

# Risswachstumsverhalten von Aluminiumknetlegierungen unter zyklischer Beanspruchung bei niedriger Belastungsamplitude

FATIH BÜLBÜL



SIEGENER WERKSTOFFKUNDLICHE BERICHTE | BAND 27/2020  
HERAUSGEBER: PROF. DR.-ING. HABIL. H.-J. CHRIST



**Fatih Bülbül**

Risswachstumsverhalten von Aluminiumknetlegierungen unter zyklischer Beanspruchung bei niedriger Belastungsamplitude

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

Dissertation, Universität Siegen, 2020

Herausgeber:  
Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ  
Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung  
Institut für Werkstofftechnik  
Paul-Bonatz-Str. 9-11  
Universität Siegen  
D-57068 Siegen

© Copyright Fatih Bülbül 2020

© Copyright Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung,  
Universität Siegen 2020

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdruckes,  
der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung  
in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

urn:nbn:de:hbz:467-18602  
<https://dspace.ub.uni-siegen.de/handle/ubsi/1860>  
<https://doi.org/10.25819/ubsi/9539>  
ISSN 2193-5114

# **Risswachstumsverhalten von Aluminiumknetlegierungen unter zyklischer Beanspruchung bei niedriger Belastungsamplitude**

DISSERTATION

zur Erlangung des akademischen Grades

DOKTOR-INGENIEUR

vorgelegt von

Dipl.-Wirt.-Ing. Fatih Bülbül

aus Siegen

eingereicht dem

Department Maschinenbau

der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät

der Universität Siegen

Referent: Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Ulrich Krupp

Tag der mündlichen Prüfung: 02.12.2020



## Danksagung

Die vorliegende Arbeit ist während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstofftechnik der Universität Siegen entstanden. Als aller erstes möchte ich mich ganz herzlich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ für die Ermöglichung der Arbeit und das entgegengebrachte Vertrauen bedanken. Äußerst dankbar bin ich für die hervorragende Betreuung. Die sehr wertvollen Ratschläge von Herrn Prof. H.-J. Christ nach den Vorträgen sorgten erst dafür, dass diese Arbeit eine derartige Qualität annehmen konnte. Ebenfalls möchte ich mich ganz herzlich bei meinen Projektpartner aus Dresden und Kassel für die Zusammenarbeit und erfolgreiche Realsierung des Gesamtprojektes bedanken. Namentlich erwähnen möchte ich hierbei Frau Prof. Zimmermann, Frau Prof. Brückner-Foit, Frau Dipl.-Ing. Tina Kirsten, Herrn Dr.-Ing. Tobias Stein und Herrn M. Sc. Marcel Wicke. Die sehr kritische Sichtweise auf die Forschungsergebnisse und ambitionierte Auslegung der Ziele in unseren Projekttreffen führten zu neuen Ideen im Hinblick auf die Durchführung von Ermüdungsversuchen und damit zu sehr wertvollen neuen Erkenntnissen während des Forschungsprojektes. Ebenfalls bin ich sehr dankbar für die Gelegenheit zur Teilnahme an nationalen und internationalen Konferenzen, die nicht nur meinen fachlichen Horizont erweiterten, sondern mir auch die Möglichkeit bot, äußerst interessante Menschen kennen lernen zu dürfen. Ich bedanke mich ganz herzlich bei Herrn Prof. Ulrich Krupp für die Übernahme des Korreferates. Desweiteren sei an dieser Stelle Herrn Prof. Xin Jiang und Herrn Prof. Wolfgang Krumm für Ihr Mitwirken in der Promotionskommission ganz herzlich gedankt.

Ein besonders großer Dank geht an Herrn Dipl.-Ing. Wolfgang Kramer, der bei technischen sowie fachlichen Fragestellungen keine Mühe scheute, um uns Doktoranden weiterzuhelfen. In meinen Augen ist Herr Kramer nicht nur ein fachliches Genie, sondern auch ein wunderbarer Mensch. An dieser Stelle möchte ich mich ebenfalls bei meinen Kollegen bedanken, die mir besonders in der sehr frühen Phase der Promotion durch den fachlichen Austausch weitergeholfen haben. Namentlich erwähnen möchte ich hierbei Herrn Dipl.-Wirt.-Ing. Dirk Simon, Herrn Dipl.-Ing. Sven Brück, Herrn M.Sc. Volker Schippl, Herrn Dr.-Ing. Anton Kolyshkin, Herrn Dipl.-Wirt.-Ing. Andrei Grigorescu, Herrn Dipl.-Ing. Vitali Macin, Herrn M.Sc. Franz Müller und Herrn Dr.-Ing. Benjamin Dönges. Ebenfalls möchte ich mich bei allen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Materialkunde und Werkstoffprüfung für die Kollegialität, die Unterstützung und das angenehme Arbeitsklima bedanken. Ein großes Dankeschön geht an die Fachbereichswerkstatt für die Anfertigung und Bearbeitung der Ermüdungsproben sowie Versuchsapparaturen. Hierbei möchte ich mich besonders bei Herrn Stahl und Herrn Bender bedanken. Besonders bedanken möchte ich bei Herrn Dr.-Ing. Julian Müller, Herrn Dr.-Ing. Yilmaz Sakalli und Frau Dipl.-Ing. Tina Kirsten für das Korrekturlesen meiner Dissertation.

Ebenfalls möchte ich mich noch ganz herzlich bei Herrn Prof. Ralph Hellmig für den fachlichen Austausch bedanken.

Zudem möchte ich mich ganz herzlich bei der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die finanzielle Unterstützung des Forschungsprojektes bedanken.

Als letztes möchte ich meiner Familie danken, ohne deren mentale Unterstützung und aufbauenden Gespräche ohnehin nichts erreichbar wäre. Daher widme ich diese Arbeit meiner Mutter Nebahat und meinem Bruder Altan.

Siegen, 2020

Fatih Bülbül

## Inhaltsverzeichnis

<b>Symbol- und Abkürzungsverzeichnis</b> .....	<b>VII</b>
<b>Kurzfassung</b> .....	<b>XI</b>
<b>Abstract</b> .....	<b>XII</b>
<b>1 Einleitung und Zielsetzung</b> .....	<b>1</b>
<b>2 Grundlagen</b> .....	<b>3</b>
2.1 Materialermüdung.....	3
2.1.1 Zyklische Verformung in Metallen und Versetzungsgleichcharakter .....	4
2.1.2 Einfluss von Ausscheidungen auf die Wechselverformung .....	6
2.1.3 Rissinitiierung .....	9
2.1.4 Rissausbreitungsarten .....	12
2.2 Linear elastische Bruchmechanik .....	17
2.2.1 Das Konzept der Spannungsintensität .....	17
2.2.2 Langrissausbreitung in duktilen Werkstoffen und das Paris-Gesetz.....	24
2.2.3 Risserschließarten und deren Einfluss auf die zyklische Spannungsintensität ...	26
2.3 Mechanismenorientiertes Risswachstumsmodell zur Lebensdauerabschätzung ...	27
<b>3 Werkstoffe und experimentelle Vorgehensweise</b> .....	<b>31</b>
3.1 Untersuchte Aluminiumknetlegierungen.....	31
3.1.1 Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 .....	31
3.1.2 Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 .....	33
3.2 Eingesetzte Materialermüdungsprüfsysteme .....	34
3.2.1 Ultraschallermüdungsprüfsysteme und Probengeometrien .....	34
3.2.2 Miniaturprüfsystem und Probengeometrie .....	39
3.3 Untersuchungsmethoden.....	41
3.3.1 Lichtmikroskopie .....	41
3.3.2 Elektronenmikroskopie .....	43
<b>4 Experimentelle Ergebnisse</b> .....	<b>45</b>
4.1 EN-AW 6082 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand.....	45

4.1.1	Rissausbreitungsverhalten in Laborluft .....	45
4.1.1.1	Symmetrische Zug-Druck-Belastung ( $R = -1$ ).....	45
4.1.1.2	Zugschwellbereich .....	48
4.1.2	Rissausbreitungsverhalten in Vakuum .....	49
4.1.2.1	Sehr niedrige Belastungsamplituden.....	49
4.1.2.2	Erhöhte Belastungsamplituden .....	55
4.1.2.3	Zugschwellbereich .....	64
4.1.3	Rissausbreitung bei Umgebungswechsel zwischen Luft und Vakuum .....	67
4.1.4	Veränderung der Umgebungsbedingung .....	74
4.1.4.1	Rissausbreitung bei reduzierter Luftfeuchtigkeit.....	74
4.1.4.2	Rissausbreitung bei Umgebungswechsel zwischen Vakuum und Stickstoff.....	76
4.2	EN-AW 6082 im überalterten Zustand .....	80
4.2.1	Rissausbreitungsverhalten in Laborluft .....	80
4.2.2	Rissausbreitungsverhalten in Vakuum (sehr niedrige Lastamplituden) .....	81
4.2.3	Rissausbreitung bei Umgebungswechsel zwischen Luft und Vakuum .....	84
4.2.4	Rissausbreitung bei Umgebungswechsel zwischen Vakuum und Stickstoff.....	87
4.3	EN-AW 5083 im weichgeglühten Zustand.....	90
4.3.1	Rissausbreitungsverhalten in Vakuum (sehr niedrige Lastamplituden) .....	90
4.3.2	Rissausbreitung bei Umgebungswechsel zwischen Luft und Vakuum .....	91
4.4	EN-AW 5083 im kaltverfestigten Zustand.....	95
4.4.1	Rissausbreitungsverhalten in Vakuum (sehr niedrige Lastamplituden) .....	95
4.4.2	Rissausbreitung bei Umgebungswechsel zwischen Luft und Vakuum .....	96
<b>5</b>	<b>Simulation der Rissausbreitung in Vakuum von EN-AW 6082 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand.....</b>	<b>101</b>
<b>6</b>	<b>Diskussion.....</b>	<b>103</b>
6.1	Einfluss der Atmosphäre auf die VHCF-Langrissausbreitung.....	103
6.2	Langrissausbreitungsverhalten in Vakuum bei sehr niedrigen Lastamplituden.....	109
6.3	Evaluierung des Übergangs des Rissausbreitungsmechanismus .....	117

---

6.4	Einfluss der Luftfeuchtigkeit und des Sauerstoffs auf die Rissausbreitung .....	120
6.5	Rissausbreitungsverhalten im Vakuum bei erhöhtem R-Verhältnis .....	127
6.6	Schwellenwerte und Lebensdauervorhersage .....	128
<b>7</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>131</b>
<b>8</b>	<b>Literaturverzeichnis.....</b>	<b>137</b>
<b>9</b>	<b>Anhang .....</b>	<b>147</b>



## Symbol- und Abkürzungsverzeichnis

### Abkürzungen

CTSD	Crack Tip Slide Displacement
EBSD	Electron Backscattered Diffraction
ESZ	ebener Spannungszustand
EVZ	ebener Verzerrungszustand
FFM	Fernfeldmikroskop
FIB	Focused Ion Beam
HCF	High Cycle Fatigue
LCF	Low Cycle Fatigue
LEBM	linear elastische Bruchmechanik
PGB	persistentes Gleitband
REM	Rasterelektronenmikroskop
SA	Sekundärausscheidungen
SiC	Siliziumkarbid
SIF	Spannungsintensitätsfaktor
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
USPS	Ultraschallermüdungsprüfsystem
UW	Ultraschallwellen
VHCF	Very High Cycle Fatigue
XFEG	Feldemissionskathode

### Lateinische Formelzeichen

$A$	Querschnittsfläche
$a$	Riszlänge
$a_0$	Ausgangsrisslänge
$a_f$	kritische Riszlänge
$C$	werkstoffspezifische Konstante im Paris-Gesetz
$C_{CTSD}$	werkstoffspezifische Konstante im Risswachstumsgesetz (Rissspitzenableitung)

$da$	Differenzial der Risslänge
$dN$	Differenzial der Zyklenzahl
$F$	Kraft
$F_V$	Vorspannkraft
$K_I$	Spannungsintensitätsfaktor bei Mode I-Belastung
$K_{Ic}$	Bruchzähigkeit bei Mode I-Belastung
$K_{I,min}, K_{I,max}$	Minimaler, maximaler Spannungsintensitätsfaktor
$K_{I,op}$	Rissöffnungsspannungsintensitätsfaktor
$\Delta K_I$	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor bei Mode I-Belastung
$\Delta K_{I,eff}$	effektiver zyklischer Spannungsintensitätsfaktor bei Mode I-Belastung
$\Delta K_{I,0}$	Langrisssschwellenwert des Spannungsintensitätsfaktors bei Mode I-Belastung
$m$	werkstoffspezifische Konstante im Paris-Gesetz
$m_{CTSD}$	werkstoffspezifische Konstante im Risswachstumsgesetz (Rissspitzenableitung)
$N$	Lastspielzahl
$N_f$	Bruchlastspielzahl
$N_D$	Grenzlastspielzahl zur Absicherung der Dauerfestigkeit
$R$	Spannungsverhältnis
$r_{p,ESZ}$	Länge der plastischen Zone bei ebenem Spannungszustand
$r_{p,EVZ}$	Länge der plastischen Zone bei ebenem Verzerrungszustand
$r_c$	Länge der zyklischen plastischen Zone
$w$	Bauteilabmessung
$Y_I$	Geometriefaktor bei Mode I-Belastung
$\Delta CTSD$	Schwingbreite der Rissspitzenableitung

### Griechische Formelzeichen

$\xi$	Verdrehwinkel
$\phi$	Kippwinkel
$\nu$	Querdehnzahl
$\sigma$	Äußere Spannung

---

$\Delta\sigma/2, \sigma_a$	Ausschlagsspannung
$\sigma_D$	Dauerfestigkeit
$\sigma_F$	Fließspannung
$\sigma_m$	Mittelspannung
$\sigma_{min}, \sigma_{max}$	Minimale, maximale Spannung
$\sigma_o$	Oberspannung
$\sigma_u$	Unterspannung
$\tau$	Schubspannung
$\tau^C$	kritische Schubspannung zur Aktivierung eines Gleitbands
$\tau^F$	kritische Fließschubspannung



## Kurzfassung

Im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen (Very High Cycle Fatigue (VHCF)) und damit sehr niedrigen Lastamplituden ist nicht klar, ob alle Risswachstumsphasen der konventionellen Risswachstumkurve auftreten. Die natürliche Rissinitiierung der Aluminiumknetlegierungen EN-AW 6082 und EN-AW 5083 tritt bei sehr niedrigen Belastungsamplituden vorzugsweise im Werkstoffinneren auf, wobei die Rissausbreitung ohne Kontakt zu atmosphärischen Bestandteilen der Umgebungsluft stattfindet. Um das Rissausbreitungsverhalten im Werkstoffinneren abbilden zu können, wurden Ermüdungsexperimente im Vakuum durchgeführt. Hierbei ermöglichte die Ultraschallermüdungsprüftechnik mittels einer kleinen Vakuum-Probenkammer in Verbindung mit der Fernfeldmikroskopie die Erfassung des Langrissausbreitungsverhaltens bei einer Resonanzfrequenz von etwa 19,2 kHz unter unterschiedlichen Spannungsverhältnissen. Desweiteren ermöglichte ein speziell für das Rasterelektronenmikroskop (REM) konstruiertes und gebautes Miniaturprüfsystem eine in-situ Beobachtung sowie Charakterisierung der Schädigung unter der Vakuumbedingung der REM-Probenkammer. Um den Atmosphäreneinfluss auf die VHCF-Langrissausbreitung genauer untersuchen zu können, wurden Ermüdungsexperimente unter verschiedenen Umgebungsbedingungen durchgeführt. Die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen zeigen, dass ein signifikanter Atmosphäreneinfluss auf das VHCF-Langrissausbreitungsverhalten besteht, welcher sich sowohl im Risspfad als auch in der Rissausbreitungsrate manifestiert. Insbesondere für die Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand konnte nachgewiesen werden, dass unter VHCF-Belastung sowohl eine ausgeprägte Einfachgleitung als auch hauptsächlich schubspannungsgesteuertes Risswachstum im Vakuum stattfinden. Damit unterscheidet sich das VHCF-Rissausbreitungsverhalten in diesem Werkstoffzustand im Vakuum signifikant vom bisher bekannten Risswachstum im Low-Cycle- bzw. High-Cycle-Fatigue-Bereich. Mit dieser Erkenntnis wurde mit Hilfe eines zweidimensionalen, numerischen Kurzrisswachstumsmodells, das auf der Randelementemethode basiert, die VHCF-Langrissausbreitung im Vakuum in diesem Werkstoffzustand simuliert. Durch die Anwendung von synthetischen Mikrostrukturen ermöglicht das Modell eine physikalisch basierte Bewertung von mikrostrukturellen Merkmalen hinsichtlich des Effektes und deren Relevanz auf die VHCF-Ermüdungsrissausbreitung.

## Abstract

In the regime of Very High Cycle Fatigue (VHCF), that means at very low stress amplitudes, it is not clear whether all the conventional crack propagation phases occur. Investigations on the aluminium wrought alloys EN-AW 6082 and EN-AW 5083 at very low stress amplitudes have shown that the “natural” crack initiation was often observed to occur underneath the material surface and crack propagation takes place without any contact to atmospheric components. Thus, fatigue experiments in vacuum on externally precracked samples were performed in order to simulate the internal crack propagation. For this purpose, the ultrasonic fatigue testing technique (complemented by a small vacuum chamber) was applied allowing the examination of the crack growth characteristics in vacuum at a resonant frequency of about 19.2 kHz and different stress ratios by using a long-distance microscope. Furthermore, a miniature fatigue testing system which was specifically designed and made for the use in a scanning electron microscope (SEM) was used for the in-situ observation and characterization of the crack growth behaviour at high resolution under the vacuum conditions of the SEM. Fatigue experiments in different environmental conditions were performed in order to investigate the atmospheric influence on the fatigue crack propagation behaviour. The results show that there exists a significant atmospheric influence on the fatigue crack propagation behaviour which manifests itself in the crack path as well as in the crack growth rate. Especially the result obtained on the aluminium alloy EN-AW 6082 in the peak-aged (pa) condition revealed that shear-stress controlled crack propagation takes place under VHCF loading due to pronounced single sliding in vacuum. Thus, the VHCF long crack growth in vacuum in this material condition differs significantly from the well-known conventional long crack growth in the Low Cycle or High Cycle Fatigue regime. Against this background, a two dimensional numerical short fatigue crack growth model was adapted leading to a realistic simulation of the VHCF long fatigue crack propagation in vacuum. The model can be applied to synthetic microstructures allowing a physically based assessment of the effect and relevance of microstructural parameters on the VHCF life, which is determined in the (pa) condition by microstructure-controlled long fatigue crack growth.

## 1 Einleitung und Zielsetzung

Das strikt verfolgte Ziel der CO<sub>2</sub> Emissionsreduzierung [1] führt zu einer immer zunehmenden Bedeutung von Leichtbauwerkstoffen, wobei gleichzeitig eine sehr hohe zyklische Belastbarkeit der leichten Bauteile im Betriebseinsatz vorausgesetzt wird. Im Bereich Very High Cycle Fatigue (VHCF), das bedeutet bei sehr niedrigen Lastamplituden und damit sehr hohen Lastspielzahlen, tritt die natürliche Rissinitiierung vorzugsweise im Werkstoffinneren auf [2,3]. Die Ermüdungsrisssausbreitung im Werkstoffinneren findet dabei in Abwesenheit von atmosphärischen Bestandteilen statt, was einem Risswachstum im Vakuum entspricht. Neben der natürlichen Rissinitiierung im VHCF-Bereich können allerdings Bauteile aus fertigungstechnischer Sicht vor dem eigentlichen Betriebseinsatz bereits rissbehaftet sein, wobei die Rissausbreitung und damit die Werkstoffschädigung grundsätzlich in Umgebungsluft stattfinden. Aufgrund der sehr kleinen Größe der zyklischen plastischen Zone vor der Risspitze unter VHCF-Belastung und der hohen Tendenz zur Wechselwirkung der plastischen Zone mit mikrostrukturellen Merkmalen ist die Wahrscheinlichkeit von drastischen Abweichungen zum konventionellen Langrissbereich hoch. Aus diesem Grund wird die Gültigkeit zur Anwendung der linear-elastischen Bruchmechanik zur Beschreibung der VHCF-Rissausbreitung grundsätzlich in Frage gestellt. Zudem ist es fragwürdig, ob in Abhängigkeit von der Umgebungsbedingung sowohl in Umgebungsluft als auch in Vakuum alle Rissausbreitungsphasen entsprechend der konventionellen Risswachstumskurve überhaupt auftreten. Die konventionelle Risswachstumskurve wird grundsätzlich in zwei wesentliche Bereiche unterteilt. Im Kurzrisbereich wird die Ermüdungsrisssausbreitung signifikant durch mikrostrukturelle Merkmale beeinflusst, wodurch eine sehr hohe Fluktuation in den Rissausbreitungsdaten gegeben ist. In einem besonderen Abschnitt des Langrissbereiches ist dagegen die Ermüdungsrisssausbreitung stabil und kann mit Hilfe des Paris-Gesetzes beschrieben werden. Eine Lebensdauerabschätzung von rissbehafteten Komponenten, die während der zyklischen Belastung eine stabile Langrissausbreitung aufweisen, kann daher mit Hilfe des empirischen Gesetzes realisiert werden.

Systematische Untersuchungen von Stein et al. [4] sowie Wicke et al. [5] in Laborluftatmosphäre im Bereich des Langrisschwellenwerts konnten bereits zeigen, dass schubspannungsgesteuerte Anteile im Langrissausbreitungsverhalten durchaus auftreten können, sofern die angewendete Belastungsamplitude dabei klein genug ist. Desweiteren hat sich aus den Untersuchungen herauskristallisiert, dass Primärausscheidungsanhäufungen in Abhängigkeit von ihrer räumlichen Verteilung zur Risslage die Rissfront signifikant festhalten („pinning“) können, was lokal zu Verzögerungen im Rissfortschritt führt. Demnach kann eine stabile Langrissausbreitung in Abhängigkeit von

der Verteilung der Primärausscheidungsanhäufungen zur Rissausbreitungsrichtung gehindert werden.

Im Vergleich zu Vakuum oder inerten Atmosphären ist bereits lange bekannt, dass die Ermüdungseigenschaften von Aluminiumlegierungen in einer feuchten Laborluftatmosphäre signifikant verschlechtert werden [6-9]. Desweiteren ist bekannt, dass das Rissausbreitungsverhalten im Vakuum von aushärtbaren Aluminiumlegierungen durch den Sekundärausscheidungszustand signifikant beeinflusst werden kann. In Abhängigkeit vom Rissausbreitungsmechanismus können dabei sehr starke Wechselwirkungen zwischen einem voranschreitenden Vakuumriss und der Mikrostruktur auftreten [10-13].

Im Rahmen dieser Arbeit wird ein möglicher Einfluss der „feuchten“ Atmosphäre auf das Rissausbreitungsverhalten im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen genauer untersucht. Hierbei sollen mögliche Effekte der Mikrostruktur herausgearbeitet und zudem verdeutlicht werden, weshalb sich die Rissausbreitung im VHCF-Bereich sehr deutlich vom Low Cycle Fatigue bzw. High Cycle Fatigue Bereich unterscheidet. Zudem wird in dieser Arbeit thematisiert, ob Aluminiumlegierungen grundsätzlich das Potenzial besitzen, eine echte Dauerfestigkeit im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen zu erreichen.

Das Kapitel 2 beinhaltet die mechanischen Grundlagen, die zum Verständnis dieser Arbeit notwendig sind. Neben der Materialermüdung metallischer Werkstoffe sowie der linear elastischen Bruchmechanik wird in diesem Kapitel ein mechanismenorientiertes Risswachstumsmodell dargestellt, das bei einem der Aluminiumknetlegierungen in Abhängigkeit vom Werkstoffzustand angewendet wurde. In Kapitel 3 werden zunächst die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Aluminiumknetlegierungen charakterisiert. Desweiteren werden in diesem Kapitel sowohl die eingesetzten Materialermüdungsprüfsysteme und Probengeometrien als auch die angewandten Untersuchungsmethoden beschrieben. Im vierten Kapitel sind die experimentellen Ergebnisse der Rissausbreitungsversuche bei niedrigen Belastungsamplituden aufgeführt. In Abhängigkeit vom Umgebungsmedium werden dabei die phänomenologischen Untersuchungsergebnisse in Form von Risspfaden, Ermüdungsbruchflächen und Rissausbreitungskurven dargestellt. In Verbindung mit mikrostrukturellen Untersuchungsergebnissen werden zudem die Mechanismen der Rissausbreitung offengelegt. In Kapitel 5 werden die mit dem im Kapitel 2 beschriebenen Kurzrischwachstumsmodell erzielten Simulationsergebnisse dargestellt und mit experimentellen Ergebnissen verifiziert. In Kapitel 6 folgt eine umfassende Diskussion der Ergebnisse. Abschließend werden in Kapitel 7 die wichtigsten Ergebnisse zusammengefasst und ein Ausblick gegeben.

## 2 Grundlagen

### 2.1 Materialermüdung

Unter dem Begriff Materialermüdung wird ein langsam stattfindender Schädigungsprozess (hervorgerufen durch zyklische Belastung) in einem Werkstoff verstanden, wobei die auftretende Belastungshöhe für den statischen Fall unkritisch sein kann. Ein Bruch kann demnach durch zyklische Belastung bzw. Ermüdungsbelastung auch weit unterhalb der Streckgrenze eines Werkstoffes auftreten. Das Wöhlerdiagramm, das durch die Untersuchungen von August Wöhler [14] inspiriert und nach ihm benannt ist, wird zur Abschätzung der Lebensdauer von schwingend beanspruchten Werkstoffen herangezogen. Vorzugsweise wird in dem Wöhlerdiagramm die Belastungsamplitude über die logarithmisch aufgetragene Bruchlastspielzahl ( $N_f$ ) dargestellt. Insgesamt lassen sich in dem Diagramm drei wesentliche Bereiche identifizieren, wobei zwischen der Kurzzeitfestigkeit (*Low Cycle Fatigue* - LCF,  $N_f < 5 \cdot 10^4$ ), der Zeitfestigkeit (*High Cycle Fatigue* - HCF,  $5 \cdot 10^4 < N_f < 2 \cdot 10^6$ ) und der Dauerfestigkeit bzw. dem Bereich sehr hoher Lastspielzahlen (*Very High Cycle Fatigue* - VHCF,  $N_f > 2 \cdot 10^6$ ) unterschieden wird [15]. Grundsätzlich ergeben sich in Abhängigkeit vom Werkstoff zwei unterschiedliche Kurventypen (Typ I und II), die in der folgenden **Abbildung 2-1** dargestellt sind.

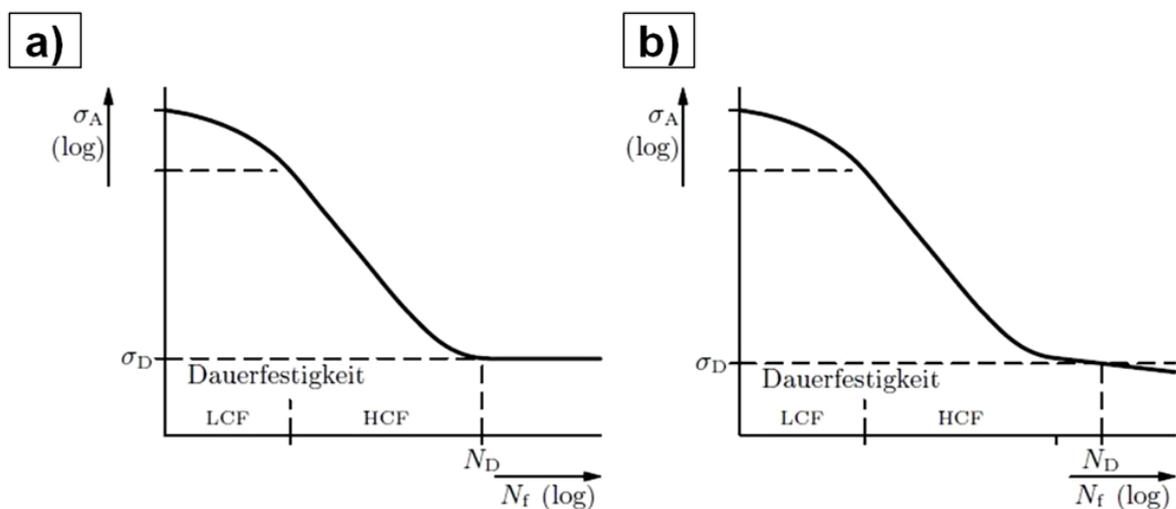


Abbildung 2-1: Darstellung des Wöhlerdiagramms für a) Typ I- und b) Typ II-Werkstoffe [16]

Diejenigen Werkstoffe, die dem Wöhlerkurventyp I zuzuordnen sind, weisen ab einer Grenzlastspielzahl  $N_D$  einen horizontalen Verlauf der Kurve auf. Unter einem bestimmten Niveau der Belastungsamplitude  $\sigma_A$  tritt kein Versagen mehr auf und der Werkstoff ist dauerhaft. Die Belastungsgrenze, unterhalb derer kein Werkstoffversagen mehr auftritt, wird als Dauerfestigkeit  $\sigma_D$  bezeichnet [15,16]. Im Rahmen des DFG-geförderten Schwerpunktprogramms 1466 Life $\infty$  konnte nachgewiesen werden, dass es durchaus

Werkstoffe gibt, die eine echte Dauerfestigkeit besitzen (wie z.B. austenitisch-ferritischer Duplex-Stahl 318LN) [17]. Dem gegenübergestellt existieren Werkstoffe des Wöhlerkurventyps II, die im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen noch einen stetigen Abfall in der Wöhlerkurve zeigen und damit keine echte Dauerfestigkeit aufweisen (wie z.B. Aluminiumlegierungen). Um dennoch eine sichere Auslegung dieser Werkstoffe zu gewährleisten, wird eine Spannungsamplitude festgelegt, die zu einer Grenzlastspielzahl  $N_D$  von z.B.  $10^8$  Lastzyklen führt. In diesem Fall wird bei der Angabe der Dauerfestigkeit verdeutlicht, dass eine bestimmte Spannungsamplitude zu einer bestimmten Bruchlastspielzahl führt (wie z.B.  $\sigma_{D(10^8)}$ ) [15,16].

### 2.1.1 Zyklische Verformung in Metallen und Versetzungsgleitcharakter

Versetzungen stellen in einem Kristallgitter linienförmige bzw. eindimensionale Gitterdefekte dar. Wirken Schubspannungen im Kristallgitter, die eine kritische Größe überschreiten, findet Versetzungsgleiten statt. Die Bewegung von Versetzungen im Kristallgitter stellt die Grundlage der plastischen Verformbarkeit dar und verleiht den Metallen ihre duktile Eigenschaft. Vorzugsweise finden Abgleitungen dabei auf bestimmten kristallographischen Gleitebenen und Gleitrichtungen statt. Der Versetzungsgleitcharakter eines Metalls kann gemäß konventioneller Betrachtungsweise auf die Stapelfehlerenergie zurückgeführt werden [15,18]. In der **Tabelle 2-1** ist die Stapelfehlerenergie für Aluminium, Nickel, Kupfer, einen Cr-Nickel Stahl und Magnesium separat aufgelistet.

Tabelle 2-1: Stapelfehlerenergien für verschiedene Metalle bzw. Legierung [18]

Metall/Legierung	Stapelfehlerenergie ( $10^{-7}$ J/cm <sup>2</sup> )
Aluminium	200-250 [19,20]
Nickel	80 [19]
Kupfer	40-150 [19,21]
18/8 CrNi Stahl	7-13 [19,21]
Magnesium	10 [22]

Im Wesentlichen wird im Hinblick auf den Gleitcharakter zwischen zwei Extremfällen unterschieden. Bei einem planaren Versetzungsgleitcharakter findet die Abgleitung auf kristallographischen Ebenen statt, wobei die Versetzungen nicht in der Lage sind, die bevorzugte Gleitebene zu verlassen. Demnach stellen sich bei der Wechselverformung

planare Versetzungsstrukturen ein. Bei Metallen mit welligem Gleitcharakter dagegen ist die Tendenz des Quergleitens von Versetzungen stark ausgeprägt. Können Versetzungen bei zyklischer Verformung ihre Gleitebene verlassen, stellen sich dreidimensionale bzw. räumliche Versetzungsstrukturen in der Mikrostruktur ein. Ob nun ein Metall die Tendenz eines planaren bzw. welligen Gleitcharakters aufweist, kann mit Hilfe der Stapelfehlerenergie (nur reine Metalle) begründet werden [23]. Die Stapelfehlerenergie definiert dabei die Aufspaltungsweite einer Versetzung. Ist die Stapelfehlerenergie eines Metalls hoch (siehe z.B. Aluminium in der **Tabelle 2-1**), dann ist die Aufspaltungsweite der Versetzung (Abstand zwischen Partialversetzungen) klein [15,18]. In der **Abbildung 2-2** sind die Aufspaltung einer Versetzung und der dadurch erzeugte Stapelfehler in der Gleitebene schematisch dargestellt.

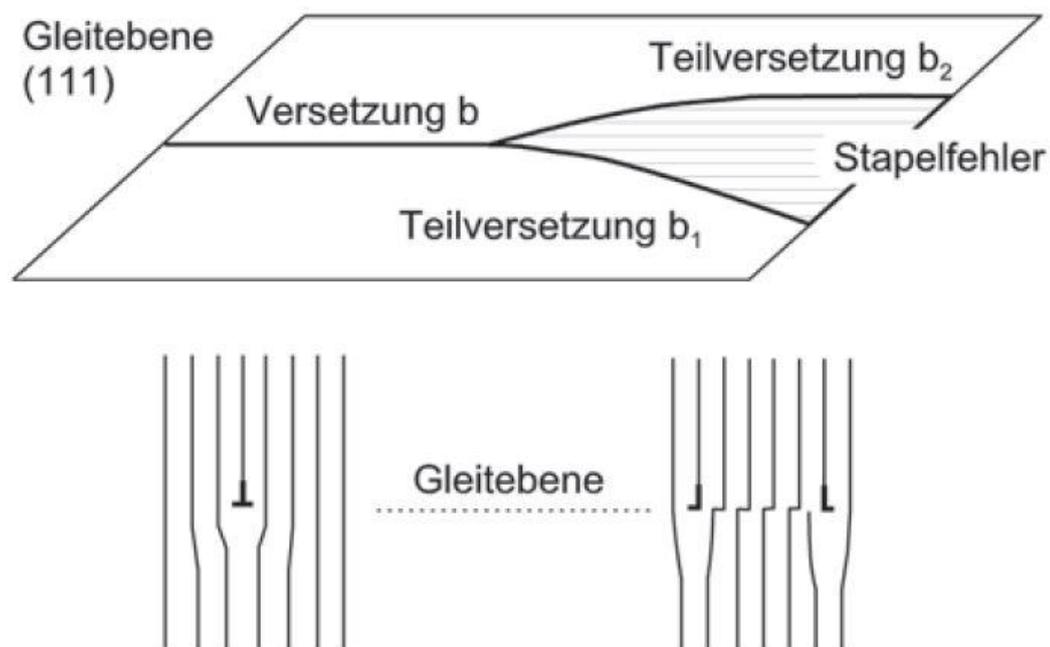


Abbildung 2-2: Schematische Darstellung eines Stapelfehlers und die Aufspaltung einer Versetzung in zwei Partialversetzungen in der Gleitebene [18,21]

Das Quergleiten von Schraubenversetzungen und damit die Anordnung von räumlichen Versetzungsstrukturen finden bevorzugt statt, wenn aufgespaltene Schraubenversetzungen in einer Quergleitebene zu einer vollständigen Versetzung rekombinieren können. Die Rekombination von Partialversetzungen als Voraussetzung für das Quergleiten ist erleichtert und tendenziell hoch, wenn die Aufspaltungsweite einer Versetzung klein und damit die Stapelfehlerenergie hoch ist [15,24,25]. Die Korrelation zwischen der Stapelfehlerenergie und des Versetzungsgleitcharakters erklärt, weshalb in Aluminium und seinen Legierungen das Quergleiten von Versetzungen zur Ausbildung von dreidimensionalen Versetzungsstrukturen der vorherrschende Mechanismus ist. Im Gegensatz dazu besitzen

Metalle mit niedrigerer Stapelfehlerenergie die Tendenz eines planaren Gleitcharakters. Die Versetzungen bewegen sich bevorzugt auf den kristallographischen Gleitebenen und das Quergleiten von Schraubenversetzungen ist nicht gegeben bzw. wird erst bei sehr hohen Verformungsgraden und hohen Temperaturen erreicht. Infolge von Ausscheidungen, Versetzungen und Korngrenzen als Hindernisse gegen die Abgleitung kann sich die Versetzungsdichte in den aktivierten Gleitebenen erhöhen, wodurch eine Verfestigung resultiert. Aufgrund der hohen Stapelfehlerenergie und des welligen Versetzungsgleitcharakters von Aluminium, besitzen Aluminiumlegierungen im Allgemeinen daher ein geringeres Verfestigungsvermögen im Vergleich zu Magnesium oder einem austenistischen Stahl. Allerdings kann der Quergleitcharakter in Aluminiumlegierungen durch den Ausscheidungszustand signifikant beeinflusst werden. Demzufolge wird eine Quergleitung von Versetzungen behindert und damit ein planares Gleitverhalten begünstigt, wenn feinverteilte schneidbare kohärente bzw. teilkohärente Sekundärausscheidungen in der Mikrostruktur vorliegen. Können die Sekundärteilchen von Versetzungen geschnitten werden, so sinkt mit jedem Schneidprozess der Widerstand der Sekundärteilchen gegen die Versetzungsbewegung. Unter Wechselverformung ist ein planares Gleiten der Versetzungen auf den aktivierten Gleitebenen die Folge, weil durch wiederholte Schneidprozesse der Sekundärteilchen die Versetzungsbewegung in dem bestehenden Pfad erleichtert wird [18,26]. Desweiteren existieren weitere Modellvorstellungen, die einen planaren Gleitcharakter physikalisch begründen. So kann beispielsweise eine Zunahme von gelösten Fremdatomen in einer Legierung, die durch zusätzliche Reibspannungen die Versetzungsbewegung erschweren und damit eine Rekombination von Partialversetzungen behindern, eine Abnahme der Quergleitprozesse bewirken [27]. Ein planares Gleitverhalten liegt ebenfalls bevorzugt vor, wenn in der Legierung eine Nahordnung bzw. eine Nahentmischung besteht [26].

### **2.1.2 Einfluss von Ausscheidungen auf die Wechselverformung**

Mit Hilfe der Ausscheidungshärtung kann die Festigkeit in technischen Legierungen erhöht werden. Die feinverteilten Sekundärausscheidungen in der Mikrostruktur, die hinsichtlich ihrer Gestalt, Größe sowie Lage zueinander von der Wärmebehandlung abhängen, können durch Behinderung der Versetzungsbewegung die Streckgrenze erheblich anheben. Im Wesentlichen existieren zwei unterschiedliche Mechanismen, die in Abhängigkeit vom Ausscheidungszustand auftreten und sich in der Art der Wechselwirkung zwischen Sekundärteilchen und Versetzungen signifikant voneinander unterscheiden. Liegt eine Mikrostruktur im stark überalterten Ausscheidungszustand vor und weist dabei disperse inkohärente Sekundärteilchen auf, erfolgt die Wechselwirkung zwischen den

Sekundärteilchen und Versetzungen über den Orowan-Mechanismus. Bei dem Orowan-Mechanismus kommt es zunächst zu einer Verankerung der Versetzungssegmente an den Sekundärteilchen. Unter Einwirkung einer Schubspannung findet lokal eine Ausbauchung der Versetzungssegmente statt, weil die Sekundärteilchen als Hindernisse gegen die Versetzungsbewegung eine Rückhaltekraft ausüben. Wird eine kritische Schubspannung erreicht, die zum Lösen der Versetzungssegmente von den Hindernissen notwendig ist, kann die Versetzung die Hindernisse umgehen. Während des Umgehungsprozesses bauchen sich die Versetzungssegmente so weit auf, bis einzelne Bereiche des aufgebauchten Versetzungssegments annihilieren können. Die Versetzung hinterlässt infolge des Orowan-Mechanismus, nach der Umgehung der einzelnen Hindernisse, jeweils einen Versetzungsring an den Sekundärteilchen und kann weiter abgleiten.

Dem gegenübergestellt liegen im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand üblicherweise in Abhängigkeit vom Werkstoff sehr feine dicht benachbarte kohärente bzw. teilkohärente Sekundärteilchen in der Mikrostruktur vor, die durch Versetzungsbewegung in der entsprechenden Gleitebene geschnitten werden können. Besonders im Falle der teilkohärenten Sekundärausscheidungen ist eine Abscherung der Teilchen nur gegeben, wo die Gleitsysteme sowohl der Matrix als auch des entsprechenden Sekundärteilchens übereinstimmen [16]. In der **Abbildung 2-3** ist die Teilchenabscherung durch Versetzungen in der Gleitebene zur Überwindung des Hindernisses schematisch illustriert.

