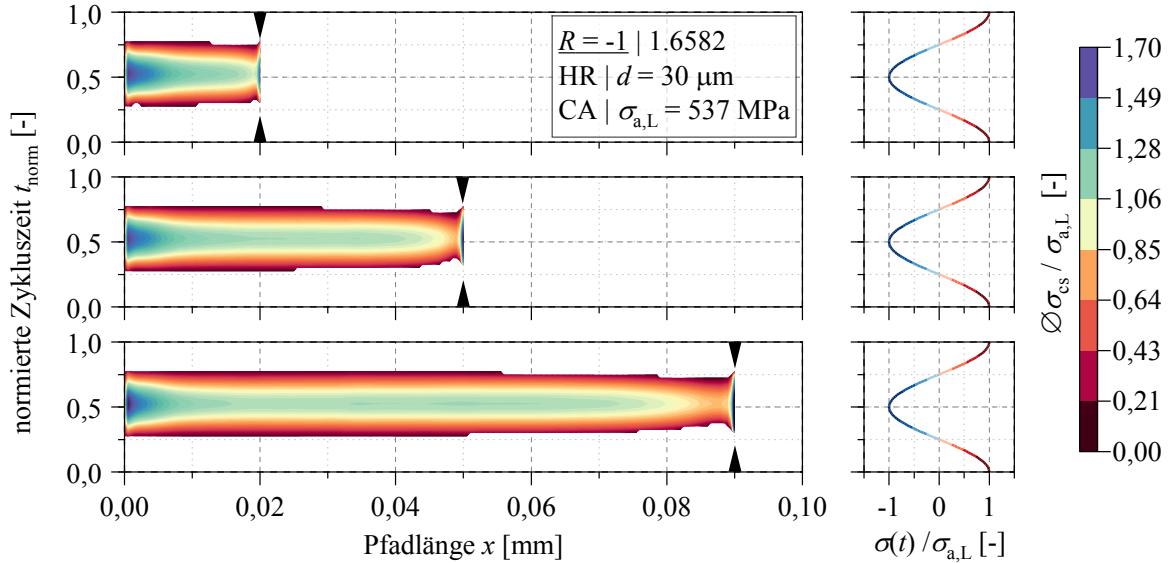


Abbildung 6-12: Auswertung der Kontaktspannungen entlang des Auswertepfads  $x$  auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells für drei unterschiedliche Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09]$  mm bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  und der Langzeitfestigkeitsamplitude von  $\sigma_{a,L} = 537$  MPa. Die markierte Position entspricht der Riss spitze.

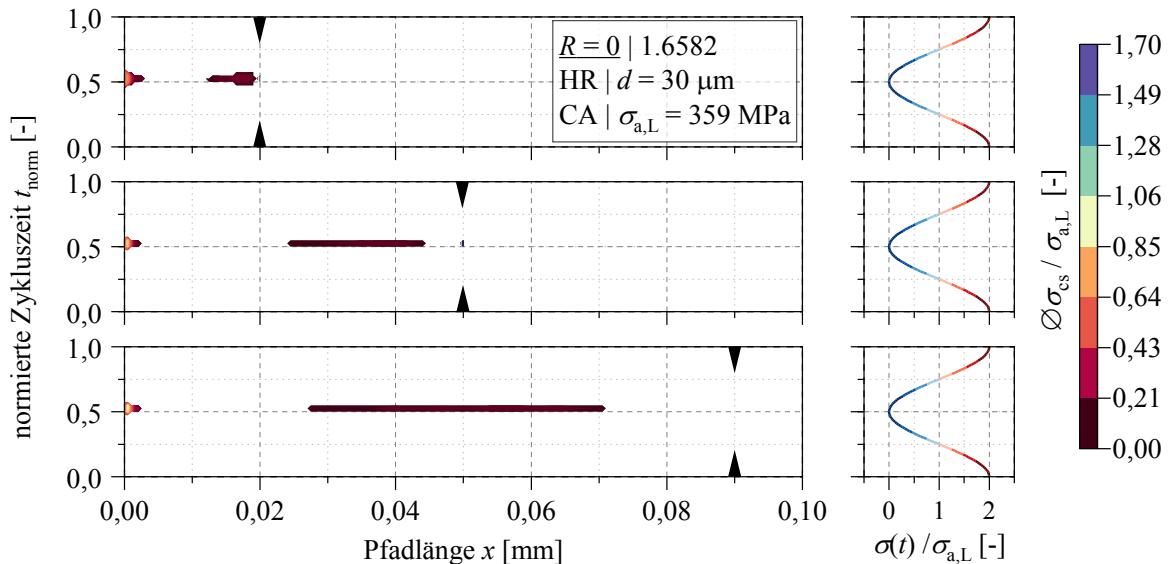


Abbildung 6-13: Auswertung der Kontaktspannungen entlang des Auswertepfads  $x$  auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells für drei unterschiedliche Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09]$  mm bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0$  und der Langzeitfestigkeitsamplitude von  $\sigma_{a,L} = 359$  MPa. Die markierte Position entspricht der Riss spitze.

Die Ergebnisse der numerischen Simulation eines Hohlraums (HR) mit einem Durchmesser von  $d = 30$  µm bei CA-Belastung von  $\sigma_{a,L} = 537$  MPa und  $R = -1$  sind in Abbildung 6-12 dargestellt. Für die drei untersuchten Risslängen zeigt sich, dass die höchsten  $\bar{\sigma}_{cs} / \sigma_{a,L}$ -Werte im

Bereich von  $x \approx 0$  mm und kurz hinter der Rissspitze ( $x \approx a$ ) auftreten. Auf den Rissflanken konnte an diesen Positionen im Mittel die ca. 1,7-fache Amplitudenbelastung als Kontaktspannung ermittelt werden. Die Auswertung zeigt außerdem, dass die Rissflanken ausschließlich im negativen Halbzyklus der Belastung ( $t_{\text{norm}} \approx 0,25 \dots 0,75$ ) in Kontakt geraten.

Im Vergleich zeigt Abbildung 6-13 einen Überblick über die Kontaktspannungsentwicklung entlang der Rissflanke bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0$  und der entsprechenden Langzeitfestigkeitsamplitude von  $\sigma_{a,L} \approx 359$  MPa. Alle anderen Simulationsparameter sind unverändert. Die maximalen  $\bar{\sigma}_{cs} / \sigma_{a,L}$ -Werte treten auch hier, unabhängig von der betrachteten Risslänge, kurz hinter der Rissspitze und am Rissinitiierungsort im negativen Halbzyklus der Belastung auf. Bei  $a = 0,09$  mm zeigen sich allerdings kaum noch Kontaktspannungen kurz hinter der Rissspitze, wohingegen die Kontaktbeanspruchung am Rissinitiierungsort zunimmt. Im Vergleich zu Abbildung 6-12 werden deutlich geringere Kontaktspannungen von ca.  $\bar{\sigma}_{cs} / \sigma_{a,L} \approx 1$  an der Rissspitze bei  $x \approx 0$  mm bestimmt. Außerdem schließt der Riss nicht auf der kompletten Rissflanke bzw. ausgewerteten Pfadlänge.

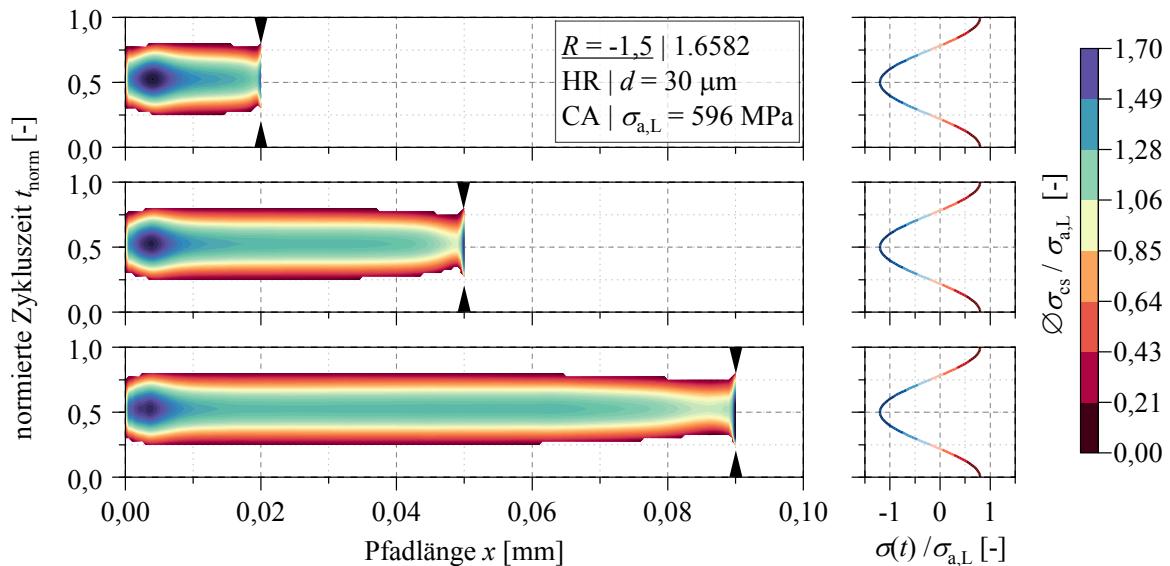


Abbildung 6-14: Auswertung der Kontaktspannungen entlang des Auswertepfads  $x$  auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells für drei unterschiedliche Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09]$  mm bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1,5$  und der Langzeitfestigkeitsamplitude von  $\sigma_{a,L} = 596$  MPa. Die markierte Position entspricht der Rissspitze.

Die vorgestellten Untersuchungen zu den lokalen Kontaktspannungen in Form der Konturbilder wurde weiter für die schon in Abschnitt 6.2.2, S. 105 untersuchten Spannungsverhältnisse mit den jeweiligen Langzeitfestigkeiten aus Tabelle 6-1, S. 95 durchgeführt. Die Konturbilder können dem Anhang A3 ab S. 145 entnommen werden. Zusammenfassend konnten für alle negativen Spannungsverhältnisse hohe Kontaktspannungen am Rissinitiierungsort festgestellt werden. Dabei nehmen sowohl die  $\bar{\sigma}_{cs} / \sigma_{a,L}$ -Werte als auch der Bereich der normierten Zykluszeit

$t_{\text{norm}}$ , in der ein Kontakt ermittelt wird, mit zunehmender Mittelspannung bzw. größerem  $R$ -Verhältnis ab. Für  $R = -1,5$  (Abbildung 6-14) ist die Position der maximalen Kontaktspannung am Rissinitiierungsort außerdem für alle untersuchten Risslängen zu höheren Pfadlängen  $x$  verschoben.

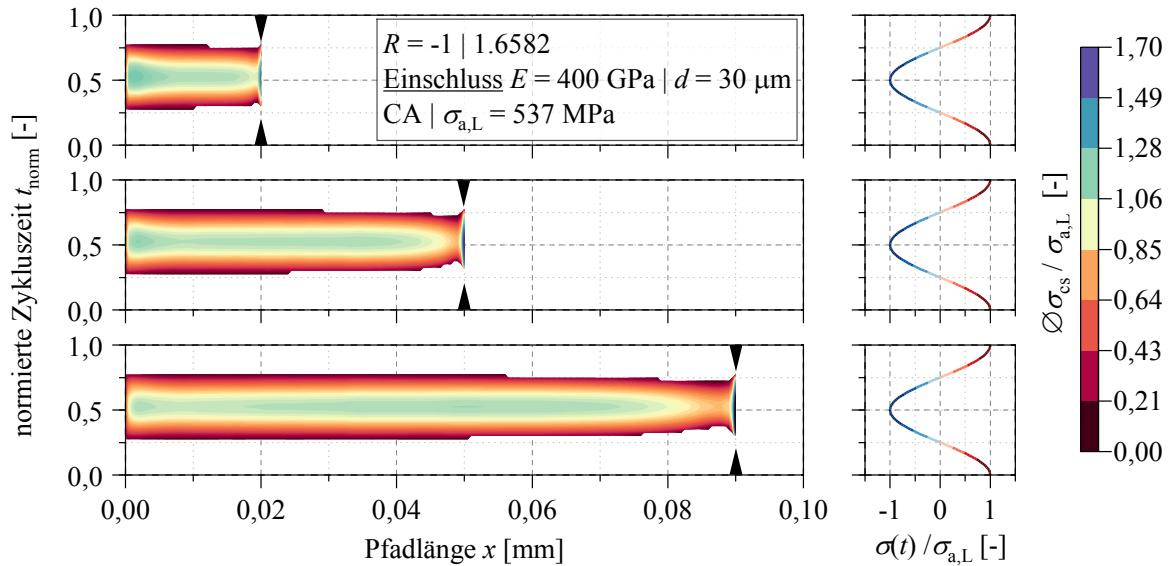


Abbildung 6-15: Auswertung der Kontaktspannungen entlang des Auswertepfads  $x$  auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells für drei unterschiedliche Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09] \text{ mm}$  bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  und der Langzeitfestigkeitsamplitude von  $\sigma_{a,L} = 537 \text{ MPa}$  an einem Einschluss mit einer Steifigkeit von  $E = 400 \text{ GPa}$ . Die markierte Position entspricht der Rissspitze.

In Abbildung 6-15 wurde in Anlehnung an die Untersuchungen der Rissöffnungsspannungen in Kapitel 6.2.3, S. 106 der Hohlraum durch einen Einschluss mit einer Steifigkeit von  $E = 400 \text{ GPa}$  ersetzt. Im Vergleich mit dem Konturbild aus Abbildung 6-12 ist ein deutlicher Abfall der Maximalwerte von  $\mathcal{Q}\sigma_{cs} / \sigma_{a,L} \approx 1,7$  auf ca. 1,25 vor allem in der Nähe des Rissinitiierungsorts zu erkennen.

In Abbildung 6-16 sind die Rissfortschrittsimulationen exemplarisch mit dem Stahl X10CrNiMoV12-2-2 im angelassenen, martensitischen Zustand bei  $R = -1$  durchgeführt worden (*Chaboche*-Parameter nach Tabelle 6-2, S. 99 bzw. Materialkennwerte nach [81]). Als Spannungsamplitude wurde die Langzeitfestigkeitsamplitude mit 495 MPa angenommen. Um eine Vergleichbarkeit sicherzustellen, wurde auch hier ein Hohlraum mit  $d = 30 \mu\text{m}$  als Defekttyp modelliert. Im Vergleich zum Vergütungsstahl 34CrNiMo6 in Abbildung 6-12 sind kaum Differenzen zu erkennen und beide Materialien zeigen sehr identische Konturbilder der normierten Kontaktspannungen für die ausgewählten Risslängen.

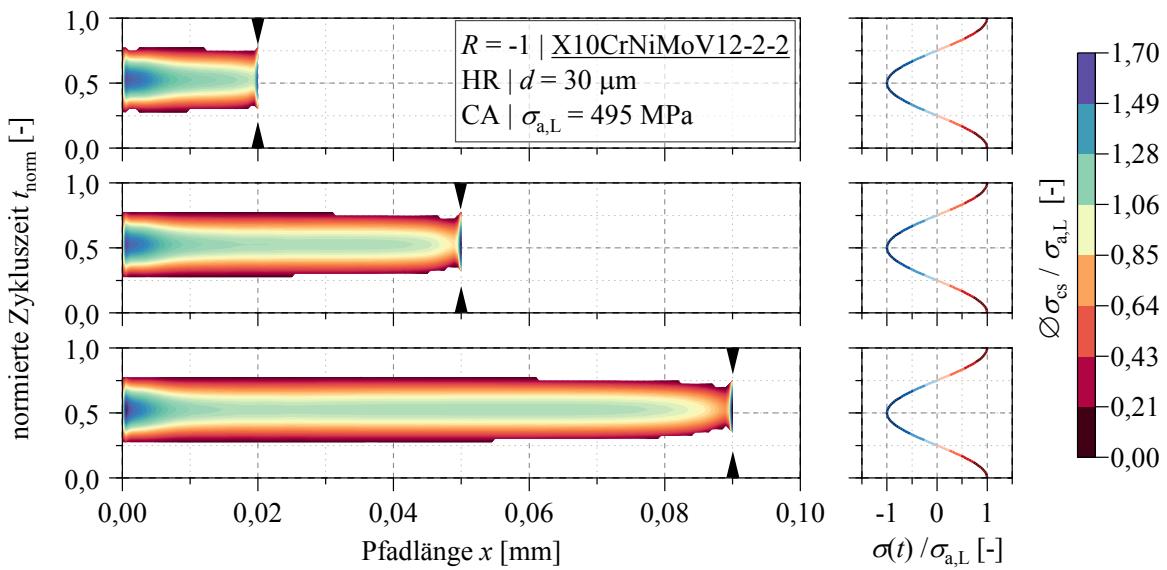


Abbildung 6-16: Auswertung der Kontaktspannungen entlang des Auswertepfads  $x$  auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells für drei unterschiedliche Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09]$  mm bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  und der Langzeitfestigkeitsamplitude von  $\sigma_{a,L} = 495$  MPa mit dem Stahl X10CrNiMoV12-2-2. Die markierte Position entspricht der Rissspitze.

### 6.3.2 Quantifizierung eines Rissflankenbeanspruchungsparameters auf Grundlage der Kontaktspannungen

In Kapitel 6.1.4, S. 102 wurde der Rissflankenbeanspruchungsparameter  $D$  nach Gleichung (6-1) vorgeschlagen, um ortsabhängige Aussagen zur zyklischen Beanspruchung der Rissflanke treffen zu können. Über den Rissflankenbeanspruchungsparameter werden sowohl die durchschnittlichen lokalen Kontaktspannungen  $\bar{\sigma}_{cs,max}$  als auch die Häufigkeit der Kontakte  $f_c$  berücksichtigt.

Abbildung 6-17 zeigt die Auswertung des Rissflankenbeanspruchungsparameters in Abhängigkeit der Pfadlänge  $x$  für unterschiedliche  $R$ -Verhältnisse. Analog zu den Untersuchungen zuvor wurden die Langzeitfestigkeitsamplituden nach Tabelle 6-1, S. 95 in den Simulationen aufgebracht. Der eingeführte Beanspruchungsparameter sinkt mit steigender Mittelspannung. Für alle negativen Spannungsverhältnisse werden hohe Werte ( $D > 1$ ) im Bereich bis  $x \approx 0,01$  mm ermittelt, die mit zunehmendem Rissfortschritt konsequent bis zum Ende der Simulation absinken. Bei  $R = 0$  tritt das Maximum von  $D \approx 0,7$  im Kurvenverlauf ähnlich wie bei den negativen  $R$ -Verhältnissen bei  $x = 0$  mm auf. Allerdings sinken die Werte für  $D$  anschließend sehr stark ab und der größte Teil der Rissflanke wird kaum beansprucht. Die beiden Kurven für  $R = 0,2$  und  $R = 0,5$  in Abbildung 6-17 zeigen keine Beanspruchung bei kleinen Pfadlängen. Der Riss ist also in diesem Bereich über die Simulationszeit komplett geöffnet. Ein Kontakt der Rissflanken mit der Kontaktlinie kann im Modell erst bei höheren Pfadlängen beobachtet werden.

Die Positionen, an denen erstmalig eine, wenn auch geringe, Beanspruchung der Rissflanken über den Beanspruchungswert  $D$  ermittelt wird, korrelieren sehr gut mit den ermittelten Risslängen aus Abschnitt 6.2.2, S. 105, an denen Risschließen detektiert wurde. In Verbindung mit der lokalen Auswertung der Kontaktspannungen über die Konturbilder zeigt sich entsprechend, dass die Rissflanken nur kurz vor der Rissspitze in Kontakt geraten. Die hervorgerufenen Kontaktspannungen an dieser Position steigen dabei mit zunehmender Pfadlänge an, haben allerdings kaum einen Effekt auf den ausgewerteten Beanspruchungsparameter, da die entsprechenden Pfadlängen im Gegensatz zu den negativen  $R$ -Verhältnissen nur einmalig beansprucht werden.

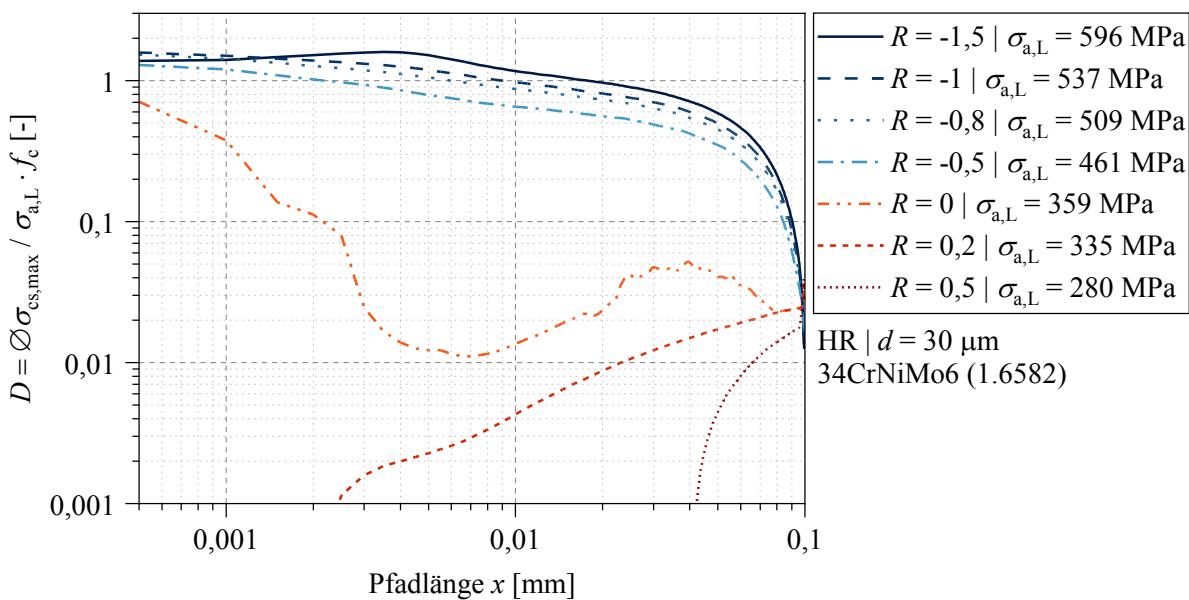


Abbildung 6-17: Auswertung des Rissflankenbeanspruchungsparameters bei unterschiedlichen  $R$ -Verhältnissen in Abhängigkeit der Pfadlänge  $x$  aus den Rissfortschrittsimulationen ausgehend von einem Hohlraum mit  $d = 30 \mu\text{m}$  in 34CrNiMo6.

Die Rissflankenbeanspruchungswerte wurden weiterhin in Abbildung 6-18 für die Rissfortschrittsimulation mit dem martensitischen Stahl X10CrNiMoV12-2-2 bei  $R = -1$  und der entsprechenden Langzeitfestigkeitsamplitude  $\sigma_{a,L} = 495 \text{ MPa}$  ausgewertet. Zusätzlich ist der Verlauf der Beanspruchungswerte der Rissfortschrittsimulation mit einem  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Einschluss ( $E = 400 \text{ GPa}$ ) dargestellt. Als Referenz (schwarze Kurve) ist eine Auswertung des Vergüungsstahl mit einem Hohlraum als Defektyp gezeigt.

Zwischen den beiden untersuchten Stählen zeigen sich in Bezug auf die Beanspruchungswerte nur sehr geringe Unterschiede bei kleinen Pfadlängen. Im Allgemeinen können daher die numerischen Ergebnisse für 34CrNiMo6 qualitativ auch für den Stahl X10CrNiMoV12-2-2 und für Stähle mit vergleichbaren Festigkeiten angenommen werden. Ein Einschluss mit 400 GPa bewirkt hingegen eine signifikante Reduzierung der Beanspruchung auf den Rissflanken bis ca. 20 % der simulierten Endrisslänge, was auf die Stützwirkung des Einschlusses zurückzuführen

ist. In unmittelbarer Umgebung des Einschlusses kann ein Wert von  $D \approx 1$  abgelesen werden. Die Beanspruchungsparameter der Rissflanke steigen anschließend leicht an und fallen bei  $x = 0,02$  mm mit der Kurve der Referenzrechnung zusammen.

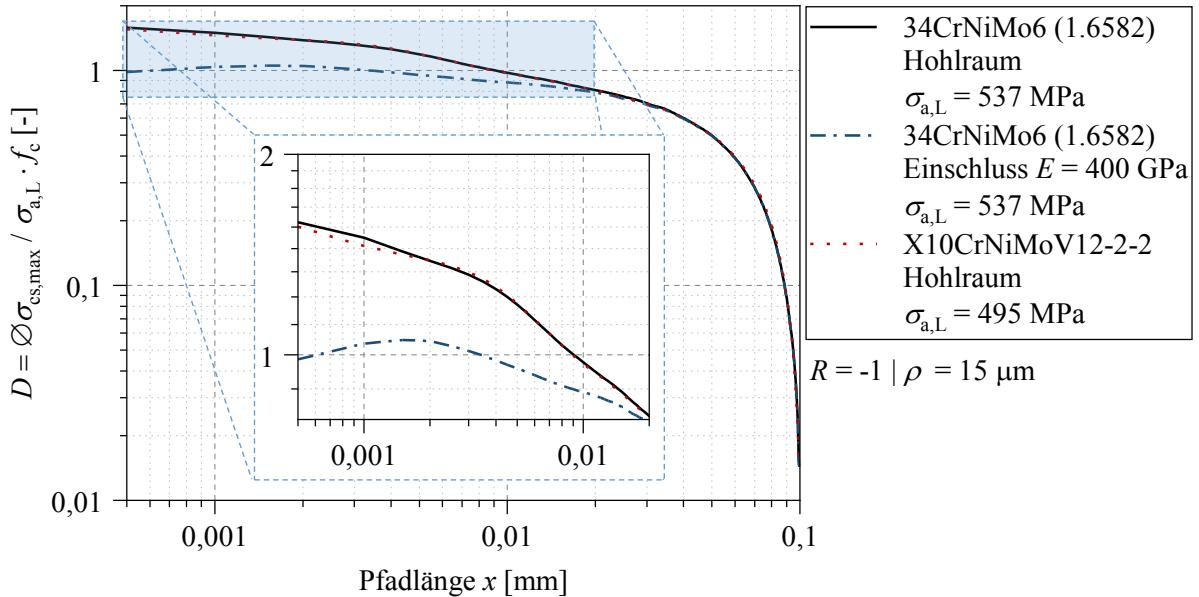


Abbildung 6-18: Auswertung des Rissflankenbeanspruchungsparameters über die Pfadlänge  $x$  für verschiedene Defekttypen und Werkstoffe.

### 6.3.3 Einfluss bei variabler Amplitudenbelastung

Die lokalen Kontaktspannungen und der eingeführte Rissflankenbeanspruchungsparameter werden im Folgenden unter dem Einfluss der Zweistufenblocklasten und der Kollektive FE-LIX-R sowie WISPER-R untersucht. Dazu wurden die Simulationen aus Abschnitt 6.2.5, S. 108 wie in Kapitel 6.1.4, S. 102 beschrieben, ausgewertet. Das Spannungsverhältnis wurde mit  $R = -1$  für die untersuchten und in Abschnitt 6.2.5 beschriebenen Kollektiven und Zweistufen-Blocklasten konstant gehalten.

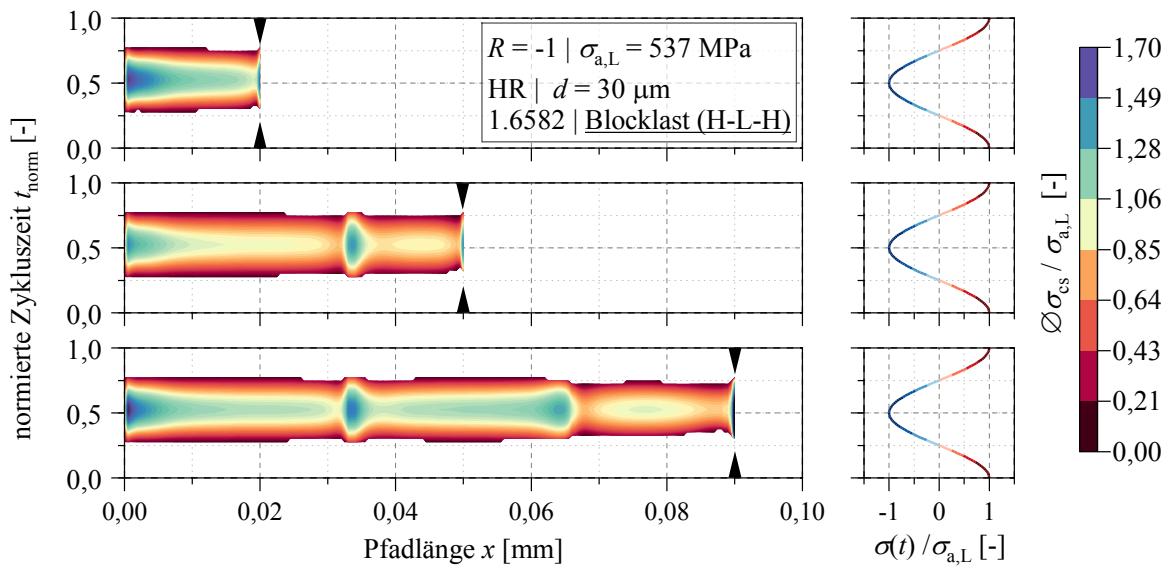


Abbildung 6-19: Auswertung der Kontaktspannungen auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells bei drei unterschiedlichen Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09]$  mm bei einer zweistufigen High-Low-High (H-L-H) Blockbelastung mit  $\sigma_a = [537; 456; 537]$  MPa und einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$ . Die markierte Position entspricht der Rissspitze.

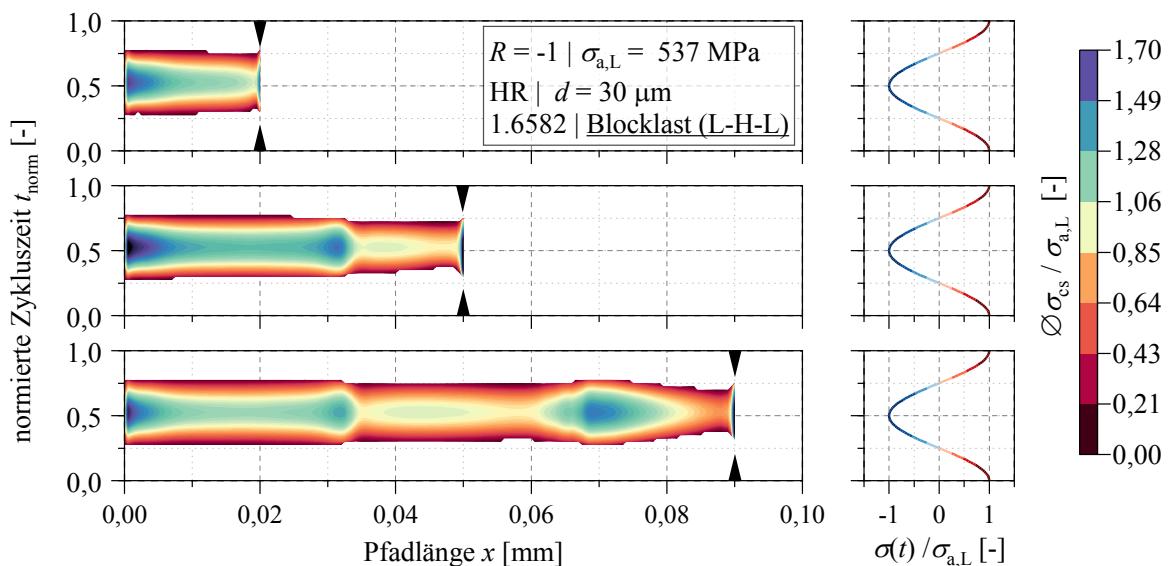


Abbildung 6-20: Auswertung der Kontaktspannungen auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells bei drei unterschiedlichen Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09]$  mm bei einer zweistufigen Low-High-Low (L-H-L) Blockbelastung mit  $\sigma_a = [537; 617; 537]$  MPa und einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$ . Die markierte Position entspricht der Rissspitze.

Die lokale Kontaktspannungsentwicklung auf den Rissflanken aufgrund der Blocklastsequenzen ist in Abbildung 6-19 und Abbildung 6-20 in den Konturbildern gezeigt. Die hohe bzw. niedrige Blocklast wurde bei 33 % der Gesamtrisslänge aufgebracht und bis 66 % der Gesamt-risslänge beibehalten. Vor allem im Vergleich zur CA-Belastung in Abbildung 6-12, S. 112 sind nicht nur in der Umgebung des Defekts bzw. bei  $x \approx 0$  Extrema im Konturbild zu erkennen. Vor allem an den Positionen auf der Rissflanke, an denen die hohen bzw. niedrigen Blocklast aufgebracht wurde, können erhöhte Kontaktspannungen beobachtet werden.