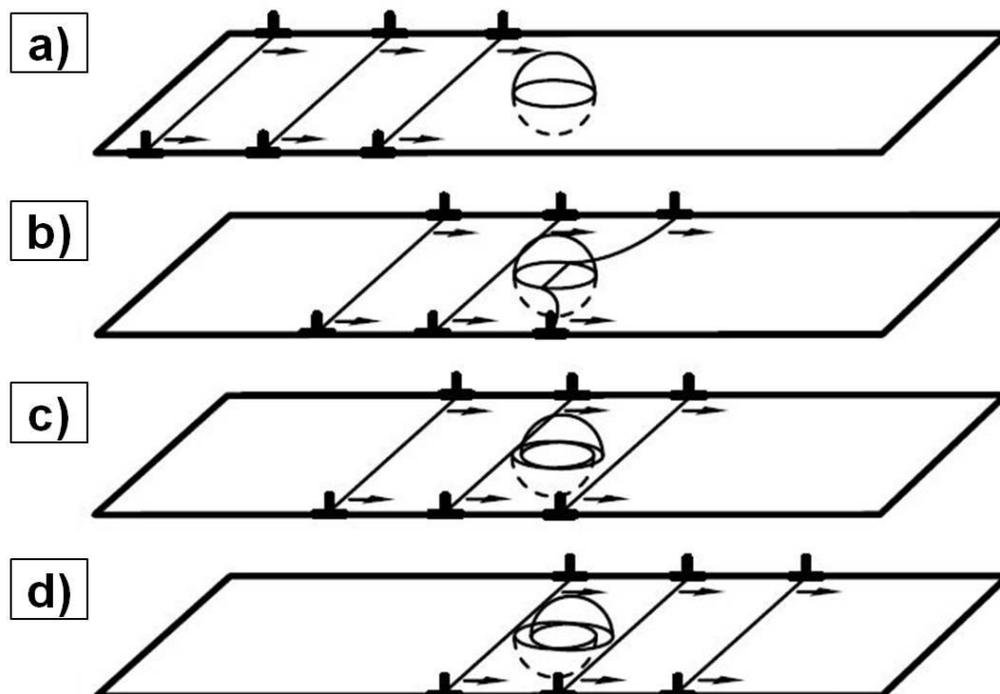


Abbildung 2-3: Schematische Darstellung der Teilchenabscherung infolge der Versetzungsbewegung in der Gleitebene nach [16,28]

Wie bereits in dem vorherigen Kapitel 2.1.1 beschrieben wurde, begünstigen schneidbare Ausscheidungsteilchen in Aluminiumlegierungen einen planaren Versetzungsgleitcharakter (**Abbildung 2-3** in **a**) und **b**). Dabei wird das Verhalten der planaren Versetzungsbewegung damit begründet, dass infolge der Schneidprozesse die nachfolgenden auf der Gleitebene befindlichen Versetzungen dem Pfad der vorauslaufenden Versetzungen aus energetischen günstigen Gründen folgen (**Abbildung 2-3** in **c**) und **d**). Bei zyklischer Belastung tritt in den meisten Fällen zu Beginn, aufgrund sowohl einer Versetzungsdichtezunahme als auch der sehr starken Wechselwirkung zwischen den Versetzungen und den Ausscheidungsteilchen, eine ausgeprägte Wechselverfestigung auf. Insbesondere bei maximal ausscheidungsgehärteten Legierungen, die kleine kohärente bzw. teilkohärente schneidbare Ausscheidungsteilchen aufweisen, findet durch weitere Wechselverformung im Anschluss an die Wechselverfestigung eine ausgeprägte Wechselentfestigung statt. Dabei stellt die zyklische Entfestigung in ausscheidungsgehärteten Legierungen eine massive Bedrohung bezüglich der Schwingfestigkeit dar und wird dabei durch unterschiedliche mikrostrukturelle Prozesse hervorgerufen, die zum Teil während der zyklischen Belastung parallel ablaufen können. Die Ausscheidungsteilchen können infolge der zyklischen Beanspruchung mehrfach geschnitten werden, wodurch sich ihre Größe stark reduziert und sogar eine Auflösung der Teilchen stattfinden kann [15,29]. Gleichzeitig wird die geordnete Struktur der Teilchen aufgrund der mehrfachen Abscherung zerstört, wodurch die Hinderniswirkung gegenüber der Versetzungsbewegung global abnimmt. Es ergeben sich demnach Gebiete in der Mikrostruktur, die ausscheidungsfrei sind oder wenig hinderniswirksame Teilchen aufweisen. Darüber hinaus findet aufgrund der Wechselverformung eine Erhöhung der Punktdefektdichte statt, woraus eine schnelle Vergrößerung der Ausscheidungsteilchen (Ostwald-Reifung) resultiert. In Folge dieser Mechanismen kann abgeleitet werden, dass ein optimierter Gefügestand einer teilchengehärteten Legierung für den statischen Belastungsfall unter Umständen im Hinblick auf die Wechselverformung allerdings ungeeignet sein kann. Aus diesem Grund werden für zyklisch belastende Bauteile vorzugsweise teilchengehärtete Legierungszustände herangezogen, die im Vergleich zum maximal ausscheidungsgehärteten Zustand eine leichte Überalterung der Sekundärteilchen aufweisen. Somit kann eine ausgeprägte Wechselentfestigung während der Wechselverformung vermieden werden [15].

### 2.1.3 Rissinitiierung

Im Allgemeinen kann die Lebensdauer von rissfreien Bauteilen unter Ermüdungsbelastung in die Rissbildungs- und Rissausbreitungsphase unterteilt werden (**Abbildung 2-4**).

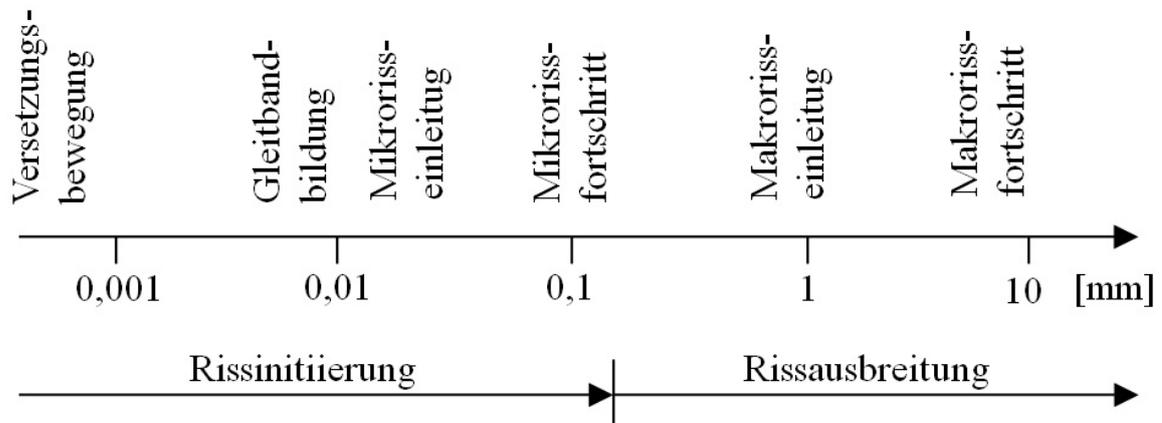


Abbildung 2-4: Phasen der Ermüdungslebensdauer modifiziert von Kolyshkin [30] nach Radaj [31]

Während der Materialermüdung können Quellen zur Erzeugung von Versetzungen aktiviert werden und Versetzungsbewegung eintreten. Zu Beginn der Wechselverformung kommt es in der Regel zunächst zu einer ausgeprägten Wechselver- bzw. Wechselentfestigung im Werkstoff, wobei sich im Anschluss daran ein Sättigungszustand einstellt. Da ein bestimmter Anteil der Abgleichvorgänge unter zyklischer Belastung irreversibel ist, kommt es an einigen Stellen im Werkstoff zu einer Dehnungslokalisierung, woraus sich lokal Mikrorisse bilden können [15,32]. Infolge einer mikrostrukturell geprägten Kurzrisssausbreitung und einer stabilen Langrisssausbreitung tritt schlussendlich durch das Erreichen einer kritischen Risslänge ein Ermüdungsversagen des Werkstoffs auf. Die Prozesse der Mikrorissbildung sind sehr komplex und können auf unterschiedliche Weise erfolgen. Aus diesem Grund lässt sich für die Rissinitiierung von Werkstoffen keine einheitliche sowie werkstoffunabhängige Beschreibung ableiten. In den häufigsten Fällen jedoch findet die Rissinitiierung an der Werkstoffoberfläche statt, weil z.B. fertigungsbedingte Oberflächenrauigkeiten oder Mikrokerben bei Wechselverformung zu lokalen Spannungsüberhöhungen führen. Unter der Annahme eines fertigungsfehlerfreien Werkstoffzustandes kann eine Dehnungslokalisierung an den sogenannten persistenten Gleitbändern (PGB) beobachtet werden [15]. Die Bezeichnung der PGB geht dabei auf die Arbeiten von Thompson et al. [7] zurück, die erkannten, dass durch wiederholtes Abpolieren der Werkstoffoberfläche und weiterer Wechselverformung in Kupfer eine Aufrauung an der gleichen Stelle resultiert. Zudem konnte mittels der Versuchsführung nachgewiesen werden, dass PGBs Rissinitiatoren darstellen und demzufolge die Schwingfestigkeit durch das elektrolytische Abpolieren der Werkstoffoberfläche gesteigert werden kann. In der Vergangenheit wurden zahlreiche

Experimente [33-39] an Kupfereinkristallen als Modellwerkstoff durchgeführt, um das komplexe Verformungsverhalten grundlegend untersuchen zu können. Durch die Untersuchungen von Cheng und Laird [35] ging hervor, dass die Rissbildung an PGBs bevorzugt an Orten stattfindet, wo die höchste Dehnungslagerung vorliegt. Basinski und Basinski [36], Hunsche und Neumann [37] sowie Ma und Laird [38,39] konnten feststellen, dass ein PGB aus Extrusionen, Intrusionen und Protrusionen (Protrusion entspricht einer sehr großen Extrusion, die mehrere Intrusionen sowie Extrusionen aufweisen kann) besteht. Die höchste lokale Dehnung tritt dabei im Übergangsbereich zwischen der Matrix und dem PGB auf. Weshalb sich Extrusionen und Intrusionen mikroskopisch auf der Werkstoffoberfläche bilden, kann darauf zurückgeführt werden, dass aufgrund eines dynamischen Gleichgewichts zwischen der Versetzungserzeugung und –annihilation innerhalb des PGBs während der Wechselverformung irreversible Abgleichvorgänge auftreten [40]. In dem Modell von Essmann et al. [41] wird die Annihilation von Stufenversetzungspaaren, die in Abhängigkeit von ihrem Vorzeichen sowohl Dipole des Leerstellentyps (englisch: vacancy-type dipoles) als auch Dipole des interstitiellen Typs (englisch: interstitial-type dipole) bilden können, berücksichtigt. Da nicht alle Stufenversetzungen während der Wechselverformung zum Abgleiten beitragen und sich Stufenversetzungsdipole auslöschen können, entstehen Punktdefekte. Aufgrund des Auslöschungsprozesses innerhalb des PGBs bilden sich dadurch nicht einheitliche Extrusionen und Intrusionen an der Werkstoffoberfläche aus. Die Stufenversetzungen, die den Annihilationsprozess umgehen können, können entweder an die freie Oberfläche des PGBs oder an die Grenzfläche zwischen dem PGB und der Matrix gelangen. Im PGB entstehen an der Grenzfläche zur Matrix elastische Druckspannungen in Gleitrichtung durch die Akkumulation von Stufenversetzungen mit gleichem Vorzeichen, wohingegen in der Matrix-Grenzfläche demgegenüber Zugspannungen resultieren. Im Zug- bzw. Druckhalbzyklus kann sich die äußere aufgebrachte Spannung mit der inneren elastischen Spannung überlagern und eine Spannungsüberhöhung hervorrufen. Besonders zwischen der ausgetretenen Gleitstufe und der Matrix kann durch die zusätzliche Kerbwirkung eine Mikrorissinitiierung stattfinden [32,37-39,41].

Die Dauer bis zur Mikrorissbildung sowie die Gleitvorgänge werden signifikant von der Umgebungsbedingung beeinflusst. Experimentelle Untersuchungen von Gough und Sopwith [6] sowie Thompson et al. [7] zeigen, dass im Vergleich zur „feuchten“ Laborluftatmosphäre eine deutliche Anhebung der Schwingfestigkeit im Vakuum oder in trockener sowie sauerstoffreduzierter Luft zu verzeichnen ist. Im Vakuum oder in inerten Atmosphären können während eines Zughalbzyklus infolge ausgeprägter Einfachgleitung Gleitstufen aus der Werkstoffoberfläche austreten. Folgt im Anschluss daran eine vollständige Lastumkehrung, können die Gleitstufen zum größten Teil mit der Metallmatrix

wiederverschweißen, wodurch lediglich eine geringe Schädigung des Werkstoffes resultiert. Wird die Wechselverformung dagegen in Laborluftatmosphäre oder in einem chemisch aggressiven Medium vorgenommen, wird sowohl durch die Chemisorption von verspröden Elementen wie Sauerstoff und Wasserstoff als auch durch eine Oxidschichtbildung an „frisch“ gebildeten Gleitstufen die Rückverformung signifikant erschwert [32]. Durch die Behinderung der reversiblen Gleitung kommt es frühzeitig zu einer Dekohäsion entlang der Gleitebene (**Abbildung 2-5**) [42].

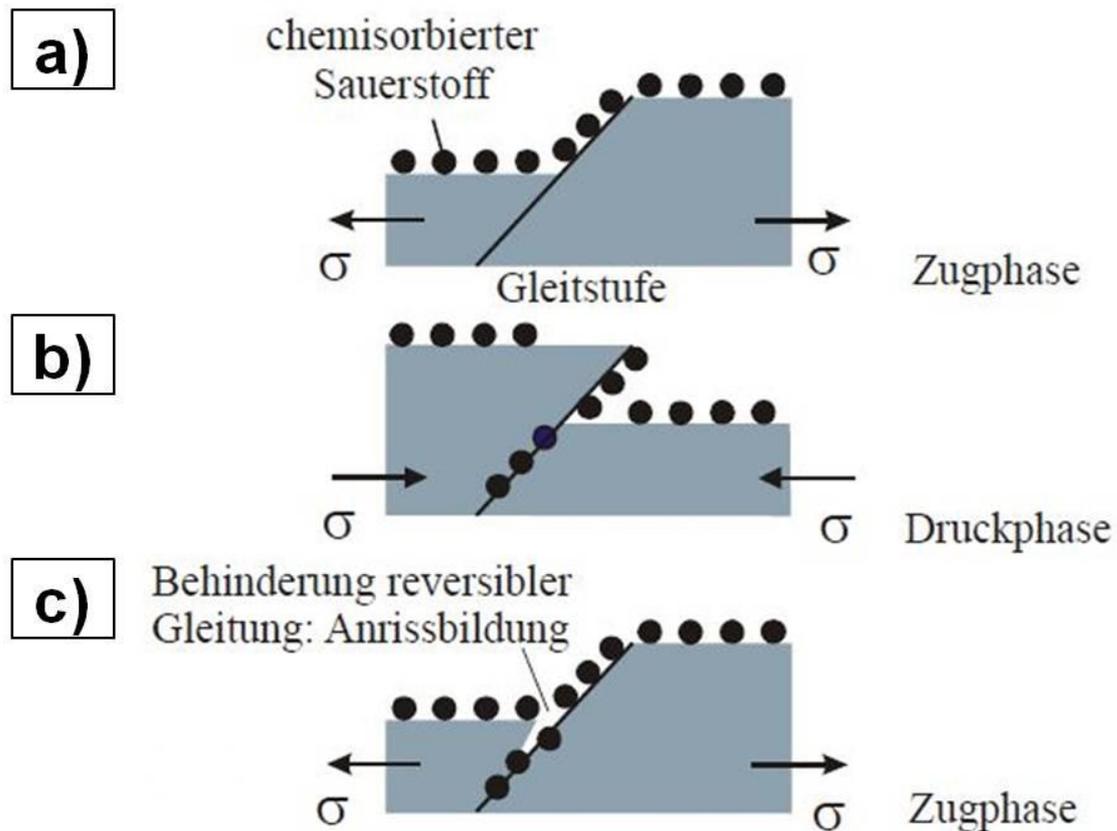


Abbildung 2-5: Atmosphäreinfluss auf die Anrissbildung: a) Ad- sowie Chemisorption von Sauerstoff, b) Eindringen von chemisorbiertem Sauerstoff ins Werkstoffinnere entlang eines PGBs und c) Behinderung des Wiederverschweißens sowie Rissbildung nach [42]

In Laborluftatmosphäre können die verspröden Elemente durch die Rückverformung entlang des PGBs ins Material gelangen und lokal eine Werkstoffversprödung herbeiführen, wodurch die Mikrorissintiation erleichtert wird [32].

Neben einer transkristallinen Rissbildung an PGB können Risse auch interkristallin an Korngrenzen entstehen. Bei vielkristallinen Werkstoffen kann es in einem PGB zu einem Versetzungsaufstau an Korngrenzen kommen, wodurch infolge lokaler Spannungskonzentrationen einzelne Bereiche der Korngrenzen aufreißen können. Desweiteren können Zwillingkorngrenzen ebenfalls Rissquellen darstellen. In teilengehärteten Legierungen kann eine Dehnungslokalisierung durch Teilchenabscherung in Form von planaren Gleitbändern stattfinden. Risse können sich hierbei sowohl

transkristallin an scharfen Gleitstufen auf der Materialoberfläche als auch interkristallin im Bereich der Korngrenzen in ausscheidungsfreien Säumen bilden. Bei Metallen, die Einschlüsse oder Poren im Gefüge aufweisen, kann sich die Rissinitiierung bei niedrigen Belastamplituden in Abhängigkeit von der Verteilung und Größe der Defekte ins Materialinnere verlagern. Dies ist besonders im Bereich Very High Cycle Fatigue bzw. bei sehr hohen Lastzyklenzahlen der Fall. Infolge der sehr niedrigen Belastungsamplituden findet die plastische Verformung in heterogener Weise statt, und Bereiche im Gefüge, wo Spannungsüberhöhungen auftreten, bestimmen schlussendlich die Ermüdungslebensdauer der technischen Legierung [15,29]. Desweiteren kann die Rissbildung im Materialinneren auch unabhängig von Defekten an Primärausscheidungsphasen erfolgen [29,32].

#### 2.1.4 Rissausbreitungsarten

Wie in der **Abbildung 2-4** bereits gezeigt wurde, besteht die Gesamtlebensdauer eines Bauteils aus der Rissbildungs- und Rissausbreitungsphase. Nach Forsyth [43] lässt sich die Rissausbreitung in polykristallinen Werkstoffen in zwei Stadien einteilen, die sich in Abhängigkeit von ihrem Ausbreitungsmechanismus signifikant voneinander unterscheiden. Nach der Anrissphase, wobei die Rissinitiierung beispielsweise transkristallin an einer ausgetretenen Gleitstufe erfolgen kann, liegt in der Regel zunächst ein mikrostrukturell kurzer Riss vor, der kleiner als ein Korndurchmesser ist. Die Kurzrissausbreitung wird dabei signifikant von der Lage der Gleitebenen bzw. -spuren zur Belastungsachse, deren Aktivierung vom Schmid-Faktor und damit der Spannungsverteilung abhängt, beeinflusst. Wächst ein Ermüdungsriss entlang eines Gleitbandes (Stadium I), so ist an der Werkstoffoberfläche meist ein signifikantes Abknicken des Risses um etwa  $45^\circ$  zur Belastungsachse festzustellen. Mikrostrukturell kurze Risse, die sich schubspannungskontrolliert ausbreiten, weisen dabei eine starke Wechselwirkung mit der Mikrostruktur auf [15]. Der Bereich des Kurzrisswachstums kann sich über mehrere Korndurchmesser erstrecken (Stadium I-Risswachstum in der **Abbildung 2-6 a**).

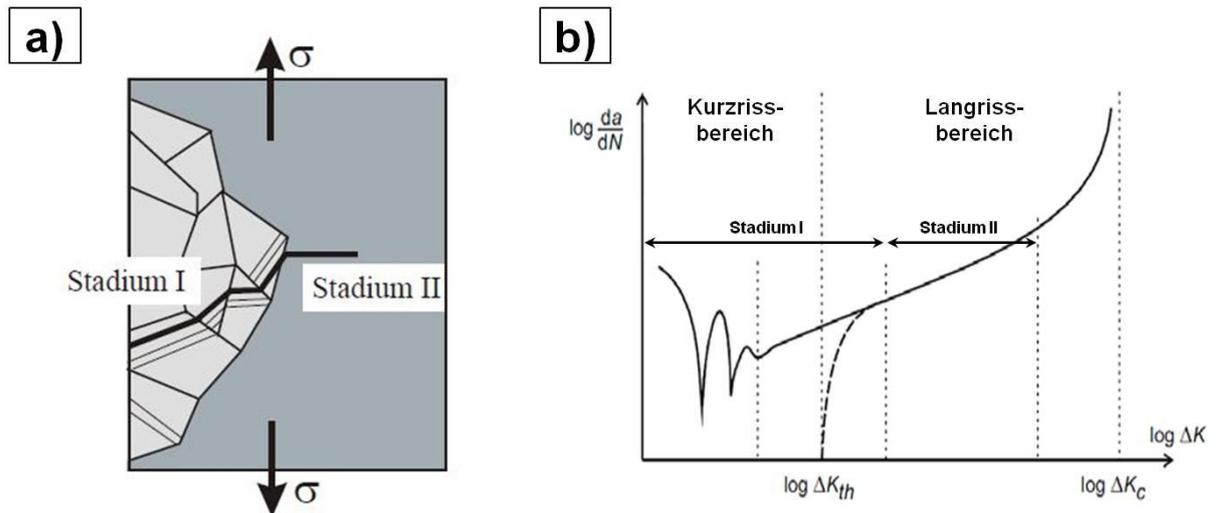


Abbildung 2-6: a) Darstellung des Rissausbreitungsverhaltens im Stadium I und II [42] und b) konventionelle Risswachstumskurve separiert in Kurz- und Langrissbereich nach [44]

Wie in der Risswachstumskurve in der **Abbildung 2-6 b)** schematisch dargestellt ist, weisen die Rissausbreitungsraten im Kurzrissbereich starke Fluktuationen auf. Unterschiedliche Untersuchungen [45-48] konnten dabei zeigen, dass die Ausbreitungsraten kurzer Risse deutlich über den Wachstumsraten langer Risse liegen können, wobei deutlich niedrigere Werte des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$  vorliegen. Die Fluktuationen in den Risswachstumsraten sind dabei im Wesentlichen auf die Wechselwirkungen zwischen einem ausbreitenden kurzen Riss und mikrostrukturellen Barrieren (Korn- bzw. Phasengrenzen) zurückzuführen. Es existieren verschiedene Ansätze, die die Schwankungen in den Rissausbreitungsraten im Kurzrissbereich erläutern:

- Nähert sich ein kurzer Gleitbandriss (Stadium I) einer Korngrenze an, so kann weitere Gleitbandbildung ausgehend von der Rissspitze unterbunden werden, wodurch eine Rissverzögerung bzw. ein Rissstillstand resultiert [49].
- Kann im Nachbarkorn hinter der Korngrenze eine ausreichend große plastische Zone gebildet werden, kann sich weiteres Risswachstum einstellen [50].
- Aufgrund der Rissablenkung sowie kristallographischen Neuorientierung des Risspfads bei Überwindung einer Korngrenze als Barriere, verändert sich die treibende bzw. lenkende Kraft vor der Rissspitze [51].
- Die Höhe der Barrierewirkung hängt signifikant von der Orientierung der benachbarten Körner ab [52].

Ein Oszillieren der Kurzrisausbreitung ist demzufolge im Wesentlichen auf sowohl die Verzögerung vor als auch die Beschleunigung nach einer mikrostrukturellen Barriere zurückzuführen. Neben der Barrierewirkung mikrostruktureller Inhomogenitäten kann die Rissausbreitungsrate ebenfalls durch eine Koaleszenz von Mikrorissen signifikant beeinflusst werden. Die Intensität der Barrierewirkung einer Korngrenze gegen mikrostrukturelles

Risswachstum wird durch die Misorientierung zweier benachbarter Körner bestimmt. Wie in der **Abbildung 2-7** dargestellt ist, setzt sich die Misorientierung aus der Verkippung und Verdrehung von zwei aktivierten Gleitebenen der entsprechenden Körner zusammen [15,53]. Es leuchtet ein, dass eine starke Hinderniswirkung gegen mikrostrukturelles Risswachstum mit einem hohen Wert sowohl des Kipp-  $\phi$  als auch des Verdrehwinkel  $\xi$  korreliert.

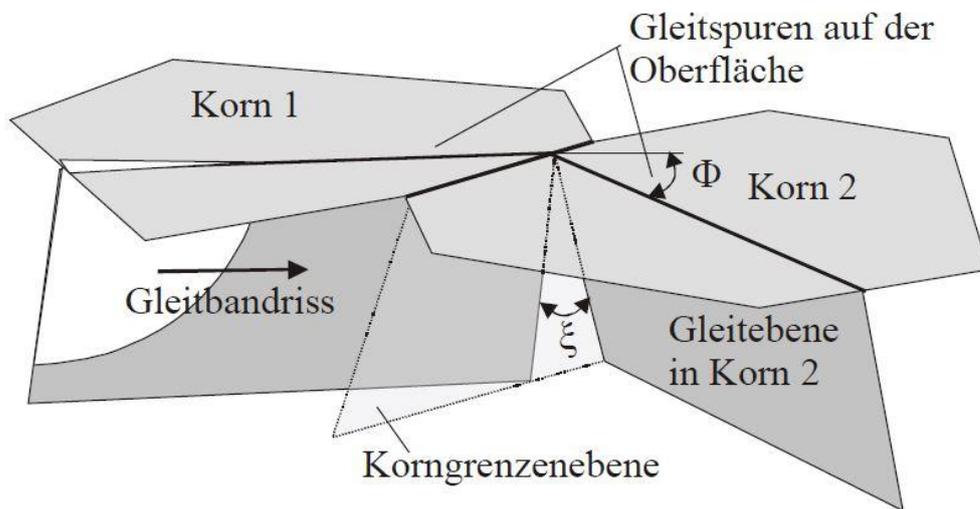


Abbildung 2-7: Schematische Darstellung einer Gleitbandrissverzögerung an einer Korngrenze; Intensität der Barrierewirkung abhängig vom Kippwinkel  $\phi$  und Verdrehwinkel  $\xi$  aus [42]

Erreicht der Riss eine Länge, wobei ein ausreichend hoher  $\Delta K$ -Wert vorliegt, kann die Rissausbreitung gleichzeitig bzw. alternierend auf mindestens zwei Gleitsystemen stattfinden. Demzufolge tritt ein Übergang des Rissausbreitungsmechanismus von Stadium I zu Stadium II auf. Mit weiterem Rissfortschritt und weiterer Ausbildung einer zyklischen plastischen Zone vor der Risspitze wird die Rissausbreitung maßgebend durch die rissöffnende Normalspannung kontrolliert [15,32]. Nach Hornbogen und Zum Gahr [54] führt eine Zunahme der zyklischen plastischen Zone vor der Risspitze, die dabei mehrere Körner umfassen kann, zu einer homogenen Gleitverteilung und Beschleunigung des Risswachstums. Wie in der Risswachstumskurve in der **Abbildung 2-6 b)** dargestellt ist, wächst der lange Riss im Paris Bereich eher unabhängig von der Mikrostruktur und daher stabil. In vielen technischen Legierungen hinterlässt die Stadium II-Rissausbreitung im Paris-Bereich in der Ermüdungsbruchfläche Schwingstreifen, wohingegen bei Stadium I-Rissausbreitung meist facettenartige Strukturen vorzufinden sind. Die Schwingstreifen besitzen bei der Schadensanalyse eine besondere Bedeutung, weil nach dem Schadensfall detaillierte Erkenntnisse über die Ermüdungshistorie erzielt werden können. So konnten Forsyth und Ryder [55] beispielsweise zeigen, dass eine Korrelation zwischen dem Abstand von benachbarten Schwingstreifen und der experimentell gemessenen Rissausbreitung pro Lastwechsel besteht. Allerdings treten nicht in allen Metallen durch Ermüdungsbelastung Schwingstreifen in der Bruchfläche auf. Die Wahrscheinlichkeit des Auftretens von

Schwingstreifen hängt sehr stark von der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors, dem vorliegenden Spannungszustand, der Umgebungsatmosphäre, der Legierungszusammensetzung, der Duktilität des Werkstoffes und dem Spannungsverhältnis ab [32].

Es bestehen verschiedene Modelle, die erläutern, weshalb sich Schwingstreifen auf der Ermüdungsbruchfläche ausbilden. Im Modell nach Laird und Smith [56] erfolgt der Rissfortschritt pro Lastwechsel infolge einer zyklischen Rissabstumpfung und -wiederanspitzung (**Abbildung 2-8**). Im Zughalbzyklus kommt es durch die Aktivierung von zwei Gleitsystemen infolge der plastischen Verformung zu einer Rissabstumpfung. Schließt sich dem Zughalbzyklus während der Wechselverformung ein Druckhalbzyklus an, so kann die Rissspitzenabstumpfung aufgrund von irreversiblen Gleitvorgängen nicht vollständig zurückgebildet werden. Die Risswiederanspitzung beim Rissschließvorgang im Druckhalbzyklus und der Rissfortschritt aus dem vorausgegangenen Zughalbzyklus um  $\Delta a$  führen gemeinsam zur Ausbildung eines neuen Schwingstreifens. Das Modell nach Laird und Smith ist sehr gut für Stadium II ausbreitende Risse im Paris-Bereich zur Beschreibung der Schwingstreifenbildung geeignet, wobei die plastische Zone vor der Risspitze hierbei mehrere Körner umfasst.

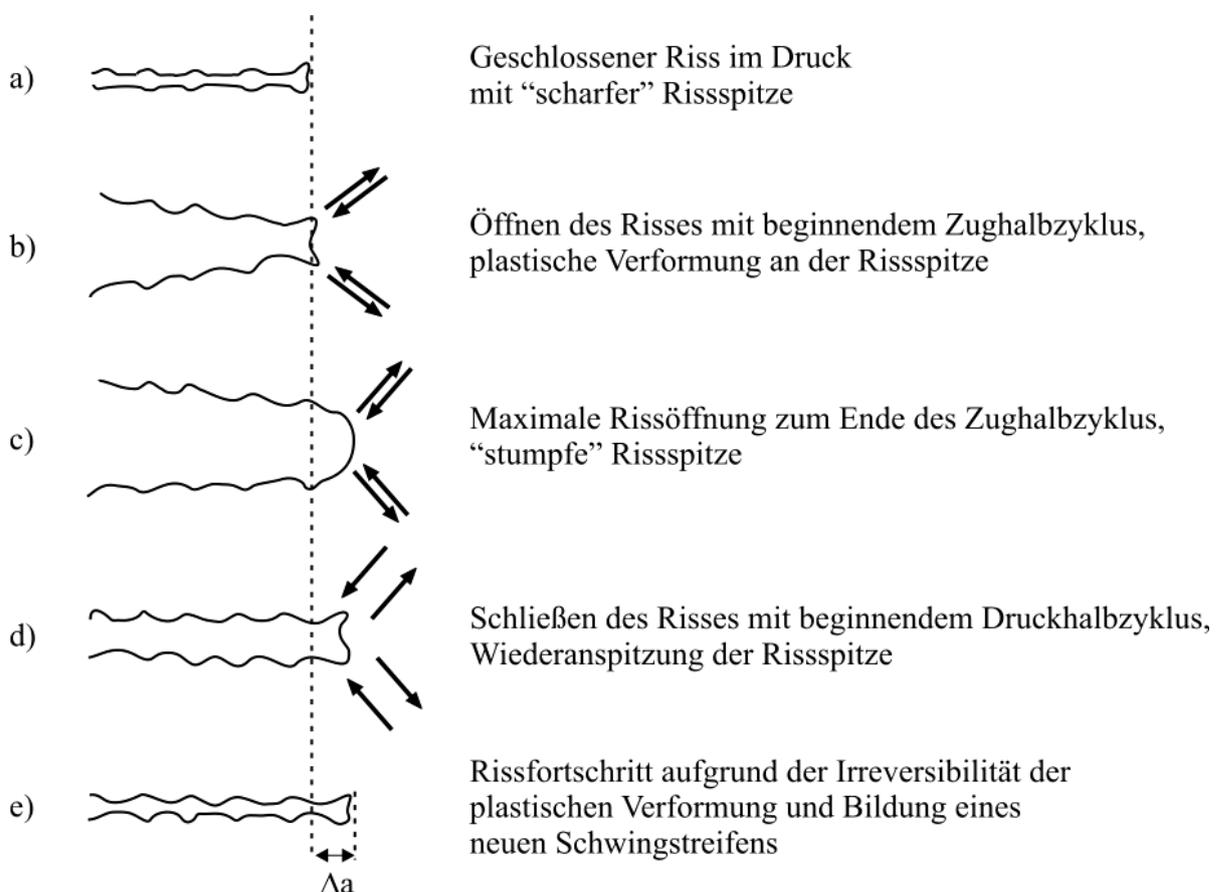


Abbildung 2-8: Schematische Darstellung der Rissabstumpfung und -wiederanspitzung zur Bildung von Schwingstreifen modifiziert durch Roth [57] nach Laird und Smith [56]

In dem Modell nach Neumann [58] wird die Rissausbreitung sowie Schwingstreifenentstehung in Kupfereinkristallen durch die alternierende Aktivierung von unterschiedlichen kristallographischen Gleitsystemen beschrieben (**Abbildung 2-9**). Zunächst findet in der Zugphase plastische Verformung in einem Gleitband statt (**Abbildung 2-9 a**)). Durch die Verfestigung des primären Gleitbandes wird ein gegenüberliegendes sekundäres Gleitband aktiviert (**Abbildung 2-9 b**)). Infolge der Gleitirreversibilität können die aktiven Gleitebenen in der Druckphase nicht wiederverschweißen, wodurch Rissfortschritt resultiert. Das Wechselspiel zwischen der Gleitbandverfestigung sowie der kinematische Gleitirreversibilität mit jedem Lastwechsel führt zu einer planaren Rissausbreitung entlang der Schnittlinien zwischen den zwei aktiven Gleitebenen. In diesem Modell sind die Schwingstreifen somit eine direkte Konsequenz der alternierenden Abgleitung auf definierten Gleitsystemen [32,42].

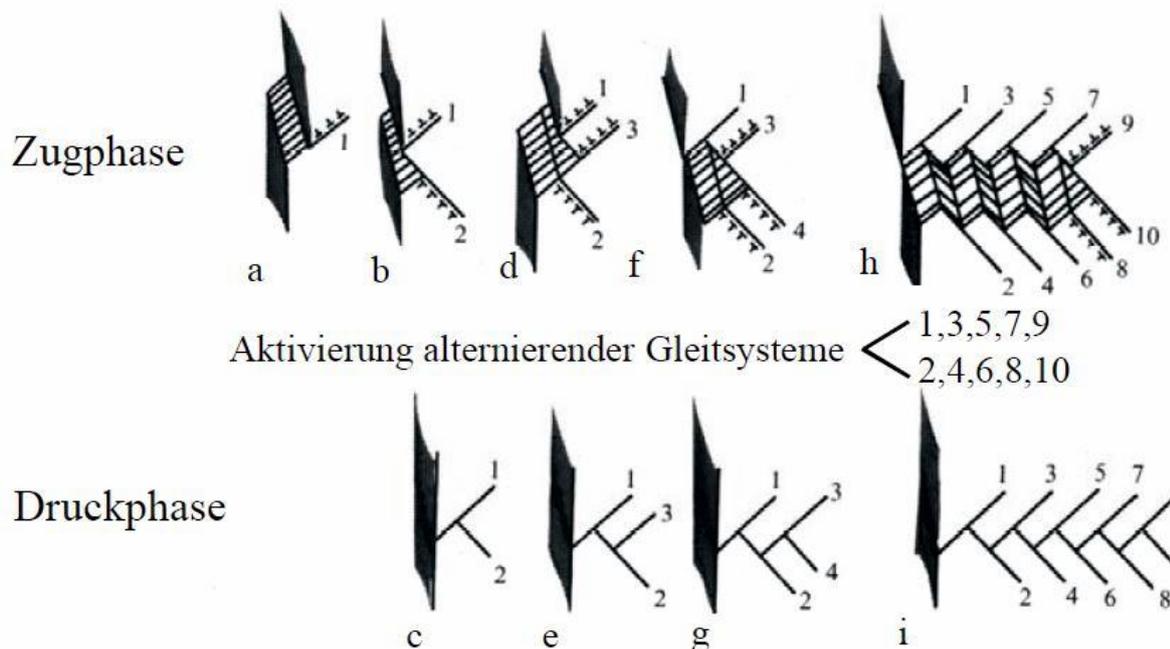


Abbildung 2-9: Schematische Darstellung des Stadium II-Risswachstums durch alternierende Aktivierung von unterschiedlichen Gleitsystemen modifiziert durch Krupp [42] nach Neumann [58]

Im Vakuum konnte Meyn [59] durch seine Untersuchungen nachweisen, dass die Schwingstreifenbildung in Aluminiumlegierungen im Vergleich zur „feuchten“ Laborluftatmosphäre vollständig unterdrückt wird. Als Begründung hierfür schlug Pelloux [60] vor, dass alternierende reversible Gleitprozesse auftreten können, solange sich keine Oxidschicht auf der Gleitstufe an der Rissspitze bildet. Der Oxidschichtfilm an der Metalloberfläche behindert demzufolge die reversible Gleitung. Neben der damit niedrigeren Rissausbreitungsrate im Vakuum verglichen zu Laborluft, führt das Öffnen und Schließen der Rissprofile aufgrund der ausgeprägten reversiblen Gleitung nicht zur Bildung von Schwingstreifen [32].

## 2.2 Linear elastische Bruchmechanik

Bauteile können von Beginn an durch fertigungsbedingte Fehler rissbehaftet sein, wodurch die Ermüdungs- bzw. Schwingfestigkeit maßgeblich durch die Phase der Rissausbreitung bestimmt wird. Risse sowie rissähnlichen Defekte (z.B. Mikrokerbe) können bei der Bauteilauslegung bis zu einer bestimmten Größe toleriert werden, sofern dabei ein sicherer Weiterbetrieb sowohl der rissbehafteten Komponente als auch damit des Gesamtsystems gewährleistet wird. Eine Lebensdauerabschätzung defektbehafteter Bauteile und damit eine geeignete schadenstolerante Bauteilauslegung können mit Hilfe bruchmechanischer Konzepte erzielt werden. Im Rahmen dieser Arbeit wird das Rissausbreitungsverhalten bei sehr niedrigen Belastungsamplituden näher untersucht. Hierbei wird erwartet, dass die Größe der plastischen Zone vor der Rissspitze gegenüber der Risslänge vernachlässigbar klein ausgeprägt ist (Bedingung für Langrissausbreitung). Aufgrund dieser Annahme wird in dem nachfolgenden Kapitel näher auf die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM) und auf das Konzept der Spannungsintensität eingegangen.

### 2.2.1 Das Konzept der Spannungsintensität

Die linear-elastische Bruchmechanik ermöglicht eine quantitative Beschreibung der Werkstoffschädigung durch Rissausbreitung mit der Kontinuumsmechanik (kein Mikrostruktureinfluss). Obwohl die LEBM bei einem rissbehafteten Körper im Gesamten ein linear elastisches Materialverhalten voraussetzt (spröde Werkstoffe), ist der Geltungsbereich bei duktilen Werkstoffen nicht eingeschränkt, wenn die Prozess- sowie plastische Zone vor der Rissspitze gegenüber der Risslänge bzw. der Bauteilabmessungen sehr klein ausgeprägt sind [16,32,61]. Insgesamt bestehen in rissbehafteten Strukturen drei grundlegende Rissbeanspruchungsarten, die in der **Abbildung 2-10** separat dargestellt sind.

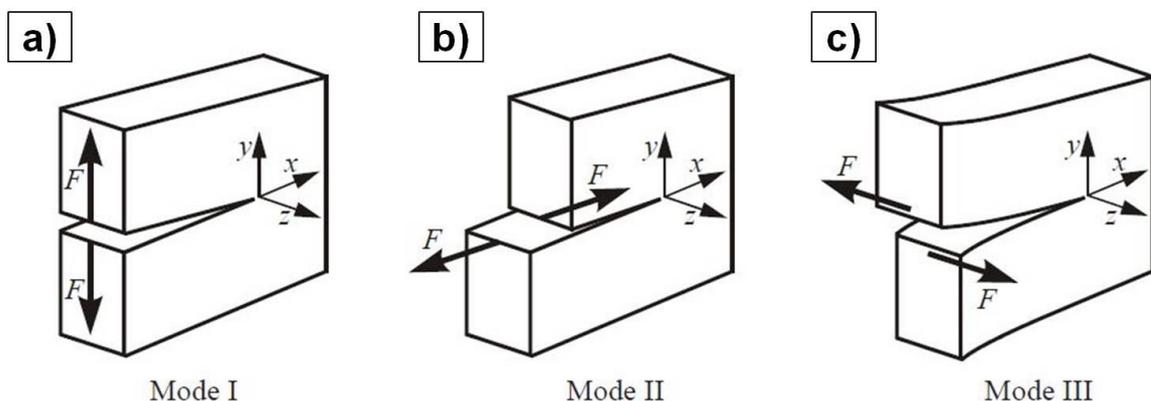


Abbildung 2-10: Die drei grundlegenden Rissbeanspruchungsarten der LEBM nach [62]

Bei der Mode I-Rissbeanspruchung greifen die Kräfte senkrecht zu den Rissflächen an, wodurch sich die Rissufer in y-Richtung symmetrisch voneinander wegbewegen. Die

Rissausbreitung erfolgt dabei senkrecht zur Belastungsrichtung und damit normalspannungsgesteuert (Stadium II). Im Falle der Mode II-Rissbeanspruchung erfolgt die Kraftübertragung entgegengesetzt in der Rissebene. Die Rissflächen verschieben sich unter ebenem Schub in x-Richtung voneinander weg, wodurch schubspannungsgesteuertes Risswachstum (Stadium I) resultiert. Die Mode III-Rissbeanspruchung bewirkt, aufgrund einer entgegengesetzten Kraffteinleitung in z-Richtung, eine Verschiebung der Rissufer quer zur Rissrichtung. Treten komplexere Belastungen in einer Struktur auf, können die einzelnen Rissbeanspruchungsarten ebenfalls in Mischformen auftreten. Da die Mode I-Rissbeanspruchungsart sowohl aus technischer Sicht als auch im Rahmen dieser Arbeit (Langrissausbreitung unter Zug-Druck-Belastung) die relevanteste Form darstellt, beziehen sich die nachfolgenden mathematischen Gleichungen auf diesen Rissöffnungsmodus. Die Spannungsverteilung im Rissspitzennahfeld kann sowohl unter Annahme eines rein linear elastischen Werkstoffverhaltens als auch unter Berücksichtigung des Spannungsintensitätsfaktors für die Konfiguration des Griffith-Risses (unendlich ausgedehnte Scheibe mit Innenriss der Länge  $2a$ ) mit Vernachlässigung des nicht singulären Terms wie folgt berechnet werden [15,61-64]:

$$\begin{aligned}\sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} \left( 1 - \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3\varphi}{2} \right) \\ \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} \left( 1 + \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3\varphi}{2} \right) \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\varphi}{2} \cos \frac{\varphi}{2} \cos \frac{3\varphi}{2}\end{aligned}\tag{2.1}$$

Mit Hilfe der Gleichungen in (2.1) können die einzelnen Spannungskomponenten im elastischen Feld unmittelbar an der Rissspitze in Abhängigkeit von den Größen  $r$  und  $\varphi$  des Polarkoordinatensystems (**Abbildung 2-11**) ermittelt werden. Neben der Konfiguration des Griffith-Risses zeigen auch andere Geometrien bei Annäherung an die Rissspitze einen charakteristischen Spannungsverlauf auf (mit  $r \rightarrow 0$  wird das Spannungsfeld an der Rissspitze singulär bzw. unendlich groß), sodass die Gleichungen in (2.1) allgemeingültig und auf anderen Bauteilgeometrien übertragbar sind [15,16].