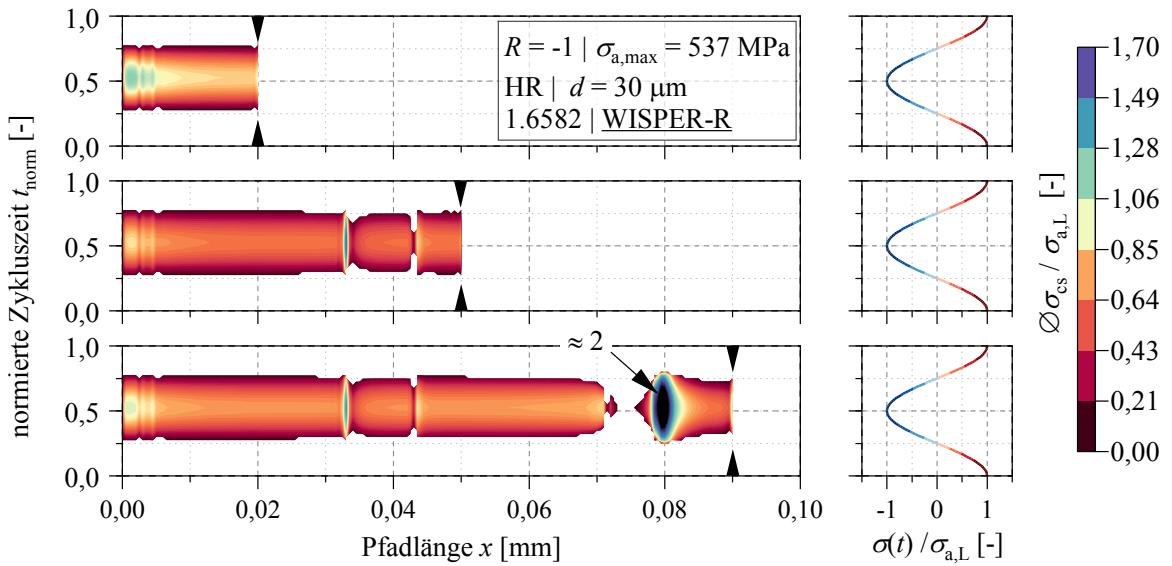


Abbildung 6-21: Auswertung der Kontaktspannungen entlang des Auswertepfads  $x$  auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells für drei unterschiedliche Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09]$  mm bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  und der BZF WISPER-R (vgl. Abbildung 4-7, S. 58) mit einem Kollektivhöchstwert von  $\sigma_{a,max} = 537$  MPa. Die markierte Position entspricht der Rissspitze.

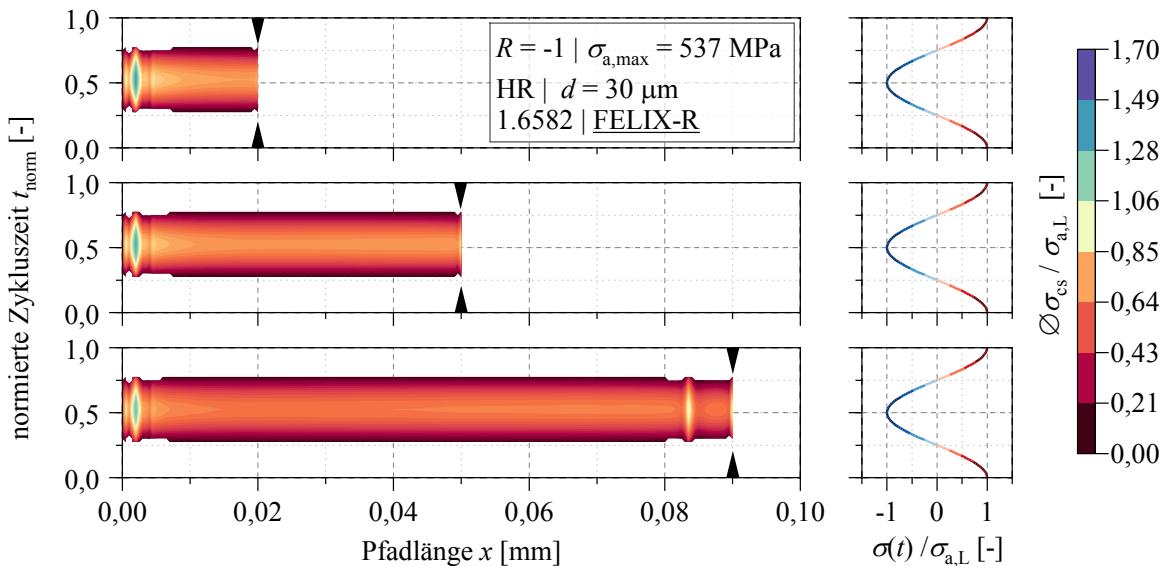


Abbildung 6-22: Auswertung der Kontaktspannungen entlang des Auswertepfads  $x$  auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells für drei unterschiedliche Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09]$  mm bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  und der BZF FELIX-R (vgl. Abbildung 4-7, S. 58) mit einem Kollektivhöchstwert von  $\sigma_{a,max} = 537$  MPa.. Die markierte Position entspricht der Rissspitze.

Zudem wird anhand des mittleren Konturbilds bei einer Risslänge von  $a = 0,05$  mm deutlich, welchen Einfluss die erhöhte bzw. verringerte Blocklastamplitude auf die Rissflanke des vorherigen Blocks hat. Die hohe Blocklastamplitude im mittleren Block der L-H-L-Sequenz in Abbildung 6-20 erzeugt sehr hohe Kontaktspannungen im Bereich der ersten Blocklaststufe. Hingegen wird die Beanspruchung der Rissflanke im Bereich der ersten Blocklaststufe durch den niedrigen Block in der H-L-H-Sequenz reduziert (vgl. Abbildung 6-19).

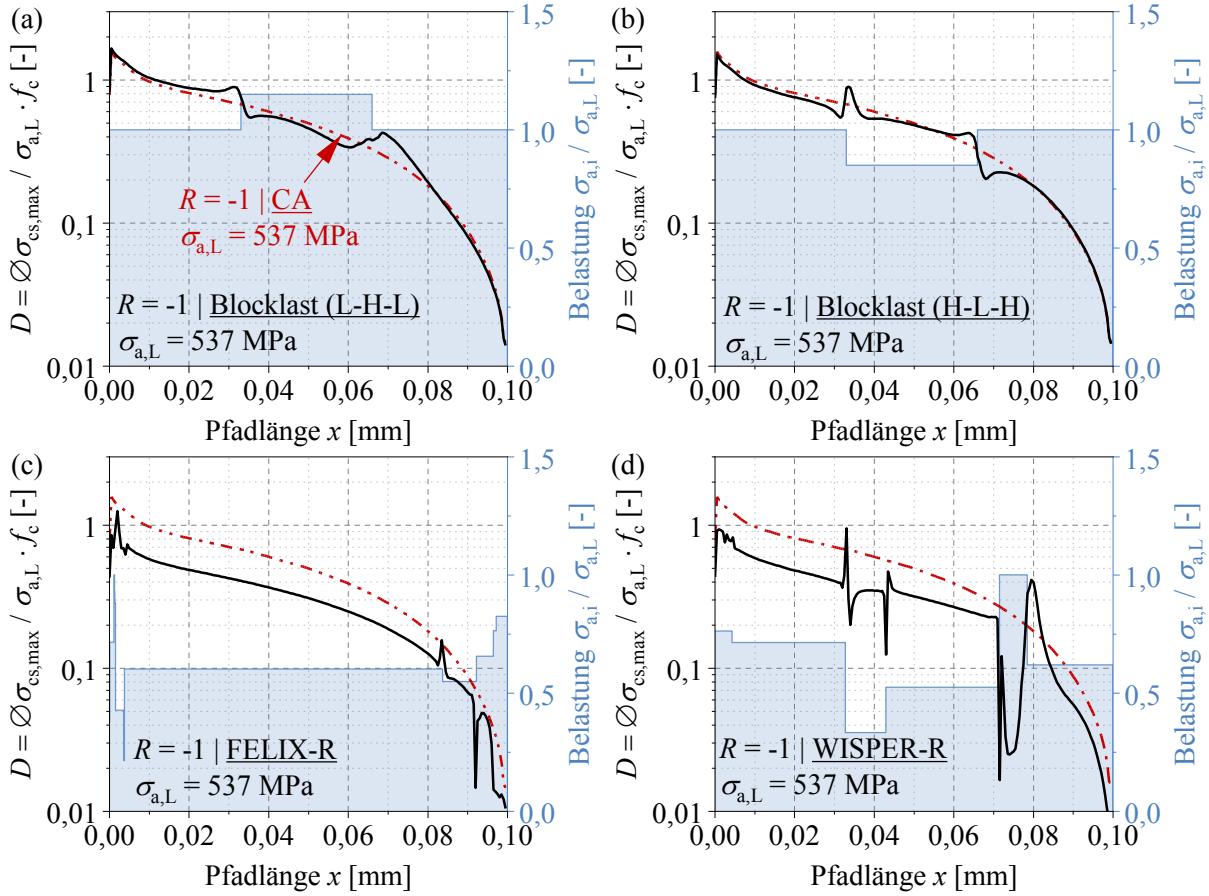


Abbildung 6-23: Einfluss der aufgebrachten Belastungs-Zeit-Funktion auf den Rissflankenbeanspruchungsparameter im Vergleich zur CA-Belastung. (a) Zweistufen Blocklast L-H-L; (b) Zweistufen Blocklast H-L-H; (c) FELIX-R-Kollektiv; (d) WISPER-R-Kollektiv.

Die Konturbilder der Kollektive FELIX-R und WISPER-R sind Abbildung 6-21 und Abbildung 6-22 zu finden. Obwohl die Konturbilder insgesamt auf der Rissflanke geringere Kontaktspannungen im Vergleich zur CA-Belastung belegen, können ähnlich wie bei den Blocklastuntersuchungen, örtlich lokale Extremwerte beobachtet werden. Vor allem für das Windturbinenlastspektrum WISPER-R (Abbildung 6-21) wurden sehr hohe normierte Kontaktspannungen von  $\bar{\sigma}_{cs} / \sigma_{a,L} \approx 2$  im Bereich von  $x = 0,08$  mm, im Anschluss an den höchsten Block des Kollektivs, berechnet. An dieser Position auf der Rissflanke wirkt daher in etwa die doppelte Spannungsamplitude als Kontaktspannung. Das Helikopterrotorspektrum FELIX-R (Abbildung 6-22) zeigt ähnliche Kontaktspannungsspitzen kurz nach dem Aufbringen der maximalen Amplitude der Sequenz. Die Höhe der Beanspruchung ist aber im Vergleich zu WISPER-R deutlich geringer.

Der Verlauf der Rissflankenbeanspruchungswerte  $D$  ist für die untersuchten Kollektive im Vergleich zur CA-Belastung in Abbildung 6-23 aufgetragen. Die Hauptbeanspruchung kann auch bei den untersuchten Kollektiven in der Umgebung des Hohlraums festgestellt werden. Den-

noch beeinflussen die unterschiedlichen Blocklastsequenzen die ausgewerteten Beanspruchungswerte auf der Rissflanke. Anhand der Blocklastuntersuchungen in Abbildung 6-23a ist zu erkennen, dass der Bereich zu Beginn und am Ende des hohen Blocks etwas stärker im Vergleich zur CA-Belastung beansprucht wird. Vor dem niedrigen Block in Abbildung 6-23b zeigt sich ein ähnliches Bild. Allerdings erfährt die Rissflanke an der Position kurz nach dem niedrigen Block eine geringere Beanspruchung im Vergleich zur CA-Belastung.

Die Belastung mit den Kollektiven FELIX-R und WISPER-R in Abbildung 6-23c und d führen zu tendenziell geringeren Beanspruchungswerten auf der ausgewerteten Rissflanke. Dies ist plausibel, da durch die Lastsequenzen über weite Bereiche des Rissfortschritts geringere Amplituden aufgebracht werden als bei der CA-Belastung. Dennoch treten einige Extremwerte im Verlauf über  $x$  auf, die mit den Blocklastwechseln korrelieren. Bei der Auswertung der Rissöffnungswerte in Abschnitt 6.2.5, S. 108 konnte beobachtet werden, dass der Riss beim Wechsel von einem hohen zu einem niedrigen Block teils stark beeinflusst wird und deutlich später im Belastungszyklus öffnet. Diese Erkenntnisse korrelieren mit den Daten des vorgeschlagenen Rissflankenbeanspruchungsparameters. Bei WISPER-R treten an diesen Positionen auf der Rissflanke deutlich höhere Beanspruchungsspitzen auf, die teilweise auch den Verlauf der Beanspruchungswerte bei der CA-Belastung überschreiten ( $x = 0,08 \text{ mm}$  bzw.  $x = 0,033 \text{ mm}$ ).

## 6.4 Korrelation zur FGA-Bildung

Die Auswertung der Kontaktspannungen an den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells über die vorgestellten Konturbilder sowie über den vorgestellten Rissflankenbeanspruchungsparameters  $D$  lassen eine Bewertung des von *Hong et al.* [83] (Abschnitt 2.4.3, S. 32) vorgeschlagenen Modells zur FGA-Bildung zu. Nach dem NCP-Modell sind zwei Bedingungen für die FGA-Bildung nötig. Erstens, häufig wiederkehrender Bruchflächenkontakt und zweitens sehr geringe Rissausbreitungsgeschwindigkeiten. Wie in Abschnitt 2.4.2.3, S. 30 beschrieben, wurden sehr geringe  $da/dN$ -Werte im Bereich von  $10^{-14}$  bis  $10^{-11} \text{ m/LW}$ , teils weit unterhalb des Gitterabstands der Materialien, innerhalb der FGA beobachtet. Über die numerischen Simulationen lassen sich sowohl Position und Höhe der Kontaktspannungen auf den Rissflanken mithilfe der Konturbilder ermitteln. Über den Rissflankenbeanspruchungsparameter können außerdem ortsabhängige Aussagen zur zyklischen Beanspruchung der Rissflanke getroffen werden, indem sowohl die durchschnittlichen lokalen Kontaktspannungen als auch die Häufigkeit der Kontakte berücksichtigt werden.

Bei einer CA-Belastung zeigen sich sowohl anhand der Konturbilder als auch anhand der Beanspruchungswerte  $D$  mit steigendem  $R$ -Verhältnis geringere Kontaktbeanspruchungen auf den Rissflanken. Dies korreliert mit den experimentellen Erkenntnissen, dass die feinkörnige Zone

bei vorwiegend negativen oder leicht positiven Spannungsverhältnissen um die bruchauslösenden Defekte beobachtet werden kann und weiter mit der z. B. in [81] beobachteten Dicke des FGA-Layers unter der Bruchfläche (siehe auch Abbildung 2-25, S. 41). D. h. sowohl die Beanspruchungswerte (Abbildung 6-17, S. 116) als auch die Dicke des FGA-Layers steigen mit abnehmendem Spannungsverhältnis an. Dementsprechend ist die Bildung eines FGA-Layers bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  ausgeprägter als bei  $R = -0,5$ . Für die sehr hohe Mittelspannung bei  $R = 0,5$  konnten über die Bruchflächenbetrachtungen in der Literatur keine FGA-Bildung beobachtet werden. In den vorgestellten numerischen Simulationen für  $R = 0,2$  und  $R = 0,5$  konnte dahingehend festgestellt werden, dass die Rissflanken über den Großteil der Simulation geöffnet sind und ein Kontakt nur kurz vor der Riss spitze zu beobachten ist. Weiterhin werden für die untersuchten Spannungsverhältnisse im Zugschwellbereich nur sehr geringe Beanspruchungswerte für die Rissflanken berechnet.

Weiterhin wurde die Position der maximalen Kontaktbeanspruchung auf der Rissflanke für die Rissfortschrittsmodelle ausgewertet. Es konnte festgestellt werden, dass für  $R < 0$  die maximale Kontaktbeanspruchung primär am Ort der Rissentstehung liegt und dass das Material bei jedem Risswachstumsschritt wiederholt an der gleichen Stelle beansprucht wird. Diese Ergebnisse konnten vor allem durch die Auswertung des Rissflankenbeanspruchungsparameters gestützt werden und zeigen eine weitere Korrelation zur FGA-Bildung. Eine Besonderheit der FGA ist es erfahrungsgemäß, dass das feinkörnige Gebiet hauptsächlich in direkter Umgebung des bruchauslösenden Einschlusses beobachtet wird.