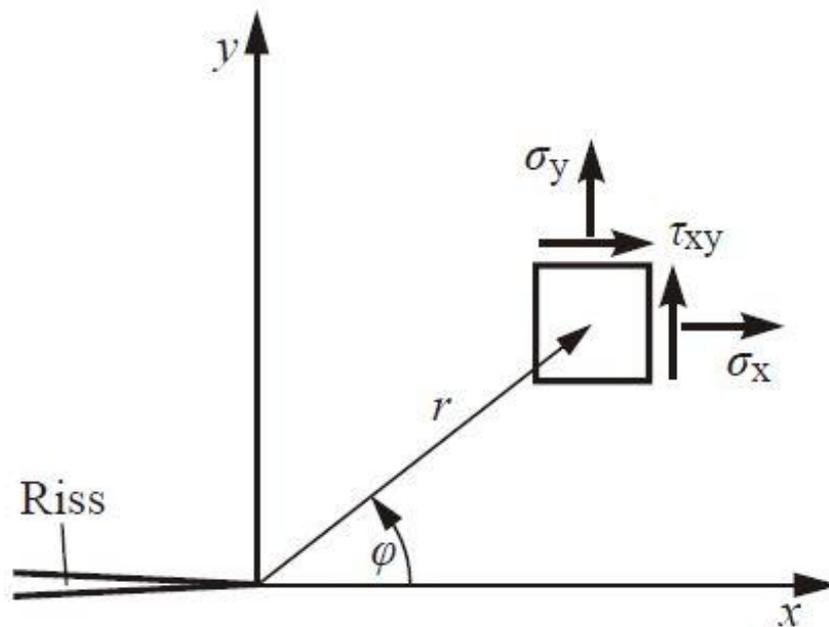


Abbildung 2-11: Zweidimensionale Spannungsverteilung an der Risspitze mit x-y- und r-φ-Koordinatensystem [62]

Der Spannungsintensitätsfaktor (SIF)  $K_I$  setzt sich mit der äußeren Spannung  $\sigma$  zu der folgenden mathematischen Beziehung zusammen [16,62]:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} Y_I \left( \frac{a}{w} \right) \quad (2.2).$$

Der SIF beschreibt die Intensität des elastischen Spannungsfeldes in der Rissspitzennähe und ist unabhängig von den Polarkoordinaten  $r$  und  $\varphi$ . Die Einheit ist  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  und resultiert aus der Proportionalität der Spannung in der Rissspitzennähe zu dem Quotienten des Spannungsintensitätsfaktors und der Quadratwurzel des Abstandes der Risspitze ( $\sigma \sim K_I/\sqrt{r}$ ). Der Geometrie- bzw. Korrekturfaktor  $Y_I$  hängt von der Risslänge  $a$  und der Bauteilabmessung  $w$  ab und besitzt im Falle des Griffith-Risses einen Wert von Eins [16,62]. In entsprechenden Tabellenwerken können unterschiedliche Werte des Geometriefaktors  $Y_I$  nachgeschlagen werden [65-67]. Der Gültigkeitsbereich des  $K_I$ -dominierten elastischen Spannungsfeldes ist in der **Abbildung 2-12** schematisch dargestellt. Das  $K_I$ -bestimmte elastische Spannungsfeld ist dabei sowohl nach innen mit  $r_p$  als auch nach außen mit  $R$  begrenzt. Eine Beschränkung des  $K_I$ -Feldes nach innen ist gegeben, weil unmittelbar an der Risspitze infolge der linearen Elastizitätstheorie unendlich hohe Spannungen auftreten. Da aber kein realer Werkstoff in der Lage ist unendlich hohe Spannungen zu ertragen, treten plastisches Fließen oder inelastische Materialvorgänge ein. Darüber hinaus setzt die lineare Elastizitätstheorie kleine Verzerrungen voraus, was durch die  $1/\sqrt{r}$ -Singularität unmittelbar an der Risspitze nicht mehr eingehalten werden kann [61]. Die Prozesszone, wo die

eigentlichen Bruchvorgänge stattfinden, ist durch den Radius  $\rho$  um die Rissspitze begrenzt und wird durch die plastische Zone umschlossen [15,61].

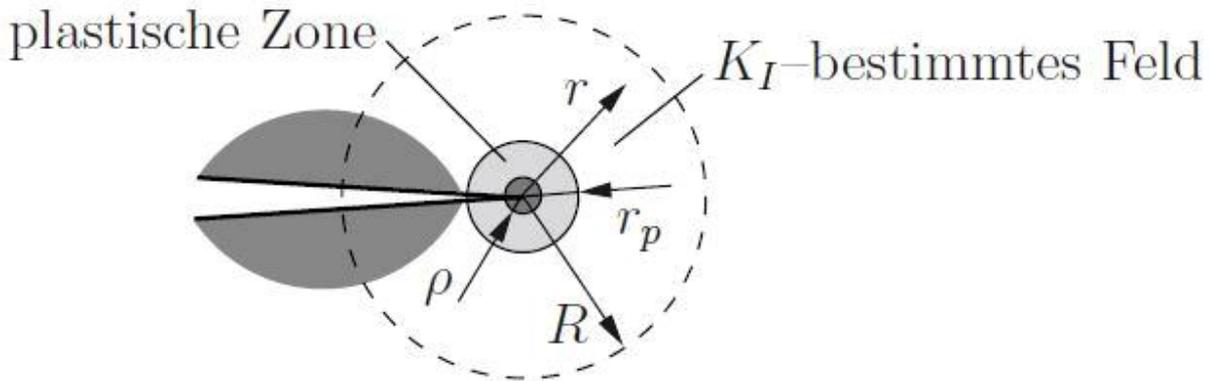


Abbildung 2-12: Schematische Darstellung der Rissspitze mit  $K_I$ -dominiertem elastischen Spannungsfeld [61]

Die Begrenzung nach außen resultiert durch die Vernachlässigung des nicht singulären Terms und die Dominanz der  $1/\sqrt{r}$ -Singularität bei kleinen Werten von  $r$ . Außerhalb des Radius  $R$  nehmen die höheren Terme an Bedeutung zu und können nicht mehr vernachlässigt werden [15,61]. Unter der Annahme, dass die Prozess- sowie plastische Zone im Vergleich zum  $K_I$ -bestimmten Feld vernachlässigbar klein sind ( $\rho, r_p \ll R$ ), werden die Bruch- sowie die plastischen Verformungsvorgänge unmittelbar an der Rissspitze durch das  $K_I$ -bestimmte Feld maßgebend gesteuert. Erreicht der SIF eine materialabhängige kritische Größe  $K_{Ic}$  (Bruchzähigkeit), kann im statischen Belastungsfall instabile Rissausbreitung und Werkstoffversagen (Bruch) eintreten:

$$K_I = K_{Ic} \quad (2.3).$$

Der Zustand der Prozesszone wird damit indirekt durch die aktuelle Größe des  $K_I$ -bestimmten Feldes definiert, sodass bei Erreichen der kritischen Größe  $K_{Ic}$  ebenfalls ein kritischer Zustand in der Prozesszone vorliegt, der zum Bruch des Werkstoffs führt [61].

Der SIF für einen innenliegenden Oberflächenriss mit halbelliptischer Form (**Abbildung 2-13**) kann mit Hilfe der mathematischen Lösung von Newman und Raju [68] wie folgt bestimmt werden (wobei  $a \leq c$  gilt) [69]:

$$K_I = (\sigma_m + H \sigma_b) \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} F\left(\frac{a}{t}, \frac{a}{c}, \frac{c}{W}, \phi\right) \quad (2.4).$$

Die Größen  $H$ ,  $Q$  und  $F$  stellen dabei Korrekturparameter dar und hängen von den Verhältnissen  $a/t$ ,  $a/c$ ,  $c/W$  sowie vom Winkel  $\phi$  ab. Bei der mathematischen Lösung von Newman und Raju [68] stellen  $a$  die Risstiefe,  $c$  die halbe Risslänge an der

Werkstoffoberfläche,  $t$  die Bauteildicke sowie  $W$  die halbe Bauteilbreite dar. Die Korrekturparameter  $H$ ,  $Q$  und  $F$  können mit den im Anhang A aufgeführten Gleichungen berechnet werden.

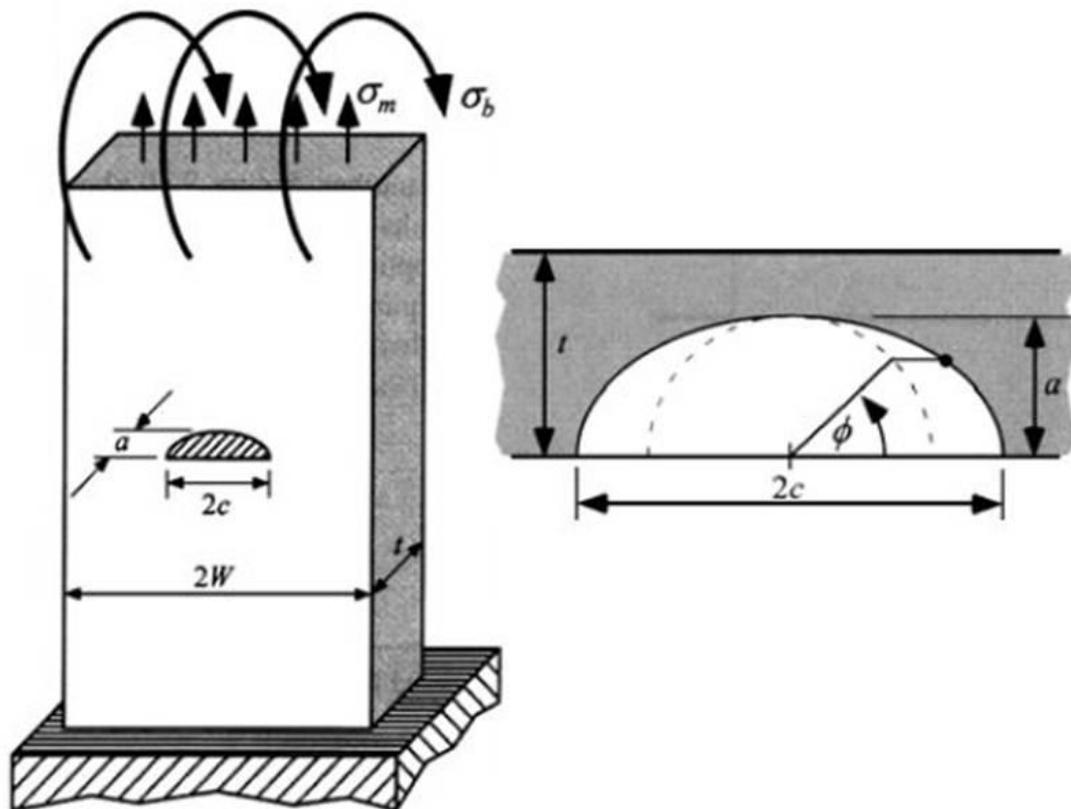


Abbildung 2-13: Zeichnerische Darstellung zur Lösung des Spannungsintensitätsfaktors für einen innenliegenden Oberflächenriss mit halbelliptischer Form für  $a \leq c$  [69]

Unterliegt ein Bauteil einer Schwingbelastung, kann das Konzept der Spannungsintensität auch auf den zyklischen Belastungsfall übertragen werden. Eine schwingende Bauteilbelastung mit konstanter Lastamplitude führt dabei zu einem sich ändernden elastischen Spannungsfeld vor der Rissspitze, das mit der zyklischen Spannungsintensität charakterisiert werden kann [62]:

$$\Delta K_I = K_{I,\max} - K_{I,\min} = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \sqrt{\pi a} Y_I \left( \frac{a}{W} \right) \quad (2.5).$$

Wird die Schwingbreite der Spannung

$$\Delta \sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} = 2 \sigma_a \quad (2.6)$$

mit der Ausschlagsspannung  $\sigma_a$  berücksichtigt, ergibt sich für den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor die folgende mathematische Beziehung:

$$\Delta K_I = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} Y_I \left( \frac{a}{W} \right) \quad (2.7).$$

Da wie bereits im vorherigen Abschnitt erwähnt wurde, werden sowohl die Bruch- als auch plastischen Verformungsvorgänge an der Rissspitze durch das elastische Spannungsfeld maßgeblich gesteuert, sofern die Bedingungen der linear elastischen Bruchmechanik erfüllt sind. Aus diesem Grund wird die zyklische Spannungsintensität  $\Delta K_I$  als eine entscheidende Größe für die Rissausbreitung unter Ermüdungsbelastung herangezogen [61,62]. Neben der zyklischen Spannungsintensität wird die Ermüdungsrissausbreitung ebenfalls von dem Spannungsverhältnis  $R$  signifikant beeinflusst [62]

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{I,\min}}{K_{I,\max}} \quad (2.8).$$

Im Falle eines symmetrisch wechselnden Belastungszustandes ( $R = -1$ ) wird lediglich die halbe Schwingbreite der Spannung berücksichtigt, weil aus bruchmechanischer Sicht nur ein geöffneter Riss als wachstumsfähig gilt. In diesem Fall wird  $K_{I,\min}$  auf einen Wert von Null gesetzt, sodass der zyklische Spannungsintensitätsfaktor wie folgt berechnet kann:

$$\Delta K_I = \sigma_a \sqrt{\pi a} Y_I \left( \frac{a}{W} \right) \quad (2.9)$$

mit

$$K_{I,\min} = 0 .$$

Die Belastungen in den Druckzyklen tragen somit nicht zur Rissausbreitung bei. Unter Voraussetzung des Kleinbereichsfließens (Region mit nicht linear elastischem Materialverhalten ist gegenüber dem  $K_I$ -dominierten Feld klein ausgeprägt) kann die plastische Zone an der Rissspitze abgeschätzt werden. Das Stoffverhalten in der plastischen Zone wird dabei als ideal plastisch angenommen. Mit Hilfe der Gleichungen (2.10) und (2.11) kann die Länge der (monotonen) plastischen Zone an der Rissspitze bei einsinniger Belastung für den ebenen Spannungszustand (ESZ) und ebenen Verzerrungszustand (EVZ) wie folgt berechnet werden [32,62]:

$$r_{p,ESZ} = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_F} \right)^2 \quad (2.10)$$

$$r_{p,EVZ} = \frac{(1 - 2\nu)^2}{\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_F} \right)^2 \quad (2.11).$$

Hierbei stellen  $\sigma_F$  die Fließspannung und  $\nu$  die Querdehnzahl des Werkstoffs dar. Im Falle der zyklischen Verformung entsteht nach Rice [70] durch die Entlastung im Druckhalbzyklus eine zyklische plastische Zone mit der Länge  $r_c$ , die in einer monotonen plastischen Zone eingebettet ist

$$r_c = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_I}{2\sigma_F} \right)^2 \quad (2.12).$$

Liegt eine reine Zugschwellbeanspruchung (Null-Zug-Null) vor, dann ist die Länge der zyklischen plastischen Zone

$$r_c = \frac{1}{4} r_p \quad (2.13).$$

Bei einer rein symmetrischen Zug-Druck-Belastung entspricht die Länge der zyklischen plastischen Zone der Länge der monotonen plastischen Zone

$$r_c = r_p \quad (2.14).$$

Im lastfreien Zustand bestehen in der zyklischen plastischen Zone auch bei Zugschwellbeanspruchung verbleibende Druckspannungen in der Nähe der Risspitze [32].

### 2.2.2 Langrissausbreitung in duktilen Werkstoffen und das Paris-Gesetz

In der **Abbildung 2-14** ist die typische Risswachstumskurve für Metalle im Langrissbereich schematisch dargestellt, wobei die Rissausbreitungsrate ( $da/dN$ ) über die zyklische Spannungsintensität  $\Delta K$  doppellogarithmisch aufgetragen ist.

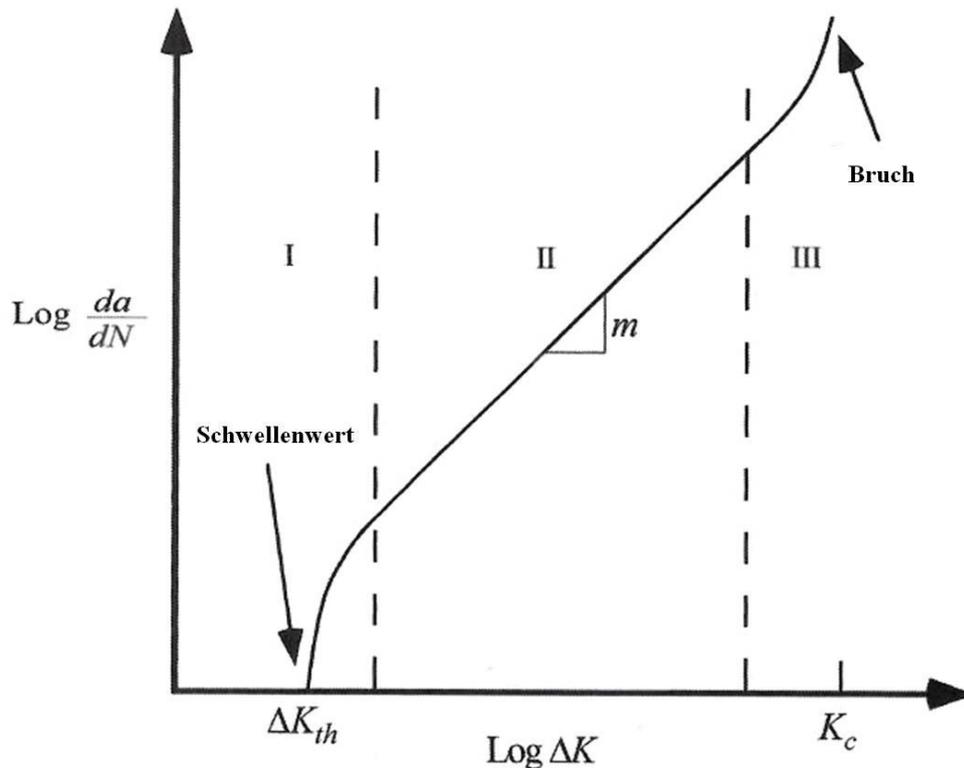


Abbildung 2-14: Schematische Darstellung der Risswachstumskurve von Metallen im Langrissbereich nach [69]

Die S-förmige Risswachstumskurve kann im Wesentlichen in drei Bereiche eingeteilt werden. In dem Bereich I (Schwellenwertbereich) ist die Langrissausbreitung durch sehr niedrige Ausbreitungsraten geprägt, wobei das Rissausbreitungsverhalten sehr stark durch die Mikrostruktur, die Umgebungsbedingung, die Temperatur sowie die Mittelspannung beeinflusst wird. Mit zunehmender Abnahme der zyklischen Spannungsintensität  $\Delta K$  (load-shedding Methode) kann der Schwellenwert  $\Delta K_{th}$  ermittelt werden. Der Schwellenwert  $\Delta K_{th}$  gilt als erreicht, wenn eine Rissausbreitungsrate vorliegt, die kleiner ist als  $10^{-8}$  mm/Lastwechsel [15,32]. Unterhalb des Schwellenwerts  $\Delta K_{th}$  findet keine Rissausbreitung langer Risse mehr statt, sodass demnach eine bruchmechanische Dauerfestigkeit vorliegt. In dem Bereich II liegt stabiles Risswachstum vor. Durch die doppellogarithmische Auftragung ergibt sich eine Gerade in der Risswachstumskurve, die mit Hilfe des Potenzgesetzes von Paris et al. [71] sowie Paris und Erdogan [72] bestimmt werden kann

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (2.15).$$

Die Beschreibung der Rissausbreitung erfolgt demnach auf Basis des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$ . Die Größen  $C$  sowie  $m$  sind werkstoffabhängig und werden experimentell bestimmt. Dabei hängen die werkstoffabhängigen Größen von der Mikrostruktur, der Umgebungsbedingung, der Temperatur sowie dem Spannungsverhältnis ab. Der Exponent  $m$  liegt typischerweise bei duktilen metallischen Legierungen in einem Wertebereich zwischen zwei und vier [32,61,69]. Obwohl es sich bei dem Paris-Gesetz um ein rein empirisches Gesetz handelt, konnte die Gültigkeit des Potenzgesetzes für zahlreiche duktile metallische Werkstoffe bestätigt werden [32]. Erreicht der maximale Spannungsintensitätsfaktor im Bereich III eine kritische Größe ( $K_{\max} = K_C$ ), tritt instabiles Risswachstum bzw. Gewaltbruch auf. Mit Hilfe des Paris-Gesetzes kann die Lebensdauer eines rissbehafteten Bauteils abgeschätzt werden. Die Integration der Gleichung (2.15) ermöglicht es, die Bruchlastspielzahl zu bestimmen, sofern sowohl die Ausgangsrislänge  $a_0$  als auch die kritische Risslänge  $a_f$  bekannt sind. Wird der zyklische Spannungsintensitätsfaktor aus der Gleichung (2.7) (unabhängig vom Bruchmode) im Paris-Gesetz (Gleichung (2.15)) berücksichtigt, ergibt sich bei einem konstanten R-Verhältnis die folgende Gleichung (2.16) [32]:

$$\frac{da}{dN} = C (Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a})^m \quad (2.16).$$

Sind sowohl die Schwingbreite der Spannung  $\Delta \sigma$  als auch der Geometriefaktor  $Y$  in Abhängigkeit von der Risslängenänderung ( $a_f - a_0$ ) annähernd konstant, dann gilt

$$C Y^m (\Delta \sigma)^m \pi^{m/2} \int_0^{N_f} dN = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{a^{m/2}} \quad (2.17).$$

Damit folgt für die Bruchlastspielzahl für  $m \neq 2$

$$N_f = \frac{2}{(m-2)C Y^m (\Delta \sigma)^m \pi^{m/2}} \left\{ \frac{1}{(a_0)^{(m-2)/2}} - \frac{1}{(a_f)^{(m-2)/2}} \right\} \quad (2.18)$$

und für  $m = 2$

$$N_f = \frac{2}{C Y^2 (\Delta \sigma)^2 \pi} \ln \frac{a_f}{a_0} \quad (2.19).$$

Da der Geometriefaktor  $Y$  mit der Risslänge  $a$  variiert, muss die Integration numerisch durchgeführt werden. Aus der Gleichung (2.18) geht zudem hervor, dass die Bruchlastspielzahl  $N_f$  nicht sehr stark von der kritischen Risslänge  $a_f$  abhängt, sofern

$a_0 \ll a_f$  gilt (üblich für duktile Legierungen), aber dafür umso mehr von der Ausgangsrisslänge  $a_0$  beeinflusst wird [32].

### 2.2.3 Risschließarten und deren Einfluss auf die zyklische Spannungsintensität

Die ersten Untersuchungen im Hinblick auf Risschließen gehen auf die Arbeiten von Elber [73,74] zurück, der feststellen konnte, dass Risse sich auch unter zyklischer Zugbelastung schließen können und bis zu einem bestimmten Lastniveau geschlossen bleiben. Risschließen führt zu einer Verringerung der Rissausbreitungsrate, weil nicht die gesamte Schwingbreite des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors zur Rissausbreitung beiträgt. Unter Berücksichtigung des Rissöffnungsspannungsintensitätsfaktors  $K_{I,op}$  (**Abbildung 2-15**) kann der effektive zyklische Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K_{I,eff}$  (Mode I-Rissbelastung) bestimmt werden [62]:

$$\Delta K_{I,eff} = K_{I,max} - K_{I,op} \quad (2.20).$$

Unterhalb des Wertes für den Rissöffnungsspannungsintensitätsfaktors  $K_{I,op}$  kommt es bei einem geschlossenen Riss zu keiner Änderung der Risspitzenbelastung während der zyklischen Verformung. Daher trägt nur der effektive zyklische Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K_{I,eff}$  zur Rissausbreitung bei [69,32].

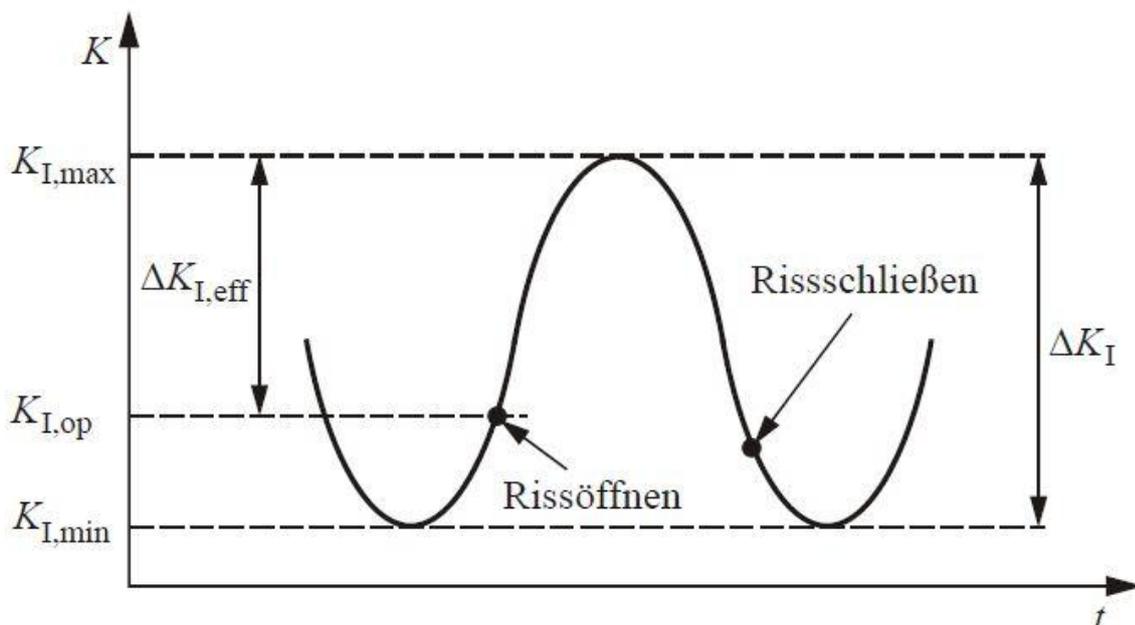


Abbildung 2-15: Diagramm zur Ermittlung des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors unter Einfluss des Risschließens aus [62]

Mit Hilfe des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors kann das Paris-Gesetz modifiziert werden:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K_{I,\text{eff}})^m \quad (2.21).$$

Es bestehen verschieden Riss-schließmechanismen, die unter Ermüdungsbelastung auftreten können [75-78]. Zu den wesentlichsten Formen des Riss-schließens zählen das plastizitätsinduzierte, das rauheitsinduzierte, das oxidinduzierte, das fluidinduzierte sowie das phasenumwandlungsinduzierte Riss-schließen. Eine detaillierte Zusammenfassung der einzelnen Riss-schließmechanismen, können in einschlägigen Fachliteraturen (z.B. in [32,69]) nachgeschlagen werden.

### 2.3 Mechanismenorientiertes Risswachstumsmodell zur Lebensdauerabschätzung

In vergangenen Arbeiten [79-85] wurde ein numerisches Modell basierend auf der Randelementemethode entwickelt bzw. stetig weiterentwickelt, das die Möglichkeit bietet das Ausbreitungsverhalten mikrostrukturell kurzer Risse in Metallen mechanistisch abbilden zu können. Die grundsätzlichen Modellannahmen gehen dabei auf die Arbeiten von Taira et al. [86] und Navarro und de los Rios [87] zurück. Mikrostrukturelle Einflüsse, wie beispielsweise die Barrierewirkung von Korngrenzen oder die Gleitbandbildung, werden durch das zweidimensionale Kurzrissausbreitungsmodell berücksichtigt. Die Modellierung wird mit der Randelementemethode gelöst, wobei die Korngrenzen mit Absolutverschiebungselementen sowie Gleitbänder und Risse mit Relativverschiebungselementen vernetzt werden. Damit werden ein Öffnen des Risses senkrecht zu den Rissflanken und ein tangenciales Abgleiten der Riss-spitzen gegeneinander im Modell berücksichtigt. Risselemente können demnach sowohl Normal- als auch Tangentialverschiebungen darstellen. Innerhalb der plastischen Zone entlang von Gleitspuren (Gleitbandelemente) werden hingegen nur tangentiale Verschiebungen zugelassen, wodurch Kristallplastizität nachgebildet wird. Desweiteren wird eine Durchdringung der Rissufer unterbunden, wodurch geometrisches Riss-schließen berücksichtigt wird. Mit Hilfe der Substrukturtechnik [83] ist eine Verbindung der einzelnen homogenen Teilgebiete bzw. Körner gegeben. Da in dem Modell von Kübbeler [83] den einzelnen Körnern unterschiedliche isotrope elastische Eigenschaften zugewiesen werden, was allerdings aufgrund der elastischen Anisotropie für die zugrunde liegenden Werkstoffe eine starke Vereinfachung darstellt, wird in dieser Arbeit mit dem erweiterten Modell von Hilgendorff [84] gearbeitet. In diesem Modell ist die elastische Anisotropie der einzelnen Körner berücksichtigt, sodass ein polykristallines Gefüge mit unterschiedlichen anisotropen elastischen Eigenschaften nachgebildet werden kann. Die individuellen Kornorientierungen,

die über die EBSD-Analyse ermittelt werden, werden im Modell den entsprechenden Körnern zugeordnet, sodass die Lage der Gleitebenen sowie der Gleitrichtungen bestimmt werden können. Desweiteren berücksichtigt das Modell von Hilgendorff [84] sowohl Verschiebungen senkrecht zur Modellebene als auch Spannungen in Richtung der Gleitsysteme, sodass Ableitungen in dreidimensionaler Richtung berechnet werden können.

Zunächst liegen zu Beginn der Simulation keine aktivierten Gleitbänder vor, und es werden daher zuerst die Schubspannungen in den Gleitsystemen berechnet. Sobald eine berechnete Schubspannung in einem Gleitsystem die kritische Schubspannung zur Aktivierung eines Gleitbandes überschreitet ( $\tau > \tau^C$ ), wird ein neues Gleitband aktiviert, die Schubspannungen entlang des neu aktivierten Gleitbandes berechnet und auf die zulässige Fließschubspannung  $\tau^F$  beschränkt. Entlang des Gleitbandes resultiert dadurch in Richtung des aktivierten Gleitsystems eine Abgleitung, die die Rissspitzenverschiebung maßgeblich beeinflusst. Desweiteren findet weitere Gleitbandbildung statt, wenn die Schubspannung am Ende des aktivierten Gleitbandes die kritische Schubspannung überschreitet. Auf diese Weise werden in diesem Modell sowohl der Mechanismus der Gleitbandbildung berücksichtigt als auch die Rissspitzenverschiebungen unter Berücksichtigung der Abgleitungsvorgänge entlang von Gleitbändern berechnet. Mikrostrukturelles Risswachstum entlang von Gleitbändern wird nach Wilkinson [88] durch die Rissspitzenabgleitung CTSD (crack tip slide displacement) bestimmt. Daher kann aus der Schwingbreite der Rissspitzenabgleitung  $\Delta CTSD$  das Risswachstum pro Zyklus  $da/dN$  ermittelt werden:

$$\frac{da}{dN} = C_{CTSD} \Delta CTSD^{m_{CTSD}} \quad (2.22).$$

Die werkstoffspezifischen Parameter  $C_{CTSD}$  (Irreversibilitätsfaktor) und  $m_{CTSD}$  (Exponent) werden dabei experimentell ermittelt und einmalig im Modell angepasst. Durch die Arbeiten von Künkler [81] wird in dem Modell der Mechanismus der Rissausbreitung berücksichtigt. Wird an der Rissspitze nur ein Gleitband aktiviert, kann nur eine Tangentialverschiebung des Gleitbandes an der Rissspitze stattfinden, wodurch demnach das Risswachstum entlang des aktiven Gleitbandes erfolgt (Stadium-Ia Risswachstum). Können dagegen zwei Gleitbänder an der Rissspitze aktiviert werden, so kann das Risswachstum durch alternierende Abgleitung der Gleitbänder erfolgen (Stadium-Ib Risswachstum). Das Risswachstum ergibt sich in diesem Fall aus der vektoriellen Addition der Abgleitungen der aktiven Gleitbänder vor der Rissspitze. Das Modell ermöglicht die Barrierewirkung von Korn- bzw. Phasengrenzen nachzubilden [80]. Nähert sich ein Riss einer Korngrenze an, so kann sich die plastische Zone nicht auf das Nachbarkorn ausdehnen, wodurch ein Versetzungsaufstau vor der Grenze resultiert. Durch den Versetzungsaufstau werden Spannungen in das benachbarte Korn induziert. Überschreitet die auf das Nachbarkorn induzierte Spannung eine aus Hall-

Petch-Experimenten [89,90] ermittelte kritische Spannung in eines der Sensorelemente hinter der Korn- bzw. Phasengrenze, so kann ein neues Gleitband bzw. neue Gleitbänder im Nachbarkorn aktiviert werden und weitere Rissausbreitung stattfinden.



### 3 Werkstoffe und experimentelle Vorgehensweise

#### 3.1 Untersuchte Aluminiumknetlegierungen

In der vorliegenden Arbeit wurden die aushärtbare Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im maximal ausscheidungsgehärteten sowie im überalterten Zustand und die naturharte Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 im weichgeglühten und kaltverfestigten Zustand untersucht. Die beiden Aluminiumknetlegierungen wurden im Rahmen des Forschungsprojekts ausgewählt, weil sie einen quasi defektfreien Zustand darstellen. Mögliche Einflüsse von groben Materialfehlern, wie z.B. nichtmetallische Einschlüsse und Lunker, werden damit ausgeschlossen. Ein weiterer ausschlaggebender Grund der Materialauswahl für die Untersuchungen bei sehr hohen Lastspielzahlen stellt die sehr hohe Wärmeleitfähigkeit von Aluminium dar. Somit sind, durch eingestreute Pausensequenzen während der Ermüdungsversuche, Untersuchungen sowohl bei sehr hohen Prüffrequenzen als auch im Vakuum in vertretbaren Zeiträumen möglich.

##### 3.1.1 Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082

Die chemische Zusammensetzung der aushärtbaren Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 ist gemäß der Norm DIN EN 573-3 [91] festgelegt und in der **Tabelle 3-1** angegeben.

Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung von EN-AW 6082 in Masseprozent [91]

EN AW-6082	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cu	Cr	Ti	Al
Masse- %	0,6-1,2	0,4-1,0	0,7-1,3	0,5	0,2	0,1	0,25	0,1	Rest

Die Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 wurde als gewalztes Plattenmaterial mit einer Dicke von 20 mm angeliefert und weist in der Mikrostruktur eine Walztextur mit gestreckten Körnern in Walzrichtung auf (**Abbildung 3-1 a**). Die Körner besitzen eine durchschnittliche Länge von 300  $\mu\text{m}$  und eine durchschnittliche Breite von 50  $\mu\text{m}$ . Desweiteren sind in der Mikrostruktur ebenfalls sehr kleine Körner (kleiner als 10  $\mu\text{m}$ ) vorzufinden. Die aushärtbare Aluminiumknetlegierung wurde an der Technischen Universität Dresden auf zwei unterschiedliche Weisen wärmebehandelt, wodurch sich zwei unterschiedliche Werkstoffzustände ergeben, die in der vorliegenden Arbeit untersucht wurden. Hierbei handelt es sich um den maximalen ausscheidungsgehärteten (ma) sowie überalterten (üa) Werkstoffzustand. In der nachfolgenden **Tabelle 3-2** sind die Temperaturen sowie die Warmauslagerungszeiten der beiden Wärmebehandlungszustände dargestellt.

Tabelle 3-2: Parameter der Wärmebehandlung für die aushärtbare Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082

	Maximal ausscheidungsgehärtet	Überaltert
<b>Lösungsglühen</b>	540°C für 60 min.	540°C für 60 min.
<b>Warmauslagerung</b>	200°C für 4 h	200°C für 24 h

Zur Erreichung des (ma)-Werkstoffzustandes wurde die aushärtbare Aluminiumknetlegierung zunächst für 1h bei 540°C homogenisiert, danach in Wasser abgeschreckt und bei 200°C vierstündig warmausgelagert. Die Wärmebehandlungsprozedur im (üa)-Werkstoffzustand unterscheidet sich vom (ma)-Zustand dahingehend, dass die Warmauslagerungszeit erhöht wurde und dabei 24 Stunden betrug. Aufgrund der verschiedenen Warmauslagerungszeiten sind Unterschiede in der Mikrostruktur festzustellen, wodurch sich die mechanischen Eigenschaften der beiden wärmebehandelten Werkstoffzustände signifikant voneinander unterscheiden (siehe **Tabelle 3-3**). Die nachfolgende **Abbildung 3-1** zeigt die Kornmorphologie der Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 sowie die transmissionselektronenmikroskopischen (TEM) Abbildungen der Mikrostruktur in Abhängigkeit von dem Wärmebehandlungszustand. Die TEM-Abbildungen wurden an der Technischen Universität Dresden aufgenommen.

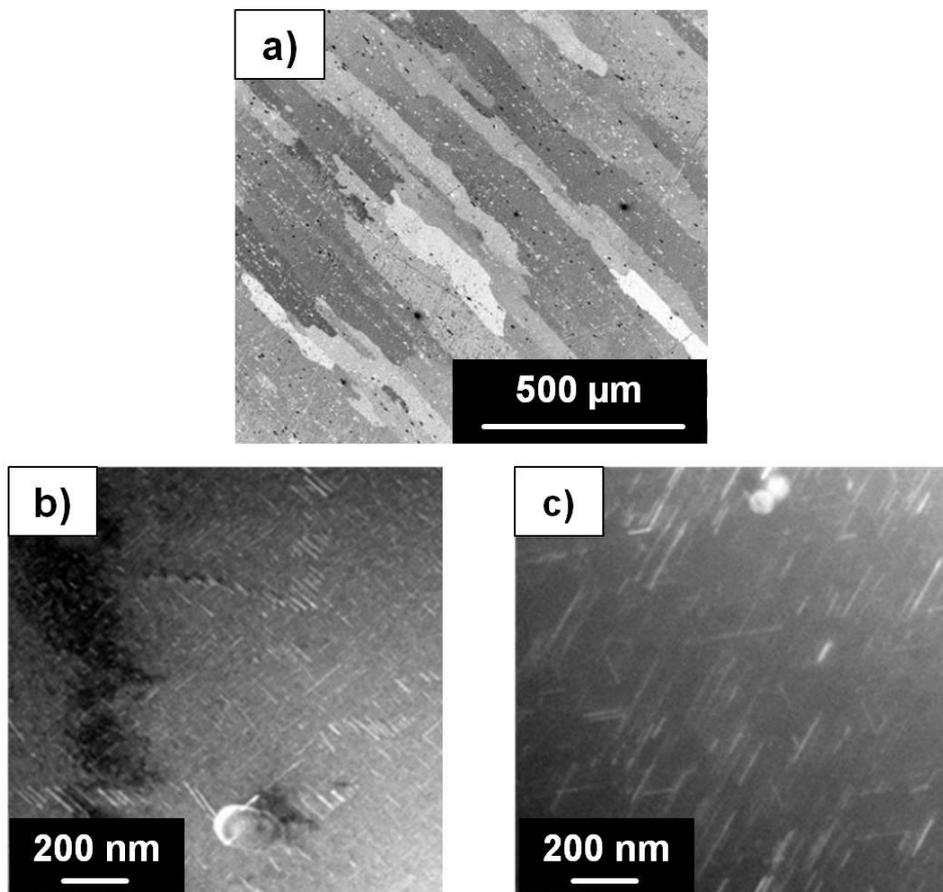


Abbildung 3-1: a) Mikrostruktur mit gestreckten Körnern, b) teilkohärente nadelförmige Sekundärausscheidungen mit Vorzugsorientierung des (ma)-Zustandes und c) vergrößerte inkohärente Sekundärausscheidungen des (üa)-Zustandes

Im (ma)-Zustand weist die Mikrostruktur der Aluminiumknetlegierung teilkohärente nadelförmige Sekundärausscheidungen (SA) mit einer Vorzugsorientierung auf (**Abbildung 3-1 b**). Die durchschnittliche Länge der SA liegt bei 67 nm mit einer Standardabweichung von 20 nm, die durchschnittliche Breite bei 5 nm (Standardabweichung von 1 nm) und der Abstand der Teilchen zueinander beträgt 13 nm (Standardabweichung von 4 nm). Durch die längere Warmauslagerung im (üa)-Zustand kommt es zu einer Vergrößerung der SA, wodurch sich die Größe sowie der Abstand der Teilchen signifikant ändern. In der **Abbildung 3-1 c**) sind demnach vergrößerte inkohärente SA in der Mikrostruktur vorzufinden. Die SA weisen im (üa)-Zustand durchschnittlich eine Länge von 183 nm (Standardabweichung von 31 nm), eine Breite von 13 nm (Standardabweichung von 3 nm) sowie einen Abstand von 82 nm (Standardabweichung von 20 nm) auf. Die mechanischen Eigenschaften der beiden Aluminiumknetlegierungszustände sind in der nachfolgenden **Tabelle 3-3** aufgeführt.

Tabelle 3-3: Mechanische Kennwerte der Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 in Abhängigkeit vom Wärmebehandlungszustand [92]

Materialkennwerte	$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	Vickers-Härte
EN-AW 6082 (ma)	344,2±0,4	336±0,9	126 HV1
EN-AW 6082 (üa)	294,2±1,6	261,8±1,9	95 HV1

Die genauen Ausscheidungsprozesse bei der Warmaushärtung werden im Rahmen dieser Arbeit nicht detailliert erläutert. Vielmehr wird an dieser Stelle auf einschlägige Fachliteratur (z.B. Ostermann [18]) verwiesen.

### 3.1.2 Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083

Die chemische Zusammensetzung der naturharten Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 ist in der **Tabelle 3-4** dargestellt.

Tabelle 3-4: Chemische Zusammensetzung von EN-AW 5083 in Masseprozent [91]

EN AW-5083	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cu	Cr	Ti	Al
Masse- %	4-4,9	0,4-1,0	0,4	0,4	0,25	0,1	0,05-0,25	0,15	Rest

Die naturharte Aluminiumknetlegierung (quasi sekundärausscheidungsfrei) wurde jeweils im weichgeglühten (Z0) und kaltverfestigten (H111) Zustand ebenfalls in Form einer Platte geliefert. Im weichgeglühten Zustand besitzen die Körner in der Mikrostruktur eine durchschnittliche Länge von 138  $\mu\text{m}$  und eine durchschnittliche Breite von 50  $\mu\text{m}$ . Im kaltverfestigten Zustand weisen die Körner dagegen eine durchschnittliche Länge von 157  $\mu\text{m}$  und einen durchschnittliche Durchmesser von 28  $\mu\text{m}$  auf. Im kaltverfestigten Zustand

ist neben einer erhöhten Versetzungsdichte eine deutliche Textur in der Mikrostruktur festzustellen. Aufgrund der unterschiedlichen Kornmorphologie der beiden Werkstoffzustände soll somit ein möglicher Einfluss der Korngröße auf die VHCF-Langrissausbreitung genauer untersucht werden. Desweiteren unterscheiden sich die beiden Werkstoffzustände hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften. In der **Tabelle 3-5** sind die mechanischen Kennwerte der naturharten Aluminiumknetlegierung in Abhängigkeit von dem Werkstoffzustand aufgelistet.

Tabelle 3-5: Mechanische Kennwerte der naturharten Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 in Abhängigkeit vom Korngrößenzustand

Materialkennwerte	$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	Vickers-Härte
EN-AW 5083 (Z0)	$292,5 \pm 1,6$	$120,2 \pm 1,8$	63 HV1
EN-AW 5083 (H111)	$319,9 \pm 3,9$	$172,3 \pm 3,5$	84 HV1

Im Allgemeinen resultiert die hohe Festigkeit der naturharten Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 durch die Mischkristallverfestigung. Die Legierungsatome, wobei es sich hierbei im Wesentlichen um Magnesium handelt, verzerren das Aluminiumkristallgitter aufgrund der unterschiedlichen Bindungsenergien sowie Atomradien. Bei plastischer Verformung wird die Versetzungsbewegung durch die lokalen Gitterverzerrungen erschwert, wodurch makroskopisch eine Festigkeitssteigerung resultiert [18]. Der kaltverfestigte Zustand zeigt eine höhere Festigkeit sowie Härte als der weichgeglühte Zustand auf, weil neben der Mischkristallverfestigung noch eine höhere Versetzungsdichte im Werkstoff vorliegt.

## 3.2 Eingesetzte Materialermüdungsprüfsysteme

### 3.2.1 Ultraschallermüdungsprüfsysteme und Probengeometrien

#### ***Symmetrisch wechselnder Beanspruchungsfall ( $R = -1$ )***

Bei dem Ultraschallermüdungsprüfsystem (USPS) schwingt die Ultraschallprobe in Resonanzfrequenz bei etwa 19,2 kHz und wird dabei zyklisch beansprucht [93]. In der **Abbildung 3-2** sind das Funktionsprinzip der Ultraschallermüdungsprüftechnik, der In-situ-Versuchsaufbau sowie die Mikrokerbenpräparation mittels Focused-Ion-Beam (FIB) Technik dargestellt. Der Ultraschallkonverter bzw. piezoelektrische Wandler wandelt den elektrischen Wechselstrom in longitudinale Ultraschallwellen (UW) um. Diese UW durchlaufen ein Ultraschallhorn (Titanhorn), wobei ihre Intensität verstärkt wird. Anschließend werden die UW in die Probe eingeleitet und am Probenende reflektiert. Dabei kommt es zur Interferenz der eingeleiteten und reflektierenden UW. Bei Erreichen der Resonanzfrequenz prägt sich

eine stehende Welle in der Probe aus. In diesem Fall entsteht ein Wellenknoten in der Probenmitte mit zwei Wellenbäuchen sowohl am Anfang als auch am Ende der Probe. Die Bewegungsamplituden sind dabei an den Probenenden maximal. In der Probenmitte ist die Bewegungsamplitude hingegen gleich Null, wodurch lokal eine maximale Dehnungsamplitude resultiert (**Abbildung 3-2 a)**) [93,97].

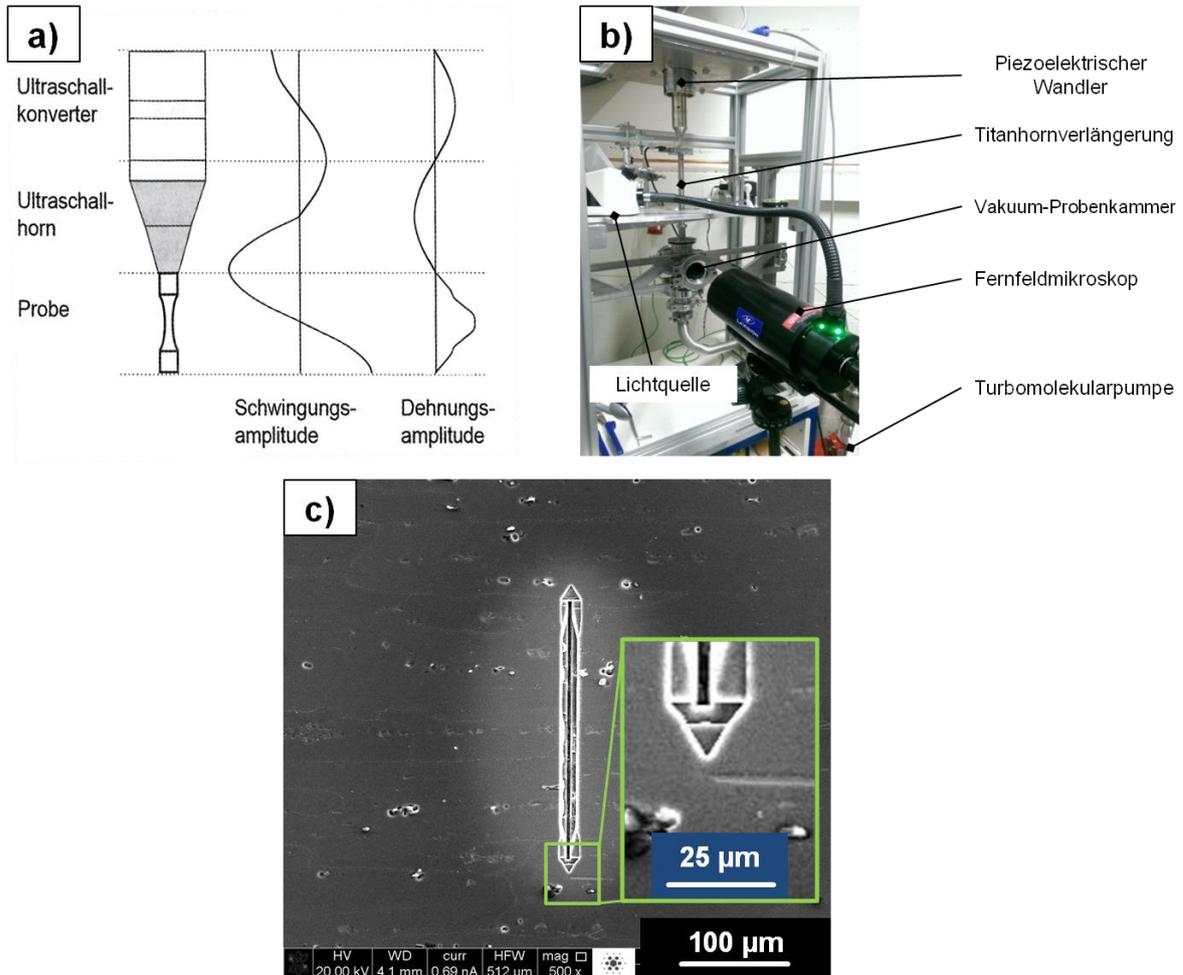


Abbildung 3-2: Ultraschallermüdungsprüfsystem: a) Funktionsprinzip [93], b) In-situ-Versuchsaufbau und c) FIB-Mikrokerbe [94-96]

In der **Abbildung 3-2 b)** ist der In-situ-Versuchsaufbau am USPS dargestellt. Das Befestigen einer Titanhornverlängerung ermöglicht die Installation einer kleinen Vakuum-Probenkammer, wobei die Länge des Titanstabs auf die Schwingungswellenlänge genau abgestimmt ist. Eine Turbomolekularpumpe, die mit der Vakuum-Probenkammer verbunden ist, kann hierbei bei optimalen Bedingungen einen Unterdruck bis  $10^{-6}$  mbar erzeugen. Die Einhaltung der Temperaturgrenze ( $30\text{ °C}$ ) der Probe während der Materialermüdung wird dadurch sichergestellt, dass in den Ermüdungsexperimenten Puls- und Pausensequenzen angewendet werden. Für eine maximale Testzeit von 7 h, haben sich eine Pulssequenz von 100 ms und eine Pausensequenz von 5500 ms als gute Werte erwiesen. Die Puls- sowie Pausensequenz wurden in allen Ermüdungsversuchen bzw. Ermüdungsabschnitten (z.B. bei Änderung der Umgebungsbedingung) beibehalten, um mögliche Einflüsse zu vermeiden.

Eine hochauflösende Detektion der Rissausbreitung im Vakuum erfolgt mit dem Fernfeldmikroskop des Typs Questar QM 100 von LaVision, wobei eine monochromatische Lichtquelle direkt mit dem Fernfeldmikroskop (FFM) verbunden ist. Das FFM ist dabei so abgestimmt, dass immer während den Pausensequenzen hochauflösende Bildaufnahmen erzeugt werden. Mit Hilfe von eingestreuten ex-situ Versuchsabschnitten in Luft sowie Stickstoff, können zudem Ermüdungsexperimente mit wechselnder Umgebung durchgeführt werden. Die Probengeometrie der Ultraschallprobe für den rein wechselnden Beanspruchungsfall ( $R = -1$ ) ist in der **Abbildung 3-3 a)** dargestellt.

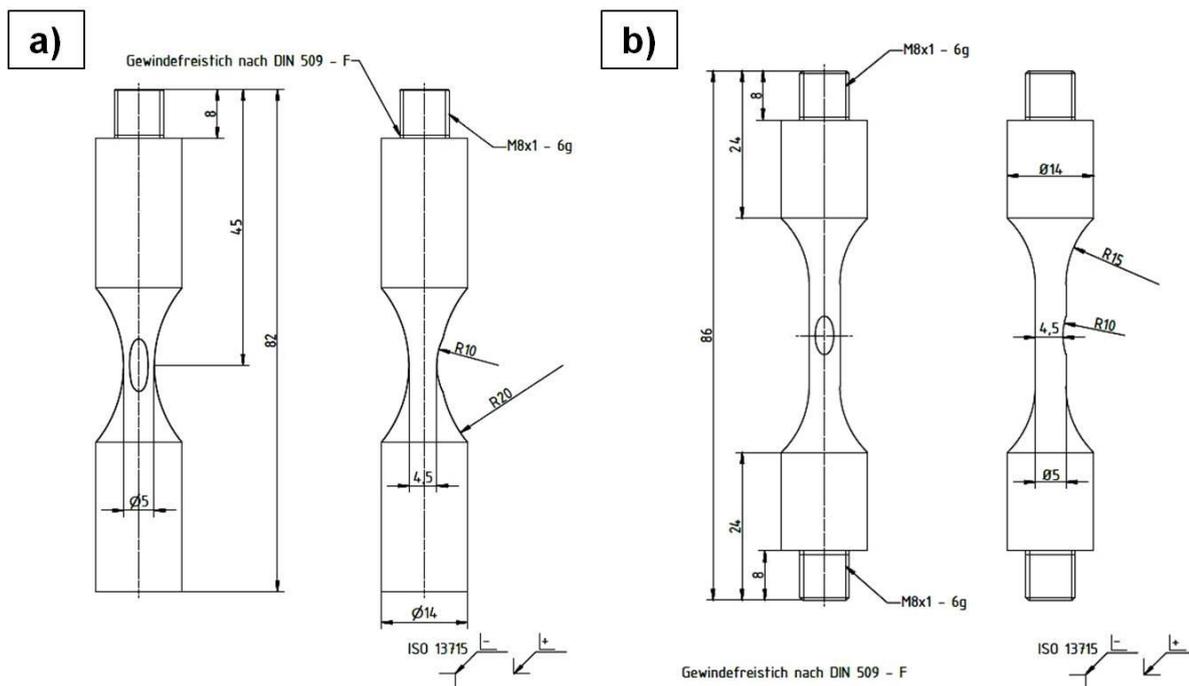


Abbildung 3-3: Probengeometrie der Ultraschallprobe für den a) rein wechselnden Beanspruchungsfall ( $R = -1$ ) und b) zugschwellenden Beanspruchungsfall ( $0 < R < 1$ ) [98,99]

In die Probenmitte ist eine flache Einkerbung (Shallow-Notch) in die Ultraschallprobe eingebracht. Eine Risslokalisierung wird dabei durch die leichte Spannungskonzentration der flachen Einkerbung gemeinsam mit der eingebrachten FIB-Mikrokerbe sichergestellt. Zudem ermöglicht die flache Einkerbung in der Probenmitte eine Überwachung der Rissausbreitung mit Hilfe des FFM. Messungen mit Hilfe des im Rahmen des DFG-geförderten Schwerpunktprogramms 1466 Life $\infty$  erworbenen Laservibrometers haben ergeben, dass trotz der flachen Einkerbung keine signifikanten Biegeschwingungen in der Probe auftreten. Eine FIB-Mikrokerbe wurde vor den Ermüdungsexperimenten in die mechanisch sowie elektrolytisch präparierte Probe eingebracht (**Abbildung 3-2 c)**). An beiden Enden der Mikrokerbe entsteht eine Kerbwirkung aufgrund des Tiefenunterschieds (grüne Markierung in **Abbildung 3-2 c)**), wodurch während der Materialermüdung lokal sehr hohe Spannungskonzentrationen resultieren und auch bei sehr niedrigen Lastamplituden eine erfolgreiche Riss einleitung im Vakuum erfolgen kann. Die wesentliche Form der FIB-

Mikrokerbe ist an die Forschungsergebnisse der Universität Kassel angelehnt [95,100]. Im folgenden Abschnitt soll die Probenpräparation der Ultraschallproben näher beschrieben werden.

#### *Probenpräparation der Ultraschallermüdungsprobe*

Damit eine Rissinitiation ausschließlich an der FIB-Mikrokerbe stattfindet und nicht von Oberflächenunebenheiten (wie z.B. Oberflächenkratzer oder Oberflächenriefen) beeinflusst wird, wurden die Ultraschallproben nach der Herstellung zuerst einer Probenpräparation unterzogen. Die Präparation der Proben umfasst im Wesentlichen das mechanische Schleifen und Polieren sowie das elektrolytische Polieren. Bei dem mechanischen Schleifen wird die Probe in einen vorgesehenen Probenhalter eingeschraubt und in eine Tischbohrmaschine eingespannt. Zunächst erfolgt das Schleifen der Umfangsfläche der Probe. Hierfür wird das Schleifpapier in Streifen geschnitten und mit Wasser befeuchtet. Beim diesem Präparationsschritt ist dabei zu beachten, dass das Schleifpapier während des Rotierens der Probe möglichst gleichmäßig und mit geringer Kraft an die Probenoberfläche gehalten wird. Als nächstes wird das in Streifen geschnittene Schleifpapier um einen Stift gewickelt, um die Shallow-Notch zu schleifen. Dabei ist zu beachten, dass der Stift in eine Richtung (rotierende Bewegung von oben nach unten) bewegt und möglichst senkrecht zur Ultraschallprobe geführt wird. Ein homogener Materialabtrag der Probenoberfläche ist sehr wichtig, damit Auflösungsprobleme des FFMs im späteren Ermüdungsversuch vermieden werden. Das mechanische Schleifen wird mit vier aufeinanderfolgenden Körnungsstufen (Schleifpapier aus SiC) 1000, 1200, 2500 und 4000 realisiert. Nach jeder Körnungsstufe wird die Shallow-Notch im Hinblick auf die Schleifrichtung sowie die Ebenheit der Probenoberfläche mit Hilfe eines Lichtmikroskops überprüft. Im Anschluss wird die Ultraschallprobe mechanisch poliert. In diesem Präparationsschritt wird, in analoger Vorgehensweise zum mechanischen Schleifen, ein Poliertuch in Streifen geschnitten und in Verbindung mit einer Diamantsuspension für weiche Werkstoffe (Partikelgröße zuerst 3  $\mu\text{m}$  und dann 1  $\mu\text{m}$ ) angewendet. Damit nun die eingebrachten Deformationsschichten in der Probenoberfläche infolge der mechanischen Präparation entfernt, die Oberflächengüte erhöht und die Durchführbarkeit von kristallographischen Analysen gewährleistet werden können, werden die Ultraschallproben abschließend elektrolytisch poliert. Bei dem elektrolytischen Polieren wird ein Elektrolyt eingesetzt, der aus 225 ml Methanol und 75 ml hochkonzentrierter Salpetersäure (65%) besteht. Zunächst werden die nicht zu polierenden Oberflächen der Ultraschallprobe mit Tesafilm abgeklebt. Anschließend wird die Probe in den Elektrolyt (-29 °C) eingetaucht und für etwa acht Minuten unter einer rotierenden Bewegung abgekühlt. Das elektrolytische Polieren wird bei einer angelegten Spannung von 10 V durchgeführt. Sobald die Spannung angelegt wird, sinkt die Stromstärke während des

elektrolytischen Polierens kontinuierlich ab bis sich ein Plateau einstellt. Eine Zeitdauer von 35 Sekunden hat sich dabei als sehr guter Wert herausgestellt.

### Zugschwellender Beanspruchungsfall ( $0 < R < 1$ )

Um das Rissausbreitungsverhalten im Vakuum bei sehr niedrigen Lastamplituden und damit bei sehr hohen Lastzyklenzahlen auch bei höheren Spannungsverhältnissen untersuchen zu können, wurde der in der **Abbildung 3-4** dargestellte In-situ-Versuchsaufbau am USPS konzipiert.

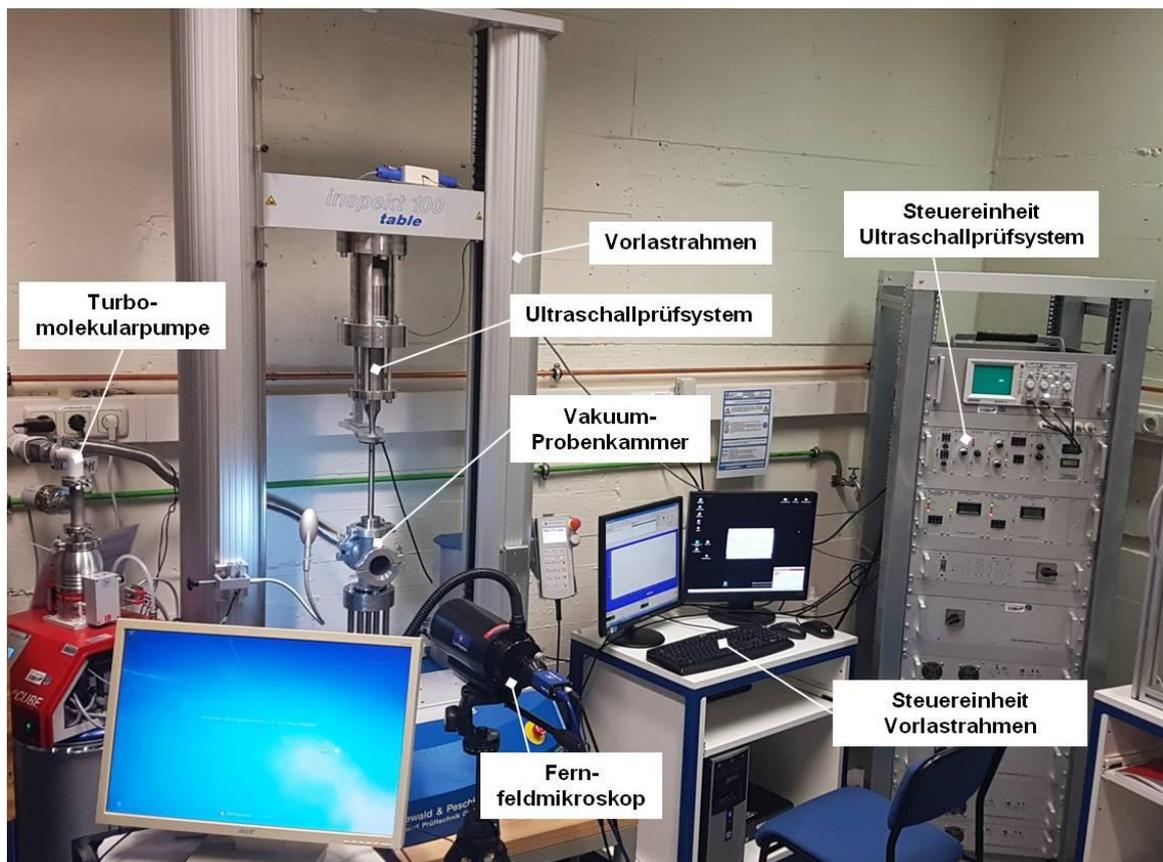


Abbildung 3-4: In-situ-Versuchsaufbau am USPS ausgestattet mit einer kleinen Vakuumprombenkammer und integriert in einen Vorlastrahmen [99]

Das Funktionsprinzip des Prüfsystems ist identisch zum symmetrisch wechselnden Beanspruchungsfall ( $R = -1$ ), wobei hier über eine separate Ansteuereinheit des Vorlastrahmens unterschiedliche Mittelspannungen in der Ultraschallprobe realisiert werden können. Die eingesetzte Probengeometrie für diese Art der Versuchsführung ist in der **Abbildung 3-3 b)** dargestellt. Die Ultraschallprobe unterscheidet sich von der Probengeometrie des rein wechselnden Beanspruchungsfalls im Hinblick auf die Probenlänge und das beidseitige Gewinde. Das Doppelgewinde bei dieser Probengeometrie ist notwendig, damit eine Vorspannkraft auf die Ultraschallprobe aufgebracht werden kann. Mit Hilfe der Gleichungen (3.1) und (3.2) können in Abhängigkeit von der geforderten

Belastungsamplitude ( $\sigma_a$ ) und dem geforderten Spannungsverhältnis ( $R$ ) die notwendige Mittelspannung ( $\sigma_m$ ) bzw. die Vorspannkraft ( $F_V$ ) bestimmt werden:

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} = \frac{\sigma_m - \sigma_a}{\sigma_m + \sigma_a} \quad (3.1)$$

$$\sigma_m = \frac{F_V}{A} \quad (3.2)$$

Bevor das Ermüdungsexperiment gestartet wird, wird zunächst die geforderte Dehnungsamplitude in Luft bei einer Vorspannkraft von 500 N eingestellt. Anschließend wird die berechnete Vorspannkraft auf die Ultraschallprobe aufgebracht und das Vakuumsystem installiert [99]. Der Unterdruck variiert bei diesem Versuchsstand in Abhängigkeit von der Vorspannkraft zwischen  $10^{-3}$  und  $10^{-4}$  mbar. Dabei wird ein höherer Unterdruck in der Vakuum-Probenkammer begünstigt, wenn höhere Vorspannkraft angewendet werden.

### 3.2.2 Miniaturprüfsystem und Probengeometrie

Ein Miniaturprüfsystem (**Abbildung 3-5 a) und b)**), das speziell für die Anwendung in dem Rasterelektronenmikroskop (REM) des Typs Philips XL30 (LaB<sub>6</sub>-Kathode) entwickelt wurde, ermöglicht eine hochauflösende In-situ-Beobachtung sowie Charakterisierung des Rissausbreitungsverhaltens unter den Vakuumbedingungen des REMs.

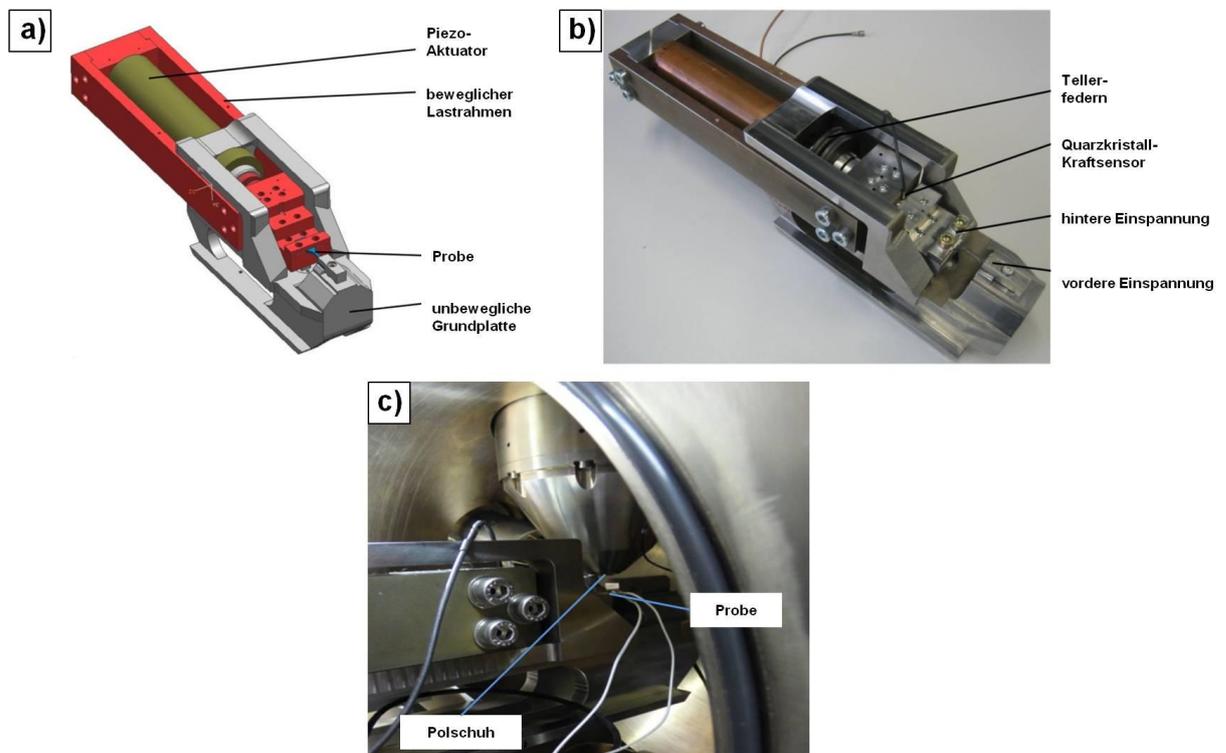


Abbildung 3-5: Miniaturprüfsystem: a) konstruktive Darstellung, b) reale Darstellung [57] und c) In-situ-Darstellung im Rasterelektronenmikroskop

Die maximale Prüffrequenz des Miniaturprüfsystems liegt bei 35 Hz, wobei eine maximale Spannungsamplitude von 390 MPa erreicht werden kann. Wird eine elektrische Spannung angelegt, dehnen sich die Piezokristalle in dem Aktuator aus. Demzufolge kann der bewegliche Lastrahmen von der unbeweglichen Grundplatte in axialer Richtung wegbewegt werden. Mit Hilfe der eingebauten Tellerfedern und einer Regeleinheit wird eine kontrollierte Zug-Druck-Belastung der Ermüdungsprobe bewerkstelligt. Das Miniaturprüfsystem kann mittels einer speziell angefertigten Kammererweiterung vollständig in das REM eingebaut werden (**Abbildung 3-5 c**). Damit das Rissausbreitungsverhalten in Abhängigkeit von der Mikrostruktur untersucht werden kann, wird das gesamte Prüfsystem im REM um 70° geneigt und der Electron Backscatter Diffraction (EBSD)-Detektor angewendet. Durch eingestreute Ex-situ-Versuchsabschnitte in Luft ist auch bei diesem Prüfsystem eine alternierende Versuchsführung mit Umgebungswechsel zwischen Luft und Vakuum gegeben.

#### *Probenpräparation der Miniaturermüdungsprobe*

Die Probengeometrie der Miniaturermüdungsprobe ist in der **Abbildung 3-6 a**) dargestellt. Zur Probenmitte hin weist die Ermüdungsprobe einen Radius auf. Dadurch ist gegeben, dass bei der Ermüdungsbelastung im Bereich der Probenmitte die höchste Spannung wirkt, sodass ein Riss gezielt eingeleitet und die Rissausbreitung in diesem Bereich genauer untersucht werden kann. Prinzipiell erfolgt die Probenpräparation nach folgendem Schema: Die Ermüdungsproben werden mit vier aufeinanderfolgenden Schleifpapierkörnungsstufen (800, 1200, 2500 und 4000) mechanisch geschliffen. Sobald eine Probendicke zwischen 1,95 mm und 2 mm erreicht ist, werden die Proben mechanisch poliert (Diamantsuspension für weiche Werkstoffe mit einer Partikelgröße von 3  $\mu\text{m}$  und 1  $\mu\text{m}$ ). Abschließend werden die Ermüdungsproben von beiden Seiten für jeweils 6 h vibrationspoliert (Siliziumdioxidsuspension für weiche Werkstoffe mit einer Partikelgröße von 0,02  $\mu\text{m}$ ), damit sowohl eine verbesserte Oberflächengüte als auch eine spannungsfreie Materialoberfläche erzielt wird. Nach dem Vibrationspolieren wird eine seitliche Mikrokerbe mit Hilfe der „Rasierklingsmethode“ eingebracht. Hierfür wurde im Rahmen einer Bachelorarbeit [101] die in **Abbildung 3-6 b**) dargestellte Anlage entwickelt. Zur Einbringung einer Mikrokerbe wird eine Diamantsuspension mit einer Partikelgröße von 15  $\mu\text{m}$  verwendet. Die eingebaute Rasierklinge befördert die Suspension lokal an der Probenoberfläche hin und her, wodurch ein einheitlicher Materialabtrag erfolgt.

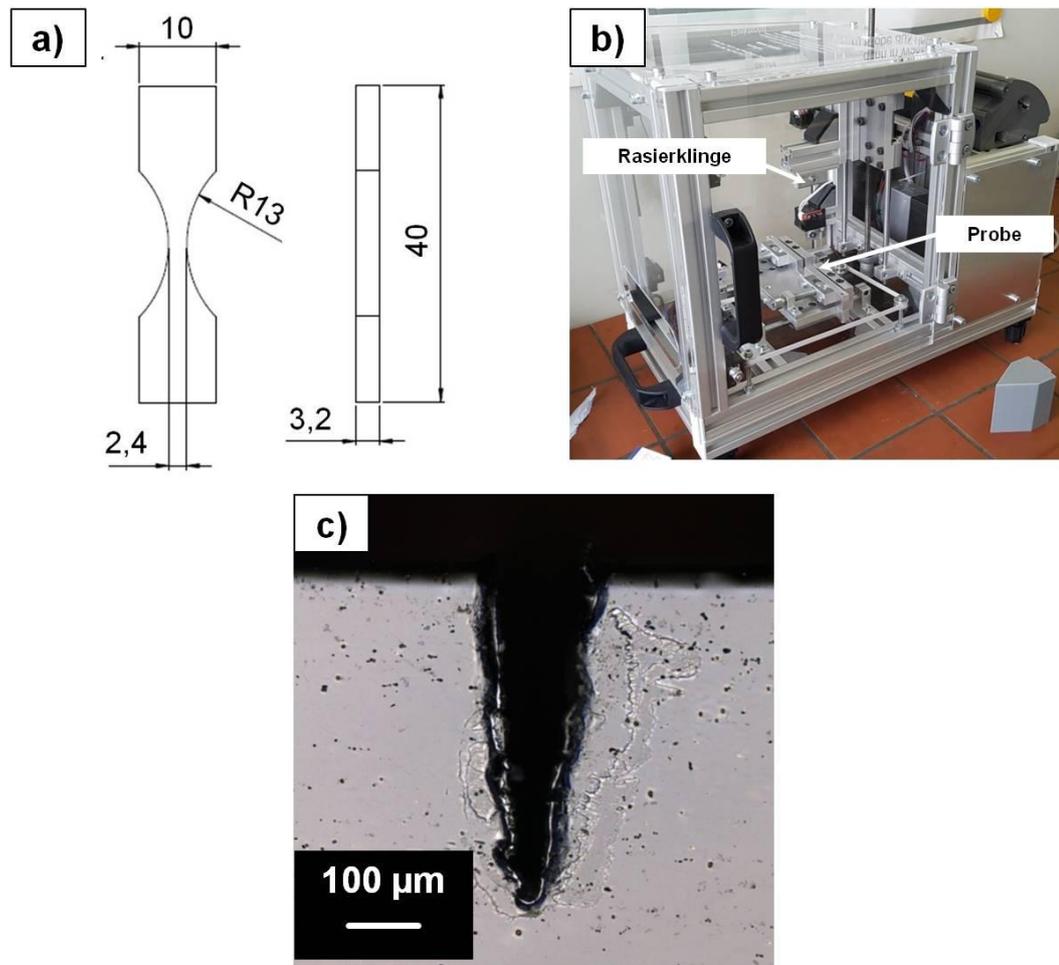


Abbildung 3-6: a) Probengeometrie der Miniaturermüdungsprobe, b) Anlage zur Einbringung von Seitenkerben mittels der Rasierklingenmethode [101] und c) Darstellung einer Seitenkerbe

Eine eingebrachte Seitenkerbe mittels der Rasierklingenmethode ist demonstrativ in der **Abbildung 3-6 c)** dargestellt. Mit dieser Methode können sehr scharfe Kerben erzeugt werden, die auch bei sehr niedrigen Lastamplituden eine erfolgreiche Risseinleitung ermöglichen.

### 3.3 Untersuchungsmethoden

In diesem Kapitel werden die zur licht- und elektronenoptischen Analyse angewendeten Methoden hinsichtlich des Funktionsprinzips näher beschrieben.

#### 3.3.1 Lichtmikroskopie

Zur Abbildung des Risspfads sowie der gebildeten Gleitbänder auf der Materialoberfläche infolge der Materialermüdung wurde ein konfokales Licht-/Lasermikroskop des Typs LEXT OLS4000 von Olympus eingesetzt. Dieses Mikroskop bietet aufgrund der Laserquelle und des konfokalen optischen Aufbaus eine sehr hohe laterale Auflösung. In der **Abbildung 3-7**

ist das Funktionsprinzip zur Bilderzeugung eines herkömmlichen und konfokalen optischen Systems dargestellt.

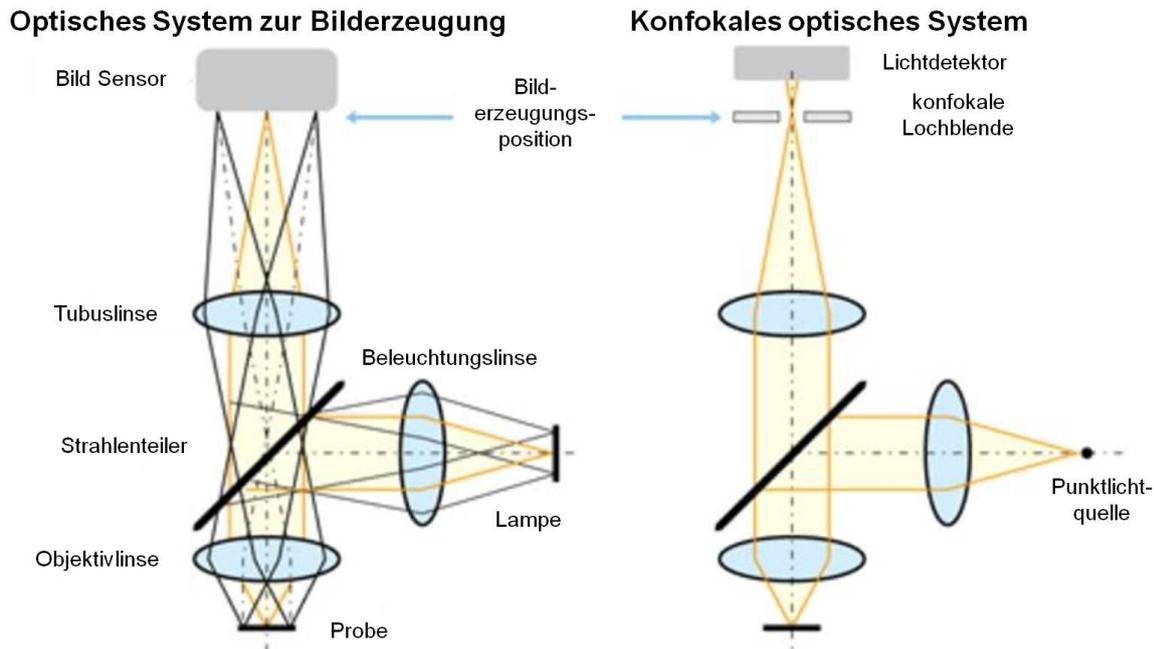


Abbildung 3-7: Schematische Darstellung des Funktionsprinzips zur Bilderzeugung eines herkömmlichen und konfokalen optischen Systems nach [102]

Im Gegensatz zu herkömmlichen Lichtmikroskopen, die eine Lampe als Lichtquelle besitzen, verfügt das konfokale Licht-/Lasermikroskop über eine Licht- sowie Punktlichtquelle und eine konfokale Apertur- bzw. Lochblende. Bei dem konfokalen optischen System wird ein Laser mit einer spezifischen Wellenlänge eingesetzt. Aufgrund des sehr geraden Strahlengangs des Lasers, kann ein sehr großer Anteil des Laserlichts durch die Objektivlinse auf einen Bereich des Untersuchungsbereichs gebündelt werden. Zudem wird dabei eine Streuung des Lichts im Vergleich zum konventionellen optischen System, wo eine einheitliche Beleuchtung des Untersuchungsbereichs gegeben ist, reduziert, was im Allgemeinen zu einer Kontrastverbesserung führt. Der gebündelte Strahl wird von der Probenoberfläche reflektiert und in der Mitte der konfokalen Aperturblende infolge der Objektiv- sowie Tubuslinse fokussiert. Dabei wird sichergestellt, dass die Detektionseinheit nur die Informationen aus der zentralen Position erhält, weil reflektiertes Licht von abweichenden Ebenen von der konfokalen Aperturblende abgeschirmt wird. Aus diesem Grund besitzt das konfokale optische System im Vergleich zu konventionellen Lichtmikroskopen eine höhere Tiefenschärfe. Um zweidimensionale Bildaufnahmen zu erzeugen, wird der Laserstrahl über den Untersuchungsbereich geführt. Dies kann sowohl durch Bewegung des Probenstischs in x- und y-Richtung als auch durch eine Abtastung des Laserlichts über die Probenoberfläche erzielt werden. Desweiteren ermöglicht das konfokale Licht-/Lasermikroskop dreidimensionale Bildaufnahmen zu erzeugen und Topographieunterschiede in quantitativer Hinsicht zu untersuchen [102].

### 3.3.2 Elektronenmikroskopie

Es wurden im Rahmen dieser Arbeit insgesamt zwei Rasterelektronenmikroskope (REM) und ein Transmissionselektronenmikroskop verwendet. Neben den In-situ-Ermüdungsexperimenten wurde das REM des Typs XL 30 vom Hersteller Philips hauptsächlich für Bruchflächenanalysen sowie kristallographische Untersuchungen herangezogen. Sowohl die Mikrokerbenpräparation in die Ultraschallproben als auch die Zielpräparation von Lamellen aus ermüdeten Bereichen zur weiteren Untersuchung an einem Transmissionselektronenmikroskop wurden hauptsächlich mit einem zweiten REM des Typs Helios Nanolab 600 des Herstellers FEI durchgeführt. Dieses Dual-Beam-System kann neben einem Primärelektronenstrahl einen fokussierten  $\text{Ga}^+$ -Ionenstrahl (engl. Focused-Ion-Beam (FIB)) erzeugen, der eine zielgenaue Präparation von Proben in der Vakuumkammer ermöglicht. Beide REM sind sowohl mit einem Sekundärelektronen- und Rückstreuelektronendetektor als auch einer Detektionseinheit zur Analyse der Beugung von Rückstreuelektronen (engl. Electron Backscatter Diffraction (EBSD)) ausgestattet. Die EBSD-Detektionseinheit besteht im Wesentlichen aus einem Phosphorschirm, einer CCD-Kamera sowie einer Computersoftware und wurde für kristallographische Analysen eingesetzt.

Zur Untersuchung der Defektstrukturen im Rissspitzennahfeld wurde ein Transmissionselektronenmikroskop (TEM) des Typs Talos F200X des Herstellers FEI eingesetzt. Das TEM besitzt eine Feldemissionskathode (XFEG) und wird bei einer Beschleunigungsspannung von 200 kV betrieben. Bei der Transmissionselektronenmikroskopie werden elektronentransparente Proben eingesetzt, die eine Dicke von 50 bis 300 nm aufweisen. Basierend auf der Wechselwirkung zwischen dem Primärelektronenstrahl und der Probe können Informationen über die Mikrostruktur sowie Defektstrukturen, wie z.B. Versetzungen und Korn- sowie Phasengrenzen, in der Nanoskala gewonnen werden. Es wurden TEM-Lamellen präpariert, die eine Länge von 20  $\mu\text{m}$  und eine Dicke von 200 bis 300 nm besaßen. Die TEM-Lamellen sollten insbesondere bei Untersuchungen von Versetzungsstrukturen eine Dicke von 200 bis 300 nm aufweisen, um mit Hilfe der Kickuchi-Linien als „kristallographische Landkarte“ die Kristallorientierung identifizieren und spezielle Abbildungsbedingungen (Two-Beam Conditions) einstellen zu können. Liegen dagegen zu dünne Probenbereiche in der TEM-Lamelle vor, können kristallographische Informationen aus Beugungsmuster verloren gehen. Für eine detaillierte Funktionsbeschreibung der Rasterelektronenmikroskopie, der EBSD-Technik sowie der Transmissionselektronenmikroskopie, sei an dieser Stelle auf einschlägige Fachliteratur [103-107] verwiesen.



## 4 Experimentelle Ergebnisse

### 4.1 EN-AW 6082 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand

#### 4.1.1 Rissausbreitungsverhalten in Laborluft

Aufgrund des Forschungsumfangs wurde das Forschungsprojekt in Zusammenarbeit mit der Technischen Universität Dresden und der Universität Kassel bearbeitet. Dabei lag der Fokus der Untersuchungen auf der Rissausbreitung bei sehr niedrigen Lastamplituden in Luftatmosphäre. In den folgenden Kapiteln werden die wesentlichsten Forschungsergebnisse aus den parallel gelaufenen Projekten vorgestellt.