Dennoch zeigen Untersuchungen bei VA-Belastung und  $R = -1$  in [81,121] bzw. an den Bruchflächenuntersuchungen aus Abbildung 5-11 mit dem Kollektiv FELIX, dass eine Feinkornzone auch partiell unter der Bruchfläche in einiger Entfernung zum Einschluss gebildet werden kann. Ein partieller FGA-Layer zeigt sich auch bei leicht positiven  $R$ -Verhältnissen [81] in Abbildung 2-25c oder über die in Abschnitt 5.3 durchgeführten Untersuchungen an Ti6Al4V bei  $R = -1$  in einem Abstand von etwa 360  $\mu\text{m}$  vom Ende des künstlich erzeugten Defekts entfernt. Die experimentellen Beobachtungen zeigen eine Analogie zwischen den experimentell ermittelten lokalen Feinkornzonen und den Konturbildern der Kontaktspannungen sowie der ausgewerteten Rissflankenbeanspruchung. Die Kontaktbeanspruchung in den Konturbildern der untersuchten Blocklasten aus Abschnitt 6.3.3, S. 117 zeigt lokale Extrema an den Positionen, an denen der hohe- bzw. niedrige Block eingeleitet wurde. Die lokalen Extrema sind noch deutlicher bei den untersuchten Kollektiven FELIX-R und WISPER-R (Anhang A3, S. 119) auszumachen. Die Rissflankenbeanspruchungswerte in Abbildung 6-23c und d zeigen weiterhin Spitzenwerte im Verlauf über die Rissflanke, die teilweise deutlich über die Referenzrechnung bei der CA-Belastung hinausragen und außerdem weit vom Rissinitiierungsort entfernt liegen. Die Rissflanke wird demnach global weniger, lokal aber deutlich mehr, auf einem vergleichbaren

Level wie am Ort der Rissinitierung, beansprucht. Wenn von einer Korrelation zwischen dem vorgeschlagenem Beanspruchungsparameter und der Dicke des FGA-Layers unter der Bruchfläche ausgegangen wird, können auch die größeren lokalen Zonen bei FELIX von  $t_{FGA} \approx 2,5 \mu\text{m}$  im Vergleich zur CA-Belastung erklärt werden. Es gilt zu bedenken, dass die Kollektive und Blocklasten in den Rissfortschrittssimulationen nur einmal bis zur Endrisslänge von  $a = 0,1 \text{ mm}$  simuliert wurden. Es ist aber davon auszugehen, dass aufgrund der sehr geringen Rissgeschwindigkeiten im Bereich der FGA, etliche Durchläufe der Kollektive für die gleiche Endrisslänge in der Realität stattfinden. Ein Vergleich der absoluten Werte und Positionen auf der Rissflanke zwischen experimenteller Bruchfläche und der definierten Pfadlänge  $x$  ist also nicht sinnvoll.

Unter Berücksichtigung dieser Aspekte sind die mikrostrukturellen Veränderungen des Gefüges durch den wiederkehrenden Bruchflächenkontakt und somit die Bildung eines FGA-Layers in der Umgebung der Fehlstelle bzw. im Fall einer VA-Belastung in einiger Entfernung zur Fehlstelle, durch die hohen Lastwechselzahlen bei einer VHCF-Belastung und damit die Erklärung der FGA-Bildung nach dem NCP-Modell von *Hong et al.* wahrscheinlich.



## 7 Zusammenfassung und Ausblick

Zahlreiche lasttragende Komponenten, Brückenbauwerke und Medizinprodukte sind aufgrund ihrer Belastungsfrequenzen oder ihrer Betriebszeiten sehr hohen Lastwechselzahlen ausgesetzt. Eine ermüdungsfeste Auslegung dieser Bauteile und Strukturen ist von essenzieller Bedeutung, sollen deren Ausfälle durch Ermüdungsbrüche sowie die finanziellen, wirtschaftlichen und sozialen Folgen verhindert werden. Dabei können auch schon Spannungsamplituden weit unterhalb der in der Vergangenheit als sicher angenommenen Langzeitfestigkeit für Grenzlastspielzahlen von  $10^6$  -  $10^7$  Zyklen zur Schädigung der Materialien beitragen. In gängigen Schwingfestigkeitsnormen und -richtlinien wird den gewonnenen Erkenntnissen bei sehr hohen Lastwechselzahlen teils Rechnung getragen, indem Begriffsänderungen beschlossen, konventionelle Langzeitfestigkeitswerte abgesenkt oder die Unterteilung in unterschiedliche Werkstofftypen vorgenommen wurde. Viele Erscheinungen und Einflüsse im Very High Cycle Fatigue (VHCF) Bereich sind zum aktuellen Stand der Forschung nicht vollumfänglich geklärt. Um die Phänomene und Einflussgrößen der Rissausbreitung und -initiierung im VHCF-Bereich zu untersuchen, wurden innerhalb dieser Arbeit systematische Experimente und numerische Simulationen durchgeführt.

Die wesentliche Zielstellung dieser Arbeit war es verschiedene Einflussgrößen auf das VHCF-Ermüdungsverhalten zu bewerten. Dazu wurden Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten im VCHF-Bereich von Stählen unter dem Einfluss von korrosivem Seewasser durchgeführt. Der Vergütungsstahl 34CrNiMo6 (1.6582), der Baustahl S355J2C+N (1.0579) und der nichtrostende Duplexstahl X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462) wurden dahingehend bis zu einer Grenzlastspielzahl von  $2 \cdot 10^9$  Zyklen bei konstanter Amplitudenbelastung unter dem Einfluss von künstlichem Seewasser untersucht. Zur Durchführung der Ermüdungsversuche wurde der vorhandene Ultraschallprüfstand um eine Testkammer für Unterwasserversuche erweitert und die am Lehrstuhl für Strukturmechanik entwickelte Steuerungssoftware UFATES<sup>VAL</sup> optimiert und angepasst. Die ermittelten Wöhlerlinien unter Korrosionseinfluss wurden mit Datensätzen aus Literaturquellen unter Laborluft und weiteren Umgebungsbedingungen verglichen und diskutiert.

Mit dem unter korrosivem Einfluss getesteten Vergütungsstahl 34CrNiMo6 wurden weiterhin Ermüdungsversuche bei variabler Amplitudenbelastung anhand der rekonstruierten Standardlastspektren WISPER und FELIX unter Luftbedingungen durchgeführt, um sowohl den Einfluss des Spannungsverhältnisses sowie des aufgebrachten Amplitudenkollektivs zu ermitteln. Die bruchauslösenden Defekte wurden untersucht, vermessen und die resultierende Wöhlerlinie

nach dem Ansatz von *Murakami* [57] mittels der vermessenen Defektgrößen ausgewertet. Das WISPER-Kollektiv führt zu einer höheren Schädigung im Material im Vergleich zum FELIX-Kollektiv. Mit der Berechnung des Völligkeitsmaßes der Kollektive wurde ein Term zur Erweiterung des Ansatzes von *Murakami* [57] vorgeschlagen, um den Einfluss variabler Amplitudenbelastung zu berücksichtigen. Die Auswertung der Versuchsdaten inklusive der Berücksichtigung des Völligkeitsmaßes der Kollektive zeigte eine bessere Bewertung der Schwellspannungsamplitude für kurze Risse, wobei dennoch eine konservative Abschätzung für die angegebene Grenzschwingspielzahl von  $10^9$  Zyklen vorliegt. Zusätzlich wurden die Bruchflächen einzelner Versuche auf die Ausbildung einer Fine Granular Area (FGA) bzw. des FGA-Layers unter der Bruchfläche untersucht. Bei FELIX ( $R = -1$ ) konnte ein partieller FGA-Layer an einzelnen Positionen detektiert werden. Es wurde außerdem beobachtet, dass eine partielle FGA-Bildung bevorzugt an Humps des Bruchflächenprofils stattfindet.

Mit dem Ziel einen Beitrag zur Klärung des Bildungsmechanismus der FGA zu leisten, wurden mithilfe der additiven Fertigung künstliche Fehlstellen innerhalb von Ermüdungsproben aus Ti6Al4V positioniert, um sowohl die Rissinitiierung als auch die Bildung einer FGA um den eingebrachten Defekt zu provozieren und weiter zu studieren. Anhand von FIB-Untersuchungen konnte ein FGA-Layer ausgehend vom eingebrachten inneren Defekt detektiert werden. Da über FIB-Untersuchungen nur ein sehr kleiner Bereich unter der Bruchfläche freigelegt werden kann, wurden alternative Ansätze zur Freilegung des feinkörnigen Bereichs erprobt. Über geätzte und polierte metallische Schliffe und dem Cross Section Polishing Verfahren konnten u. a. durch die Ausbildung von Mikroschäden deutliche Hinweise einer FGA-Bildung in der Umgebung einer prozessinduzierten Pore und direkt unter der Bruchfläche des Hauptrisses detektiert werden.

In Anlehnung an die Voraussetzungen zur FGA-Bildung nach dem Numerous Cyclic Pressing (NCP) Modell von *Hong et al.* [83] wurde ein rotationssymmetrisches Rissfortschrittsmodell mit elastisch-plastischem Materialverhalten entwickelt, das die Gegebenheiten der Rissausbreitung im Inneren einer VHCF-Probe ausgehend von einer sphärischen Fehlstelle simuliert. Die Simulationen wurden bei den entsprechenden Langzeitfestigkeiten im VHCF-Bereich für  $10^9$  Zyklen mit den Stählen 34CrNiMo6 und X10CrNiMoV12-2-2, ähnlicher Festigkeit, durchgeführt. Es wurde sowohl der Einfluss des Rissenschließens bei unterschiedlichen Mittelspannungen bzw.  $R$ -Verhältnissen als auch die auftretenden lokalen Kontaktspannungen auf den Rissflanken bei konstanter und variabler Amplitudenbelastung untersucht. Im Weiteren wurde ein Rissflankenbeanspruchungsparameter vorgeschlagen, der auf den durchschnittlichen Kontaktspannungen und der Kontakthäufigkeit der Positionen auf der Rissflanke beruht und damit eine integrale Beurteilung der Rissflankenbeanspruchung zulässt. Aus den Ergebnissen wird

geschlussfolgert, dass die experimentell beobachteten partiellen Feinkornzonen in einiger Entfernung zur Rissinitiierung durch die Kontaktspannungen zwischen den Bruchflächen beeinflusst werden können. Mitunter zeigen die Simulationen über die Auswertung der Rissöffnungswerte und der Kontaktspannungen viele Hinweise, die das NCP-Modell von *Hong et al.* zur FGA-Bildung aufgrund von Bruchflächenkontakt stützen, da die Kornfeinung nicht ausschließlich und teils gar nicht in der Nähe des Rissursprungs beobachtet wurde, sondern vor allem auch in Bereichen, in denen der Kontakt der Bruchflächen intensiver sein könnte.

Das vorgestellte Rissfortschrittsmodell kann dahingehend optimiert werden, dass das aktuell eingesetzte Node-Release-Verfahren durch einen schädigungsbasierten Ansatz der Rissverweiterung ersetzt wird. Somit sind, bei entsprechender Kalibrierung, Aussagen zu Rissgeschwindigkeiten möglich. Mitunter sollte die FGA-Bildung durch die vorgestellten Methoden auf beiden Probenhälften untersucht werden, um die FGA-Modelle weiter einzugrenzen. Dazu können z. B. die vorgestellten Untersuchungen mit künstlichen Defekten weiter systematisch bei unterschiedlichen  $R$ -Verhältnissen analysiert werden und der Rissfortschritt anhand der Mehrprobentechnik oder in-situ mittels  $\mu$ CT verfolgt werden. Das WISPER-Kollektiv zeigte im Vergleich zu FELIX örtlich noch höhere Beanspruchungswerte auf den Rissflanken über das numerische Modell. Mikroskopische Untersuchungen bei Proben, die mit WISPER und  $R = -1$  beansprucht werden, können hier weitere Hinweise zur FGA-Bildung liefern und mit den durchgeführten fraktographischen Untersuchungen bei FELIX verglichen werden. Über den entwickelten Seewasserprüfstand sind auch VHCF-Untersuchungen unter diversen anderen Medien, wie z. B. Abwässer, destilliertes Wasser, etc. möglich. Mit sehr geringem Aufwand sind außerdem Versuche bei höheren bzw. geringeren Temperaturen durch Aufheizen oder Kühlen des Wassertanks zukünftig möglich.



## Literaturverzeichnis

- [1] Braithwaite, F. On the Fatigue and Consequent Fracture of Metals. *Minutes of the Proceedings of the Institution of Civil Engineers* **1854**, 463–467, doi:10.1680/imotp.1854.23960.
- [2] Albert, W.A.J. Über Treibseile am Harz. *Archiv für Mineralogie, Georgnosie, Bergbau und Hüttenkunde* **1837**, 215–234.
- [3] Wöhler, A. Über die Festigkeitsversuche mit Eisen und Stahl. *Zeitschrift für Bauwesen* **1870**, 73–106.
- [4] Schütz, W. Zur Geschichte der Schwingfestigkeit. *Mat.-wiss. u. Werkstofftech* **1993**, 24, 203–232, doi:10.1002/mawe.19930240605.
- [5] Fehlmann, P. Warum auch Maschinen und Bauwerke müde werden. *Figurationen* **2013**, 14, 83–92, doi:10.7788/figurationen.2013.14.1.83.
- [6] Lüpke, M. von. Bohrinsel-Katastrophe 1980: Der Untergang der "Kielland". Zugriff unter: <https://www.spiegel.de/geschichte/bohrinsel-alexander-l-kielland-katastrophe-in-der-nordsee-a-1025238.html> (Stand: 29 September 2021).
- [7] Esslinger, V.; Kieselbach, R.; Koller, R.; Weisse, B. The railway accident of Eschede – technical background. *Eng Fail Anal* **2004**, 11, 515–535, doi:10.1016/j.engfailanal.2003.11.001.
- [8] NDR. ICE-Unglück in Eschede: Eine Katastrophe und ihre Folgen. Zugriff unter: <https://www.ndr.de/geschichte/schauplaetze/Zugunglueck-in-Eschede-Katastrophe-mit-101-Toten,eschede18.html> (Stand: 29 September 2021).
- [9] Cong, T.; Han, J.; Hong, Y.; Domblesky, J.P.; Liu, X. Shattered rim and shelling of high-speed railway wheels in the very-high-cycle fatigue regime under rolling contact loading. *Eng Fail Anal* **2019**, 97, 556–567, doi:10.1016/j.engfailanal.2019.01.047.
- [10] Klinger, C.; Bettge, D. Axle fracture of an ICE3 high speed train. *Eng Fail Anal* **2013**, 35, 66–81, doi:10.1016/j.engfailanal.2012.11.008.
- [11] Pennings, B.; Tran, M.; Derkx, M.; Feijtel, J.; Lith, J.; Brandsma, A.; Schaik, M. New CVT pushbelt design to cover all front wheel drive powertrains. Zugriff unter: [https://www.researchgate.net/publication/255616135\\_New\\_CVT\\_push-belt\\_design\\_featuring\\_a\\_new\\_maraging\\_steel\\_to\\_cover\\_all\\_front\\_wheel\\_drive\\_powertrains](https://www.researchgate.net/publication/255616135_New_CVT_push-belt_design_featuring_a_new_maraging_steel_to_cover_all_front_wheel_drive_powertrains) (Stand: 5 May 2022).
- [12] Shanyavskiy, A.A. Fatigue limit – Material property as an opened or closed system?: Practical view on the aircraft components failures in GCF area. *Int J Fatigue* **2006**, 28, 1647–1657, doi:10.1016/j.ijfatigue.2005.12.008.
- [13] Fitzka, M.; Rennhofer, H.; Catoor, D.; Reiterer, M.; Lichtenegger, H.; Checchia, S.; di Michiel, M.; Irrasch, D.; Gruenewald, T.A.; Mayer, H. High Speed In Situ Synchrotron Observation of Cyclic Deformation and Phase Transformation of Superelastic Nitinol at Ultrasonic Frequency. *Exp Mech* **2020**, 60, 317–328, doi:10.1007/s11340-019-00562-8.
- [14] Ziegler, L.; Cosack, N.; Kolios, A.; Muskulus, M. Structural monitoring for lifetime extension of offshore wind monopiles: Verification of strain-based load extrapolation algorithm. *Marine Structures* **2019**, 66, 154–163, doi:10.1016/j.marstruc.2019.04.003.
- [15] Palin-Luc, T.; Pérez-Mora, R.; Bathias, C.; Domínguez, G.; Paris, P.C.; Arana, J.L. Fatigue crack initiation and growth on a steel in the very high cycle regime with sea water