##### 4.1.1.1 Symmetrische Zug-Druck-Belastung ( $R = -1$ )

In den Untersuchungen von Stein et al. [4,92] wurde für die Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im maximal ausscheidungsgehärteten (ma) Zustand der Langrisswellenwert mit Hilfe der Methodik von Tabernig und Pippin [108] experimentell bestimmt. Eine ausführliche Beschreibung des Versuchsablaufs und zur Berechnung des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors befindet sich in der Dissertation von Stein [92]. Aus drei Ermüdungsversuchen, wobei die Proben in Walzrichtung entnommen wurden (l-t), konnte dabei ein durchschnittlicher Langrisswellenwert von  $\Delta K_{th} = 1,7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ermittelt werden. Kirsten et al. [109] untersuchten ebenfalls den Langrisswellenwert des ma-Zustands, wobei aus versuchstechnischen Gründen die „load-shedding“-Methode herangezogen wurde. Für den ma-Zustand konnte dabei aus drei Ermüdungsversuchen ein durchschnittlicher Wert von  $\Delta K_{th} = 1,46 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bestimmt werden. Um das Rissausbreitungsverhalten im Bereich des Schwellenwerts genauer untersuchen zu können, wurden desweiteren quasi-konstante  $K_{max}$  bzw.  $\Delta K$  Versuche durchgeführt. In den Arbeiten von Stein et al. [4,92] wurde dabei insbesondere der Einfluss der Walzrichtung auf die Rissausbreitung genauer untersucht, indem verschiedene Ermüdungsversuche mit unterschiedlicher Probenentnahmerichtung aus der Walzplatte durchgeführt wurden. In der **Abbildung 4-1** sind die Rissausbreitungsrate für vier in Walzrichtung entnommene (l-t stehend) Proben, die bei 1,2 bis 2,4  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  ermüdet wurden, dargestellt.

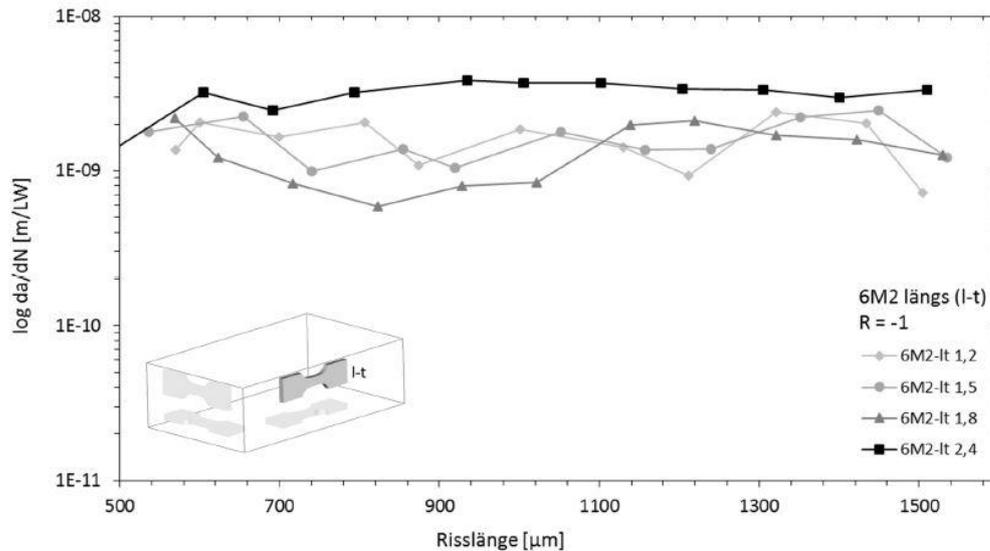


Abbildung 4-1: Rissausbreitungsraten des ma-Zustands von in Walzrichtung entnommenen Proben (l-t stehend) für verschiedene  $\Delta K$ -Werte [4,92]

Die Ergebnisse aus der **Abbildung 4-1** zeigen, dass sich Rissausbreitungsraten von  $3 \times 10^{-9}$  m/Zyklus bei dem höchsten  $\Delta K$ -Wert von  $2,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  im ma-Zustand (6M2-lt 2,4) einstellen. Zwischen den  $\Delta K$ -Werten von  $1,2$  bis  $1,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  liegen die  $da/dN$ -Raten bei etwa  $10^{-9}$  m/Zyklus und stimmen sehr gut mit den Ermüdungsergebnissen von Kirsten et al. [109] überein. In diesem  $\Delta K$ -Wertebereich ist zudem eine höhere Streuung in den  $da/dN$ -Raten im Vergleich zum höchsten  $\Delta K$ -Wert festzustellen [4,92]. Desweiteren wurden in den Arbeiten von Stein et al. [4,92] quer zur Walzrichtung entnommene Proben hinsichtlich des Rissausbreitungsverhaltens detaillierter untersucht. In der **Abbildung 4-2** sind die  $da/dN$ -Raten der Ermüdungsversuche sowohl für stehende (q-t) als auch liegende (q-l) Proben dargestellt.

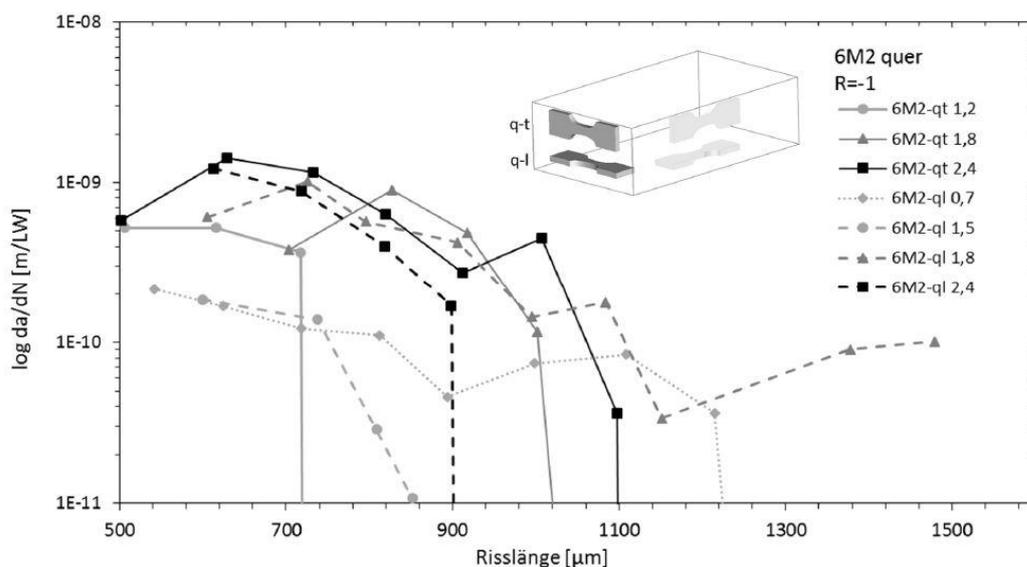


Abbildung 4-2: Rissausbreitungsraten des ma-Zustands quer zur Walzrichtung entnommener Proben für verschiedene  $\Delta K$ -Werte [4,92]

Stein et al. [4,92] beobachteten, dass sowohl bei den qt- als auch ql-Proben ein signifikanter Unterschied im Hinblick auf das Rissausbreitungsverhalten im Vergleich zu den in Walzrichtung entnommenen Proben besteht. Demnach ist bei allen Ermüdungsversuchen der quer entnommenen Proben über die Risslänge ein signifikanter Abfall in den  $da/dN$ -Raten festzustellen. Zudem stellten Stein et al. [4,92] fest, dass die Tendenz eines vollständigen Rissstopps bei quer zur Walzrichtung entnommenen Proben stark ausgeprägt ist. Demzufolge blieben, außer bei dem Versuch mit einer konstanten zyklischen Spannungsintensität von  $\Delta K = 1,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (ql-Probe), die Risse in allen Ermüdungsexperimenten vollständig stehen [4,92].

Neben den Versuchen bei quasi-konstantem  $\Delta K$ , wurde ein Ermüdungsexperiment in Laborluft bei einer konstanten Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120 \text{ MPa}$  durchgeführt. In der **Abbildung 4-3** ist die Risswachstumskurve des Ermüdungsexperiments dargestellt.

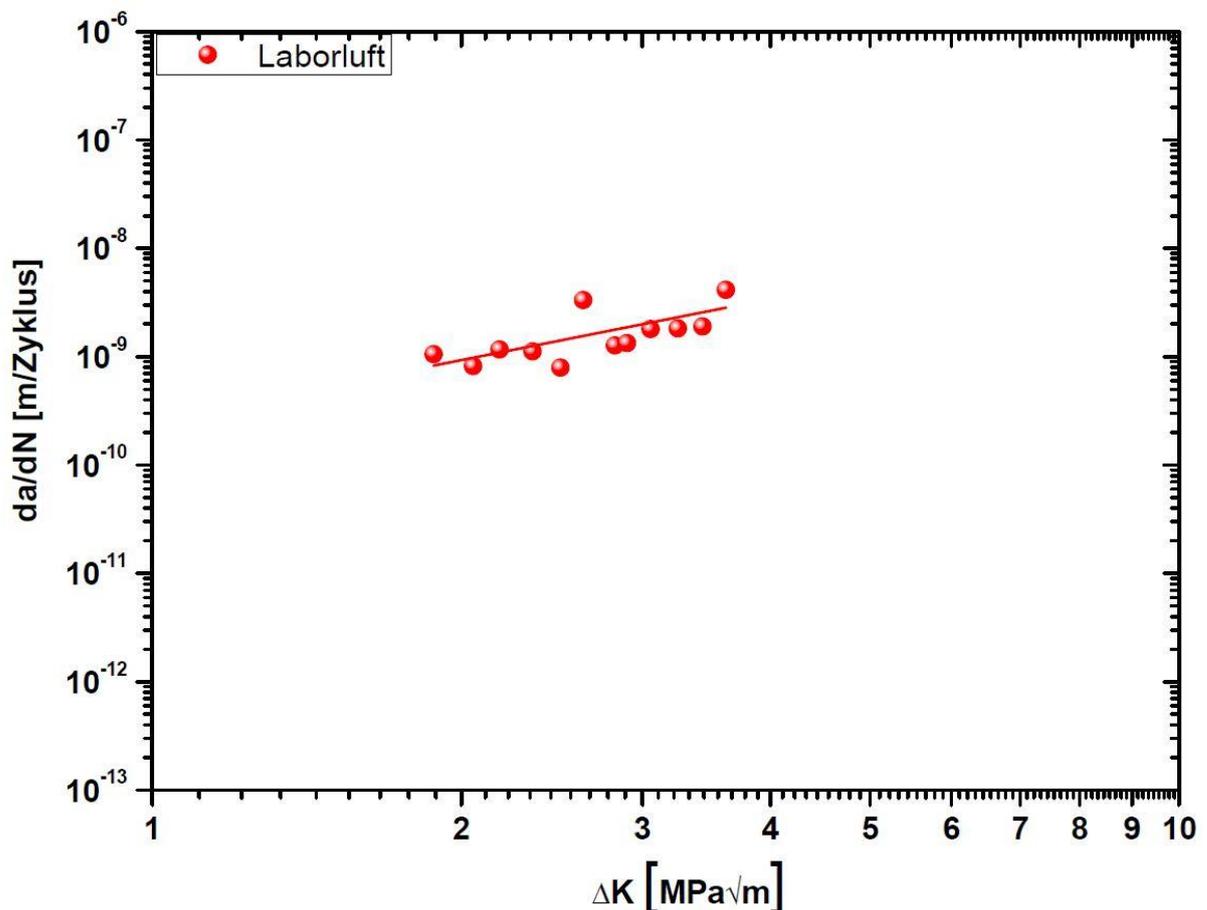


Abbildung 4-3: Rissausbreitungskurve des ma-Zustandes in Laborluft

Wie in der **Abbildung 4-3** zu erkennen ist, folgt die Risswachstumskurve der Paris-Geraden. Die werkstoffabhängigen Größen betragen dabei für C einen Wert von  $2,5 \times 10^{-10}$  und m einen Wert von 1,9.

#### 4.1.1.2 Zugschwellbereich

Die Langrisssschwellenwerte in Abhängigkeit von der Probenentnahmerichtung aus der Walzplatte bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,1$  wurden von Wicke et al. [5,110] genauer untersucht. Je Entnahmerichtung (sowohl q-t bzw. TS als auch l-t bzw. LS) wurden drei Ermüdungsversuche durchgeführt. In l-t Richtung konnte dabei ein durchschnittlicher Langrisssschwellenwert von  $\Delta K_{th, l-t} = 1,28 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und in q-t Richtung ein Wert von  $\Delta K_{th, q-t} = 1,38 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ermittelt werden [5,110]. Zudem untersuchten Wicke et al. [111] das Rissausbreitungsverhalten im Bereich des Schwellenwerts bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,1$ . Es wurden Ermüdungsversuche mit konstanter zyklischer Spannungsintensität zwischen  $1,3$  und  $1,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  durchgeführt, wobei auch hier die Ermüdungsproben in unterschiedlicher Weise aus der gewalzten Platte entnommen wurden. In der **Abbildung 4-4** sind die Rissausbreitungsdaten über die Risslänge der einzelnen Ermüdungsversuche dargestellt.

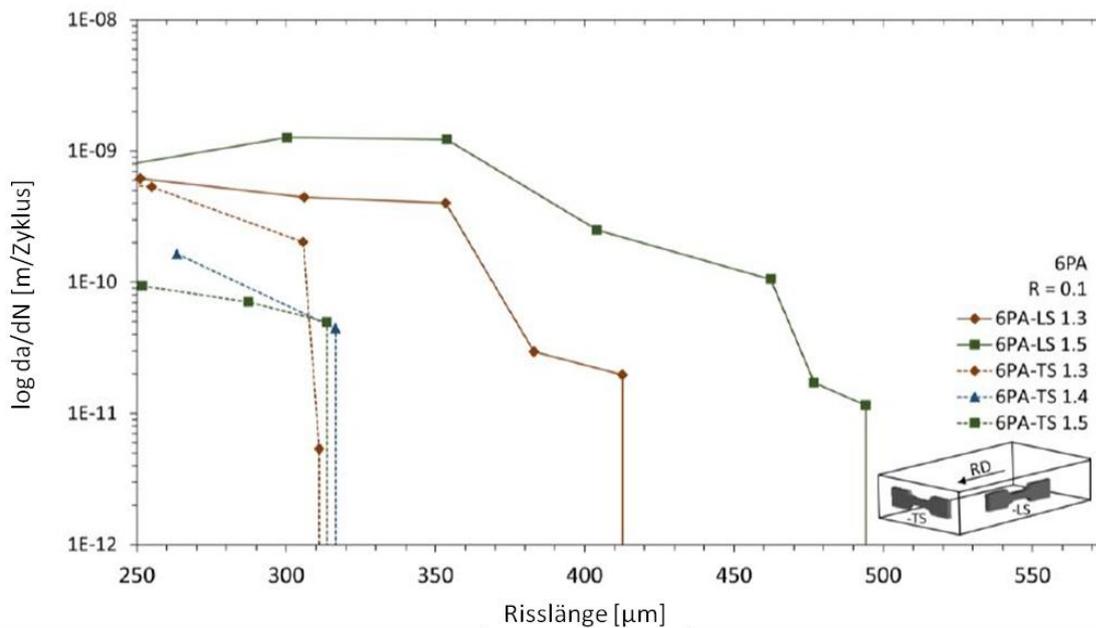


Abbildung 4-4: Rissausbreitungsdaten des ma-Zustands von quer stehend (TS) sowie längs stehend (LS) präparierten Ermüdungsproben bei verschiedenen  $\Delta K$ -Faktoren [111]

Aus den Ermüdungsversuchen von Wicke et al. [111] geht hervor, dass ein Abfall in den  $da/dN$ -Raten der LS-orientierten Ermüdungsproben mit zunehmender Risslänge besteht. Desweiteren ist festzustellen, dass die TS-orientierten Ermüdungsproben verglichen zu den LS-orientierten Proben tendenziell niedrigere Risswachstumsraten aufweisen und die Rissausbreitung bereits in einem frühzeitigen Stadium gehindert wird, was letztendlich zu kürzeren finalen Gesamtrisslängen der TS-orientierten Proben führt. Die sehr niedrigen Rissausbreitungsdaten dieser Versuchsreihe unabhängig von der Präparationsvariante sowie das Stehenbleiben von Rissen verdeutlichen, dass die Rissausbreitung sehr nah am Schwellenwertbereich erfolgte [111].

## 4.1.2 Rissausbreitungsverhalten in Vakuum

### 4.1.2.1 Sehr niedrige Belastungsamplituden

Die in diesem Kapitel aufgeführten Ergebnisse beziehen sich auf die Ermüdungsexperimente, die bei sehr niedrigen Lastamplituden in Vakuum und bei einer symmetrischen Zug-Druck-Belastung (Spannungsverhältnis von  $R = -1$ ) durchgeführt wurden. Die Ermüdungsversuche am Ultraschallprüfsystem (USPS) wurden dabei bei einer konstanten Lastamplitude von 120 MPa realisiert. Bei allen Ermüdungsversuchen der Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im maximal ausscheidungsgehärteten (ma) Zustand konnte festgestellt werden, dass sich Gleitspuren auf der Materialoberfläche bilden und die Rissausbreitung im Vakuum entlang eines aktivierten Gleitbandes stattfindet. Oftmals ist dabei zu beobachten, dass die gebildeten Gleitspuren auf der Materialoberfläche parallel zum Risspfad angeordnet sind, wie in der **Abbildung 4-5 a**) (grüne Rechtecke) exemplarisch zu entnehmen ist. In einigen Abschnitten ist eine Verlängerung des Risspfads durch Gleitbänder festzustellen (blaue Pfeile). Dies ist besonders dort zu beobachten, wo der Riss seine Ausbreitungsrichtung änderte. Allerdings bestehen im Risspfad auch einige Abschnitte, wo mehrere Gleitspuren auf der Materialoberfläche ausgeprägt sind, die eine unterschiedliche Orientierung aufweisen (orange Rechtecke). In diesen Bereichen ist ein sehr häufiges Wechseln des Risses zwischen den Gleitspuren zu beobachten. Im Gesamten betrachtet, findet die Rissausbreitung transkristallin sowie zum größten Teil sehr gerade durch die Körner statt (rote Pfeile). Der Risspfad weicht dabei sehr deutlich von der Normalenrichtung ab. Dieses Rissausbreitungsverhalten ist auch noch dann zu beobachten, wenn ein sehr langer Riss vorliegt, der sich über mehrere Korndurchmesser erstreckt. Die Ermüdungsmerkmale der VHCF-Rissausbreitung in Vakuum des ma-Zustandes sind in dem Ermüdungsversuch in der **Abbildung 4-5**, repräsentativ für alle Ermüdungsversuche bei sehr niedrigen Lastamplituden, illustriert. Werden die berechneten Gleitspuren der individuellen Körner herangezogen und mit den Ermüdungsmerkmalen korreliert, ist dabei festzustellen, dass über die gesamte Untersuchungsfläche eine eindeutige Übereinstimmung zwischen den berechneten Gleitspuren, der Gleitspuren auf der Materialoberfläche sowie dem Risspfad besteht (**Abbildung 4-5 b**). Prinzipiell sind in den Körnern die Gleitspuren mit höchstem Schmidfaktor in roter Farbe und die Gleitspuren mit zweithöchstem Schmidfaktor gelber Farbe dargestellt. In denjenigen Körnern, wo die Gleitspur sowohl den höchsten als auch zweithöchsten Schmidfaktor repräsentiert, ist die Linie gelb markiert (drei Gleitrichtungen pro Gleitebene).

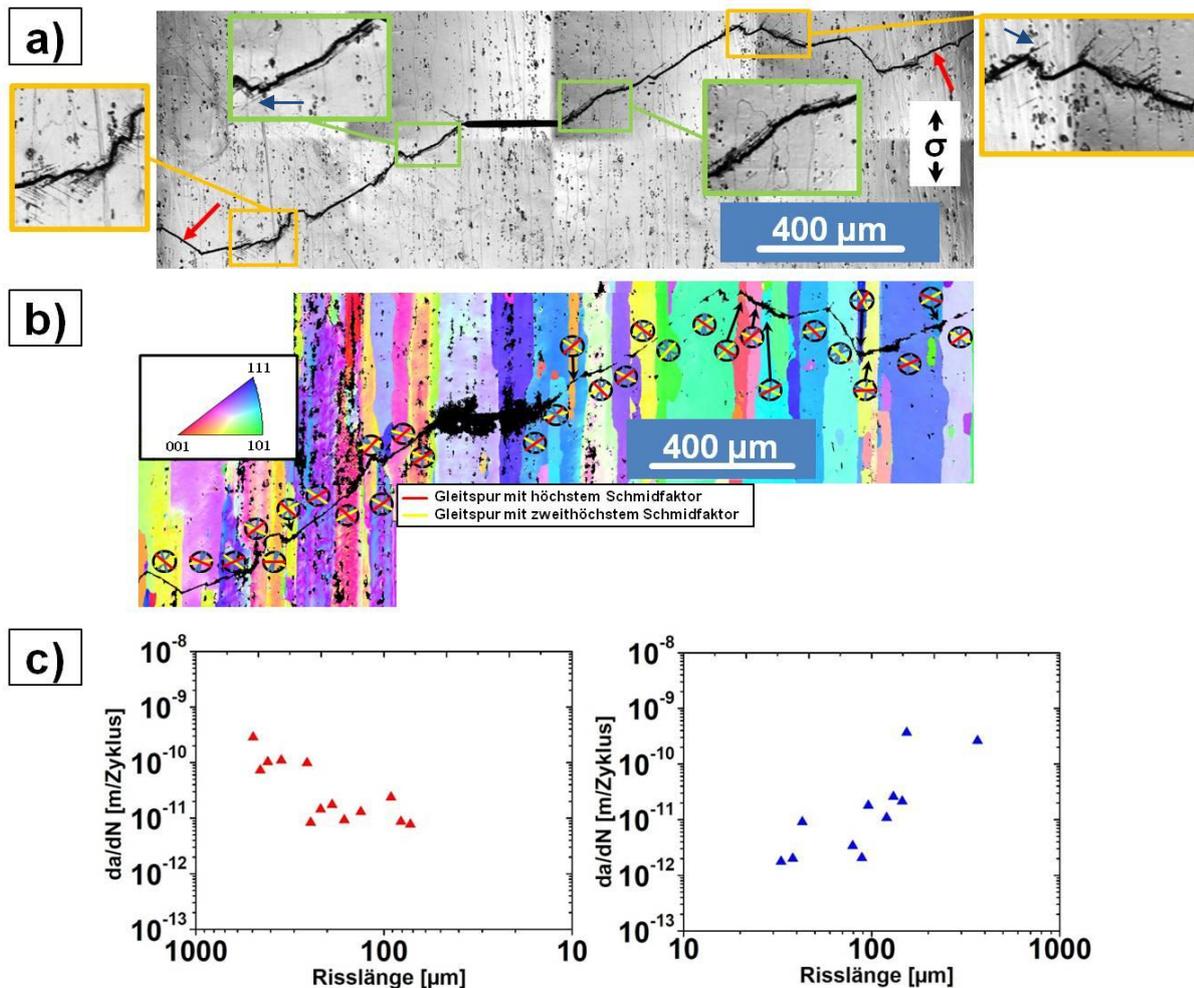


Abbildung 4-5: Risspfad des ma-Zustandes bei konstanter Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa in Vakuum: a) deutliche Abweichung von Normalenrichtung mit besonderen Abschnitten, b) EBSD-Analyse mit berechneten Gleitspuren und c) Rissausbreitungsrate für die linke und rechte Risspitze

In einem weiteren Ermüdungsexperiment, das in der **Abbildung 4-6** dargestellt ist, konnte eine sehr starke Barrierewirkung an einer Korngrenze beobachtet werden (hellblaue Rechtecke in **Abbildung 4-6 a**). Die Rissausbreitung wurde dabei auf der rechten Seite der Mikrokerbe vollständig gehindert. Wie bereits im oberen Abschnitt erläutert wurde, findet die VHCF-Rissausbreitung im Vakuum bei diesem Materialzustand entlang von Gleitbändern statt. Auf der rechten Seite des Risses wurde allerdings die Gleitbandbildung von einer Korngrenze unterbunden. Dies hatte zur Folge, dass sich weitere Gleitspuren auf der Materialoberfläche ausbildeten, die eine parallele Anordnung auf der Materialoberfläche aufweisen [96]. Die Rissausbreitung auf der rechten Seite der Mikrokerbe stagnierte vollständig bei einer Risslänge von etwa 150  $\mu\text{m}$ . Die linke Risspitze konnte dagegen ohne große Hinderniswirkungen voranschreiten (**Abbildung 4-6 c**).

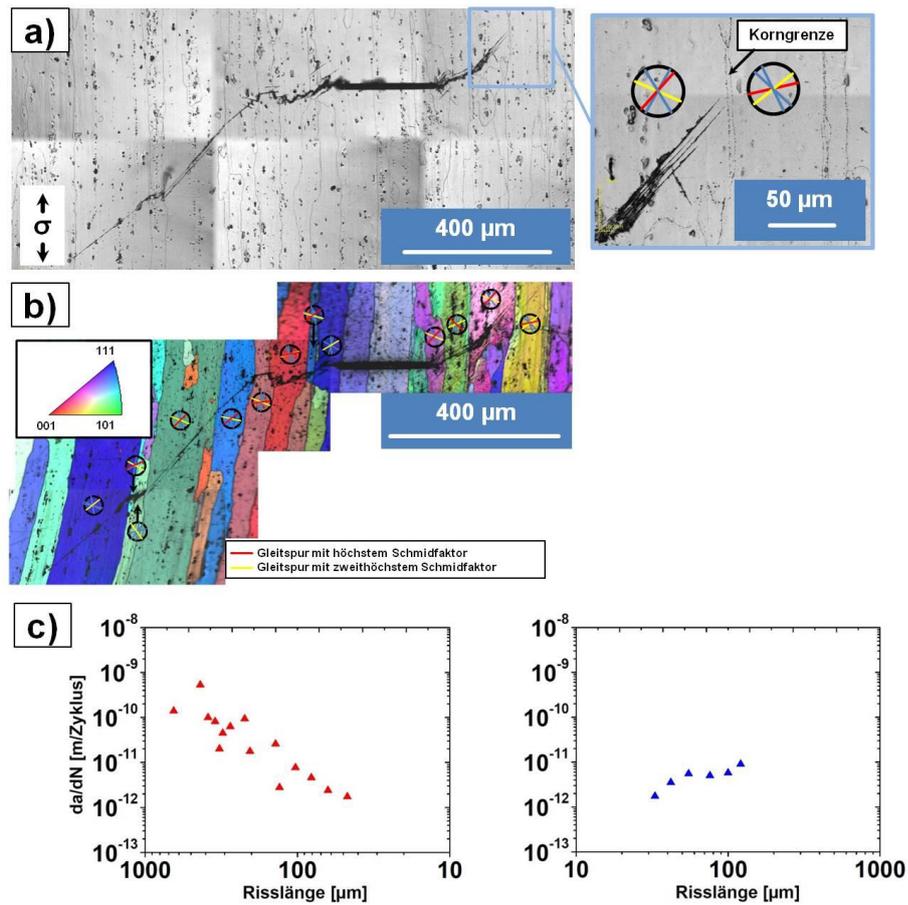


Abbildung 4-6: Langrissausbreitung in Vakuum des ma-Zustands bei einer konstanten Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa: a) Risspfad mit starker Barrierewirkung an einer Korngrenze (hellblaue Rechtecke), b) EBSD-Analyse mit berechneten Gleitspuren und c) Rissausbreitungsraten [96]

Das ungleichmäßige Rissausbreitungsverhalten ist ebenfalls in der Morphologie der Ermüdungsbruchfläche zu erkennen, die keine halb elliptische Form aufweist (orange gestrichelte Linie in der **Abbildung 4-7 a)**) [96].

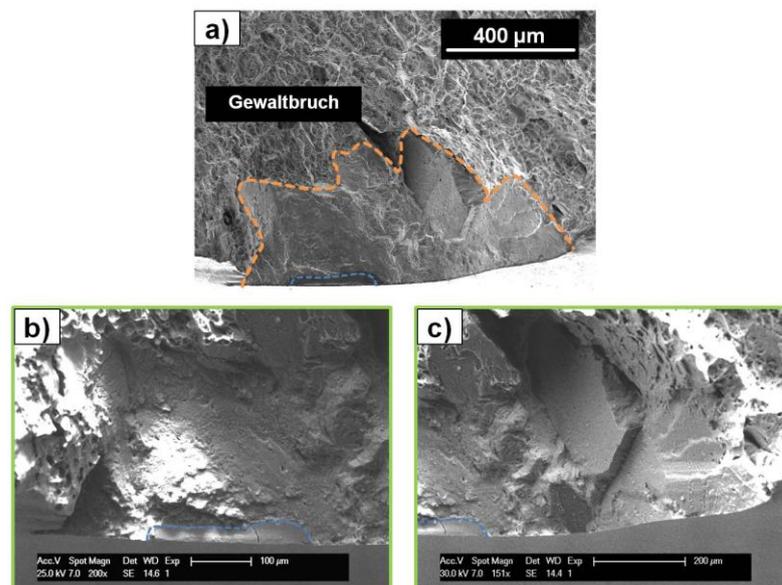


Abbildung 4-7: a) nichthalbelliptische Ermüdungsbruchfläche, b) Nahaufnahme hinter der Mikrokerbe (blau Markierung) und c) Detailaufnahme mit facettenartigen Strukturen [96]

Die Nahaufnahme in der **Abbildung 4-7 b)** zeigt einen Bereich, wo die Ermüdungsbruchfläche sehr glatte Strukturen besitzt. Zudem sind sehr starke Richtungsänderungen in der Ermüdungsbruchfläche zu verzeichnen. In einem weiteren Bereich in der **Abbildung 4-7 c)** sind facettenartigen Strukturen zu erkennen [96].

Die mikrostrukturelle Schädigung des in der **Abbildung 4-6 a)** dargestellten Bereichs (parallele Anordnung der Gleitspuren) wurde mit Hilfe der Transmissionselektronenmikroskopie hinsichtlich der Versetzungsstrukturen genauer untersucht (**Abbildung 4-8**). Die Entnahmerichtung der TEM-Lamelle erfolgte dabei senkrecht zur Ausbildungsrichtung der Gleitbänder.

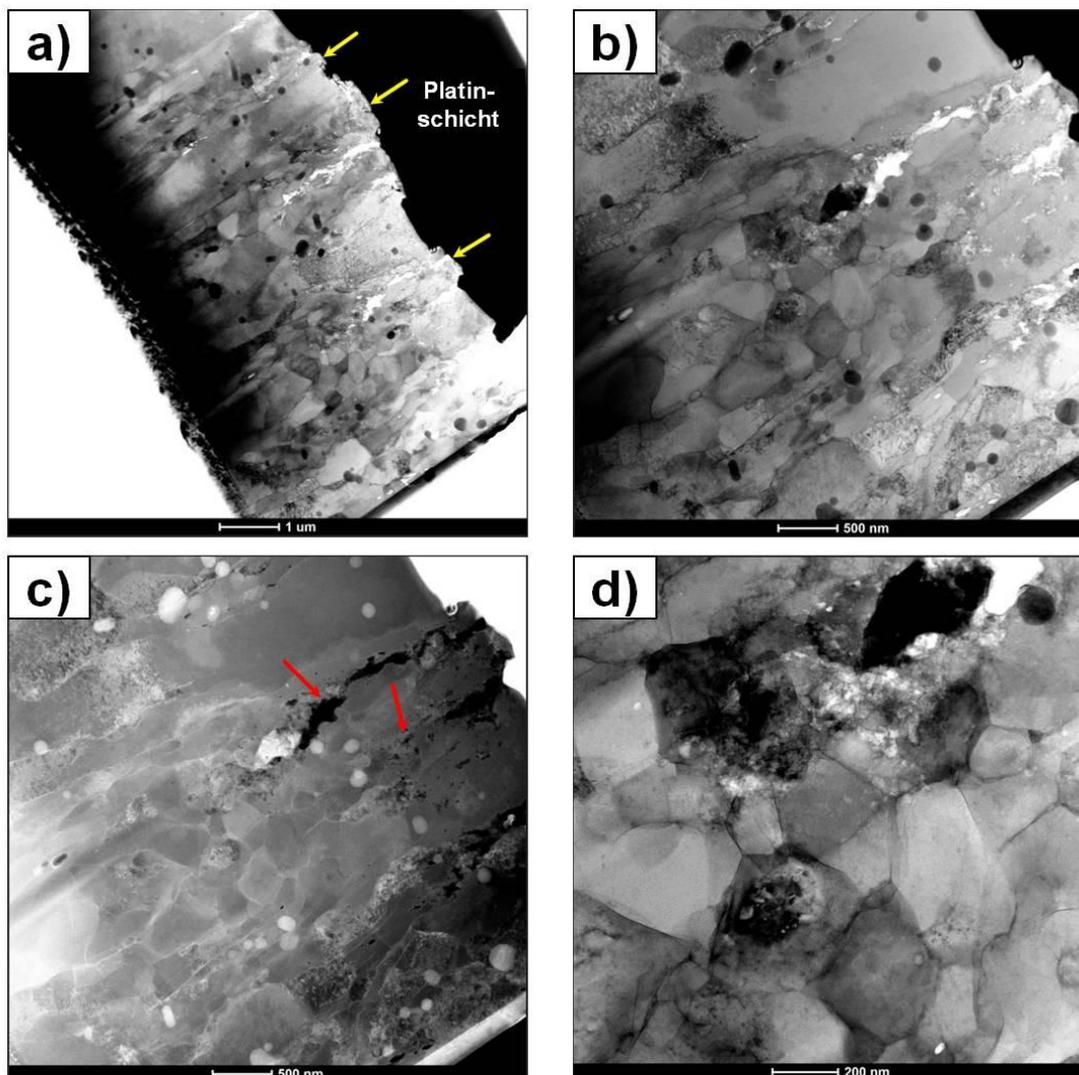


Abbildung 4-8: a) Übersichtsaufnahme der TEM-Lamelle mit einzelnen Gleitbändern (gelbe Pfeile), b) Hellfeldaufnahme eines Gleitbandes, c) Dunkelfeldaufnahme mit Poren- bzw. Rissbildung (rote Pfeile) und d) Zellstrukturen innerhalb eines Gleitbandes

In der **Abbildung 4-8 a)** sind die einzelnen Gleitbänder (gekennzeichnet durch gelbe Pfeile) in der Übersichtsaufnahme zu sehen. Die Gleitbänder weisen dabei eine Breite von etwa  $1\ \mu\text{m}$  auf und ragen, wie in der Nahaufnahme in der **Abbildung 4-8 b)** zu erkennen ist,

wenige Nanometer aus der Materialoberfläche hinaus. In der Dunkelfeldaufnahme in der **Abbildung 4-8 c)** ist zu erkennen, dass sich Poren sowie ein Riss, der sich von der Materialoberfläche bis zum Gleitbandinneren erstreckt, gebildet haben (rote Pfeile). Innerhalb des Gleitbandes sind Zellstrukturen zu beobachten, die aufgrund der hohen plastischen Verformung entstanden sind (**Abbildung 4-8 d)**). In der **Abbildung 4-9** sind die Rissausbreitungsraten für alle Ermüdungsversuche bei sehr niedrigen Lastamplituden im Vakuum über die zyklische Spannungsintensität  $\Delta K$  aufgetragen. Obwohl die Ermüdungsbruchflächen des ma-Zustandes deutlich zerrüttet sind, wurde für die Berechnung ein innenliegender Oberflächenriss mit halbelliptischer Form angenommen und  $\Delta K$  mit Hilfe der Gleichung (2.4) an der Oberflächenposition berechnet. Anhand der Auswertungen der Ermüdungsbruchflächen konnte für das Verhältnis ( $a/c$ ) zwischen der Länge der Risstiefe ( $a$ ) (bei der Berechnung wurden hier die Maximalwerte herangezogen) und der halben Risslänge an der Werkstoffoberfläche ( $c$ ) ein durchschnittlicher Wert von 0,9 bestimmt werden. Aus der Risswachstumskurve ist zu erkennen, dass mit steigendem  $\Delta K$  eine Erhöhung der Rissausbreitungsraten einhergeht. Zudem ist festzustellen, dass eine hohe Streuung in den Ausbreitungsraten (etwa um einen Faktor 10) vorliegt. Im VHCF-Bereich liegen die Rissausbreitungsraten im Vakuum des ma-Zustandes in einem Wertebereich von  $10^{-12}$  bis  $10^{-9}$  m/Zyklus.

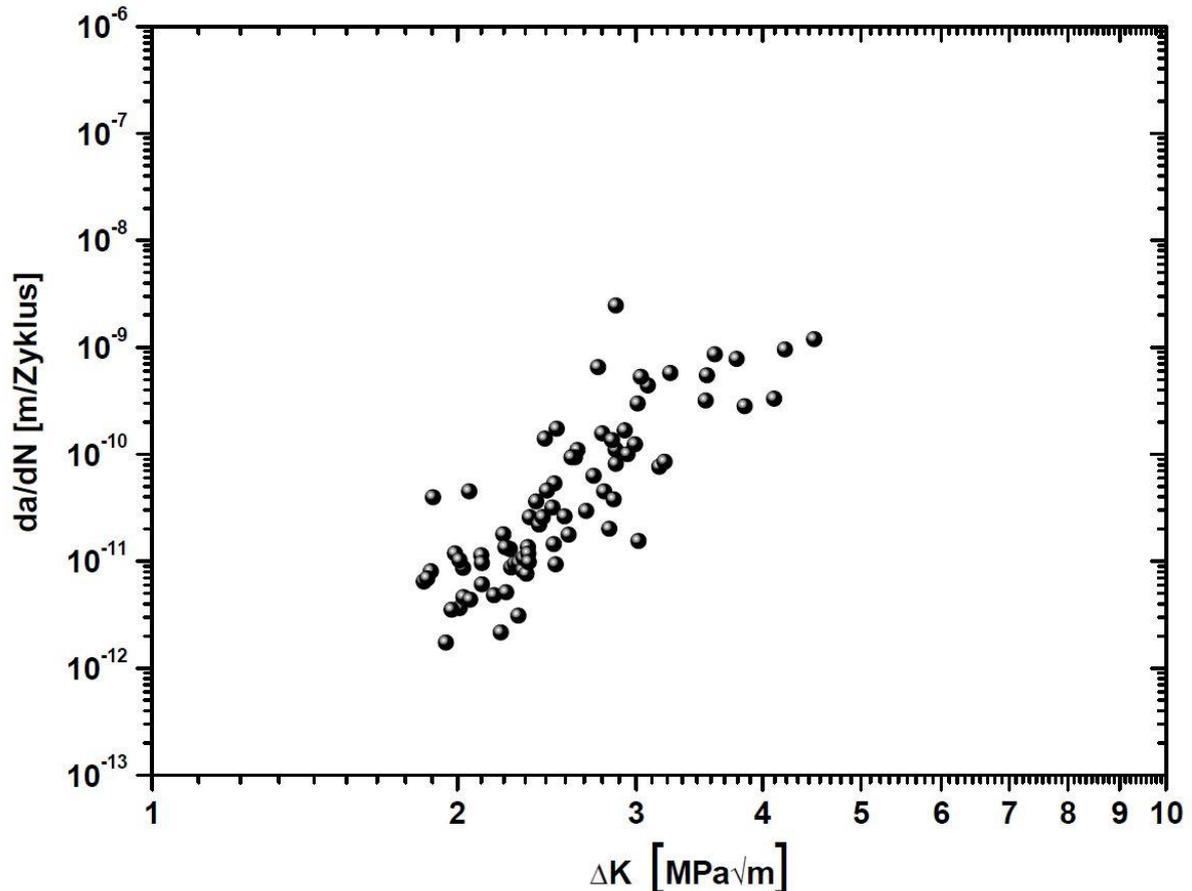
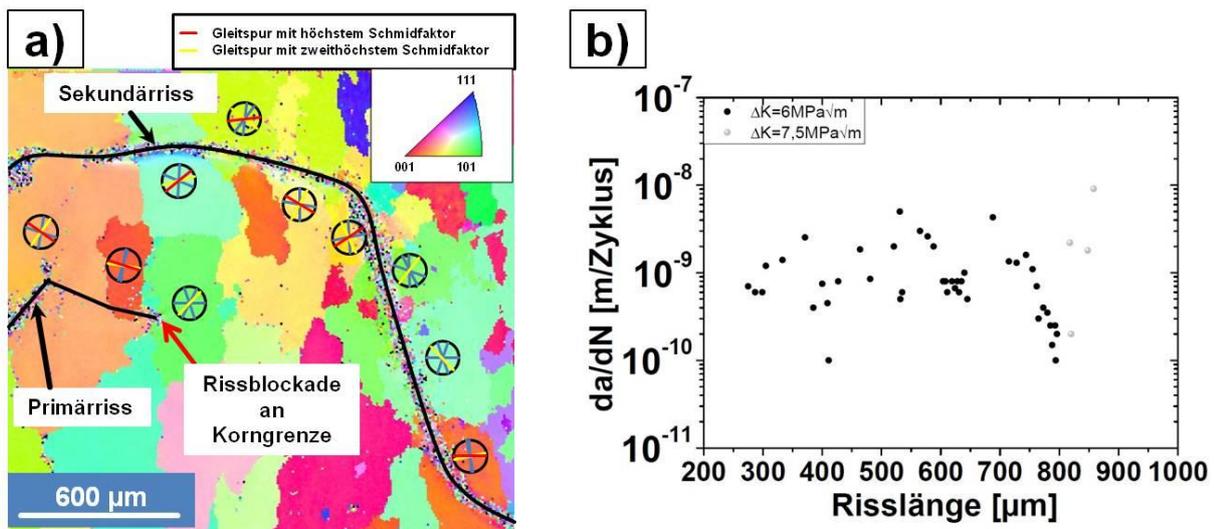


Abbildung 4-9: Rissausbreitungskurve des ma-Zustandes im Vakuum

Das Ergebnis eines weiteren Ermüdungsexperiments im Vakuum, das in-situ im Rasterelektronenmikroskop entstanden ist, ist in der **Abbildung 4-10** dargestellt. Das Ermüdungsexperiment wurde bei einem konstanten zyklischen Spannungsintensitätsfaktor von  $6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  durchgeführt, bis der Primärriss an einer Korngrenze vollständig blockierte. Bei einem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor von  $6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  wuchs der Primärriss mit einer durchschnittlichen Risswachstumsrate zwischen  $10^{-10}$  und  $10^{-9} \text{ m/Zyklus}$  (**Abbildung 4-10 b**). Dabei ist in der **Abbildung 4-10 a**) eine deutliche Korrelation zwischen den berechneten Gleitspuren und dem Risspfad zu beobachten.



**Abbildung 4-10:** a) Starke Barrierewirkung an einer Korngrenze des Primärrisses sowie Bildung eines Sekundärrisses durch stufenweise Anhebung von  $\Delta K$  und b) Rissausbreitungsraten über die Risslänge

Ein signifikanter Abfall in der Rissausbreitungsrate ist durch die Annäherung des Primärrisses an eine Korngrenze festzustellen. Bei einer Gesamtrisslänge von etwa  $800 \mu\text{m}$  stagnierte der Primärriss an der Korngrenze (roter Pfeil in der **Abbildung 4-10 a**)).

Um weiteres Risswachstum hervorzurufen, wurde  $\Delta K$  stufenweise erhöht. Ab einem  $\Delta K$ -Wert von  $7,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bildete sich ein Sekundärriss, wobei sehr hohe Rissausbreitungsraten resultierten. Der Risspfad des Sekundärrisses zeigt im Vergleich zum primären Riss keine Übereinstimmung zu den berechneten Gleitspuren der einzelnen Körner auf.

Im Anschluss an einen Ermüdungsversuch bei konstanter Lastamplitude ( $\Delta\sigma = 120 \text{ MPa}$ ) im Vakuum, wurde in einer weiteren Messung an der selben Ermüdungsprobe der Langrisschwellenwert  $\Delta K_{I,0}$  in EN-AW 6082 (ma) mit Hilfe der load-shedding Methode bestimmt. Die systematische Lastabsenkung zur Langrisschwellenwertermittlung wurde ab einer Risslänge von  $1100 \mu\text{m}$  gestartet. Die Messung ergab einen Langrisschwellenwert  $\Delta K_{I,0}$  von  $2,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Unterhalb des Langrisschwellenwerts konnte keine Rissausbreitung mehr festgestellt werden.

### Zwischenzusammenfassung

- Während der Materialermüdung in Vakuum bilden sich in der Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im ma-Zustand Gleitspuren auf der Materialoberfläche aus und die Rissausbreitung findet entlang von aktivierten Gleitbändern statt.
- Der Risspfad weicht dabei sehr deutlich von der Normalenrichtung ab.
- In allen Ermüdungsversuchen besteht unter VHCF-Belastung über die gesamte Untersuchungsfläche eine eindeutige Korrelation zwischen den berechneten Gleitspuren, den Gleitspuren auf der Materialoberfläche und dem Risspfad.
- In mehreren Ermüdungsversuchen konnte festgestellt werden, dass bei diesem Materialzustand die Ermüdungsrissausbreitung im Vakuum an bestimmten Korngrenzen vollständig gehindert wird.
- Das ungleichmäßige Rissausbreitungsverhalten manifestiert sich ebenfalls in den Ermüdungsbruchflächen, die keine halb elliptische Form besitzen und facettenartige Oberflächenstrukturen aufweisen.
- In den transmissionselektronenmikroskopischen Aufnahmen können Poren und Risse innerhalb der einzelnen Gleitbänder nachgewiesen werden. Die Risse erstrecken sich dabei von der Werkstoffoberfläche bis zum Gleitbandinneren. Desweiteren bilden sich innerhalb der Gleitbänder Zellstrukturen aus, die durchschnittlich einen Durchmesser von 423 nm (Standardabweichung von 133 nm) besitzen.
- In der Risswachstumkurve des ma-Zustandes ist eine hohe Streuung in den Rissausbreitungsraten festzustellen. Die Rissausbreitungsraten liegen im VHCF-Bereich zwischen  $10^{-12}$  bis  $10^{-9}$  m/Zyklus.

Da die Ermüdungsrissausbreitung im Vakuum bei diesem Werkstoffzustand unter VHCF-Belastung sehr stark von der Mikrostruktur beeinflusst wird, wurden Ermüdungsversuche bei erhöhten Belastungsamplituden durchgeführt.

#### 4.1.2.2 Erhöhte Belastungsamplituden

In diesem Unterkapitel sind die Ergebnisse der Ermüdungsversuche bei höheren Belastungsamplituden dargestellt. In der **Abbildung 4-11** ist ein Ergebnis aus einem Ermüdungsexperiment gezeigt, wo die Belastungsamplitude stufenweise angehoben wurde. In dem Laststeigerungsversuch wurde zunächst bei einer Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa ein Riss initiiert. Sobald sich ein Rissfortschritt von 100-200  $\mu\text{m}$  einstellte, wurde die Belastungsamplitude jeweils um 10 MPa erhöht. Ab 140 MPa wurde die Lastamplitude auf die gleiche Weise nur noch um 5 MPa erhöht, weil sich hohe Rissausbreitungsraten einstellten [96].

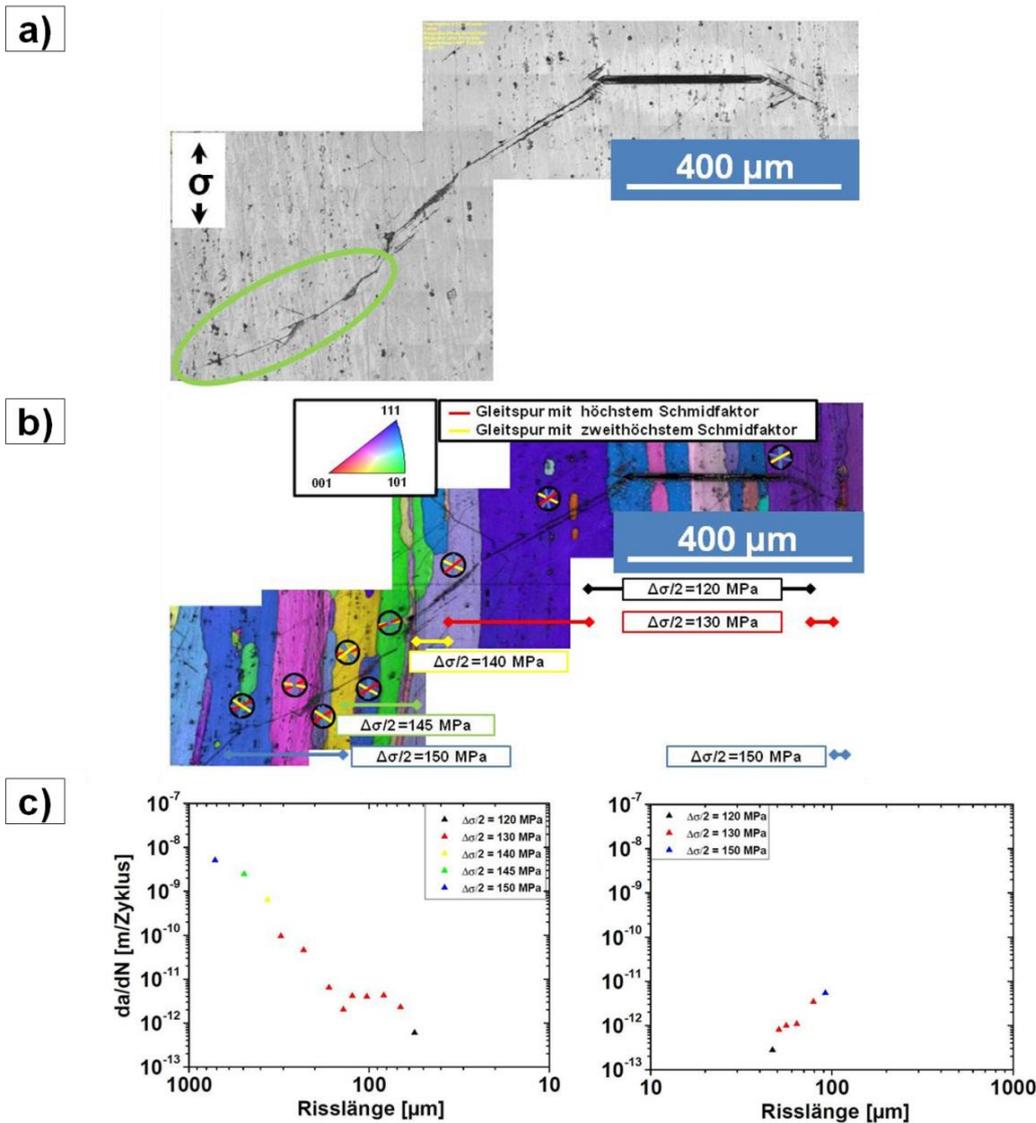


Abbildung 4-11: Langrissausbreitung in Vakuum mit stufenweise steigender Lastamplitude: a) Risspfad, b) EBSD-Analyse mit berechneten Gleitspuren und c) Rissausbreitungsraten der linken sowie rechten Risssspitze [96]

Zu Beginn der Ermüdungsrissausbreitung, bei einer Lastamplitude zwischen 120 bis 140 MPa, waren die gleichen Ermüdungsmerkmale zu beobachten, die sich bei sehr niedrigen Lastamplituden einstellen. In der **Abbildung 4-11 a)** ist deutlich zu sehen, dass sich Gleitspuren auf der Materialoberfläche ausbildeten, die parallel zum Risspfad angeordnet sind. Zudem ist in der **Abbildung 4-11 b)** zu erkennen, dass innerhalb des Bereichs ( $\Delta\sigma/2 = 120-140$  MPa) eine deutliche Korrelation zwischen den berechneten Gleitspuren der Körner, dem Risspfad sowie den ausgebildeten Gleitspuren auf der Materialoberfläche besteht. Die rechte Risssspitze wurde bei einer Risslänge von etwa 90 µm vollständig gestoppt. Ein abweichendes Rissausbreitungsverhalten ist allerdings durch weitere Anhebung der Lastamplitude auf 145 bzw. 150 MPa zu beobachten. Wie in der **Abbildung 4-11 a)** (grüne Ellipse) zu erkennen ist, wuchs der Riss nicht mehr entlang eines ausgebildeten Gleitbandes. Vielmehr breitete sich der Riss auf der linken Seite der Mikrokerbe vorwiegend sehr gerade durch die Körner sowie in Normalenrichtung aus. In

einigen Körnern ist dabei keine eindeutige Korrelation zwischen den berechneten Gleitspuren und dem Risspfad mehr festzustellen (**Abbildung 4-11 b**). Die Rissausbreitungsraten der linken sowie rechten Rissspitze sind in der **Abbildung 4-11 c**) dargestellt. Bei niedrigen Lastamplituden, wo die Rissausbreitung im Untersuchungsbereich ausschließlich entlang von ausgebildeten Gleitbändern stattfindet, sind Rissausbreitungsraten zwischen  $10^{-13}$  bis  $10^{-10}$  m/Zyklus festzustellen. Die Einstellung eines abweichenden Rissausbreitungsverhaltens geht mit Wachstumsraten ab  $10^{-9}$  m/Zyklus einher. Die rechte Rissspitze konnte bei einer Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 150$  MPa weiter voranschreiten, wobei sich allerdings eine sehr niedrige Ausbreitungsrate einstellte. Es wurden weitere Ermüdungsversuche bei erhöhten Lastamplituden durchgeführt. In der **Abbildung 4-12** ist das Ergebnis eines Ermüdungsexperiments bei konstanter Lastamplitude von 150 MPa dargestellt.

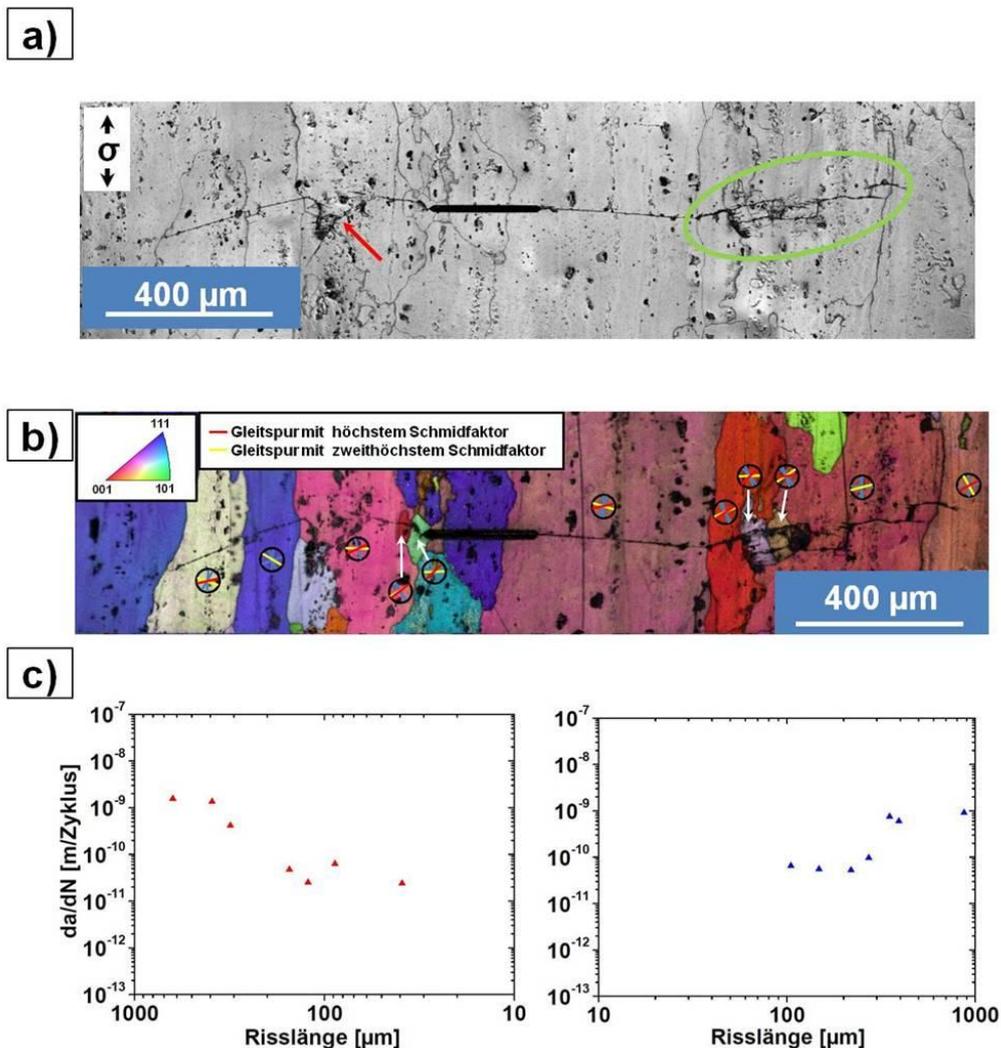


Abbildung 4-12: Langrissausbreitungsverhalten in Vakuum bei  $\Delta\sigma/2 = 150$  MPa: a) Risspfad, b) EBSD-Analyse mit berechneten Gleitspuren und c) Rissausbreitungsraten beider Rissspitzen [96]

In der **Abbildung 4-12 a**) fällt auf den ersten Blick sehr stark auf, dass der Risspfad zum größten Teil senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt ist und sich damit sehr deutlich

von den Risspfaden der vorherigen Ermüdungsversuche mit sehr niedriger Lastamplitude unterscheidet. Desweiteren ist größtenteils keine Korrelation zwischen den berechneten Gleitspuren der Körner und dem Risspfad zu erkennen. Nur in einem Abschnitt, wo eine Rissablenkung festgestellt werden konnte (roter Pfeil in der **Abbildung 4-12 a**), ist eine Übereinstimmung des Risspfads mit der Gleitspur mit höchstem Schmidfaktor festzustellen. Auf der rechten Seite der Mikrokerbe kann zudem eine Rissverzweigung (grüne Ellipse in der **Abbildung 4-12 a**) beobachtet werden [96]. Ähnliche Ermüdungsmerkmale sind ebenfalls in dem Risspfad eines weiteren Ermüdungsversuchs ( $\Delta\sigma/2 = 160$  MPa) in der **Abbildung 4-13 a**) zu erkennen.

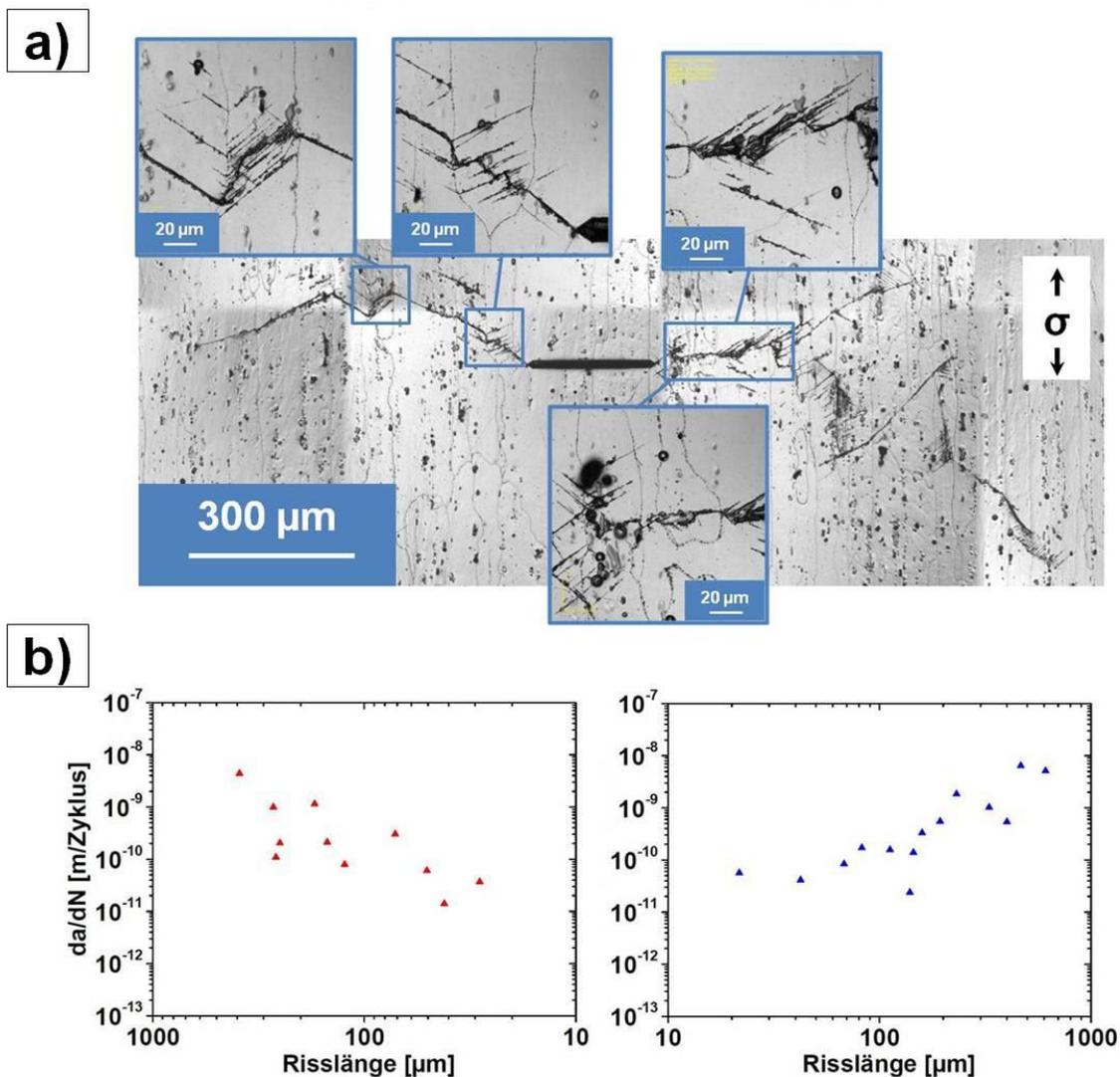


Abbildung 4-13: Rissausbreitungsverhalten in Vakuum bei  $\Delta\sigma/2 = 160$  MPa: a) Risspfad mit Mehrfachgleitbandbildung auf der Materialoberfläche (blaue Markierungen) und b) Rissausbreitungsrate der linken sowie rechten Risspitze

Der Risspfad ist auch hier größtenteils in Normalenrichtung ausgeprägt und weist auf der rechten Seite der Mikrokerbe Rissverzweigungen auf. Desweiteren sind Abschnitte im Risspfad vorhanden, wo Mehrfachgleitbandbildung auf der Materialoberfläche zu sehen ist (blaue Markierungen). Die Rissausbreitungsrate für die linke und rechte Risspitze beider

Ermüdungsexperimente (**Abbildungen 4-12 c**) und **4-13 b**) liegen dabei in einem Wertebereich zwischen  $10^{-11}$  und  $10^{-9}$  m/Zyklus. Die Bruchflächen der Ermüdungsexperimente mit Laststeigerung sowie bei konstanter Lastamplitude ( $\Delta\sigma/2 = 150$  MPa) sind in der **Abbildung 4-14** dargestellt.

Die Ermüdungsbruchfläche des Laststeigerungsversuchs in der **Abbildung 4-14 a**) besitzt keine halb elliptische Form. Besonders auf der linken Seite der Mikrokerbe sind starke Richtungsänderungen in der Topographie festzustellen. Sehr glatte sowie senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägte Flächen sind dort zu erkennen, wo die erhöhte Lastamplitude ( $\Delta\sigma/2 = 150$  MPa) angewendet wurde (grüne Pfeile). Desweiteren sind in diesem Bereich zunehmend duktile Bereiche zu beobachten, die ebenfalls in den Ermüdungsbruchflächen bei den Ermüdungsversuchen in Laborluftatmosphäre festzustellen sind [4,92,110,111].

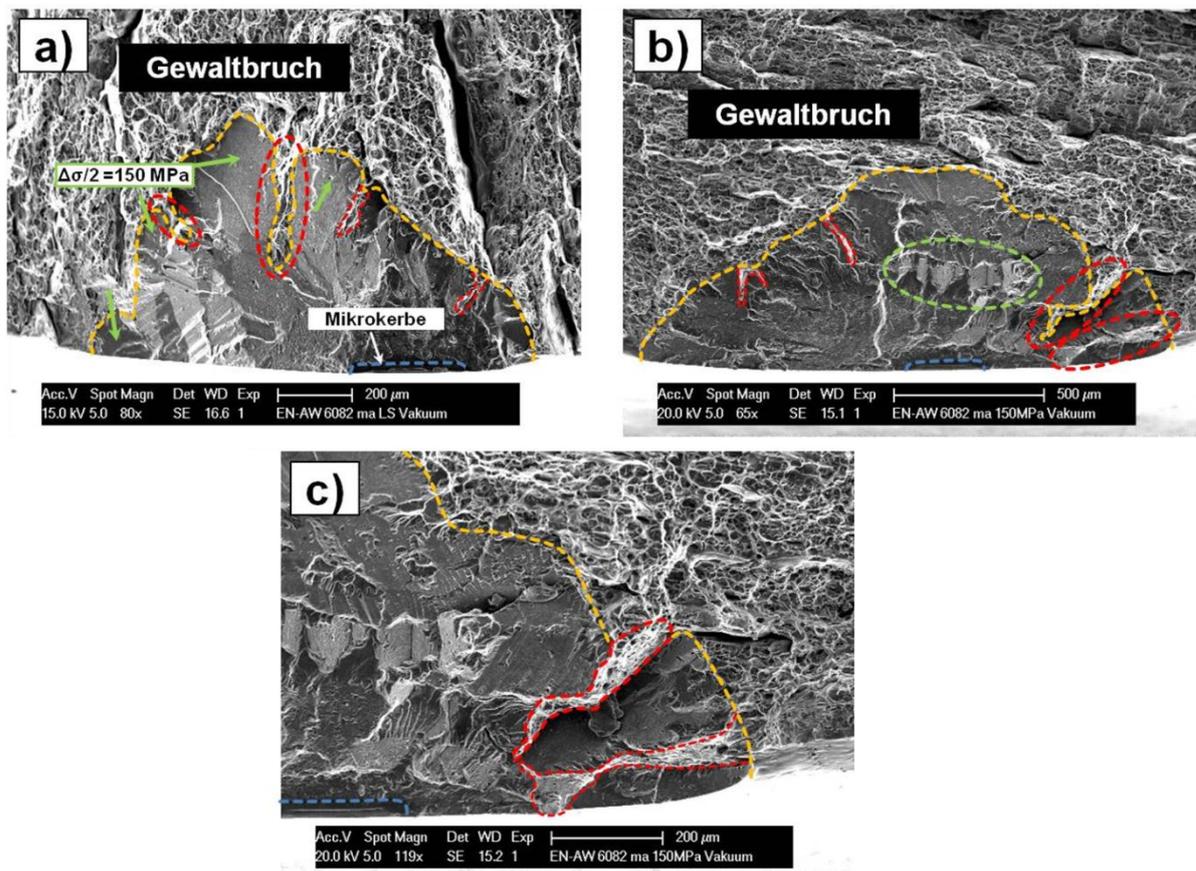


Abbildung 4-14: a) Bruchfläche des Ermüdungsversuchs mit steigender Lastamplitude, b) Ermüdungsbruchfläche des Versuchs bei konstanter Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 150$  MPa und c) Detailaufnahme der Ermüdungsbruchfläche aus b) mit duktilen Bereichen (rote Markierung)

Die Ermüdungsbruchfläche des Versuchs bei  $\Delta\sigma/2 = 150$  MPa in der **Abbildung 4-14 b**) weist dagegen eine halb elliptische Form auf. Alles in allem, ist die Bruchflächenmorphologie weitestgehend sehr homogen ausgeprägt, wobei einige besondere Bereiche Abweichungen aufweisen. So sind beispielsweise sowohl hinter der Mikrokerbe facettenartige Strukturen

(grüne Ellipse in der **Abbildung 4-14 b**) als auch duktile Bereiche am äußeren Rand der Ermüdungsbruchfläche (rote Markierungen in **Abbildung 4-14 c**) zu beobachten.

Zusätzlich zu den Ermüdungsexperimenten mit steigender bzw. bei konstanter Belastamplitude, wurden Versuche bei einem „quasi“ konstanten zyklischen Spannungsintensitätsfaktor durchgeführt. Bei diesen Ermüdungsversuchen wurde zunächst ein Anriss mit einer Länge von etwa 300  $\mu\text{m}$  bei konstanter Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 150 \text{ MPa}$  erzeugt. Anschließend wurde der zyklische Spannungsintensitätsfaktor in den Ermüdungsversuchen konstant gehalten, indem die Lastamplitude bei einem Rissfortschritt von etwa 100  $\mu\text{m}$  kontinuierlich angepasst wurde. In der **Abbildung 4-15** ist das Ergebnis des Ermüdungsexperiments bei einem konstanten zyklischen Spannungsintensitätsfaktor von  $\Delta K = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  dargestellt. Der Risspfad in der **Abbildung 4-15 a**) weicht stellenweise deutlich von der Normalenrichtung ab und zeigt dabei eine Übereinstimmung mit den berechneten Gleitspuren auf (**Abbildung 4-15 b**). Allerdings sind ebenfalls Abschnitte zu finden, wo keine Korrelation zwischen dem Risspfad und den berechneten Gleitspuren besteht (siehe oranges Korn in **Abbildung 4-15 b**), wobei allerdings der Risspfad deutlich von der Normalenrichtung abweicht.

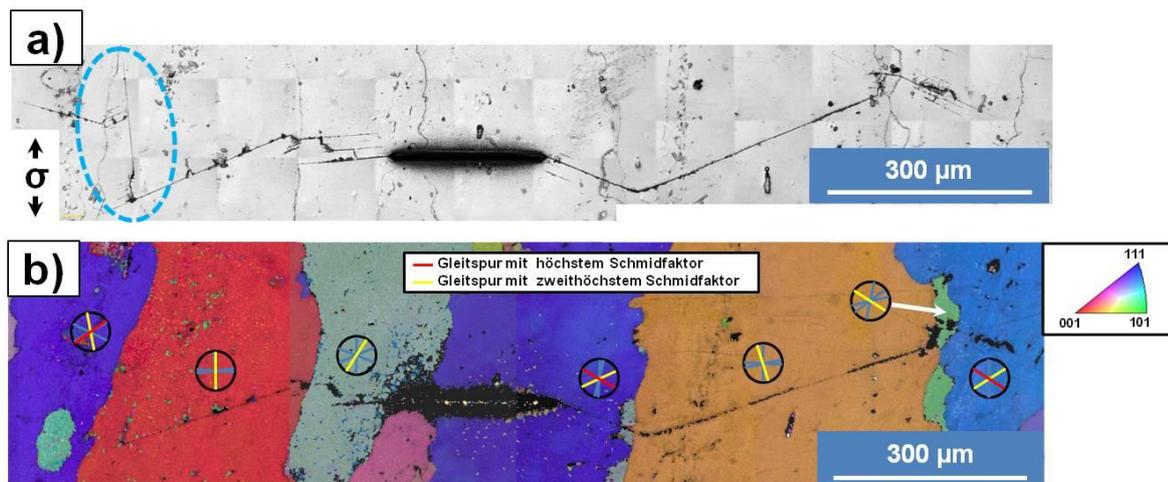


Abbildung 4-15: Langrissausbreitung bei konstanter zyklischer Spannungsintensität von  $\Delta K = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ : a) Risspfad und b) EBSD-Analyse mit berechneten Gleitspuren

Desweiteren sind in der **Abbildung 4-15 a**) im Bereich der blauen Ellipse mehrere Rissverzweigungen im Risspfad sowie Gleitbänder, die parallel zueinander angeordnet sind, zu beobachten. Genau in diesem Bereich ist der Risspfad zudem nahezu parallel zur Belastungsrichtung ausgeprägt. In der nachfolgenden **Abbildung 4-16** ist das Ergebnis des Ermüdungsversuchs bei einem konstanten zyklischen Spannungsintensitätsfaktor von  $\Delta K = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  zu sehen. Der Risspfad in der **Abbildung 4-16 a**) ist größtenteils senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt. Jedoch bestehen im Risspfad wenige Abschnitte, wo die Rissausbreitung entlang eines Gleitbandes erfolgte (roter Pfeil) und dabei eine deutliche Korrelation mit den Gleitspuren mit höchstem Schmidfaktor aufweist (**Abbildung 4-16 b**).

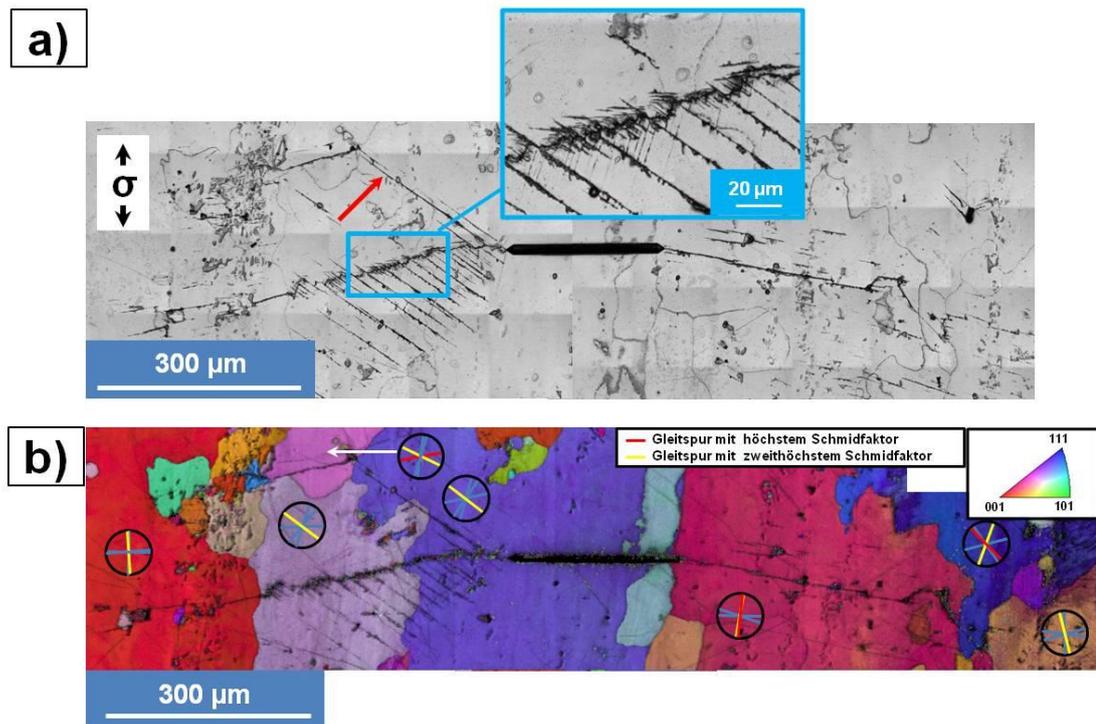


Abbildung 4-16: Langrissausbreitungsverhalten bei  $\Delta K = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ : a) Risspfad mit Mehrfachgleitbandbildung (blaue Markierung) und b) EBSD-Analyse mit berechneten Gleitspuren

Auch hier ist, wie bei der Versuchsführung bei  $\Delta K = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , auf der linken Seite der Mikrokerbe eine Rissverzweigung festzustellen. Innerhalb des blau markierten Bereichs in der **Abbildung 4-16 a)** ist in der Nähe des Risspfads Mehrfachgleitbandbildung auf der Materialoberfläche (vergleichsweise wie in **Abbildung 4-13 a)** zu beobachten. Die Bruchflächen beider Ermüdungsexperimente mit konstanter  $\Delta K$ -Versuchsführung sind in der **Abbildung 4-17** dargestellt.

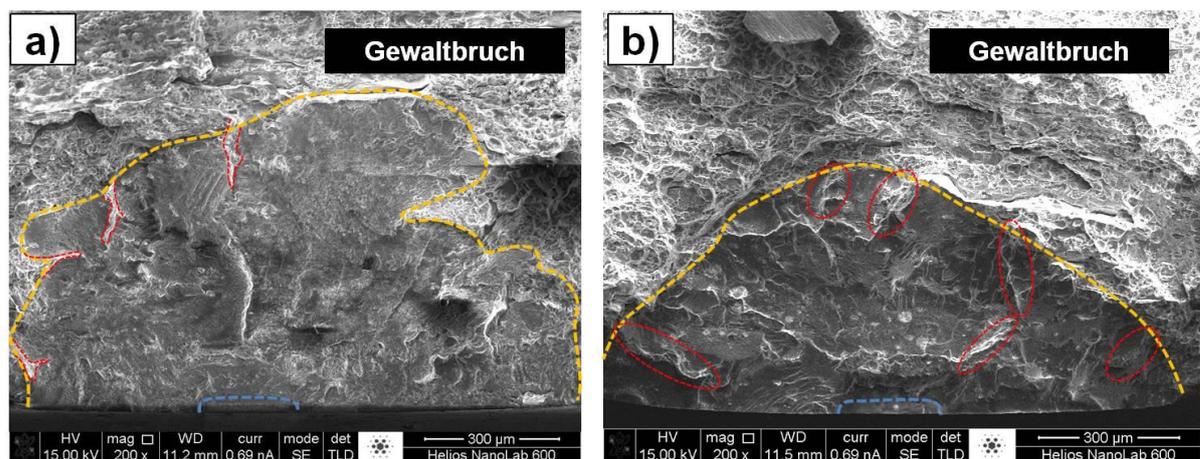


Abbildung 4-17: Bruchflächen der Ermüdungsversuche mit konstantem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor: a)  $\Delta K = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und b)  $\Delta K = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

In der **Abbildung 4-17 a)** ist die Bruchfläche des Ermüdungsversuchs bei  $\Delta K = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  zu sehen. Die Bruchfläche weist keine halb elliptische Form auf und erstreckt sich weit ins Probeninnere. Desweiteren ist in der Ermüdungsbruchfläche zu erkennen, dass die Länge

der Risstiefe deutlich größer ist als die halbe Risslänge an der Werkstoffoberfläche. Demnach fand eine ungleichmäßige Rissausbreitung statt. Insgesamt betrachtet, sind sehr glatte Flächen zu beobachten, wobei stellenweise duktile Strukturen zu finden sind (rote Markierungen in der **Abbildung 4-17 a**). Demgegenüber weist die Bruchfläche des Ermüdungsversuchs bei  $\Delta K = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  eine halbelliptische Form auf. Desweiteren sind hier weniger glatte Strukturen und ein höherer Anteil duktiler Bereiche festzustellen. In der **Abbildung 4-18** sind die Rissausbreitungsraten der beiden Ermüdungsversuche gegenübergestellt. Bei einem konstanten zyklischen Spannungsintensitätsfaktor von  $\Delta K = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  liegen die Rissausbreitungsraten durchschnittlich bei  $10^{-10} \text{ m/Zyklus}$ . Eine Erhöhung des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors auf  $\Delta K = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  führt zu einer durchschnittlichen Rissausbreitungsrate von  $10^{-9} \text{ m/Zyklus}$ .

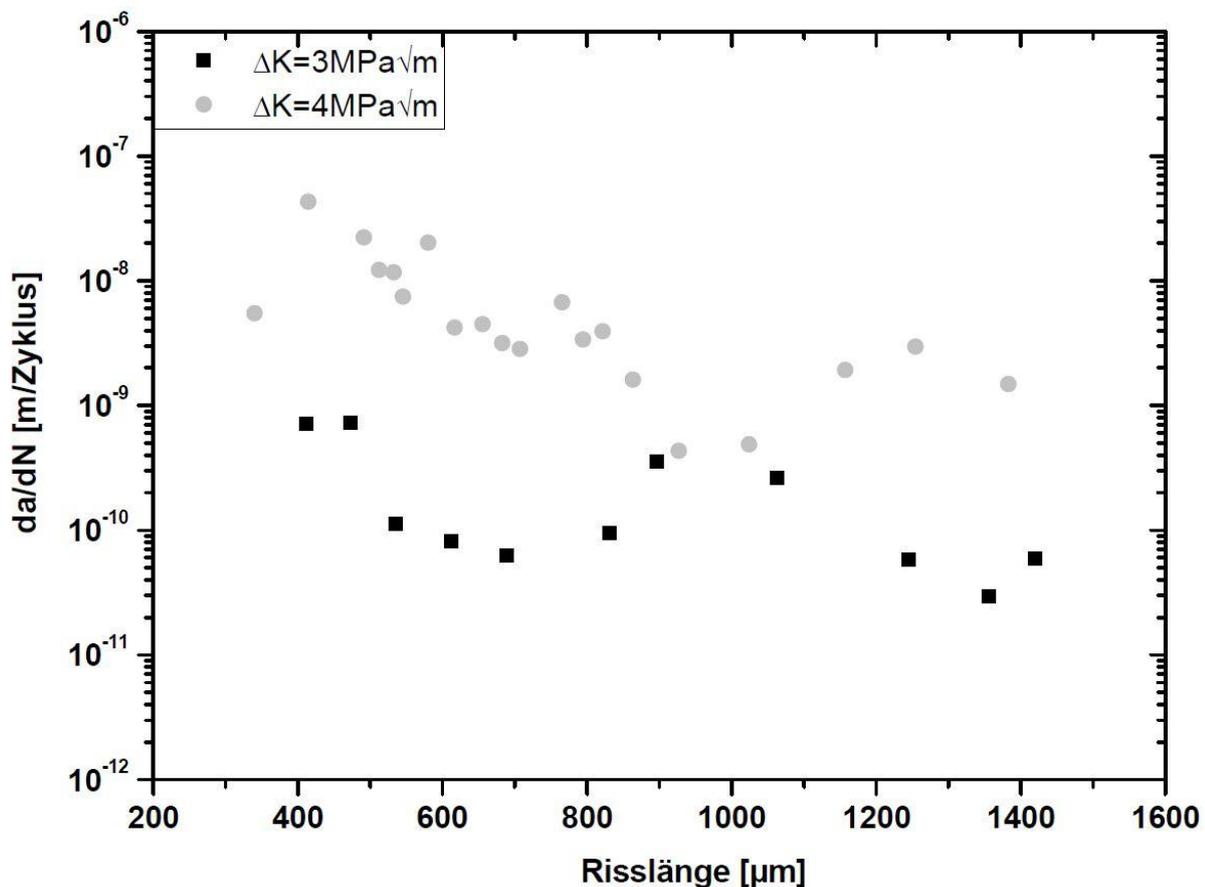


Abbildung 4-18: Rissausbreitungsraten der Ermüdungsversuche bei einem konstanten zyklischen Spannungsintensitätsfaktor

### Zwischenzusammenfassung

- Mit Hilfe des Laststeigerungsversuchs konnte gezeigt werden, dass durch Anhebung der Belastungsamplitude eine Änderung im Rissausbreitungsverhalten stattfindet.

- Die Ermüdungsversuche bei erhöhter sowie konstanter Belastungsamplitude zeigen, dass der Risspfad überwiegend senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt ist und größtenteils keine Korrelation zwischen den berechneten Gleitspuren und dem Risspfad besteht. Desweiteren treten zusätzliche Ermüdungsmerkmale, wie Rissverzweigungen und Mehrfachgleitbandbildung auf der Materialoberfläche, auf.
- Die Ermüdungsbruchflächen bei erhöhten Belastungsamplituden sind größtenteils homogen und senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt. Zudem sind duktile Flächen festzustellen, die ebenfalls bei den Ermüdungsversuchen in Luft zu sehen sind. Im Fall des Ermüdungsversuchs bei  $\Delta\sigma/2 = 150 \text{ MPa}$  besitzt die Ermüdungsbruchfläche eine halb elliptische Form.
- Die Ermüdungsversuche bei konstanter  $\Delta K$ -Versuchsführung zeigen, dass der Risspfad bei einem  $\Delta K$  von  $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  stellenweise sehr deutlich von der Normalenrichtung abweicht und dabei eine Übereinstimmung zu den berechneten Gleitspuren aufweist. Zudem sind Abschnitte zu beobachten, wo Rissverzweigungen bestehen. Die Ermüdungsbruchfläche besitzt keine halb elliptische Form und erstreckt sich dabei weit ins Probeninnere.
- Dem gegenübergestellt ist der Risspfad bei einem  $\Delta K$  von  $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  größtenteils senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt, wobei keine Übereinstimmung zwischen den berechneten Gleitspuren und dem Risspfad besteht. Desweiteren ist sehr deutlich Mehrfachgleitbandbildung im Bereich des Risspfads festzustellen. Im Vergleich zur Versuchsführung bei  $\Delta K = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  besitzt die Ermüdungsbruchfläche eine halb elliptische Form. Desweiteren weist die Bruchfläche weniger glatte Strukturen sowie einen höheren Anteil an duktilen Bereichen auf.

Neben den Versuchen bei symmetrisch wechselnder Belastung ( $R = -1$ ), wurden zudem Ermüdungsexperimente im Zugschwellbereich durchgeführt, um den Einfluss der Mittelspannung auf die VHCF-Rissausbreitung im Vakuum genauer zu untersuchen.