- corrosion. *Eng Fract Mech* **2010**, *77*, 1953–1962, doi:10.1016/j.engfracmech.2010.02.015.
- [16] Li, Y.-D.; Zhang, L.-L.; Fei, Y.-H.; Liu, X.-Y.; Li, M.-X. On the formation mechanisms of fine granular area (FGA) on the fracture surface for high strength steels in the VHCF regime. *Int J Fatigue* **2016**, *82*, 402–410, doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.08.021.
- [17] Marines-Garcia, I.; Paris, P.C.; Tada, H.; Bathias, C.; Lados, D.A. Fatigue crack growth from small to large cracks on very high cycle fatigue with fish-eye failures. *Eng Fract Mech* **2008**, *75*, 1657–1665, doi:10.1016/j.engfracmech.2007.05.015.
- [18] Tanaka, K.; Akiniwa, Y. Fatigue crack propagation behaviour derived from S-N data in very high cycle regime. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **2002**, *25*, 775–784, doi:10.1046/j.1460-2695.2002.00547.x.
- [19] Sander, M. *Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen: Konzepte und Methoden zur Lebensdauervorhersage*, 2., aktualisierte und ergänzte Auflage; Springer Vieweg: Berlin, **2018**, ISBN 978-3-662-54443-3.
- [20] Richard, H.A.; Sander, M. *Ermüdungsrisse: Erkennen, sicher beurteilen, vermeiden*, 2., erw. Aufl.; Vieweg+Teubner: Wiesbaden, **2012**, ISBN 9783834815941.
- [21] DIN-Normenausschuss Materialprüfung. *Schwingfestigkeitsversuch – Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile*, **2016** (50100).
- [22] Haibach, E. *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*, 3., korrigierte und erg. Aufl.; Springer-Verlag: Berlin, **2006**, ISBN 978-3-540-29363-7.
- [23] Radaj, D.; Vormwald, M. *Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure*, 3., neubearbeitete und erweiterte Auflage; Springer-Verlag: Berlin, Heidelberg, **2007**, ISBN 978-3-540-71458-3.
- [24] Miller, K.J. The two thresholds of fatigue behaviour. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **1993**, *16*, 931–939, doi:10.1111/j.1460-2695.1993.tb00129.x.
- [25] Irwin, G.R. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *J Appl Mech* **1957**, 361–364.
- [26] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, 5., aktualisierte und erweiterte Auflage; Springer Vieweg: Wiesbaden, **2016**, ISBN 978-3-658-13795-3.
- [27] Abdelfattah, L. Ausgewählte Einflüsse auf das Rissfortschrittsverhalten am Beispiel zweier AlSi-Gusslegierungen. Dissertation; Montanuniversität Leoben, Leoben, Österreich, **2014**.
- [28] Paris, P.C.; Gomez M. P.; Anderson W. E. A rational analytic theory of fatigue. *The Trend in Engineering* **1961**, 9–14.
- [29] Erdogan, F.; Ratwani, M. Fatigue and fracture of cylindrical shells containing a circumferential crack. *International Journal of Fracture Mechanics* **1970**, 379–392.
- [30] NASA Johnson Space Center; Southwest Research Institute®. *NASGRO® - fracture mechanics and fatigue crack growth analysis software*, **2010**.
- [31] Zerbst, U.; Vormwald, M.; Pippan, R.; Gänser, H.-P.; Sarrazin-Baudoux, C.; Madia, M. About the fatigue crack propagation threshold of metals as a design criterion – A review. *Eng Fract Mech* **2016**, *153*, 190–243, doi:10.1016/j.engfracmech.2015.12.002.
- [32] Miller, K.J. The behaviour of short fatigue cracks and their initiation part II - A general summary. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **1987**, *10*, 93–113, doi:10.1111/j.1460-2695.1987.tb01153.x.

- [33] Spriestersbach, D. VHCF-Verhalten des hochfesten Stahls 100Cr6: Rissintiierungsmechanismen und Schwellenwerte. Dissertation; Technische Universität Kaiserslautern, Kaiserslautern, **2019**.
- [34] Taylor, D. Fatigue of short cracks: the limitations of fracture mechanics. In *The Behaviour of Short Fatigue Cracks, Mechanical Engineering Publications*; Miller, K.J., los Rios, E.R. de, Eds.; London, **1986**.
- [35] Elber, W. Fatigue crack closure under cyclic tension. *Eng Fract Mech* **1970**, *2*, 37–45, doi:10.1016/0013-7944(70)90028-7.
- [36] Mutschler, P. *Charakterisierung des thermischen Ermüdungsrisswachstums zur Bewertung von Kraftwerkskomponenten*; Verlag Dr. Hut: München, **2019**, ISBN 9783843940627.
- [37] Schijve, J. *Fatigue of structures and materials*, 2. ed.; Springer-Verlag: Dordrecht, **2009**, ISBN 978-1-4020-6808-9.
- [38] Liaw, P.K. Overview of Crack Closure at Near-Threshold Fatigue Crack Growth Levels. In *Mechanics of fatigue crack closure: [the International Symposium on Fatigue Crack Closure was held in Charleston, SC, on 1 - 2 May 1986]*; Newman, J.C., Ed.; ASTM: Philadelphia, Pa., **1988**; 62-62-31, ISBN 978-0-8031-0996-4.
- [39] Bupesh Raja, V.K.; Palanikumar, K.; Rohith Renish, R.; Ganesh Babu, A.N.; Varma, J.; Gopal, P. Corrosion resistance of corten steel – A review. *Materials Today: Proceedings* **2021**, doi:10.1016/j.matpr.2021.01.334.
- [40] Palit, S. Recent Advances in Corrosion Science: A Critical Overview and a Deep Comprehension. In *Direct Synthesis of Metal Complexes*; Kharisov, B.I., Ed.; Elsevier: San Diego, **2018**; pp 379–411, ISBN 9780128110614.
- [41] WebCorr Corrosion Consulting Services. Different Types of Corrosion. Zugriff unter: [https://www.corrosionclinic.com/different\\_types\\_of\\_corrosion.htm](https://www.corrosionclinic.com/different_types_of_corrosion.htm) (Stand: 8 June 2021).
- [42] Tostmann, K.-H. *Korrosion: Ursachen und Vermeidung*; Wiley-VCH: Weinheim, **2001**, ISBN 3-527-30203-4.
- [43] G01 Committee. *ASTM G46 - 94 - Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion*; ASTM International: West Conshohocken, PA.
- [44] Qiu, J. Stainless Steels and Alloys: Why They Resist Corrosion and How They Fail. Zugriff unter: [https://www.corrosionclinic.com/corrosion\\_resources/stainless\\_steels\\_why\\_how\\_p1.htm](https://www.corrosionclinic.com/corrosion_resources/stainless_steels_why_how_p1.htm) (Stand: 8 June 2021).
- [45] IET Institute for Energy Technology. TFD Kavitation. Zugriff unter: <https://www.iet.hsr.ch/index.php?id=17892> (Stand: 8 June 2021).
- [46] BDS AG - Bundesverband Deutscher Stahlhandel. Spannungsrißkorrosion. Zugriff unter: <https://kerschgens.stahl-lexikon.de/index.php/stahllexikon/53-s/2524-Spannungsrißkorrosion.html> (Stand: 9 June 2021).
- [47] Kaesche, H. *Die Korrosion der Metalle*; Springer Berlin Heidelberg: Berlin, Heidelberg, **2011**, ISBN 978-3-642-18427-7.
- [48] Mughrabi. On the life-controlling microstructural fatigue mechanisms in ductile metals and alloys in the gigacycle regime. *Fatigue Eng Mater Struct* **1999**, *22*, 633–641, doi:10.1046/j.1460-2695.1999.00186.x.
- [49] Mughrabi, H. On ‘multi-stage’ fatigue life diagrams and the relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue. *Fatigue Eng Mater Struct* **2002**, *25*, 755–764, doi:10.1046/j.1460-2695.2002.00550.x.

- [50] Kazymyrovych, V. *Very high cycle fatigue of engineering materials: (a literature review)*; Faculty of Technology and Science, Materials Engineering, Karlstads universitet: Karlstad, **2009**, ISBN 9789170632464.
- [51] Christ, H.-J. Von VHCF bis TMF – Neuere Aspekte des Ermüdungsverhaltens metallischer Werkstoffe. Zugriff unter: <https://www.mb.uni-siegen.de/lmw/veroeffentlichungen/2005/werkstoffpuerfung-2005-christ.pdf?m=e> (Stand: 10 June 2021).
- [52] Mughrabi, H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime: Third Int. Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-3). *Int J Fatigue* **2006**, *28*, 1501–1508, doi:10.1016/j.ijfatigue.2005.05.018.
- [53] Kovacs, S. Lebensdauer und Schädigungsentwicklung martensitischer Stähle für Niederdruck-Dampfturbinenschaufeln bei Ermüdungsbeanspruchung im VHCF-Bereich. Dissertation; RWTH Aachen, Jülich, **2013**.
- [54] Murakami, Y.; Nagata, J.; Matsunaga, H. Factors affecting ultralong life fatigue and design method for components. In *Fatigue 2006*. 9th Intern. Fatigue Congress, Atlanta, Georgia, USA, 14-19 May; Elsevier Science Publishers: Amsterdam, **2006**.
- [55] Bathias, C. There is no infinite fatigue life in metallic materials. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **1999**, *22*, 559–565, doi:10.1046/j.1460-2695.1999.00183.x.
- [56] Pyttel, B.; Schwerdt, D.; Berger, C. Very high cycle fatigue – Is there a fatigue limit?: Advances in Very High Cycle Fatigue. *Int J Fatigue* **2011**, *33*, 49–58, doi:10.1016/j.ijfatigue.2010.05.009.
- [57] Murakami, Y. *Metal fatigue: Effects of small defects and nonmetallic inclusions*, Second edition; Academic Press: London, **2019**, ISBN 9780128138762.
- [58] Masuo, H.; Tanaka, Y.; Morokoshi, S.; Yagura, H.; Uchida, T.; Yamamoto, Y.; Murakami, Y. Effects of Defects, Surface Roughness and HIP on Fatigue Strength of Ti-6Al-4V manufactured by Additive Manufacturing. *Procedia Struct Int* **2017**, *7*, 19–26, doi:10.1016/j.prostr.2017.11.055.
- [59] Murakami, Y.; Endo, M. Effects of Hardness an Crack Geometries on  $\Delta K_{th}$  of Small Cracks Emanating from Small Defects. In *The Behaviour of Short Fatigue Cracks, Mechanical Engineering Publications*; Miller, K.J., los Rios, E.R. de, Eds.; London, **1986**; pp 275–293.
- [60] Murakami, Y.; Kodama, S.; Konuma, S. 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. *Int J Fatigue* **1989**, *11*, 291–298, doi:10.1016/0142-1123(89)90054-6.
- [61] Schönbauer, B.M.; Yanase, K.; Endo, M. The influence of various types of small defects on the fatigue limit of precipitation-hardened 17-4PH stainless steel. *Theor and Appl Fract Mech* **2016**, doi:10.1016/j.tafmec.2016.10.003.
- [62] Kovacs, S.; Beck, T.; Singheiser, L. Influence of mean stresses on fatigue life and damage of a turbine blade steel in the VHCF-regime. *Int J Fatigue* **2013**, *49*, 90–99, doi:10.1016/j.ijfatigue.2012.12.012.
- [63] Sander, M.; Müller, T.; Stäcker, C. Very high cycle fatigue behavior under constant and variable amplitude loading. *Procedia Struct Int* **2016**, *2*, 34–41, doi:10.1016/j.prostr.2016.06.005.
- [64] Lai, J.; Lund, T.; Rydén, K.; Gabelli, A.; Strandell, I. The fatigue limit of bearing steels - Part I: A pragmatic approach to predict very high cycle fatigue strength. *Int J Fatigue* **2012**, *38*, 155–168, doi:10.1016/j.ijfatigue.2011.09.015.

- [65] El Haddad, M.H.; Topper, T.H.; Smith, K.N. Prediction of non propagating cracks. *Eng Fract Mech* **1979**, *11*, 573–584, doi:10.1016/0013-7944(79)90081-X.
- [66] Beretta, S.; Carboni, M.; Madia, M. Modelling of fatigue thresholds for small cracks in a mild steel by “Strip-Yield” model. *Eng Fract Mech* **2009**, *76*, 1548–1561, doi:10.1016/j.engfracmech.2009.04.015.
- [67] Sander, M.; Müller, T.; Lebahn, J. Influence of mean stress and variable amplitude loading on the fatigue behaviour of a high-strength steel in VHCF regime: 9th Fatigue Damage of Structural Materials Conference. *Int J Fatigue* **2014**, *62*, 10–20, doi:10.1016/j.ijfatigue.2013.04.015.
- [68] Fujimoto, Y.; Hamada, K.; Shintaku, E.; Pirker, G. Inherent damage zone model for strength evaluation of small fatigue cracks. *Eng Fract Mech* **2001**, *68*, 455–473, doi:10.1016/S0013-7944(00)00116-8.
- [69] Newman Jr., J.C. Application of small-crack theory to aircraft materials. In *Small fatigue cracks - Mechanics, mechanisms, and applications*, 1st ed.; Ravichandran, K.S., Ritchie, R.O., Murakami, Y., Eds.; Elsevier: Amsterdam, New York, **1999**; pp 431–442, ISBN 9780080430119.
- [70] Murakami, Y.; Nomoto, T.; Ueda, T. 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* **2000**, *23*, 893–902, doi:10.1046/j.1460-2695.2000.00328.x.
- [71] Shiozawa, K.; Morii, Y.; Nishino, S.; Lu, L. Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime: Third Int. Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-3). *Int J Fatigue* **2006**, *28*, 1521–1532, doi:10.1016/j.ijfatigue.2005.08.015.
- [72] Sakai, T.; Harada, H.; Oguma, N. Crack Initiation Mechanism of Bearing Steel in High Cycle Fatigue. In *Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures: Proceedings of the 16th European Conference of Fracture, Alexandroupolis, Greece, July 3-7, 2006*; Gdoutos, E.E., Ed.; Springer-Verlag: Dordrecht, **2006**; pp 1129–1130, ISBN 978-1-4020-4971-2.
- [73] Su, H.; Liu, X.; Sun, C.; Hong, Y. Nanograin layer formation at crack initiation region for very-high-cycle fatigue of a Ti-6Al-4V alloy. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* **2017**, *40*, 979–993, doi:10.1111/ffe.12562.
- [74] Wang, C.; Liu, Y.; Nikitin, A.; Wang, Q.; Zhou, M. A general scenario of fish-eye crack initiation on the life of high-strength steels in the very high-cycle fatigue regime. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **2019**, *42*, 2183–2194, doi:10.1111/ffe.13104.
- [75] Hong, Y.; Lei, Z.; Sun, C.; Zhao, A. Propensities of crack interior initiation and early growth for very-high-cycle fatigue of high strength steels: Fatigue Crack Paths 2012. *Int J Fatigue* **2014**, *58*, 144–151, doi:10.1016/j.ijfatigue.2013.02.023.
- [76] Chapetti, M.D.; Tagawa, T.; Miyata, T. Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part II: estimation of fatigue limit for failure from internal inclusions. *Materials Science and Engineering: A* **2003**, *356*, 236–244, doi:10.1016/S0921-5093(03)00136-9.
- [77] Furuya, Y.; Hirukawa, H.; Kimura, T.; Hayaishi, M. Gigacycle Fatigue Properties of High-Strength Steels According to Inclusion and ODA Sizes. *Metall and Mat Trans A* **2007**, *38*, 1722–1730, doi:10.1007/s11661-007-9225-3.
- [78] Liu, Y.B.; Yang, Z.G.; Li, Y.D.; Chen, S.M.; Li, S.X.; Hui, W.J.; Weng, Y.Q. On the formation of GBF of high-strength steels in the very high cycle fatigue regime. *Materials Science and Engineering: A* **2008**, *497*, 408–415, doi:10.1016/j.msea.2008.08.011.