### 4.1.2.3 Zugschwellbereich

In diesem Unterkapitel sind die Ergebnisse der Ermüdungsversuche bei zugschwellender Belastung dargestellt. In der **Abbildung 4-19** ist das Ergebnis eines Ermüdungsexperiments zu sehen, das bei einer konstanten Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa und einem konstanten R-Verhältnis von 0,3 durchgeführt wurde.

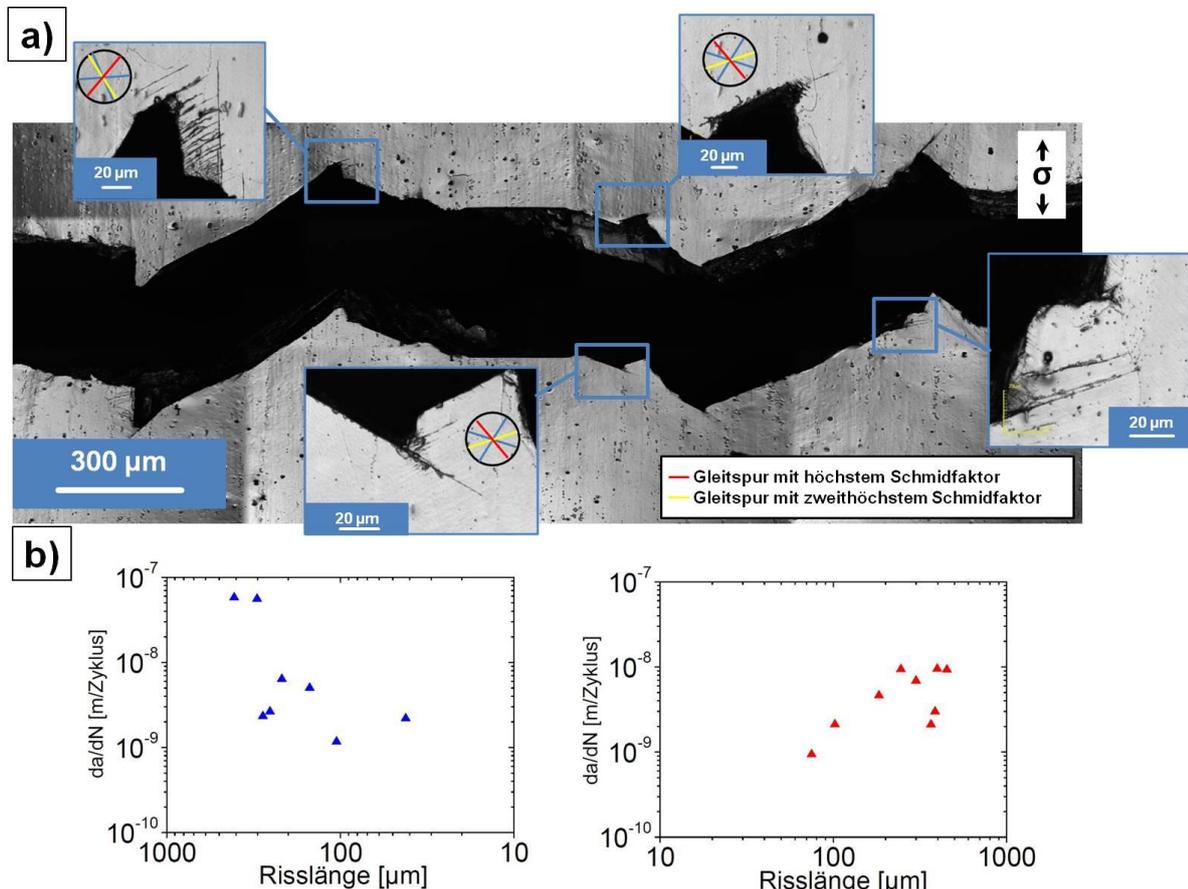


Abbildung 4-19: VHCF-Langrissausbreitung bei  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa und  $R = 0,3$ : a) Risspfad mit besonderen Abschnitten sowie berechneten Gleitspuren der einzelnen Körner und b) Rissausbreitungsraten der linken (blau) und rechten Risspitze (rot) [99]

Die Risspfade der Ermüdungsversuche bei höherem R-Verhältnis weisen, wie in der **Abbildung 4-19 a)** exemplarisch dargestellt ist, stellenweise eine deutliche Abweichung von der Normalenrichtung auf. In den Risspfaden sind dabei in besonderen Abschnitten Gleitspuren auf der Materialoberfläche zu beobachten (entsprechend blaue Rechtecke in der **Abbildung 4-19 a)**). Werden zudem die kristallographischen Informationen aus der EBSD-Analyse berücksichtigt, ist in den besonderen Abschnitten eine deutliche Korrelation zwischen den berechneten Gleitspuren und den Risspfaden sowie den gebildeten Gleitspuren auf der Materialoberfläche zu erkennen. Allerdings liegen auch Abschnitte in den Risspfaden vor, die keine Übereinstimmungen mit den berechneten Gleitspuren aufweisen. Ab Erreichen einer bestimmten Risslänge treten in den Ermüdungsversuchen bevorzugt Rissverzweigungen auf. Zudem findet im späten Verlauf der Ermüdung bei konstanter

Lastamplitude die Rissausbreitung im Vakuum vorzugsweise in Normalenrichtung statt. In der **Abbildung 4-19 b)** sind die Rissausbreitungsraten der beiden Rissspitzen des Ermüdungsversuchs bei einer konstanten Lastamplitude von 120 MPa und einem R-Verhältnis von 0,3 dargestellt. Die Ausbreitungsraten liegen dabei zwischen  $10^{-9}$  und  $10^{-8}$  m/Zyklus. Die Bruchfläche des in der **Abbildung 4-19** gezeigten Ermüdungsversuchs ist in der **Abbildung 4-20** dargestellt.

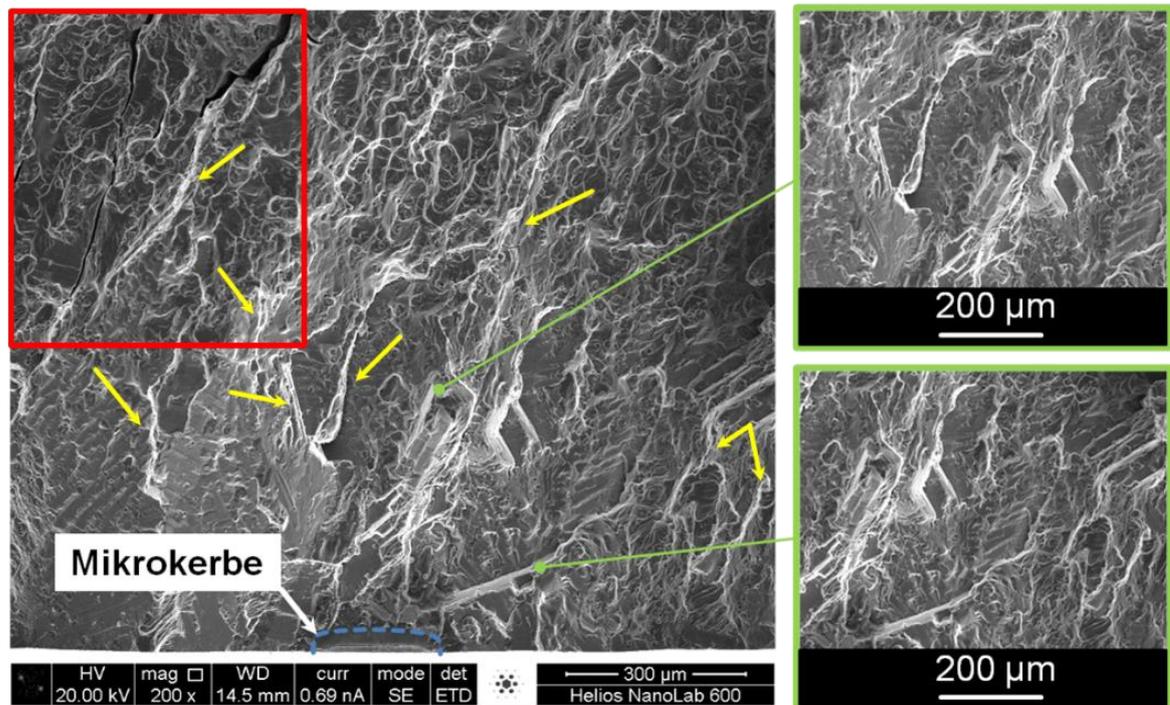


Abbildung 4-20: Ermüdungsbruchfläche des in der **Abbildung 4-19** gezeigten Ermüdungsversuchs mit facettenartigen Strukturen in den Detailansichten

Besonders im Bereich der Mikrokerbe sind in der Ermüdungsbruchfläche sehr glatte Flächen mit starken Richtungsänderungen in der Topographie festzustellen. Zudem sind in den Detailansichten (grüne Rechtecke in der **Abbildung 4-20**) facettenartige Strukturen zu beobachten. Im Bereich der roten Markierung in der **Abbildung 4-20** sind Risse in der Bruchfläche zu erkennen, die in den Bruchflächen der Ermüdungsversuche bei symmetrischer Zug-Druck-Belastung bisher nicht zu beobachten waren. Desweiteren sind zahlreiche duktile Bereiche in der Ermüdungsbruchfläche festzustellen (gelbe Pfeile). In der **Abbildung 4-21** sind die Rissausbreitungsraten der Ermüdungsversuche mit unterschiedlichem R-Verhältnis gegenübergestellt. Trotz der Anhebung des Spannungsverhältnisses liegen die Rissausbreitungsraten in einer gemeinsamen Trendlinie mit den Ermüdungsversuchen des symmetrisch wechselnden Belastungszustandes (Spannungsverhältnis von  $R = -1$ ).

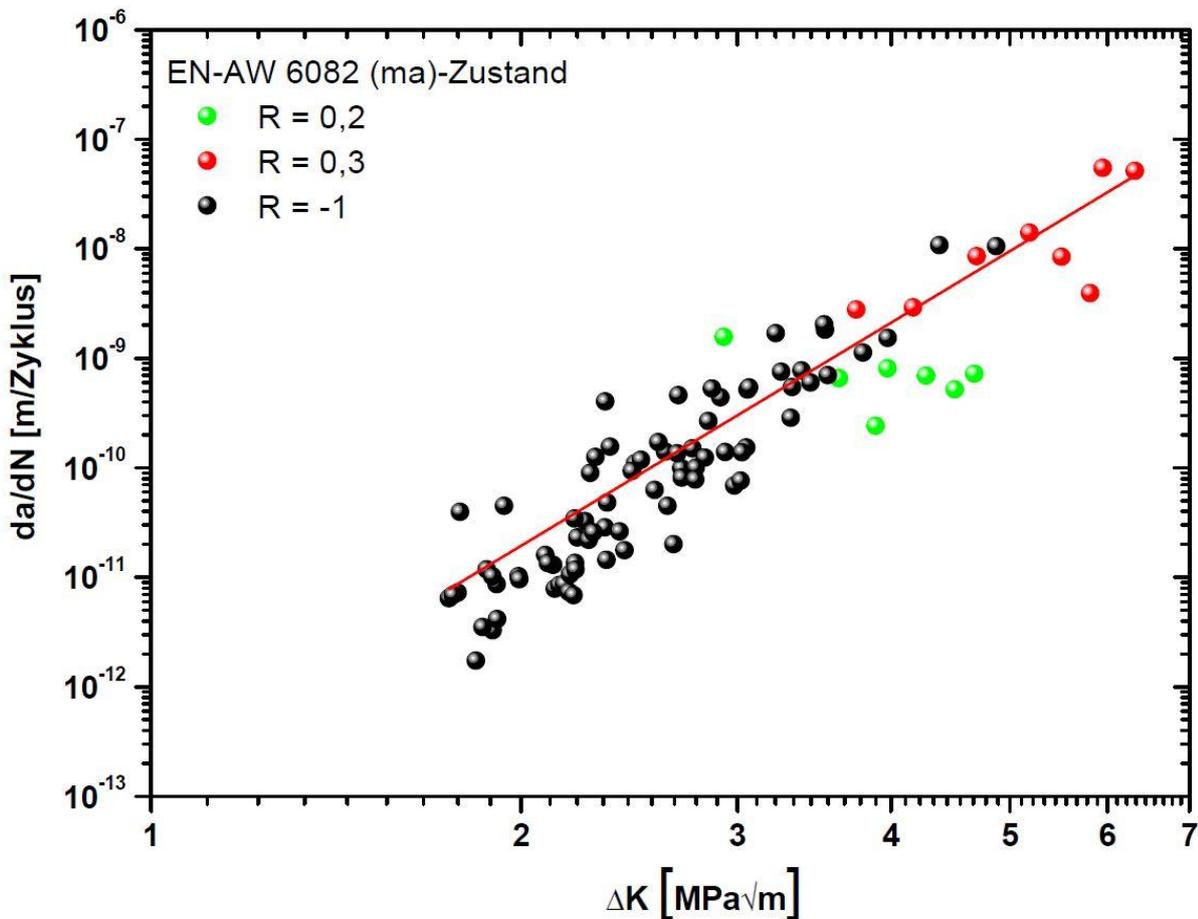


Abbildung 4-21: Gegenüberstellung der Rissausbreitungsraten in Abhängigkeit vom R-Verhältnis

### Zwischenzusammenfassung

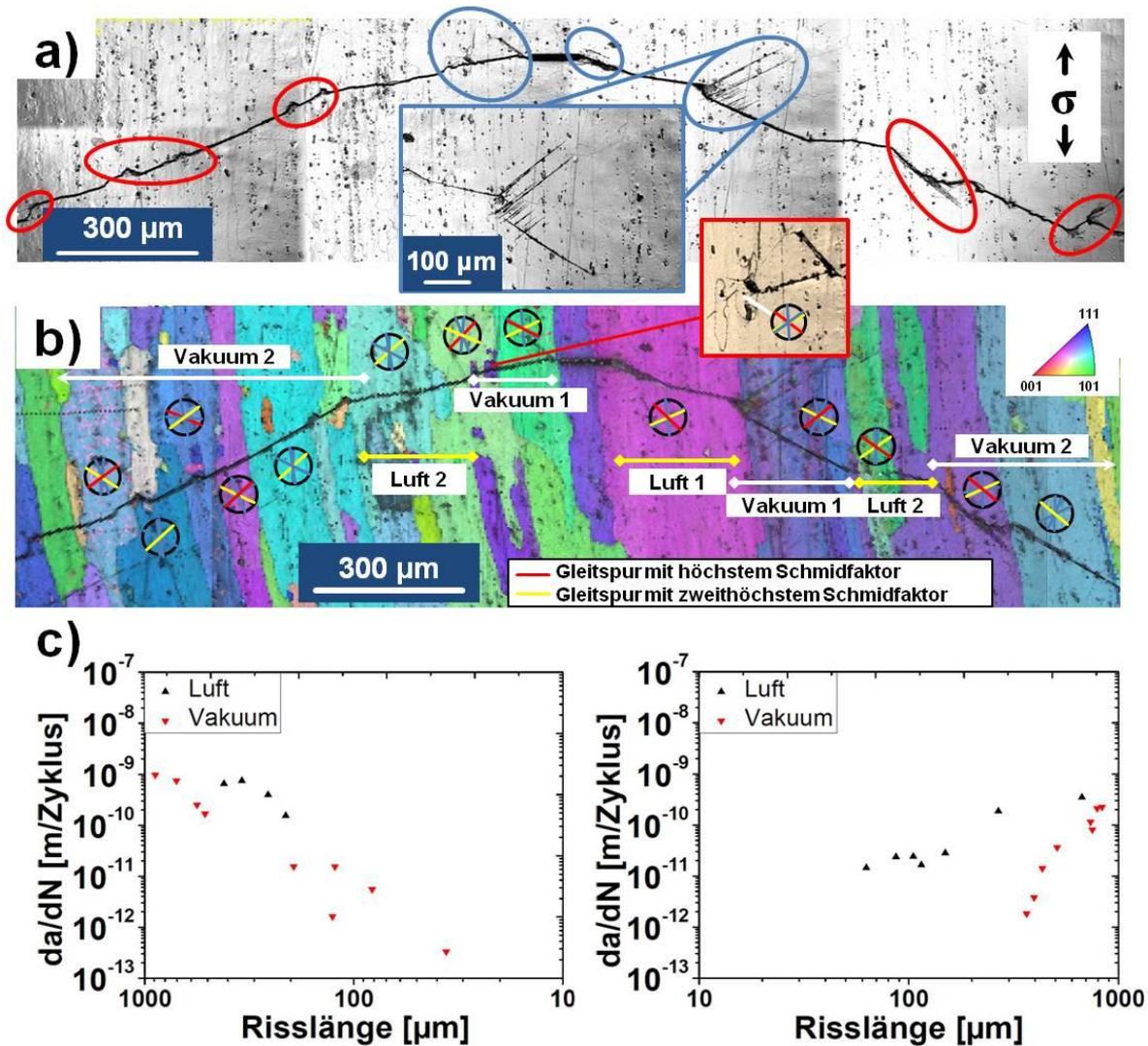
- Die Ermüdungsversuche bei niedriger Belastungsamplitude und höherem Spannungsverhältnis zeigen, dass der Risspfad in besonderen Abschnitten sehr deutlich von der Normalenrichtung abweicht, wobei gebildete Gleitspuren auf der Materialoberfläche zu beobachten sind.
- In diesen Abschnitten besteht eine deutliche Korrelation zwischen den berechneten Gleitspuren, dem Risspfad und den gebildeten Gleitspuren auf der Materialoberfläche.
- Allerdings existieren zudem Bereiche im Risspfad, die keine Übereinstimmung mit den berechneten Gleitspuren und Rissverzweigungen aufweisen.
- Bei konstanter Belastungsamplitude findet die Rissausbreitung im späten Verlauf der Materialermüdung vorzugsweise in Normalenrichtung statt.
- In den Ermüdungsbruchflächen sind sowohl facettenartige Strukturen als auch homogene und duktile Bereiche zu beobachten. In besonderen Bereichen sind zudem Risse in der Bruchfläche vorzufinden.

- In der Risswachstumskurve liegen die Rissausbreitungsraten der Ermüdungsversuche mit unterschiedlichem Spannungsverhältnis in einer gemeinsamen Trendlinie.

Um den Einfluss der Atmosphäre auf das Rissausbreitungsverhalten im (ma)-Zustand genauer zu untersuchen, wurden Ermüdungsversuche bei wechselnder Umgebung zwischen Laborluft und Vakuum durchgeführt.

#### 4.1.3 Rissausbreitung bei Umgebungswechsel zwischen Luft und Vakuum

In diesem Ermüdungsexperiment am USPS ( $R = -1$ ) wurde die Umgebung innerhalb des Versuchs zwischen Laborluft und Vakuum gewechselt. Daher sind im Risspfad vier charakteristische Bereiche vorzufinden, die als Luft 1, Vakuum 1, Luft 2 und Vakuum 2 gekennzeichnet sind. In die Mitte der Ultraschallprobe wurde eine Mikrokerbe mit einer Länge von etwa 120  $\mu\text{m}$  präpariert. In der nachfolgenden **Abbildung 4-22** sind der Risspfad, die EBSD-Analyse sowie die dazugehörigen Rissausbreitungsraten des Ermüdungsexperiments dargestellt. Die Rissinitiierung an der Mikrokerbe erfolgte bei einer konstanten Spannungsamplitude von 125 MPa. Aufgrund der kurzen Mikrokerbenlänge initiierte zu Beginn des Ermüdungsversuchs nur auf der rechten Seite der Mikrokerbe ein wachstumsfähiger Riss. In dem Bereich Luft 1 wuchs der Riss zunächst unter einem Winkel von etwa  $45^\circ$ , wobei eine deutliche Übereinstimmung zwischen dem Risspfad und der berechneten Gleitspur mit dem höchsten Schmidfaktor besteht (**Abbildung 4-22 b**). Ab einer bestimmten Risslänge erfolgte die Rissausbreitung allerdings senkrecht zur Belastungsrichtung, wobei keine Korrelation zu den berechneten Gleitspuren festzustellen ist. Im weiteren Verlauf des Ermüdungsexperiments wurde die Umgebungsbedingung zu Vakuum 1 gewechselt. In der **Abbildung 4-22 a** ist deutlich zu erkennen, dass sich durch die Materialermüdung im Vakuum Gleitspuren auf der Materialoberfläche bildeten (blauen Ellipsen). Im Falle der rechten Risssspitze ist dabei eine deutliche Korrelation zwischen den entstandenen Gleitspuren auf der Materialoberfläche und der berechneten Gleitspur mit dem höchsten Schmidfaktor zu beobachten. Auf beiden Seiten des Risspfads ist eine signifikante Abweichung zur Normalenrichtung festzustellen. Demnach erfolgte die Rissausbreitung sowohl auf der linken als auch auf der rechten Seite entlang eines Gleitbandes, das eine deutliche Korrelation mit der berechneten Gleitspur mit zweithöchstem Schmidfaktor aufweist. Ein vergleichbares Verhalten konnte in einem Subkorn auf der linken Seite der Mikrokerbe festgestellt werden (rote Markierung in **Abbildung 4-22 b**). Wieder kann eine deutliche Korrelation zwischen der Gleitbandbildung auf der Materialoberfläche und der Gleitspur mit dem höchsten Schmidfaktor bestätigt werden. In Laborluftbedingung in dem Bereich Luft 2 breitete sich der Riss in Normalenrichtung aus, wobei keine Korrelation zwischen dem Risspfad und den berechneten Gleitspuren besteht.



**Abbildung 4-22:** Risspfad in EN-AW 6082 (ma) bei einer konstanten Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 125$  MPa und wechselnder Umgebungsbedingung: a) Gleitbandbildung auf der Materialoberfläche, b) EBSD-Analyse mit berechneten Gleitspuren und c) Rissausbreitungsraten für die linke sowie rechte Risspitze [94,95,112]

Durch das Wechseln der Umgebungsbedingung zu Vakuum 2, sind erneut deutliche Unterschiede in der Rissausbreitung im Vergleich zur Laborluftbedingung festzustellen. Auf der rechten Seite der Mikrokerbe sind innerhalb des Kornes sowohl ein deutliches Abknicken des Risses als auch eine Verlängerung des Risspfades durch entstandene Gleitbänder auf der Materialoberfläche zu beobachten (rote Ellipsen in **Abbildung 4-22 a)**). Desweiteren besteht in diesem Bereich erneut eine deutliche Korrelation zwischen den Gleitbändern, dem Risspfad sowie den berechneten Gleitspuren. Die Rissausbreitungsraten separat für die linke und rechte Risspitze sind in der **Abbildung 4-22 c)** zu sehen. Es ist festzustellen, dass durch den Umgebungswechsel von Laborluft zu Vakuum ein signifikanter Abfall (um einen Faktor von 10 bis 100) in der Ausbreitungsrate resultiert. Aus der **Abbildung 4-23** geht zudem hervor, dass die Rissausbreitungsraten der Vakuumabschnitte trotz des Umgebungswechsels in einer gemeinsamen Trendlinie liegen und sich mit Hilfe der Gleichung (2.15) interpolieren lassen. Unmittelbar nach dem Wechseln der

Umgebungsbedingung von Vakuum zu Luft treten nicht zu erwartende niedrige Rissausbreitungsraten auf, die von den Ausbreitungsraten des reinen Laborluftversuchs deutlich abweichen (**Abbildung 4-3**).

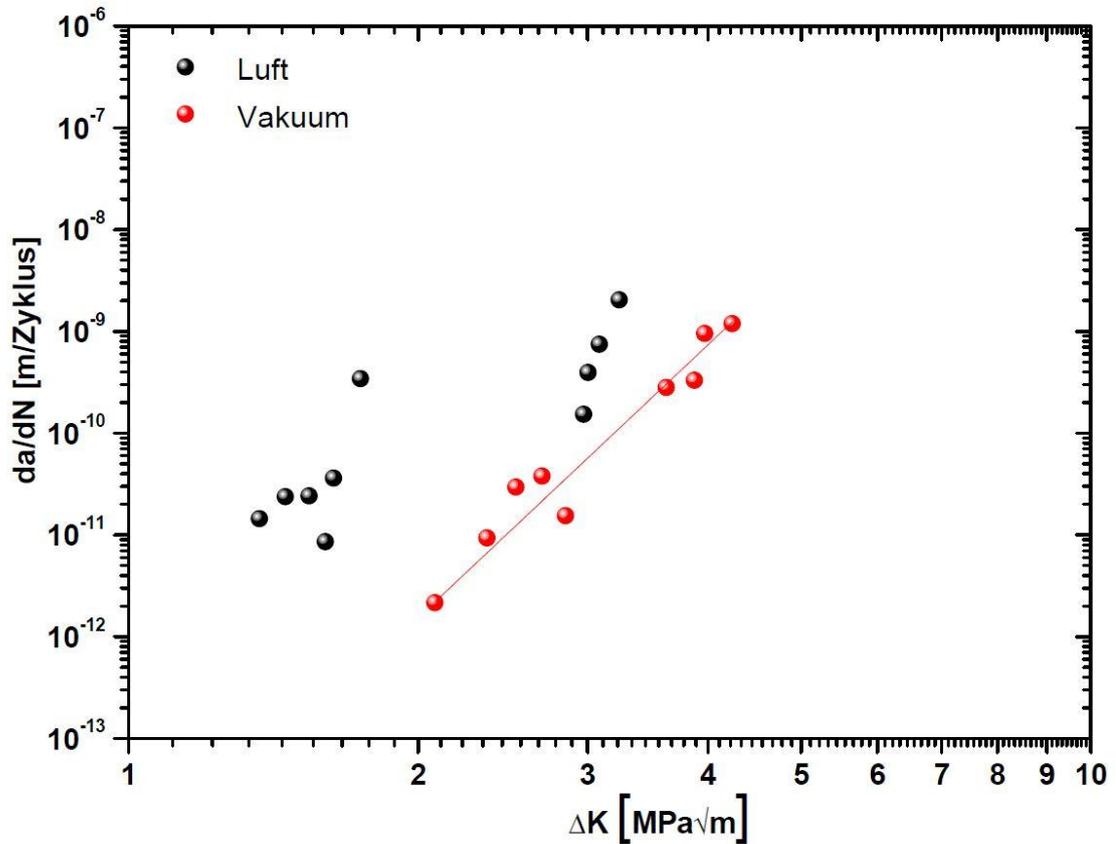
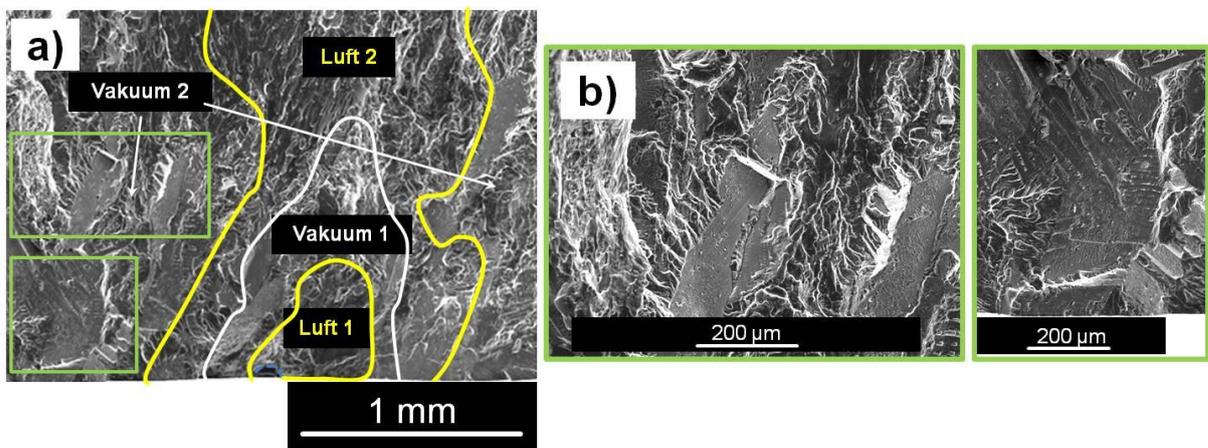


Abbildung 4-23: Risswachstumskurve des ma-Zustandes mit wechselnder Umgebungsbedingung

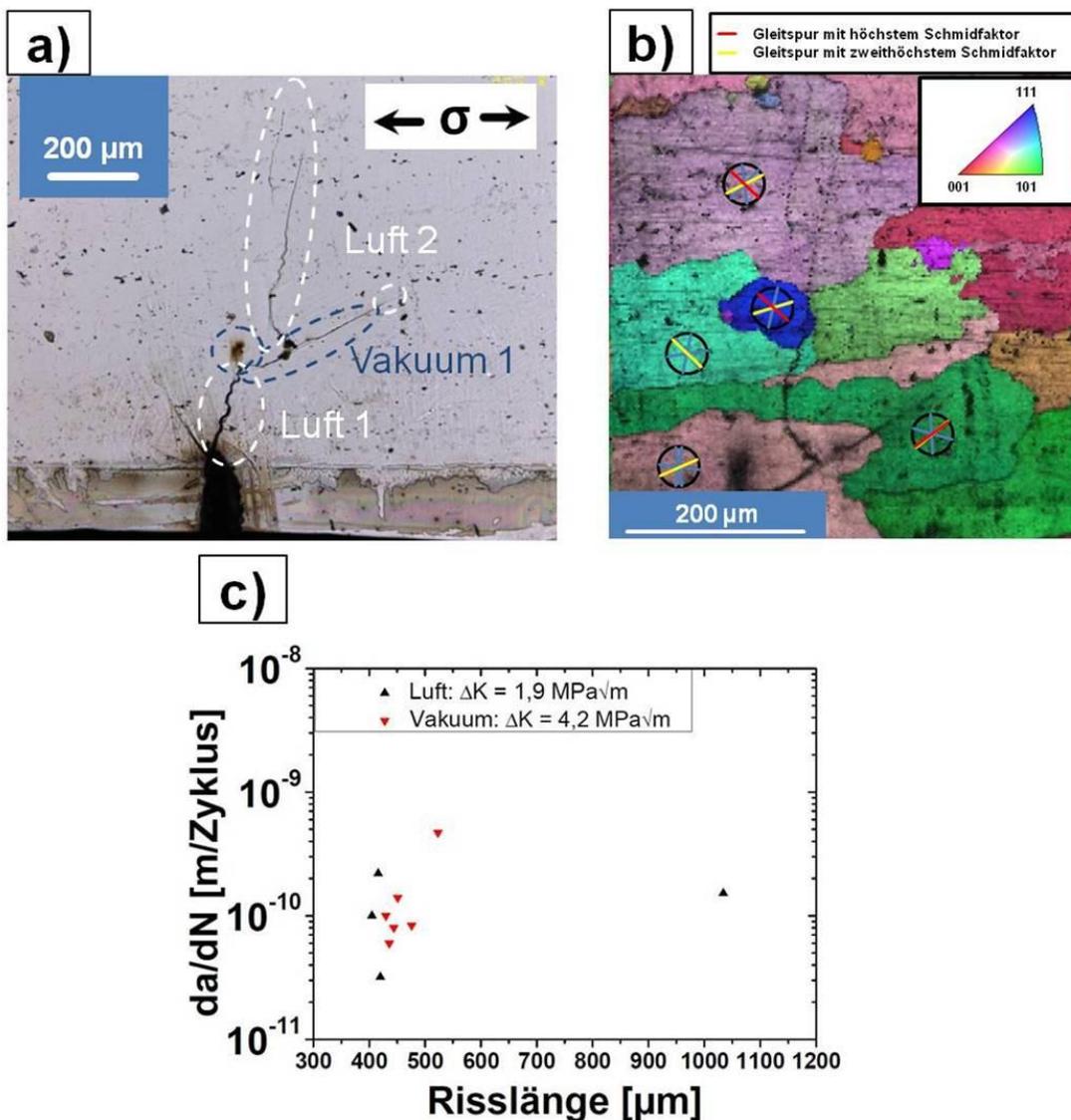
Der Einfluss der Umgebungsbedingung auf die Rissausbreitung ist ebenfalls sehr deutlich in der Ermüdungsbruchfläche festzustellen, die in der **Abbildung 4-24** zu sehen ist [94,95]. Die einzelnen Umgebungsabschnitte wurden anhand der Konturen in der Ermüdungsbruchfläche abgeschätzt.



**Abbildung 4-24:** Bruchflächenmorphologie des Ermüdungsexperiments mit alternierender Versuchsführung mit Umgebungswechsel von EN-AW 6082 (ma): a) Übersichtsaufnahme und b) Detailaufnahmen vom Bereich Vakuum 2 mit facettenartigen Strukturen [94,95]

Die Ermüdungsbruchflächen in den Bereichen Luft 1 und Luft 2 weisen sehr homogene Strukturen auf und unterscheiden sich sehr deutlich von den Bruchflächen der Vakuumbereiche. In den Detailaufnahmen in der **Abbildung 4-24 b)** sind starke Richtungsänderungen sowie facettenartige Strukturen in der Ermüdungsbruchfläche zu erkennen [94,95].

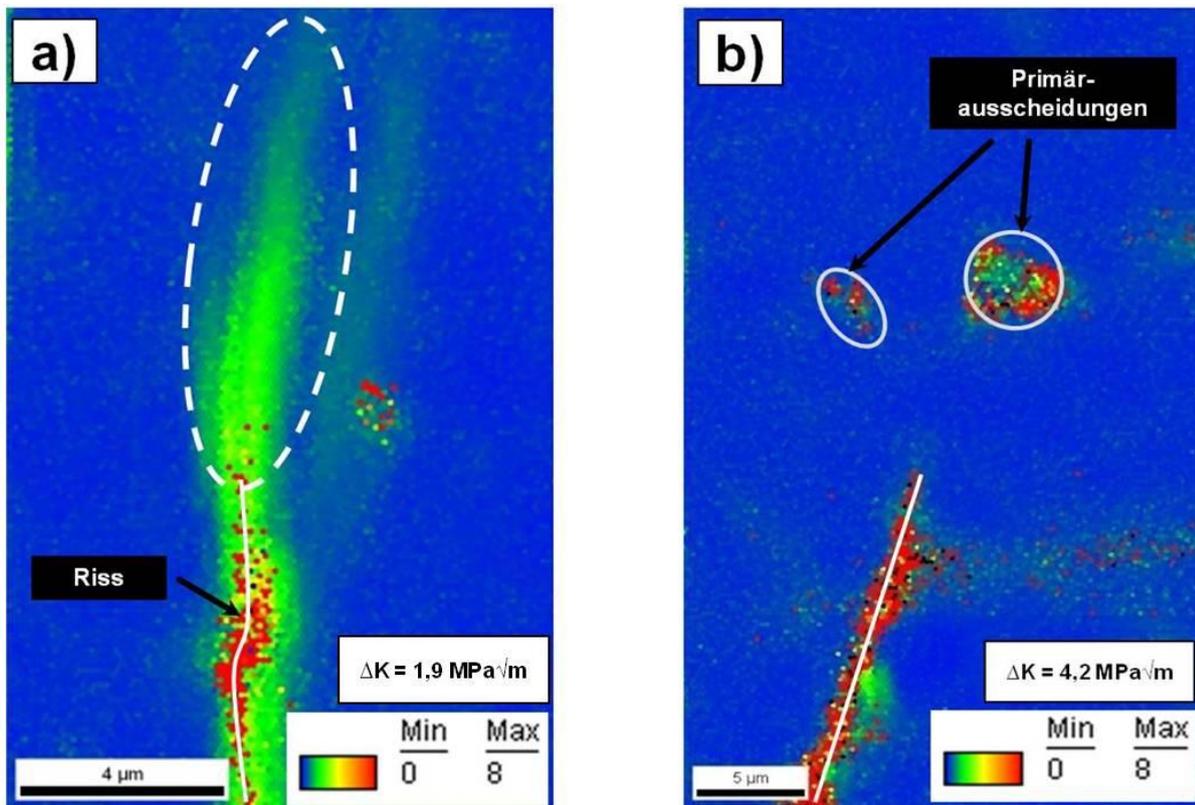
Ein weiteres Ermüdungsexperiment mit wechselnder Umgebungsbedingung von Luft nach Vakuum und zurück, das mit Hilfe des Miniaturprüfsystems realisiert wurde, ist in der **Abbildung 4-25** dargestellt. Bei diesem Ermüdungsexperiment wurde eine „quasi“  $\Delta K$ -konstante Versuchsführung gewählt, indem die Last etwa nach jeweils 50-100  $\mu\text{m}$  Rissverlängerung abgesenkt wurde. Die Versuchsabschnitte in Laborluft wurden dabei bei einer zyklischen Spannungsintensität von 1,9  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  und in Vakuum bei einem  $\Delta K$ -Wert von 4,2  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  durchgeführt.



**Abbildung 4-25:** Ermüdungsversuch mit blockweise konstantem  $\Delta K$  und wechselnder Umgebungsbedingung: a) Risspfad mit einzelnen Umgebungsbedingungen, b) EBSD-Analyse mit berechneten Gleitspuren und c) Rissausbreitungsraten [94]

In dem Bereich Luft 1 erfolgte die Rissausbreitung senkrecht zur Belastungsrichtung (**Abbildung 4-25 a**) und der Risspfad weist dabei keine Übereinstimmung mit den berechneten Gleitspuren auf (**Abbildung 4-25 b**). Nach einer Risslänge von etwa 420  $\mu\text{m}$  wurde die Versuchsführung im Vakuum fortgesetzt. Durch das Wechseln der Umgebungsbedingung zu Vakuum 1 folgte der Riss zunächst dem ursprünglichen Risspfad von Bereich Luft 1. Durch die Fortsetzung der Materialermüdung in Vakuum entwickelte sich ein Sekundärriss, der dabei deutlich von dem Risspfad von Luft 1 abweicht. Der Risspfad in Vakuum 1 weist jeweils in beiden Körnern eine deutliche Korrelation mit der berechneten Gleitspur mit dem höchsten Schmidfaktor auf. Durch das Wechseln der Umgebungsbedingung zu Luft 2 bei einer Risslänge von etwa 530  $\mu\text{m}$  war bei einer zyklischen Spannungsintensität von  $1,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  keine nennenswerte Rissausbreitung festzustellen. Aus diesem Grund wurde  $\Delta K$  stufenweise auf einen Wert von  $3,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  erhöht. Nachdem sich Risswachstum einstellte, wurde  $\Delta K$  wieder auf den ursprünglichen Wert angepasst. In dem Bereich Luft 2 ist zu erkennen, dass der Risspfad wie in dem Luftbereich zuvor (Luft 1) senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt ist. In der **Abbildung 4-25 c**) sind die Rissausbreitungsraten des Ermüdungsversuchs dargestellt. Sehr auffällig ist dabei, dass die Rissausbreitungsraten sowohl in Laborluft als auch in Vakuum im selben Wertebereich liegen, obwohl im Vakuum eine viel höhere zyklische Spannungsintensität vorlag.

Die Ausprägung einer plastischen Zone vor der Rissspitze wurde in Abhängigkeit von der Umgebungsbedingung genauer untersucht. Hierfür wurden im lastfreien Zustand hochauflösende EBSD-Analysen vor der Rissspitze durchgeführt. Dabei wird die Orientierungsabweichung (Kernel Average Misorientation) als Maß für die verbleibende plastische Zone herangezogen. In der **Abbildung 4-26** sind die hochauflösenden EBSD-Analysen vor der Rissspitze für Laborluft und Vakuum dargestellt.



**Abbildung 4-26:** a) Ausprägung einer plastischen Zone vor der Rissspitze in Laborluft und b) keine detektierbare plastische Zone in Vakuum (Farbcodierung repräsentiert Orientierungsabweichung)

Bei der Rissausbreitung in Laborluft im Bereich des Schwellenwerts konnten bei mehreren Ermüdungsexperimenten ein deutlich ausgeprägter Bereich vor der Rissspitze mit signifikanter Orientierungsabweichung detektiert werden. In der **Abbildung 4-26 a)** ist aus einem Ermüdungsabschnitt in Laborluft, wobei die Risslänge etwa  $1140 \mu\text{m}$  betrug, ein Bereich mit deutlicher Orientierungsabweichung bei einem  $\Delta K$  von  $1,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  exemplarisch dargestellt. Der Bereich mit starker Orientierungsabweichung ist in Richtung des Risspfads ausgeprägt und besitzt eine Länge von etwa  $9 \mu\text{m}$ . Die gemessene Länge der plastischen Zone stimmt sehr gut mit der berechneten Länge nach Gleichung (2.10) überein, wenn die entsprechenden Werte des Werkstoffs ( $K_I = 1,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und  $\sigma_F = 336 \text{ MPa}$ ) eingesetzt werden. Wird die Größe der plastischen Zone mit der Risslänge in Relation gesetzt, kann dabei festgestellt werden, dass in diesem Fall die Größe der plastischen Zone vernachlässigbar klein gegenüber der Risslänge ist. Im Vakuum konnte dagegen in mehreren Ermüdungsexperimenten kein Bereich mit signifikanter Orientierungsabweichung vor der Rissspitze nachgewiesen werden, obwohl viel höhere zyklische Spannungsintensitäten vorlagen als in Laborluft. Wie in der **Abbildung 4-26 b)** exemplarisch zu sehen ist, kann mit Hilfe der hochauflösenden EBSD-Analyse keine plastische Zone vor der Rissspitze nachgewiesen werden.