- [79] Lu, L.T.; Zhang, J.W.; Shiozawa, K. Influence of inclusion size on S-N curve characteristics of high-strength steels in the giga-cycle fatigue regime. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **2009**, *32*, 647–655, doi:10.1111/j.1460-2695.2009.01370.x.
- [80] Yang, Z.G.; Li, S.X.; Liu, Y.B.; Li, Y.D.; Li, G.Y.; Hui, W.J.; Weng, Y.Q. Estimation of the size of GBF area on fracture surface for high strength steels in very high cycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue* **2008**, *30*, 1016–1023, doi:10.1016/j.ijfatigue.2007.08.011.
- [81] Ritz, F.; Stäcker, C.; Beck, T.; Sander, M. FGA formation mechanism for X10CrNi-MoV12-2-2 and 34CrNiMo6 for constant and variable amplitude tests under the influence of applied mean loads. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **2018**, *41*, 1576–1587, doi:10.1111/fme.12797.
- [82] Ogawa, T.; Hasunuma, S.; Inatomi, Y.; Yasukochi, N.; Shigeta, S. The influence of hydrogen on the very high cycle fatigue property and crack growth characteristics of bearing steels. *Mechanical Engineering Letters* **2018**, *4*, 18-00134-18-00134, doi:10.1299/mel.18-00134.
- [83] Hong, Y.; Liu, X.; Lei, Z.; Sun, C. The formation mechanism of characteristic region at crack initiation for very-high-cycle fatigue of high-strength steels. *Int J Fatigue* **2016**, *89*, 108–118, doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.11.029.
- [84] Chang, Y.; Pan, X.; Zheng, L.; Hong, Y. Microstructure refinement and grain size distribution in crack initiation region of very-high-cycle fatigue regime for high-strength alloys. *Int J Fatigue* **2020**, *134*, 105473, doi:10.1016/j.ijfatigue.2020.105473.
- [85] Nakamura, T.; Oguma, H.; Shinohara, Y. The effect of vacuum-like environment inside sub-surface fatigue crack on the formation of ODA fracture surface in high strength steel. *Procedia Eng* **2010**, *2*, 2121–2129, doi:10.1016/j.proeng.2010.03.228.
- [86] Tofique, M.W.; Bergström, J.; Svensson, K. Very high cycle fatigue of cold rolled stainless steels, crack initiation and formation of the fine granular area. *International Journal of Fatigue* **2017**, *100*, 238–250, doi:10.1016/j.ijfatigue.2017.03.037.
- [87] Spriestersbach, D.; Brodyanski, A.; Lösch, J.; Kopnarski, M.; Kerscher, E. Very high cycle fatigue of high-strength steels: Crack initiation by FGA formation investigated at artificial defects. *Procedia Struct Int* **2016**, *2*, 1101–1108, doi:10.1016/j.prostr.2016.06.141.
- [88] Liu, Y.B.; Li, S.X.; Li, Y.D.; Yang, Z.G. Factors influencing the GBF size of high strength steels in the very high cycle fatigue regime. *Materials Science and Engineering: A* **2011**, *528*, 935–942, doi:10.1016/j.msea.2010.10.017.
- [89] Pereira, M.V.; Teixeira, M.C.; Darwish, F.A. Correlation between fractographic aspects and stress intensity factor in very high cycle fatigue. *Procedia Structural Integrity* **2019**, *17*, 105–114, doi:10.1016/j.prostr.2019.08.015.
- [90] Murakami, Y.; Yamashita, Y. Prediction of Life and Scatter of Fatigue Failure Originated at Nonmetallic Inclusions. *Procedia Eng* **2014**, *74*, 6–11, doi:10.1016/j.proeng.2014.06.214.
- [91] Yamashita, Y.; Murakami, Y. Small crack growth model from low to very high cycle fatigue regime for internal fatigue failure of high strength steel. *Int J Fatigue* **2016**, *93*, 406–414, doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.04.016.
- [92] Li, Y.D.; Guo, W.M.; Xu, N.; Wu, X.F.; Shi, J.B.; Ma, H. Crack growth process in GBF area of SUJ2 bearing steel in very high cycle fatigue regime. *Materials Science and Technology* **2013**, *29*, 1463–1469, doi:10.1179/1743284713Y.0000000297.
- [93] Nakajima, M.; Kamiya, N.; Itoga, H.; Tokaji, K.; Ko, H.-N. Experimental estimation of crack initiation lives and fatigue limit in subsurface fracture of a high carbon chromium

- steel. *International Journal of Fatigue* **2006**, *28*, 1540–1546, doi:10.1016/j.ijfatigue.2005.05.017.
- [94] Kuroshima, Y.; Harada, S. Fatigue crack growth mechanism of high strength steel in gigacycle fatigue region. In *Proceedings of the international conference on fatigue in the very high cycle regime*; Stanzl-Tschegg, S.E., Mayer, H., Eds.; Austria, **2001**; pp 229–236.
- [95] Chapetti, M.D. A simple model to predict the very high cycle fatigue resistance of steels. *Int J Fatigue* **2011**, *33*, 833–841, doi:10.1016/j.ijfatigue.2010.12.010.
- [96] Wang, Q.Y.; Bathias, C.; Kawagoishi, N.; Chen, Q. Effect of inclusion on subsurface crack initiation and gigacycle fatigue strength. *International Journal of Fatigue* **2002**, *24*, 1269–1274, doi:10.1016/S0142-1123(02)00037-3.
- [97] Yoshinaka, F.; Nakamura, T.; Yakaku, K.; Uesugi, K. Non-Destructive Measurement of Internal Small Fatigue Crack Growth Rate in Ti-6Al-4V. *Journal of the Society of Materials Science, Japan* **2017**, *66*, 928–934, doi:10.2472/jsms.66.928.
- [98] Ishida, W.; Yamamoto, T.; Kaneda, S.; Ogawa, T. Fatigue Strength and Internal Crack Growth Behavior of High Strength Steel under Variable Amplitude Stressing in Very High Cycle Regime. *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A* **2012**, *78*, 23–33, doi:10.1299/kikaia.78.23.
- [99] Ogawa, T.; Stanzl-Tschegg, S.E.; Schönbauer, B.M. A fracture mechanics approach to interior fatigue crack growth in the very high cycle regime. *Eng Fract Mech* **2014**, *115*, 241–254, doi:10.1016/j.engfracmech.2013.11.007.
- [100] Furuya, Y. Evaluation of Internal Fatigue Crack Growth Rate Based on a Beach Mark Method. *Tetsu-to-Hagane* **2015**, *101*, 228–235, doi:10.2355/tetsutohagane.101.228.
- [101] Murakami, Y.; Nomoto, T.; Ueda, T. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ( $N>10^7$  cycles). Part 2: Influence of hydrogen trapped by inclusions. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **2000**, *23*, 903–910, doi:10.1046/j.1460-2695.2000.00343.x.
- [102] Sun, C.; Song, Q.; Zhou, L.; Pan, X. Characteristic of interior crack initiation and early growth for high cycle and very high cycle fatigue of a martensitic stainless steel. *Mater Sci Eng A* **2019**, *758*, 112–120, doi:10.1016/j.msea.2019.04.015.
- [103] Liu, F.; He, C.; Chen, Y.; Zhang, H.; Wang, Q.; Liu, Y. Effects of defects on tensile and fatigue behaviors of selective laser melted titanium alloy in very high cycle regime. *Int J Fatigue* **2020**, *140*, 105795, doi:10.1016/j.ijfatigue.2020.105795.
- [104] Bai, S.; Sha, Y.; Zhang, J. The effect of compression loading on fatigue crack propagation after a single tensile overload at negative stress ratios. *Int J Fatigue* **2018**, *110*, 162–171, doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.01.011.
- [105] Mayer, H.; Schuller, R.; Karr, U.; Fitzka, M.; Irrasch, D.; Hahn, M.; Bacher-Höchst, M. Mean stress sensitivity and crack initiation mechanisms of spring steel for torsional and axial VHCF loading. *Int J Fatigue* **2016**, doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.04.017.
- [106] Steinbock, J. Einfluss unterschiedlicher mechanischer Belastungen auf das Ermüdungsrisswachstum in Stählen und Aluminiumlegierungen. Dissertation; Universität der Bundeswehr München, München, **2008**.
- [107] Hannemann, R.; Köster, P.; Sander, M. Investigations on crack propagation in wheelset axles under rotating bending and mixed mode loading. *Procedia Struct Int* **2017**, *5*, 861–868, doi:10.1016/j.prostr.2017.07.104.
- [108] Kloster, V.; Richard, H.A.; Kullmer, G. Experimental Characterization of the Threshold- and Fatigue Crack Growth Behaviour Regarding Negative Stress Ratios. In *ECF19. European Conference on Fracture*, Kazan, Russland, 26-31.08, **2012**.

- [109] Redik, S. Kurzrisswachstum in AlSi9Cu3 und Ti-6Al-4V – Einfluss kurzer Risse auf die Lebensdauer. Diplomarbeit; Montanuniversität Leoben, Leoben, Österreich, **2009**.
- [110] Murakami, Y.; Nomoto, T.; Ueda, T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **1999**, *22*, 581–590, doi:10.1046/j.1460-2695.1999.00187.x.
- [111] Grad, P.; Reuscher, B.; Brodyanski, A.; Kopnarski, M.; Kerscher, E. Mechanism of fatigue crack initiation and propagation in the very high cycle fatigue regime of high-strength steels. *Scripta Mater* **2012**, *67*, 838–841, doi:10.1016/j.scriptamat.2012.07.049.
- [112] Birnbaum, H.K. Hydrogen Embrittlement. In *Encyclopedia of materials: Science and technology*; Buschow, K.H.J., Ed.; Elsevier: Amsterdam, **2001**; pp 3887–3889, ISBN 978-0-08-043152-9.
- [113] Popov, B.N.; Lee, J.-W.; Djukic, M.B. Chapter 7 - Hydrogen Permeation and Hydrogen-Induced Cracking. In *Handbook of environmental degradation of materials*, Third edition; Kutz, M., Ed.; William Andrew: Kidlington, Oxford, United Kingdom, **2018**; pp 133–162, ISBN 978-0-323-52472-8.
- [114] Garet, M.; Brass, A.; Haut, C.; Gutierrez-Solana, F. Hydrogen trapping on non metallic inclusions in cr-mo low alloy steels. *Corrosion Science* **1998**, *40*, 1073–1086, doi:10.1016/S0010-938X(98)00008-0.
- [115] Murakami, Y.; Yokoyama, N.N.; Nagata, J. Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **2002**, *25*, 735–746, doi:10.1046/j.1460-2695.2002.00576.x.
- [116] Takai, K.; Seki, J.; Homma, Y. Observation of Trapping Sites of Hydrogen and Deuterium in High-Strength Steels by Using Secondary Ion Mass Spectrometry. *Mater. Trans., JIM* **1995**, *36*, 1134–1139, doi:10.2320/matertrans1989.36.1134.
- [117] Spriestersbach, D.; Grad, P.; Kerscher, E. Crack Initiation Mechanisms and Threshold Values of Very High Cycle Fatigue Failure of High Strength Steels. *Procedia Eng* **2014**, *74*, 84–91, doi:10.1016/j.proeng.2014.06.229.
- [118] Shiozawa, K.; Lu, L.T. Internal Fatigue Failure Mechanism of High Strength Steels in Gigacycle Regime. *KEM* **2008**, *378-379*, 65–80, doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.378-379.65.
- [119] Sakai, T.; Sato, Y.; Oguma, N. Characteristic S-N properties of high-carbon-chromium-bearing steel under axial loading in long-life fatigue. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **2002**, *25*, 765–773, doi:10.1046/j.1460-2695.2002.00574.x.
- [120] Sakai, T.; Oguma, N.; Morikawa, A. Microscopic and nanoscopic observations of metallurgical structures around inclusions at interior crack initiation site for a bearing steel in very high-cycle fatigue. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* **2015**, *38*, 1305–1314, doi:10.1111/ffe.12344.
- [121] Sun, C.; Song, Q.; Zhou, L.; Liu, J.; Wang, Y.; Wu, X.; Wei, Y. The formation of discontinuous gradient regimes during crack initiation in high strength steels under very high cycle fatigue. *Int J Fatigue* **2019**, *124*, 483–492, doi:10.1016/j.ijfatigue.2019.03.026.
- [122] Niendorf, T.; Rubitschek, F.; Maier, H.J.; Canadinc, D.; Karaman, I. On the fatigue crack growth–microstructure relationship in ultrafine-grained interstitial-free steel. *J Mater Sci* **2010**, *45*, 4813–4821, doi:10.1007/s10853-010-4511-7.
- [123] Sippel, J.P.; Kerscher, E. Properties of the Fine Granular Area and Postulated Models for Its Formation during Very High Cycle Fatigue—A Review. *Applied Sciences* **2020**, *10*, 8475, doi:10.3390/app10238475.

- [124] Maierhofer, J.; Kolitsch, S.; Pippan, R.; Gänser, H.-P.; Madia, M.; Zerbst, U. The cyclic R-curve – Determination, problems, limitations and application. *Eng Fract Mech* **2018**, *198*, 45–64, doi:10.1016/j.engfracmech.2017.09.032.
- [125] Spriestersbach, D.; Grad, P.; Kerscher, E. Influence of different non-metallic inclusion types on the crack initiation in high-strength steels in the VHCF regime. *Int J Fatigue* **2014**, *64*, 114–120, doi:10.1016/j.ijfatigue.2014.03.003.
- [126] Ritz, F. Ermüdungs- und Schädigungsverhalten von X10CrNiMoV12-2-2 im VHCF-Bereich unter dem Einfluss von Mittelspannungen und Kerben. Dissertation; Technische Universität Kaiserslautern, Kaiserslautern, **2019**.
- [127] Hong, Y.; Sun, C. The nature and the mechanism of crack initiation and early growth for very-high-cycle fatigue of metallic materials – An overview. *Theor and Appl Fract Mech* **2017**, *92*, 331–350, doi:10.1016/j.tafmec.2017.05.002.
- [128] Oguma, H.; Nakamura, T. Fatigue crack propagation properties of Ti–6Al–4V in vacuum environments. *International Journal of Fatigue* **2013**, *50*, 89–93, doi:10.1016/j.ijfatigue.2012.02.012.
- [129] Wang, C.; Petit, J.; Huang, Z.; Wagner, D. Investigation of crack initiation mechanisms responsible for the fish eye formation in the Very High Cycle Fatigue regime. *International Journal of Fatigue* **2019**, *119*, 320–329, doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.06.016.
- [130] Tao, N.R.; Sui, M.L.; Lu, J.; Lua, K. Surface nanocrystallization of iron induced by ultrasonic shot peening. *Nanostructured Materials* **1999**, *11*, 433–440, doi:10.1016/S0965-9773(99)00324-4.
- [131] Tao, N.R.; Wang, Z.B.; Tong, W.P.; Sui, M.L.; Lu, J.; Lu, K. An investigation of surface nanocrystallization mechanism in Fe induced by surface mechanical attrition treatment. *Acta Materialia* **2002**, *50*, 4603–4616, doi:10.1016/S1359-6454(02)00310-5.
- [132] Song, Q.; Sun, C. Mechanism of crack initiation and early growth of high strength steels in very high cycle fatigue regime. *Mater Sci Eng A* **2020**, *771*, 138648, doi:10.1016/j.msea.2019.138648.
- [133] Wickmann, C.; Benz, C.; Heyer, H.; Witte-Bodnar, K.; Schäfer, J.; Sander, M. Internal Crack Initiation and Growth Starting from Artificially Generated Defects in Additively Manufactured Ti6Al4V Specimen in the VHCF Regime. *Materials (Basel)* **2021**, *14*, 5315, doi:10.3390/ma14185315.
- [134] Forschungskuratorium Maschinenbau. *Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen*, 6., überarb. Ausg; VDMA-Verlag: Frankfurt am Main, **2012**, ISBN 9783816306054.
- [135] Müller, T. Einfluss variabler Amplitudenbelastungen auf die Rissinitiierung und das Risswachstum im Bereich sehr hoher Lastwechselzahlen. Dissertation; Universität Rostock; Verlag Dr. Hut, **2016**.
- [136] Stäcker, C.; Sander, M. Experimental, analytical and numerical analyses of constant and variable amplitude loadings in the very high cycle fatigue regime. *Theor and Appl Fract Mech* **2017**, *92*, 394–409, doi:10.1016/j.tafmec.2017.07.021.
- [137] Ritz, F.; Beck, T.; Kovacs, S. Fatigue behavior of X10CrNiMoV12-2-2 under the influence of mean loads and stress concentration factors in the very high cycle fatigue regime. In *Fatigue of Materials at Very High Numbers of Loading Cycles: - Experimental Techniques - Mechanisms - Modeling and Fatigue Life Assessment*; Christ, H.-J., Ed., **2018**; pp 253–272, ISBN 978-3-658-24531-3.
- [138] Nehila, A.; Li, W.; Gao, N.; Xing, X.; Zhao, H.; Wang, P.; Sakai, T. Very high cycle fatigue of surface carburized CrNi steel at variable stress ratio: Failure analysis and life prediction. *Int J Fatigue* **2018**, *111*, 112–123, doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.02.006.

- [139] Schönbauer, B.M.; Stanzl-Tschegg, S.E.; Perlega, A.; Salzman, R.N.; Rieger, N.F.; Zhou, S.; Turnbull, A.; Gandy, D.; Stanzl-Tschegg, S.E. Fatigue life estimation of pitted 12% Cr steam turbine blade steel in different environments and at different stress ratios. *Int J Fatigue* **2014**, *65*, 33–43, doi:10.1016/j.ijfatigue.2013.10.003.
- [140] Pan, X.; Hong, Y. High-cycle and very-high-cycle fatigue behaviour of a titanium alloy with equiaxed microstructure under different mean stresses. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **2019**, *42*, 1950–1964, doi:10.1111/ffe.13050.
- [141] Stanzl-Tschegg, S.E.; Schönbauer, B.M. Near-threshold fatigue crack propagation and internal cracks in steel. *Procedia Eng* **2010**, *2*, 1547–1555, doi:10.1016/j.proeng.2010.03.167.
- [142] Fitzka, M.; Mayer, H. Constant and variable amplitude fatigue testing of aluminum alloy 2024-T351 with ultrasonic and servo-hydraulic equipment. *Int J Fatigue* **2016**, *91*, 363–372, doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.08.017.
- [143] Meischel, M.; Stanzl-Tschegg, S.E.; Arcari, A.; Iyyer, N.; Apetre, N.; Phan, N. Constant and variable-amplitude loading of aluminum alloy 7075 in the VHCF regime. *Procedia Eng* **2015**, *101*, 501–508, doi:10.1016/j.proeng.2015.02.060.
- [144] Mayer, H.; Haydn, W.; Schuller, R.; Issler, S.; Bacher-Höchst, M. Very high cycle fatigue properties of bainitic high carbon–chromium steel under variable amplitude conditions. *Int J Fatigue* **2009**, *31*, 1300–1308, doi:10.1016/j.ijfatigue.2009.02.038.
- [145] Mayer, H.; Fitzka, M.; Schuller, R. Variable amplitude loading of Al 2024-T351 at different load ratios using ultrasonic equipment: New Advances in VHCF. *Int J Fatigue* **2014**, *60*, 34–42, doi:10.1016/j.ijfatigue.2013.06.014.
- [146] Schönbauer, B.M.; Fitzka, M.; Karr, U.; Mayer, H. Variable amplitude very high cycle fatigue of 17-4PH steel with a stepwise S-N curve. *Int J Fatigue* **2021**, *142*, 105963, doi:10.1016/j.ijfatigue.2020.105963.
- [147] Pérez-Mora, R.; Palin-Luc, T.; Bathias, C.; Paris, P. Very high cycle fatigue of a high strength steel under sea water corrosion: A strong corrosion and mechanical damage coupling. *Int J Fatigue* **2015**, *74*, 156–165, doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.01.004.
- [148] Zhao, P.-C.; Li, S.X.; Jia, Y.-F.; Zhang, C.-C.; Zhang, X.-C.; Tu, S.-T. Very high-cycle fatigue behaviour of Ti-6Al-4V alloy under corrosive environment. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **2018**, *41*, 881–893, doi:10.1111/ffe.12735.
- [149] Bayraktar, E.; Mora, R.; Garcias, I.M.; Bathias, C. Heat treatment, surface roughness and corrosion effects on the damage mechanism of mechanical components in the very high cycle fatigue regime. *Int J Fatigue* **2009**, *31*, 1532–1540, doi:10.1016/j.ijfatigue.2009.04.017.
- [150] Meischel, M.; Stanzl-Tschegg, S.E.; Arcari, A.; Iyyer, N.; Phan, N. Influence of Corrosive NaCl solution on Life times of 7075 Aluminum alloy under Combined Fatigue loading in the VHCF Regime. *Procedia Structural Integrity* **2016**, *2*, 1077–1084, doi:10.1016/j.prostr.2016.06.138.
- [151] Mayer, H.; Papakyriacou, M.; Stanzl-Tschegg, S.E.; Tschegg, E.; Zettl, B.; Lipowsky, H.; Rösch, R.; Stich, A. Korrosionsermüdung von Aluminium- und Magnesium-Gußlegierungen. *Materials and Corrosion* **1999**, *50*, 81–89, doi:10.1002/(SICI)1521-4176(199902)50:2<81:AID-MACO81>3.0.CO;2-H.
- [152] Papakyriacou, M. Effects of surface treatments on high cycle corrosion fatigue of metallic implant materials. *Int J Fatigue* **2000**, *22*, 873–886, doi:10.1016/S0142-1123(00)00057-8.

- [153] Ebara, R.; Yamada, Y.; Goto, A. Corrosion fatigue behaviour of 13 Cr stainless steel and Ti-6 Al-4 V at ultrasonic frequency. In *Ultrasonic fatigue*; Wells J. M., Buck O., Roth L. D., Tien J. K., Eds.; The Metall Society of AIME: Philadelphia, PA, **1982**; pp 349–364.
- [154] Endo, K.; Miyao, Y. Effects of Cycle Frequency on the Corrosion Fatigue Strength. *Bulletin of JSME* **1958**, *1*, 374–380, doi:10.1299/jsme1958.1.374.
- [155] El May, M.; Palin-Luc, T.; Saintier, N.; Devos, O. Effect of corrosion on the high cycle fatigue strength of martensitic stainless steel X12CrNiMoV12-3. *Int J Fatigue* **2013**, *47*, 330–339, doi:10.1016/j.ijfatigue.2012.09.018.
- [156] Schönbauer, B.M.; Stanzl-Tschegg, S.E. Influence of environment on the fatigue crack growth behaviour of 12% Cr steel. *Ultrasonics* **2013**, *53*, 1399–1405, doi:10.1016/j.ultras.2013.02.007.
- [157] Palin-Luc, T.; Jeddi, D. The gigacycle fatigue strength of steels: a review of structural and operating factors. *Procedia Struct Int* **2018**, *13*, 1545–1553, doi:10.1016/j.prostr.2018.12.316.
- [158] Deutsche Edelstahlwerke. X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462) - Werkstoffdatenblatt. Zugriff unter: [https://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/RSH/1.4462\\_de.pdf](https://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/RSH/1.4462_de.pdf) (Stand: 13 November 2017).
- [159] Lober, D. Metallografie und Werkstoffprüfung bei Stahl (1.6582). Zugriff unter: <http://www.metallograf.de/werkstoffkartei/6582/6582-11.htm> (Stand: 19 October 2020).
- [160] Lober, D. Metallografie und Werkstoffprüfung bei Stahl (1.4462). Zugriff unter: <http://www.metallograf.de/werkstoffkartei/4462/4462-1.htm> (Stand: 25 May 2020).
- [161] Drescher, P. *Übermittlung der Fertigungsparameter für die Herstellung von EBM VHCF-Proben aus Ti6Al4V*. E-Mail; Rostock, **2017**.
- [162] Balle, F. Preface. *Ultrasonics* **2013**, *53*, 1397–1398, doi:10.1016/j.ultras.2013.05.006.
- [163] Mason, W.P.; Baerwald, H. Piezoelectric Crystals and Their Applications to Ultrasonics. *Physics Today* **1951**, *4*, 23–24, doi:10.1063/1.3067231.
- [164] ASM Handbook Committee. *ASM Metals HandBook Volume 8 Mechanical Testing and Evaluation*, 10th ed.; ASM International: Materials Park, OH, **2000**, ISBN 0-87170-389-0.
- [165] Sander, M.; Stäcker, C.; Müller, T. Experimental and numerical investigations on crack initiation and crack growth under constant and variable amplitude loadings in the VHCF regime. In *Fatigue of Materials at Very High Numbers of Loading Cycles: - Experimental Techniques - Mechanisms - Modeling and Fatigue Life Assessment*; Christ, H.-J., Ed., **2018**; pp 273–293, ISBN 978-3-658-24531-3.
- [166] Stanzl-Tschegg, S.E. Very high cycle fatigue measuring techniques. *Int J Fatigue* **2014**, *60*, 2–17, doi:10.1016/j.ijfatigue.2012.11.016.
- [167] Wickmann, C.; Sander, M. Very high cycle fatigue behaviour of different steels in artificial seawater. In *Proceedings VHCF8*. Eighth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF8), Online & On-demand, 05-09.07.2021; JSMS Committee on Fatigue of Materials, Ed., **2021**.
- [168] Wickmann, C.; Sander, M. Influence of artificial seawater on the VHCF behavior of different steels. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **2022**, doi:10.1111/fme.13865.
- [169] RRG Industrietechnik GmbH. Elastomertechnik: X-Ringe (Quadringle). Zugriff unter: [https://www.rrg.de/fileadmin/kataloge/gummi\\_kunststofftechnik/01-02-134\\_RRG\\_X-Ringe.pdf](https://www.rrg.de/fileadmin/kataloge/gummi_kunststofftechnik/01-02-134_RRG_X-Ringe.pdf) (Stand: 15 February 2018).
- [170] D19 Committee. *ASTM D1141 - 98 - Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water*; ASTM International: West Conshohocken, PA.

- [171] Berger, C.; Eulitz, K.-G.; Heuler, P.; Kotte, K.-L.; Naundorf, H.; Schuetz, W.; Sonsino, C.M.; Wimmer, A.; Zenner, H. Betriebsfestigkeit in Germany — an overview. *Int J Fatigue* **2002**, *24*, 603–625, doi:10.1016/S0142-1123(01)00180-3.
- [172] Müller, C. Zur statistischen Auswertung experimenteller Wöhlerlinien. Dissertation; Technische Universität Clausthal, Clausthal, **2015**.
- [173] Götz, S.; Eulitz, K.-G. *Betriebsfestigkeit: Bauteile sicher auslegen!*, 1st ed. 2020; Springer Fachmedien Wiesbaden; Imprint: Springer Vieweg: Wiesbaden, **2020**, ISBN 9783658311698.
- [174] Adenstedt, R. *Streuung der Schwingfestigkeit*. Zugl.: Clausthal, Techn. Univ., Diss., 2001, 1. Aufl.; Papierflieger: Clausthal-Zellerfeld, **2002**, ISBN 3897205831.
- [175] Milovanović, V.; Živković, M.; Jovičić, G.; Dišić, A. Experimental determination of fatigue properties and fatigue life of S355J2+N steel grade. *Materials Today: Proceedings* **2019**, *12*, 455–461, doi:10.1016/j.matpr.2019.03.149.
- [176] Klusák, J.; Seitl, S. Very high cycle fatigue tests of high strength steels S355 J0 and S355 J2. *Procedia Struct Int* **2019**, *17*, 576–581, doi:10.1016/j.prostr.2019.08.077.
- [177] Wolf, M.; Afanasiev, R.; Böllinghaus, T.; Pfennig, A. Investigation of Corrosion Fatigue of Duplex Steel X2CrNiMoN22-5 Exposed to a Geothermal Environment under Different Electrochemical Conditions and Load Types. *Energy Procedia* **2017**, *114*, 5337–5345, doi:10.1016/j.egypro.2017.03.1657.
- [178] Dönges, B.; Istomin, K.; Söker, M.; Schell, N.; Krupp, U.; Pietsch, U.; Fritzen, C.-P.; Christ, H.-J. Experimental investigation and numerical description of the damage evolution in a duplex stainless steel subjected to VHCF-loading. *Materials Science and Engineering: A* **2015**, *646*, 8–18, doi:10.1016/j.msea.2015.08.021.
- [179] Geothermie in Norddeutschland. Das Norddeutsche Becken – ein schlafender Riese! Zugriff unter: <https://www.sandsteinfazies.de/geothermie-in-norddeutschland/> (Stand: 31 July 2021).
- [180] Fitzka, M.; Schönauer, B.M.; Rhein, R.K.; Sanaei, N.; Zekriardehani, S.; Tekalur, S.A.; Carroll, J.W.; Mayer, H. Usability of Ultrasonic Frequency Testing for Rapid Generation of High and Very High Cycle Fatigue Data. *Materials (Basel)* **2021**, *14*, doi:10.3390/ma14092245.
- [181] Furuya, Y. Specimen size effects on gigacycle fatigue properties of high-strength steel under ultrasonic fatigue testing. *Scripta Materialia* **2008**, *58*, 1014–1017, doi:10.1016/j.scriptamat.2008.01.039.
- [182] Reuteler, J. FIB artifacts and how to overcome them: Tutorial EuFN FIB workshop. Zugriff unter: [https://www.eu-f-n.org/cms/wp-content/uploads/2017/07/tutorial\\_joakimreuteler\\_fib-artifacts-and-how-to-overcome-them\\_2017-05-24.pdf](https://www.eu-f-n.org/cms/wp-content/uploads/2017/07/tutorial_joakimreuteler_fib-artifacts-and-how-to-overcome-them_2017-05-24.pdf) (Stand: 18 August 2021).
- [183] Nakatani, M.; Masuo, H.; Tanaka, Y.; Murakami, Y. Effect of Surface Roughness on Fatigue Strength of Ti-6Al-4V Alloy Manufactured by Additive Manufacturing. *Procedia Struct Int* **2019**, *19*, 294–301, doi:10.1016/j.prostr.2019.12.032.
- [184] Qian, G.; Li, Y.; Paolino, D.S.; Tridello, A.; Berto, F.; Hong, Y. Very-high-cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V manufactured by selective laser melting: Effect of build orientation. *Int J Fatigue* **2020**, *136*, 105628, doi:10.1016/j.ijfatigue.2020.105628.
- [185] Junet, A.; Messager, A.; Boulnat, X.; Weck, A.; Boller, E.; Helfen, L.; Buffiere, J.-Y. Fabrication of artificial defects to study internal fatigue crack propagation in metals. *Scripta Mater* **2019**, *171*, 87–91, doi:10.1016/j.scriptamat.2019.05.018.
- [186] Jesus, J. de; Borges, M.; Antunes, F.; Ferreira, J.; Reis, L.; Capela, C. A Novel Specimen Produced by Additive Manufacturing for Pure Plane Strain Fatigue Crack Growth Studies. *Metals* **2021**, *11*, 433, doi:10.3390/met11030433.

- [187] Günther, J.; Krewerth, D.; Lippmann, T.; Leuders, S.; Tröster, T.; Weidner, A.; Biermann, H.; Niendorf, T. Fatigue life of additively manufactured Ti–6Al–4V in the very high cycle fatigue regime. *Int J Fatigue* **2017**, *94*, 236–245, doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.05.018.
- [188] Stäcker, C.; Sander, M.; Witte, K.; Burkhardt, E.; Drescher, P.; Seitz, H. VHCF behaviour of EBM processed Ti6Al4V with artificially generated imperfections. Präsentation, 2. Tagung des DVM-Arbeitskreises Additiv gefertigte Bauteile und Strukturen, Berlin, November 10, 2017.
- [189] Spriestersbach, D.; Kerscher, E. The role of local plasticity during very high cycle fatigue crack initiation in high-strength steels. *Int J Fatigue* **2018**, *111*, 93–100, doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.02.008.
- [190] JEOL GmbH. Cross Section Polisher™. Zugriff unter: <https://www.jeol.co.jp/en/science/cp.html> (Stand: 12 July 2021).
- [191] Benz, C. Bewertung negativer Lastanteile bei der Ermüdungsrisssausbreitung. Dissertation; Universität Rostock, Rostock, **2015**.
- [192] Oplt, T.; Šebík, M.; Berto, F.; Náhlík, L.; Pokorný, P.; Hutař, P. Strategy of plasticity induced crack closure numerical evaluation. *Theor and Appl Fract Mech* **2019**, *102*, 59–69, doi:10.1016/j.tafmec.2019.04.004.
- [193] Zhang, J.; Bowen, P. On the finite element simulation of three-dimensional semi-circular fatigue crack growth and closure. *Eng Fract Mech* **1998**, *60*, 341–360, doi:10.1016/S0013-7944(98)00016-2.
- [194] McClung, R.C. Finite element analysis of fatigue crack closure: a historical and critical review. In *Fatigue 1999*. 7th Intern. Fatigue Congress, Beijing, China, 8–12 June, **1999**.
- [195] Newman Jr., J.C. Advances in finite element modelling of fatigue crack growth and fracture. In *Fatigue 2002*, Proceedings. 8th Int. Fatigue Congress, Stockholm, Sweden, 3–7 June; Blom, A.F., Ed.; Engineering Materials Advisory Services: Heath, West Midlands, UK, **2002**, ISBN 1901537285 9781901537284.
- [196] Solanki, K.; Daniewicz, S.R.; Newman Jr., J.C. Finite element analysis of plasticity-induced fatigue crack closure: An overview. *Eng Fract Mech* **2004**, *71*, 149–171, doi:10.1016/S0013-7944(03)00099-7.
- [197] Singh, K.D.; Parry, M.R.; Sinclair, I. A short summary on finite element modelling of fatigue crack closure. *J Mech Sci Technol* **2011**, *25*, 3015–3024, doi:10.1007/s12206-011-0826-9.
- [198] Stäcker, C.; Sander, M. Elastic-plastic simulations on crack closure behavior in VHCF regime. In *Proceedings VHCF7*. 7th Int. Conference on Very High Cycle Fatigue, Dresden, 3–5 July; Zimmermann, M., Christ, H.-J., Eds., **2017**; pp 447–452, ISBN 978-3-00-056960-9.
- [199] Antunes, F.V.; Rodrigues, D.M. Numerical simulation of plasticity induced crack closure: Identification and discussion of parameters. *Eng Fract Mech* **2008**, *75*, 3101–3120, doi:10.1016/j.engfracmech.2007.12.009.
- [200] Jiang, Y.; Feng, M.; Ding, F. A reexamination of plasticity-induced crack closure in fatigue crack propagation. *International Journal of Plasticity* **2005**, *21*, 1720–1740, doi:10.1016/j.ijplas.2004.11.005.
- [201] Budaházy, V.; Dunai, L. Parameter-refreshed Chaboche model for mild steel cyclic plasticity behaviour. *Per Pol Civil Eng* **2013**, *57*, 139.
- [202] Lu, Y.; Taheri, F.; Gharghouri, M. Monotonic and Cyclic Plasticity Response of Magnesium Alloy. Part II. Computational Simulation and Implementation of a Hardening Model. *Strain* **2011**, *47*, e25–e33.

- [203] Rahman, S.M. Finite Element Analysis and Related Numerical Schemes for Ratcheting Simulation **2006**.
- [204] Lemaitre, J.; Chaboche, J.-L.; Shrivastava, B. *Mechanics of solid materials*, 1. paperback ed., repr., transferred to digital print; Cambridge Univ. Press: Cambridge, **2002**, ISBN 9780521477581.
- [205] Dassault Systèmes. *Abaqus*, **2013**.
- [206] McClung, R.C. Crack closure and plastic zone sizes in fatigue. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **1991**, *14*, 455–468, doi:10.1111/j.1460-2695.1991.tb00674.x.
- [207] Dougherty, J.D.; Padovan, J.; Srivatsan, T.S. Fatigue crack propagation and closure behavior of modified 1070 steel: Finite element study. *Eng Fract Mech* **1997**, *56*, 189–212, doi:10.1016/S0013-7944(96)00104-X.
- [208] Park, S.-J.; Earmme, Y.-Y.; Song, J.-H. Determination of most appropriate mesh size for a 2-D finite element analysis of fatigue crack closure behavior. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* **1997**, *20*, 533–545, doi:10.1111/j.1460-2695.1997.tb00285.x.
- [209] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, 4., überarb. u. erw. Aufl. 2013; Springer Vieweg: Wiesbaden, **2012**, ISBN 978-3-8348-2241-3.
- [210] *Fatigue of Materials at Very High Numbers of Loading Cycles: - Experimental Techniques - Mechanisms - Modeling and Fatigue Life Assessment*; Christ, H.-J., Ed., **2018**, ISBN 978-3-658-24531-3.

## A Anhang

### A1 Statistische Auswertungen der Wöhlerlinien

Tabelle A-1: Statistische Informationen der Quantilkurven ausgewertet mit dem Perlenschnurverfahren nach DIN 50100 [21].

Abbildung Seite	Material Last	Umgebung Quelle	$k$ [MPa <sup>-1</sup> ]	C [-]	$T_N$ [-]	$S_{\log N, \text{korr}}$ [-]
Abbildung 5-1 S. 60	1.6582 CA $R = -1$	Luft <i>Müller</i> [135] Seewasser	14,94 6,14	4,31E+47 1,23E+22	47,96 12,29	0,66 0,42
		Luft <i>FKM</i> [134]	10	4,14E+29	1,03	0
Abbildung 5-5 S. 66	1.0579 CA $R = -1$	Luft <i>Milovanović</i> [175] dest. Wasser <i>Klusák</i> [176] Seewasser	15,18 38,81 4,76	4,08E+41 4,52E+106 5,96E+17	2,69 2,96 14,1	0,17 0,18 0,45
Abbildung 5-7 S. 68	1.4462 CA $R = -1$	Luft <i>Dönges</i> [178] Luft <i>Wolf</i> [177] NGB <i>Wolf</i> [177] Seewasser	21,95 37,73 19,03 8,68	1,05E+63 1,31E+109 1,72E+52 3,77E+29	36,36 6,25 10,67 194,9	0,61 0,31 0,4 0,89
Abbildung 5-9a S. 71	1.6582 FELIX $R = -1$	Luft <i>Müller</i> [135]	15,21	5,27E+50	17,31	0,48
Abbildung 5-9a S. 71	1.6582 FELIX	Luft	13,52	2,97E+44	23,48	0,53
Abbildung 5-10a S. 75	FELIX $R = 0$					
Abbildung 5-9b S. 71	1.6582 FELIX $R = -1$	Luft <i>Müller</i> [135]	15,54 <sup>16</sup>	2,06E+9	5,54	0,29
Abbildung 5-9b S. 71	1.6582 FELIX	Luft	16,75 <sup>16</sup>	1,09E+10	13,45	0,44
Abbildung 5-10b S. 75	$R = 0$					
Abbildung 5-10a S. 75	1.6582 WISPER $R = 0$	Luft	69,01	2,69E+192	66,59	0,71
Abbildung 5-10b S. 75	1.6582 WISPER $R = 0$	Luft	33,79 <sup>16</sup>	5,43E+9	46,18	0,65

<sup>16</sup> Neigung  $k$  einheitenlos [-]

## A2 Rekonstruktionsvarianten Blocklastkollektive

Tabelle A-2: Blocklastreihenfolge der unterschiedlichen Rekonstruktionsvarianten des Standardlastspektrums FELIX.

FELIX-D		FELIX-A		FELIX-R	
N [-]	$\sigma_{a,i} / \sigma_{a,max}$ [-]	N [-]	$\sigma_{a,i} / \sigma_{a,max}$ [-]	N [-]	$\sigma_{a,i} / \sigma_{a,max}$ [-]
3000	1	3000	0,213729	2000	0,380655
2000	0,928237	2000	0,380655	24000	0,714508
3000	0,881435	49000	0,427457	3000	1
64000	0,825273	193000	0,547582	2000	0,928237
17000	0,762871	1825000	0,602184	3000	0,881435
24000	0,714509	98000	0,655226	49000	0,427457
98000	0,655226	24000	0,714509	3000	0,213728
1825000	0,602184	17000	0,762871	1825000	0,602184
193000	0,547582	64000	0,825273	193000	0,547581
49000	0,427457	3000	0,881435	98000	0,655226
2000	0,380655	2000	0,928237	17000	0,762870
3000	0,213729	3000	1	64000	0,825273

Tabelle A-3: Blocklastreihenfolge der unterschiedlichen Rekonstruktionsvarianten des Standardlastspektrums WISPER.

WISPER-D		WISPER-A		WISPER-R	
N [-]	$\sigma_{a,i} / \sigma_{a,max}$ [-]	N [-]	$\sigma_{a,i} / \sigma_{a,max}$ [-]	N [-]	$\sigma_{a,i} / \sigma_{a,max}$ [-]
18000	1	26000	0,333333	11000	0,761905
11000	0,761905	73000	0,52381	73000	0,714286
73000	0,714286	55000	0,619048	26000	0,333333
55000	0,619048	73000	0,714286	73000	0,52381
73000	0,52381	11000	0,761905	18000	1
26000	0,333333	18000	1	55000	0,619048

Tabelle A-4: Eingabeparameter für die numerische Simulation der Blocklastsequenzen L-H-L und H-L-H sowie der Amplitudenkollektive FELIX-R und WISPER-R.

2-Stufen Blocklast (L-H-L)		2-Stufen Blocklast (H-L-H)		FELIX-R		WISPER-R	
a [mm]	$\sigma_{a,i}$ [MPa]	a [mm]	$\sigma_{a,i}$ [MPa]	a [mm]	$\sigma_{a,i}$ [MPa]	a [mm]	$\sigma_{a,i}$ [MPa]
0,033	537	0,033	537	0,0001	205	0,0043	409
0,066	617	0,066	617	0,0011	384	0,0328	383
0,1	537	0,1	537	0,0013	537	0,043	179
				0,0014	498	0,0715	281
				0,0015	473	0,0785	537
				0,0036	229	0,1	332
				0,0038	115		
				0,0837	323		
				0,0922	294		
				0,0965	352		
				0,0972	409		
				0,1	443		

### A3 Konturbilder der Kontaktspannungsverteilung an den Rissflanken

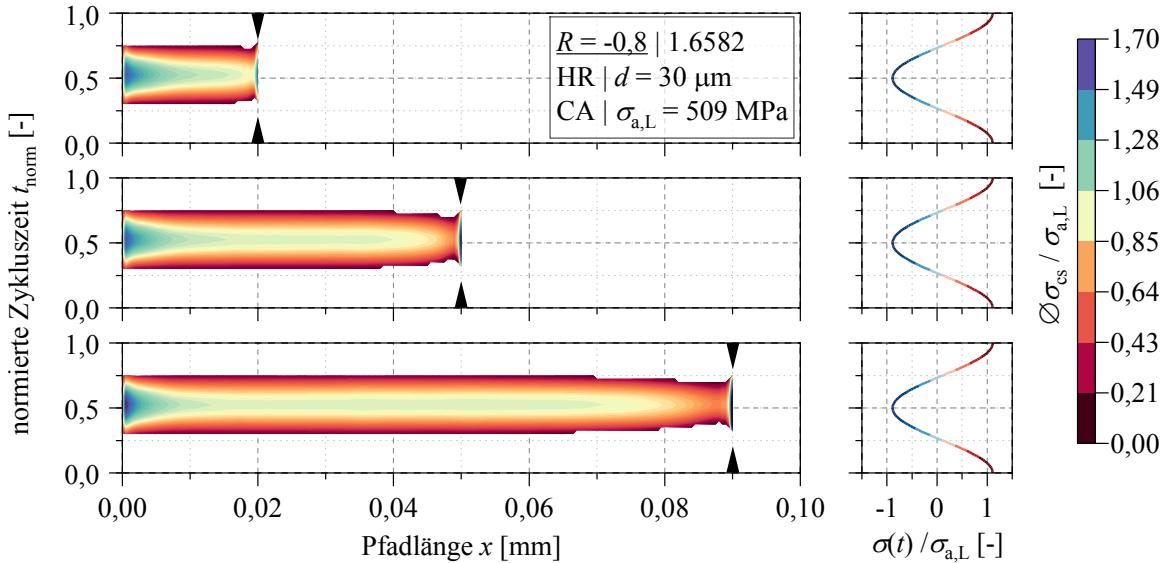


Abbildung A-1: Auswertung der Kontaktspannungen entlang des Auswertepfads  $x$  auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells für drei unterschiedliche Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09] \text{ mm}$  bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -0,8$  und der Langzeitfestigkeitsamplitude von  $\sigma_{a,L} = 509 \text{ MPa}$ . Die markierte Position entspricht der Rissspitze.

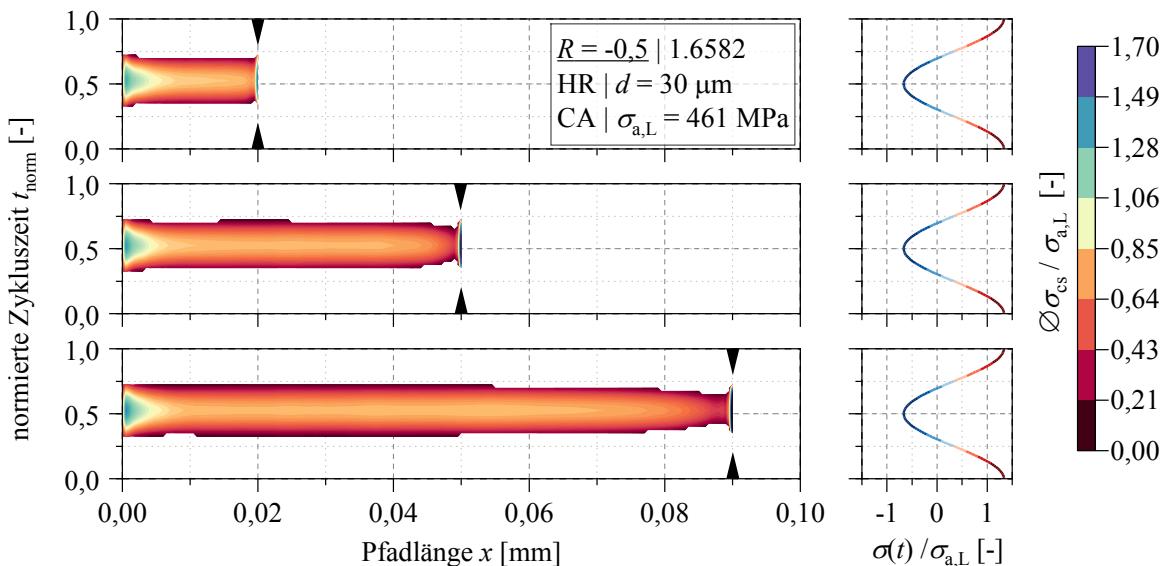


Abbildung A-2: Auswertung der Kontaktspannungen entlang des Auswertepfads  $x$  auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells für drei unterschiedliche Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09] \text{ mm}$  bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -0,5$  und der Langzeitfestigkeitsamplitude von  $\sigma_{a,L} = 461 \text{ MPa}$ . Die markierte Position entspricht der Rissspitze.

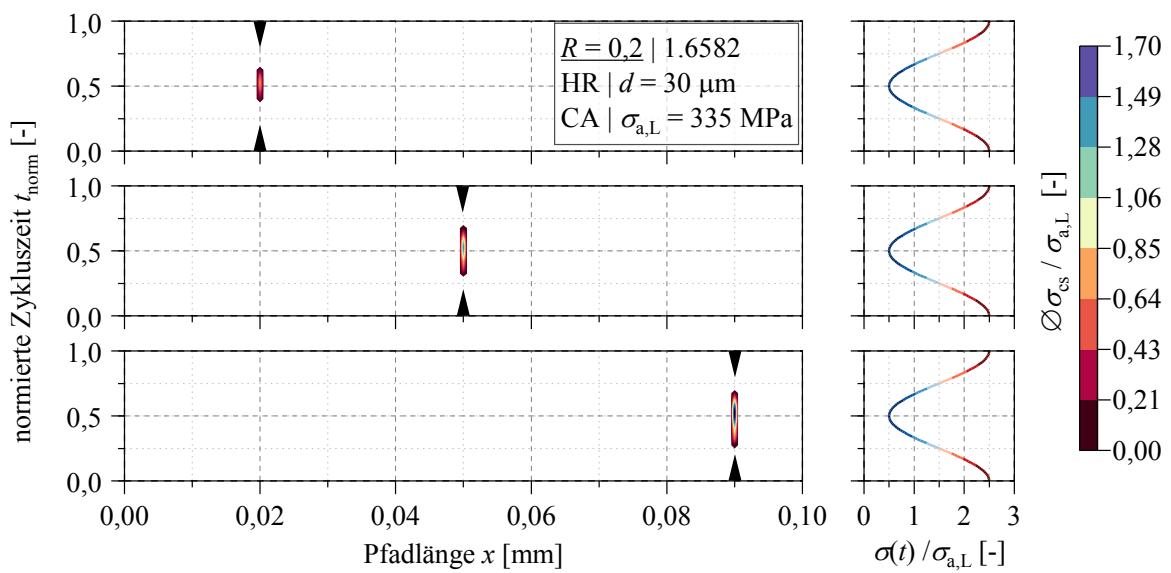


Abbildung A-3: Auswertung der Kontaktspannungen entlang des Auswertepfads  $x$  auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells für drei unterschiedliche Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09]$  mm bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,2$  und der Langzeitfestigkeitsamplitude von  $\sigma_{a,L} = 335 \text{ MPa}$ . Die markierte Position entspricht der Riss spitze.

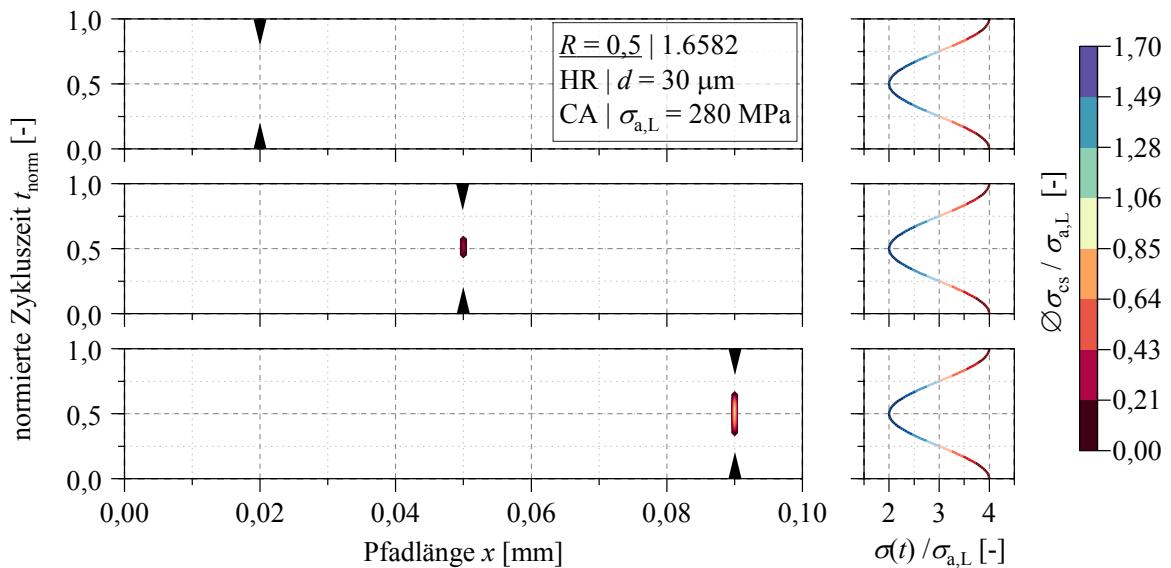


Abbildung A-4: Auswertung der Kontaktspannungen entlang des Auswertepfads  $x$  auf den Rissflanken des Rissfortschrittsmodells für drei unterschiedliche Risslängen von  $a = [0,02; 0,05; 0,09]$  mm bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,5$  und der Langzeitfestigkeitsamplitude von  $\sigma_{a,L} = 280 \text{ MPa}$ . Die markierte Position entspricht der Riss spitze.