### Zwischenzusammenfassung

- Die Ermüdungsversuche mit Umgebungswechsel zwischen Laborluft und Vakuum zeigen, dass ein signifikanter Atmosphäreneinfluss auf das Rissausbreitungsverhalten bei niedrigen Belastungsamplituden besteht. Der Atmosphäreneinfluss manifestiert sich dabei in den Risspfaden, Ermüdungsbruchflächen und Rissausbreitungsraten.
- In den Luftabschnitten ist (abgesehen vom Schwellenwertbereich) der Risspfad in Normalenrichtung ausgeprägt, wobei keine Korrelation zwischen den berechneten Gleitspuren und dem Risspfad besteht.
- In den Vakuumabschnitten weicht der Risspfad sehr deutlich von der Normalenrichtung ab. Im Bereich des Risspfades bilden sich bei Materialermüdung im Vakuum Gleitspuren auf der Materialoberfläche aus. In allen Vakuumabschnitten besteht eine deutliche Korrelation zwischen den berechneten Gleitspuren, dem Risspfad und den gebildeten Gleitspuren auf der Materialoberfläche.
- Ein Umgebungswechsel von Luft zu Vakuum führt zu einem signifikanten Abfall hinsichtlich der Rissausbreitungsraten. Die Rissausbreitungsraten der Vakuumabschnitte in der Risswachstumskurve liegen trotz des Umgebungswechsels in einer gemeinsamen Trendlinie und folgen dem Potenzgesetz von Paris.
- Im Vergleich zu den Rissausbreitungsraten des reinen Laborluftversuchs (**Abbildung 4-3**) führt ein Wechseln der Umgebungsbedingung von Vakuum zu Luft zu unerwarteten niedrigen Rissausbreitungsraten.
- In den Luftabschnitten weisen die Bruchflächen sehr homogene Strukturen auf. Starke Richtungsänderungen in der Topographie sowie facettenartige Strukturen sind dagegen in den Ermüdungsbruchflächen der Vakuumabschnitte zu beobachten.
- Mit Hilfe von hochauflösenden EBSD-Analysen konnte bei Rissausbreitung in Laborluft bei mehreren Ermüdungsexperimenten ein deutlich ausgeprägter Bereich vor der Rissspitze mit signifikanter Orientierungsabweichung detektiert werden. Anhand des Ergebnisses aus dem Ermüdungsversuch aus der **Abbildung 4-26 a**) kann festgestellt werden, dass die gemessene Länge der plastischen Zone sehr gut mit der kalkulierten Länge (mit Hilfe der Gleichung (2.10)) übereinstimmt. In diesem Fall ist die plastische Zone im Vergleich zur Risslänge vernachlässigbar klein.
- In Vakuum lässt sich bei den Ermüdungsversuchen dagegen keine plastische Zone vor der Rissspitze nachweisen.

Da die Ergebnisse der Ermüdungsversuche mit Umgebungswechsel zwischen Luft und Vakuum einen deutlichen Einfluss der Atmosphäre auf die Rissausbreitung zeigen, wurden Ermüdungsversuche bei unterschiedlichen Umgebungsbedingungen durchgeführt.

#### 4.1.4 Veränderung der Umgebungsbedingung

##### 4.1.4.1 Rissausbreitung bei reduzierter Luftfeuchtigkeit

Dieser Ermüdungsversuch wurde bei einer konstanten Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa und in einer Umgebung mit reduzierter Luftfeuchtigkeit durchgeführt. Mit Hilfe von Silikat-Kugeln (hygroskopisches Mittel) konnte in der Probenkammer ein Wasserdampfpartialdruck von 54,6 Pa (etwa 540 ppmv) erzielt werden. Der Risspfad sowie die Rissausbreitungsraten beider Rissspitzen des Ermüdungsexperiments sind in der **Abbildung 4-27** dargestellt.

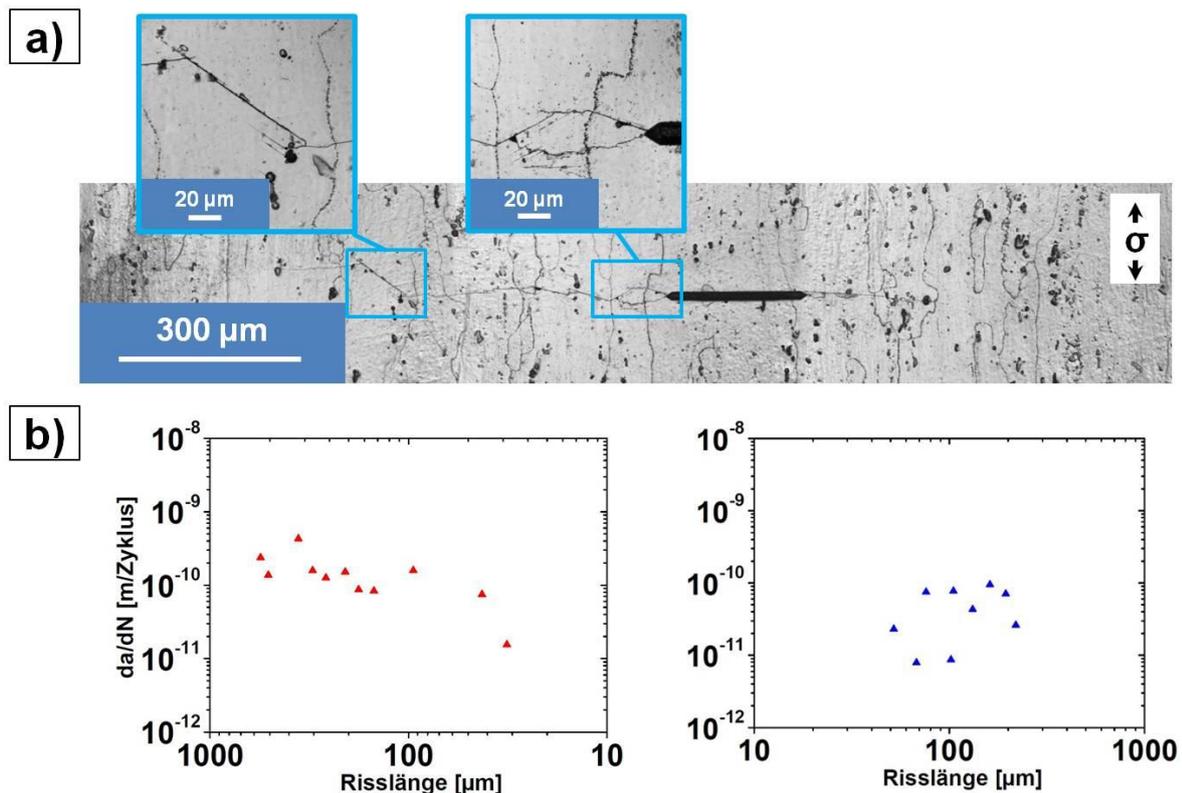


Abbildung 4-27: Langrissausbreitung im ma-Zustand bei einem Wasserdampfpartialdruck von 54,6 Pa (540 ppmv): a) Risspfad mit Gleitbandbildung auf der Materialoberfläche in besonderen Abschnitten (blaue Markierungen) und b)  $da/dN$ -Raten beider Rissspitzen

Sowohl in dem Risspfad als auch in den Rissausbreitungsraten der Rissspitzen ist deutlich zu erkennen, dass die Rissausbreitung sehr ungleichmäßig stattfand. Die linke Rissspitze konnte demnach weiter voranschreiten als auf der rechten Seite der Mikrokerbe. Zum größten Teil ist der Risspfad in Normalenrichtung ausgeprägt, wobei in einigen Abschnitten deutliche Abweichungen festzustellen sind. In den blau markierten Bereichen des Risspfades (**Abbildung 4-27 a**) sind lokal Gleitspuren auf der Materialoberfläche zu beobachten. Desweiteren sind in diesen Abschnitten deutliche Rissablenkungen um etwa 45° zu verzeichnen. In der **Abbildung 4-28** sind die Risswachstumskurven der Ermüdungsversuche in Laborluft, in Vakuum sowie bei reduzierter Luftfeuchtigkeit gegenübergestellt. Aus der Gegenüberstellung geht hervor, dass eine Reduzierung der Luftfeuchtigkeit signifikante

Auswirkungen auf die Rissausbreitungsraten hat. Die Rissausbreitungsraten bei reduzierter Luftfeuchtigkeit liegen demzufolge tendenziell um einen Faktor von 10 niedriger als in Laborluftatmosphäre. Im Vergleich zu Vakuum ist allerdings besonders bei sehr niedrigen Werten von  $\Delta K$  zu beobachten, dass die Ausbreitungsraten um einen Faktor von 10 höher sind.

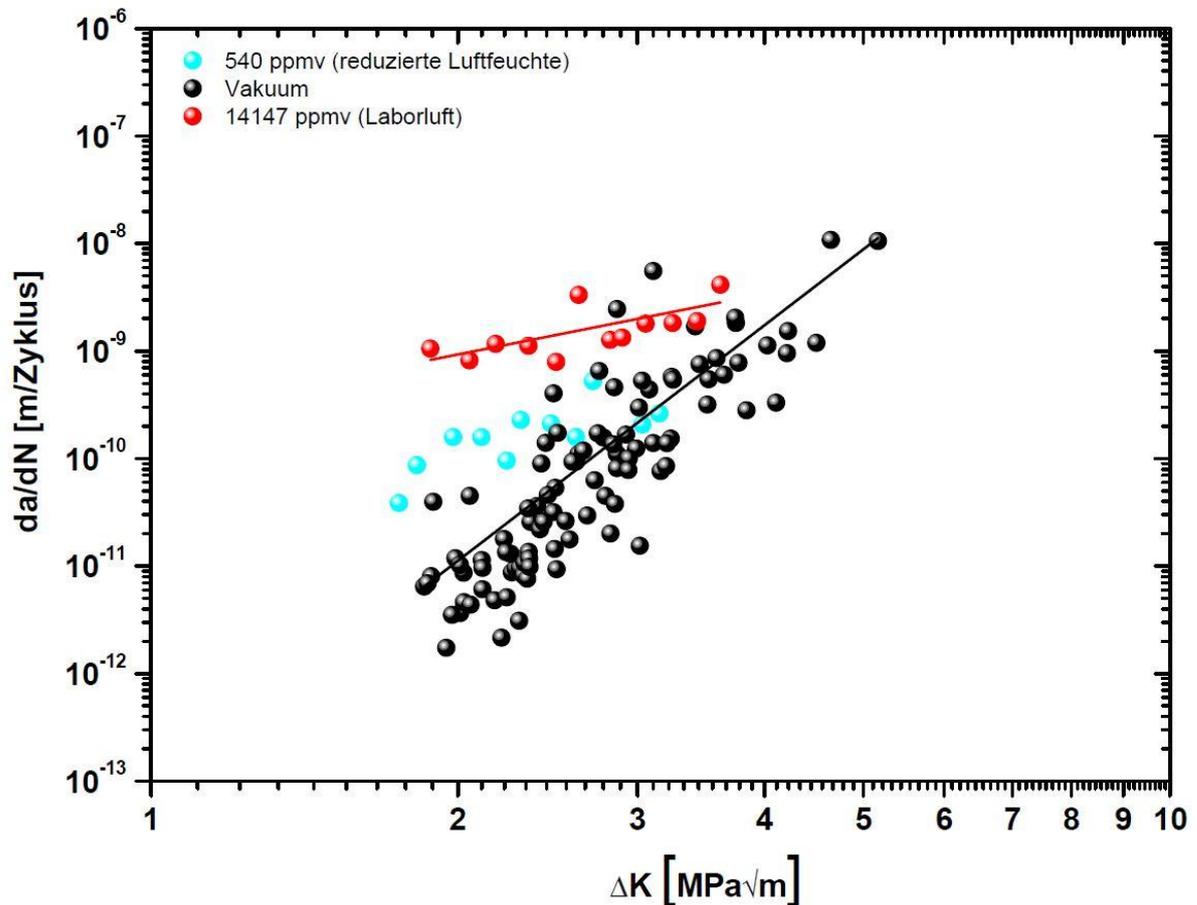


Abbildung 4-28: Gegenüberstellung der Risswachstumskurven in Laborluft, bei reduzierter Luftfeuchtigkeit und in Vakuum

Bei moderaten  $\Delta K$ -Werten (etwa  $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) liegen die Ausbreitungsraten sowohl im Ermüdungsversuch bei reduzierter Luftfeuchtigkeit als auch im Vakuum nahezu im selben Wertebereich. Wie bereits in den vorherigen Kapiteln gezeigt werden konnte, folgen die Risswachstumskurven sowohl in Laborluft als auch in Vakuum der Paris-Geraden. Ein linearer Zusammenhang zwischen der Rissausbreitungsrate und der zyklischen Spannungsintensität bei doppellogarithmischer Auftragung ist allerdings durch eine Reduzierung der Luftfeuchtigkeit auf einen Wasserdampfpartialdruck von  $54,6 \text{ Pa}$  (540 ppmv) nicht gegeben.

#### 4.1.4.2 Rissausbreitung bei Umgebungswechsel zwischen Vakuum und Stickstoff

Ähnlich zu der Vorgehensweise in dem Ermüdungsexperiment aus der **Abbildung 4-22** wurde in diesem Versuch die Umgebung zwischen Vakuum und Stickstoff gewechselt und das Rissausbreitungsverhalten genauer untersucht, wobei die Belastungsamplitude ( $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa) konstant gehalten wurde. Für die Ermüdungsabschnitte in Stickstoffatmosphäre wurde eine Druckgasflasche mit der Spezifikation „Stickstoff 5.0“ von dem Hersteller Messer Industriegase GmbH eingesetzt. Die genaue chemische Zusammensetzung des Gases kann in dem Datenblatt, das in dem Anhang B dieser Arbeit beigefügt ist, eingesehen werden. Zu Beginn des Ermüdungsexperimentes wurde ein Anriss in Laborluftatmosphäre mit einer Länge von  $300 \mu\text{m}$  erzeugt. Anschließend wurde die Rissausbreitung im Vakuum fortgesetzt und die Umgebung zwischen Vakuum und Stickstoff gewechselt. Sowohl der Risspfad als auch die Rissausbreitungsraten der linken und rechten Rissspitze des Ermüdungsversuchs sind in der **Abbildung 4-29** dargestellt.

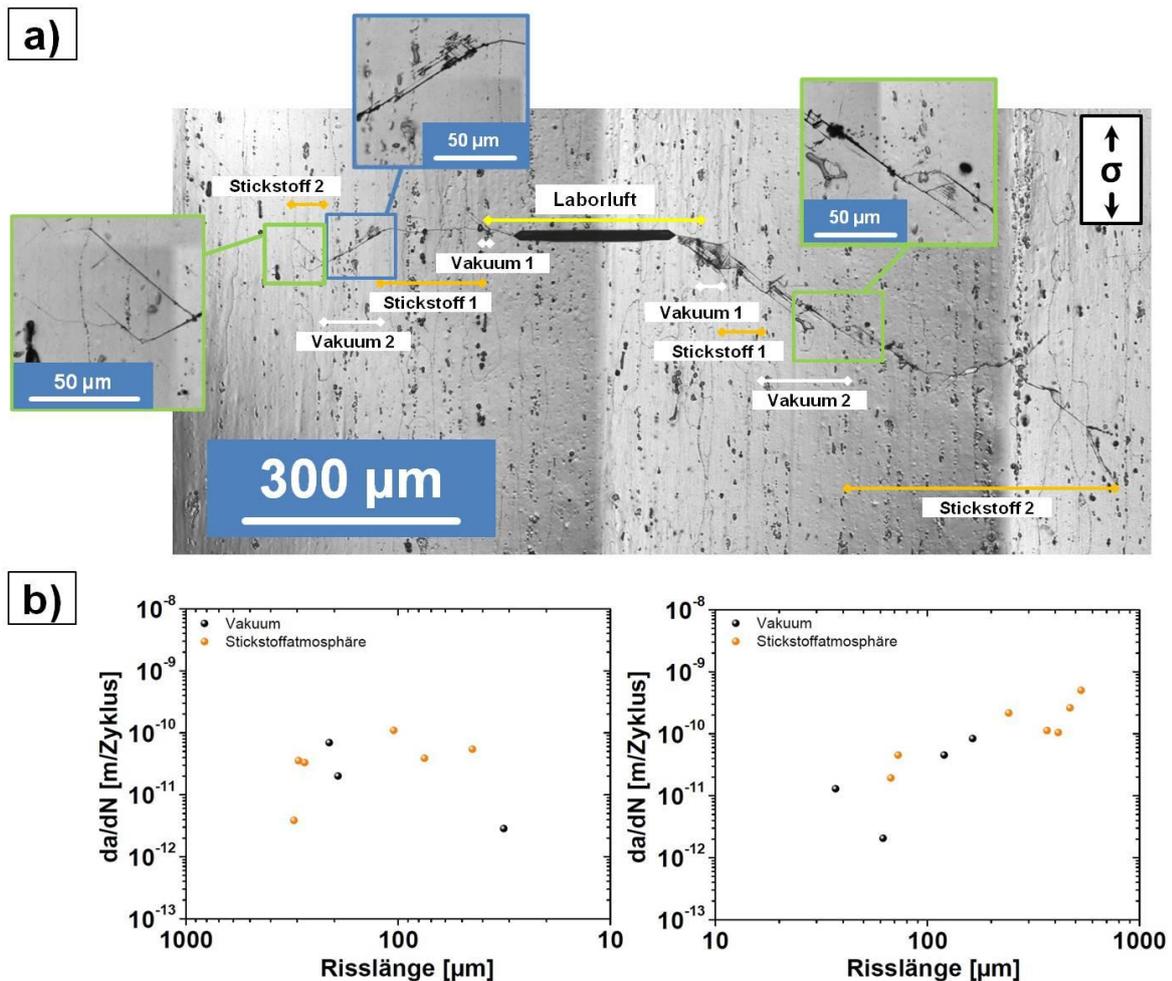


Abbildung 4-29: Rissausbreitung in EN-AW 6082 (ma) bei konstanter Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa mit Umgebungswechsel zwischen Vakuum und Stickstoff: a) Risspfad mit charakteristischen Bereichen und b) Rissausbreitungsraten der linken sowie rechten Rissspitze

Wie in den vorherigen Ermüdungsversuchen bereits gezeigt werden konnte, findet in den Vakuumabschnitten sowohl Gleitbandbildung auf der Materialoberfläche als auch Rissausbreitung entlang von Gleitbändern statt (Vakuum 1 und 2 in der **Abbildung 4-29 a**). In den Stickstoffabschnitten sind im Vergleich zu den Vakuumabschnitten dagegen deutliche Abweichungen im Risspfad festzustellen. Nur in vereinzelten Bereichen sind Gleitspuren auf der Materialoberfläche zu beobachten. Zudem findet die Rissausbreitung zum größten Teil nicht entlang von Gleitbändern statt. Besonders auf der linken Seite der Mikrokerbe in dem Bereich Stickstoff 1 ist zu erkennen, dass der Risspfad senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt ist. Desweiteren sind in den Stickstoffabschnitten 2 Verzweigungen im Risspfad zu erkennen (grüne Markierungen in der **Abbildung 4-29 a**), die in den Vakuumabschnitten bzw. in allen Ermüdungsversuchen in Vakuum unter VHCF-Belastung nicht zu beobachten sind. Ein Wechseln der Umgebung zu den Vakuumabschnitten führt wiederholt sowohl zur Ausbildung von Gleitspuren auf der Materialoberfläche als auch zu deutlichen Rissablenkungen in den einzelnen Körnern (wie in der **Abbildung 4-29 a**) blau markiert). Die Rissausbreitungsraten der beiden Rissspitzen aus der **Abbildung 4-29 b**) verdeutlichen, dass die Rissausbreitung sehr ungleichmäßig stattfand. Die Rissausbreitung wurde demnach auf der linken Seite der Mikrokerbe im Bereich Stickstoff 2 an einer Korngrenze gehindert. Desweiteren ist der Einfluss des Umgebungswechsels auf die Rissausbreitungsraten nicht so deutlich ausgeprägt wie in dem Ermüdungsversuch mit Umgebungswechsel zwischen Laborluft und Vakuum. In der **Abbildung 4-30** sind die Rissausbreitungsraten über die zyklische Spannungsintensität der Ermüdungsversuche in Abhängigkeit von der Umgebungsbedingung gegenübergestellt.

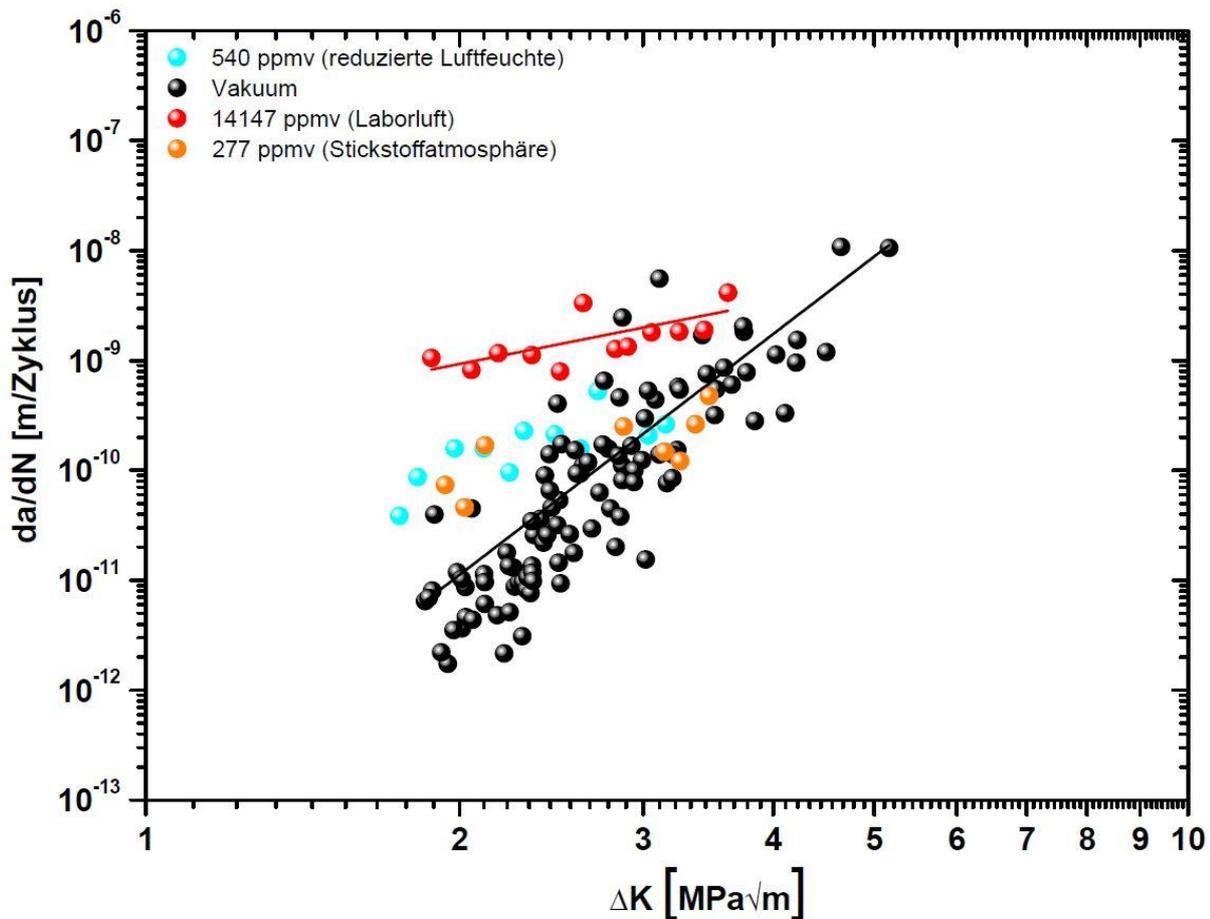


Abbildung 4-30: Gegenüberstellung der Risswachstumsraten in Laborluft, bei reduzierter Luftfeuchtigkeit, in Vakuum sowie in Stickstoffatmosphäre

Vergleichbar zu den Werten bei reduzierter Luftfeuchtigkeit liegen die Risswachstumsraten in Stickstoffatmosphäre bei sehr niedrigen Werten für  $\Delta K$  zwischen den Ausbreitungsraten von Laborluft und Vakuum. Bei moderaten  $\Delta K$ -Werten (etwa  $3 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ) liegen auch hier die Rissausbreitungsraten der Ermüdungsversuche sowohl in Stickstoffatmosphäre als auch im Vakuum im selben Wertebereich. Im Gegensatz zu Laborluft und Vakuum kann in Stickstoffatmosphäre, bei doppellogarithmischer Auftragung der Risswachstumskurve, kein linearer Zusammenhang zwischen den Rissausbreitungsraten und  $\Delta K$  nachgewiesen werden.

### Zwischenzusammenfassung

- Aus dem Ermüdungsversuch bei reduzierter Luftfeuchtigkeit (540 ppmv) geht hervor, dass die Rissausbreitung sehr ungleichmäßig stattfand. Der Risspfad ist zum größten Teil in Normalenrichtung ausgeprägt und besitzt nur in wenigen Abschnitten Richtungsänderungen. Zudem sind in diesen Abschnitten Gleitspuren auf der Materialoberfläche zu beobachten.

- Im Vergleich zur Laborluftatmosphäre führt eine Verringerung der Luftfeuchtigkeit zu niedrigeren Rissausbreitungsraten (um einen Faktor von 10). Im Vergleich zu Vakuum liegen die  $da/dN$ -Raten bei reduzierter Luftfeuchtigkeit allerdings um einen Faktor von 10 höher. Bei moderaten  $\Delta K$ -Werten liegen sowohl bei reduzierter Luftfeuchtigkeit als auch im Vakuum vergleichbare Rissausbreitungsraten vor. Bei einer Luftfeuchtigkeit von 540 ppmv kann bei doppellogarithmischer Auftragung zwischen der Rissausbreitungsrate und der zyklischen Spannungsintensität kein linearer Zusammenhang nachgewiesen werden.
- Aus dem Ermüdungsversuch mit Umgebungswechsel zwischen Vakuum und Stickstoff geht hervor, dass sich in Stickstoffatmosphäre nur in einzelnen Bereichen Gleitspuren auf der Materialoberfläche ausbildeten und die Rissausbreitung nur stellenweise entlang von Gleitbändern stattfand. Der Risspfad ist in den Stickstoffabschnitten zum größten Teil senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt, wobei stellenweise Rissverzweigungen zu beobachten sind.
- Eine Gegenüberstellung der Rissausbreitungskurven in Abhängigkeit von der Umgebungsbedingung zeigt, dass die Rissausbreitungsraten bei Stickstoffatmosphäre und reduzierter Luftfeuchtigkeit in einem vergleichbaren Wertebereich liegen. Wie bei der reduzierten Luftfeuchtigkeit kann bei Rissausbreitung in Stickstoffatmosphäre kein linearer Zusammenhang zwischen der Rissausbreitungsrate und der zyklischen Spannungsintensität bei doppellogarithmischer Auftragung nachgewiesen werden.

## 4.2 EN-AW 6082 im überalterten Zustand

### 4.2.1 Rissausbreitungsverhalten in Laborluft

Die folgenden Ergebnisse von Stein et al. [4,92] beziehen sich auch hier auf Ermüdungsversuche, die bei einem R-Verhältnis von  $R = -1$  realisiert wurden. Bei dieser Versuchsreihe wurden jeweils drei Versuche sowohl mit längs stehend (lt) als auch längs liegend (lq) orientierten Ermüdungsproben der Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im überalterten (üa) Zustand durchgeführt. In der **Abbildung 4-31** sind die  $da/dN$ -Raten über die Risslänge für unterschiedliche  $\Delta K$ -Faktoren zwischen  $1,2$  und  $2,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bzw.  $2,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  aufgetragen.

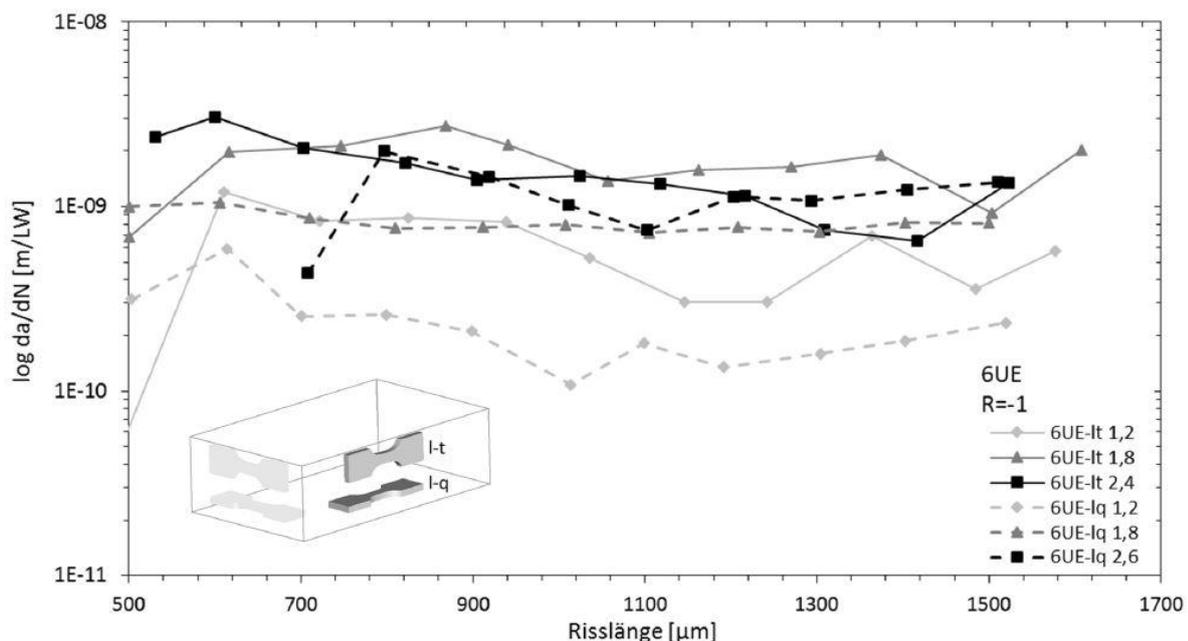


Abbildung 4-31: Rissausbreitungskurven des üa-Zustands von lt- sowie lq-orientierten Ermüdungsproben [4,92]

Aus den Ergebnissen von Stein [92] geht hervor, dass die lt-orientierten Proben tendenziell bei allen Belastungsniveaus höhere Ausbreitungsrate aufweisen als die lq-präparierten Ermüdungsproben. Desweiteren sind mit zunehmender Belastung höhere Rissausbreitungsrate zu verzeichnen. Allerdings zeigt die Risswachstumskurve der lt-orientierten Ermüdungsprobe bei  $2,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ein sehr auffälliges Verhalten auf. Obwohl bei dieser Probenorientierung die höchste Belastungsstufe vorliegt, liegen die Ausbreitungsrate des Versuchs weitestgehend im selben Wertebereich von 6UE-lt 1,8 und sogar stellenweise unterhalb der Ermüdungsprobe 6UE-lq 1,8 [92]. Kirsten et al. [109] untersuchten ebenfalls das Rissausbreitungsverhalten des üa-Zustands im Schwellenwertbereich, wobei zwei wesentliche Punkte auch hier herausgearbeitet werden konnten, die mit den Beobachtungen von Stein et al. [4,92] übereinstimmen. Zum einen nimmt die durchschnittliche  $da/dN$ -Rate

mit zunehmenden  $\Delta K$  zu und zum anderen sinkt dabei die Streuung in den Ausbreitungsraten.

#### 4.2.2 Rissausbreitungsverhalten in Vakuum (sehr niedrige Lastamplituden)

Auch für die Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im (üa)-Zustand wurden reine Vakuumversuche bei sehr niedrigen Lastamplituden und einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  durchgeführt. Im Vergleich zum (ma)-Zustand, wo die Rissausbreitung entlang von ausgebildeten Gleitbändern stattfindet, kann im üa-Zustand beobachtet werden, dass die VHCF-Langrissausbreitung transkristallin sowie vorwiegend senkrecht zur Belastungsrichtung erfolgt. Der Risspfad zeigt dabei zum größten Teil keine Korrelation mit den berechneten Gleitspuren der Körner auf (exemplarisch in der **Abbildung 4-32 b**) und weicht damit signifikant vom Risspfad des (ma)-Zustandes ab. Allerdings können wenige Abschnitte im Risspfad des üa-Zustandes beobachtet werden, wo der Riss entlang eines Gleitbandes wächst und dabei eine deutliche Übereinstimmung mit den berechneten Gleitspuren aufweist. Ein derartiges Rissausbreitungsverhalten aus einem Ermüdungsversuch ist exemplarisch in der **Abbildung 4-32 a**) (blaue Markierungen) dargestellt.

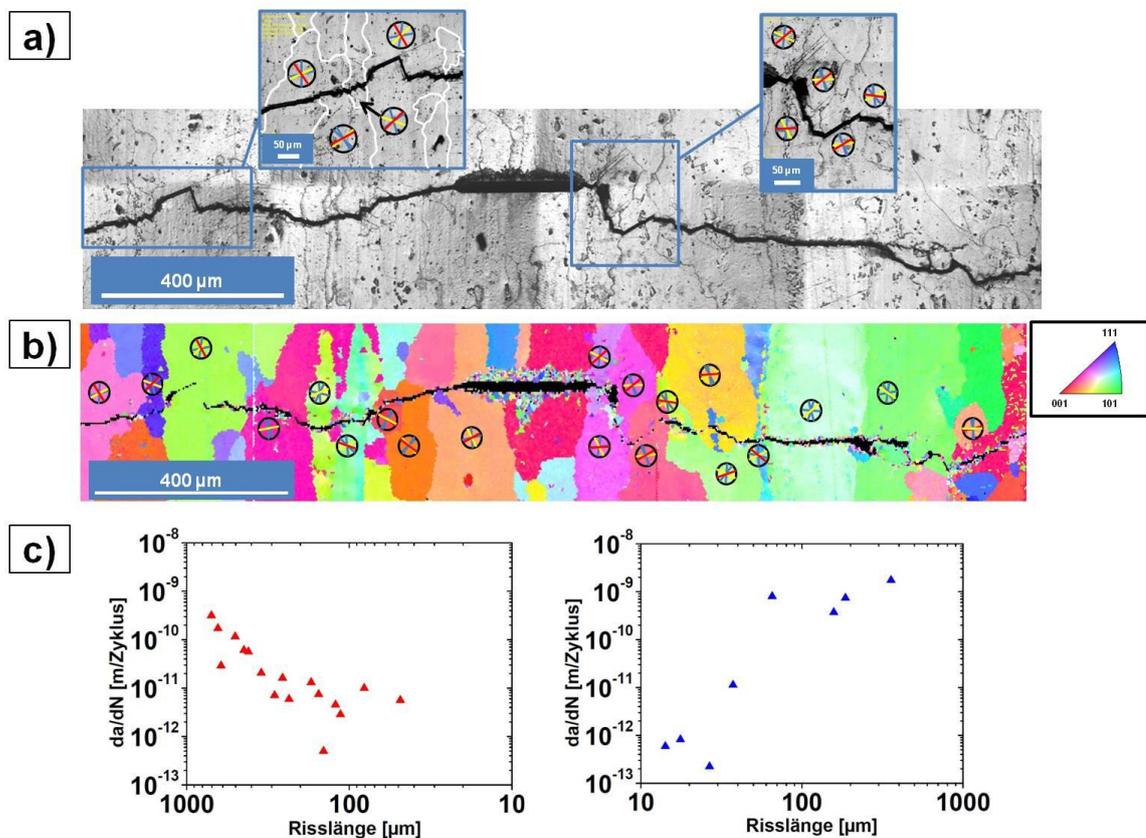


Abbildung 4-32: Langrissausbreitung des üa-Zustandes bei einer konstanten Belastungsamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 115$  MPa in Vakuum: a) Risspfad mit besonderen Abschnitten (blau), b) EBSD-Analyse mit berechneten Gleitspuren und c) Rissausbreitungsraten der linken und rechten Risspitze

Innerhalb dieser Abschnitte kann es während der VHCF-Langrissausbreitung zu einer starken Wechselwirkung zwischen dem Riss und der Mikrostruktur kommen. So wurde die Rissausbreitung in dem Ermüdungsversuch in der **Abbildung 4-32 a)** auf der rechten Seite der Mikrokerbe nach der Rissinitiierung für eine sehr hohe Anzahl von Zyklen stark an einer Korngrenze behindert. Die durchschnittliche Rissausbreitungsrate der rechten Rissspitze liegt aus diesem Grund bei etwa  $10^{-13}$  m/Zyklus (**Abbildung 4-32 c)**). Desweiteren bilden sich im Vergleich zum (ma)-Zustand tendenziell mehr Gleitbänder auf der Materialoberfläche aus, die dabei eine unterschiedliche Orientierung aufweisen. Dieses Ermüdungsverhalten ist besonders in dem Ergebnis eines Ermüdungsexperiments aus der **Abbildung 4-33)** (blaue Markierungen) zu erkennen.

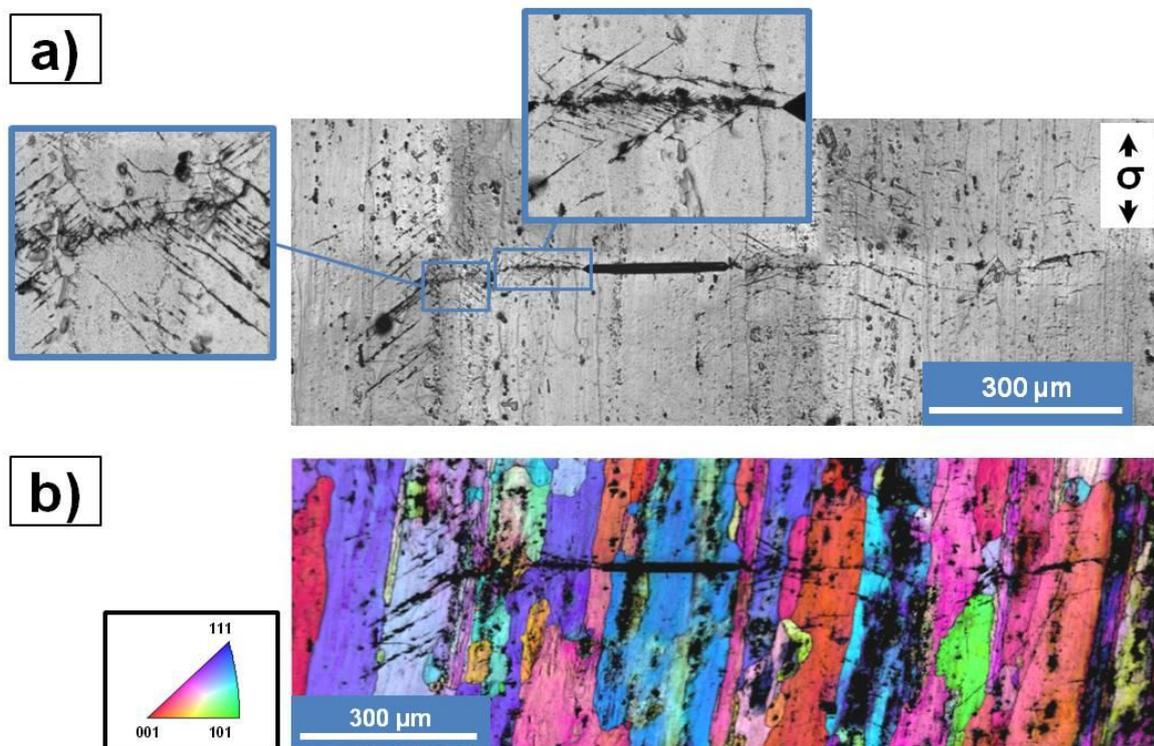


Abbildung 4-33: Langrissausbreitung im  $\ddot{u}a$ -Zustand (Vakuum) bei einer konstanten Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa: a) Risspfad mit Mehrfachgleitbandbildung auf der Materialoberfläche (blau markiert) und b) EBSD-Analyse

In der **Abbildung 4-34** sind die Rissausbreitungsraten über die zyklische Spannungsintensität des ( $\ddot{u}a$ )-Zustands aufgetragen. Obwohl ein sehr starker Unterschied im Rissausbreitungsverhalten zwischen dem (ma)- und ( $\ddot{u}a$ )-Zustand besteht, liegen die Rissausbreitungsraten beider Werkstoffzustände in einem vergleichbaren Wertebereich.

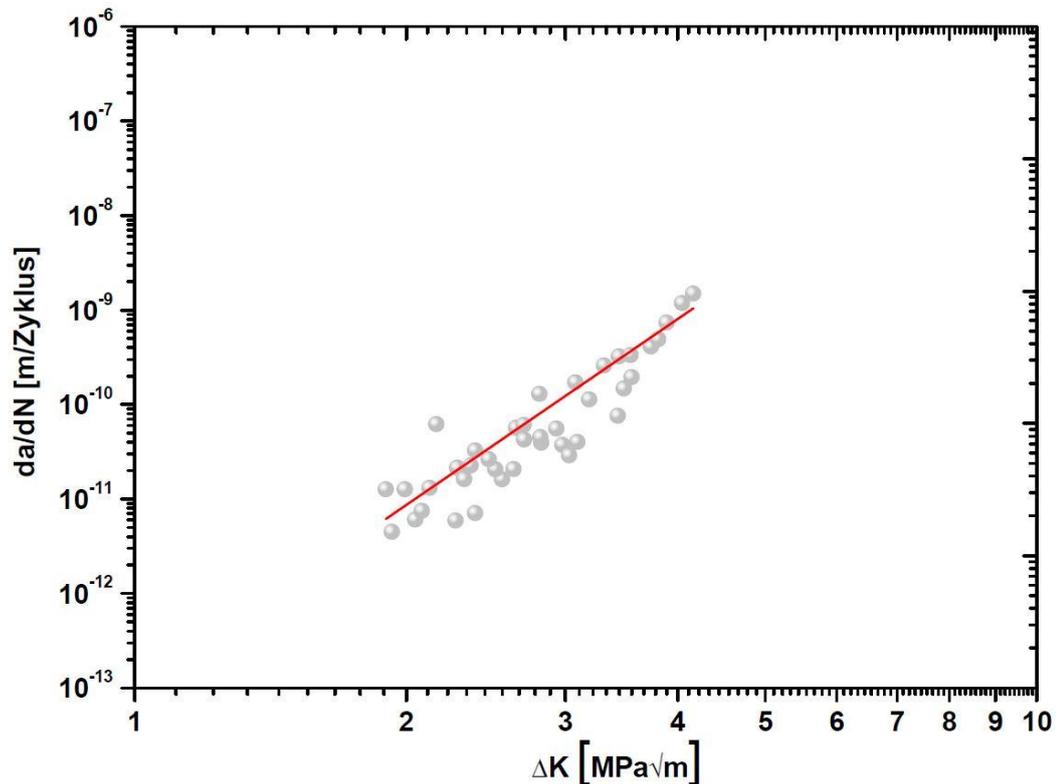


Abbildung 4-34: Risswachstumskurve im Vakuum der Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im  $\ddot{u}$ a-Zustand

Wie auch im (ma)-Zustand ist eine Interpolation der Messwerte gegeben. Demnach folgen die Rissausbreitungsraten sowohl des (ma)-Zustands als auch des ( $\ddot{u}$ a)-Zustands im Wesentlichen der Paris-Geraden. Im ( $\ddot{u}$ a)-Werkstoffzustand besitzt C einen Wert in Höhe von  $9,3 \times 10^{-14}$  und der Exponent m einen Wert von 6,5.

#### Zwischenzusammenfassung

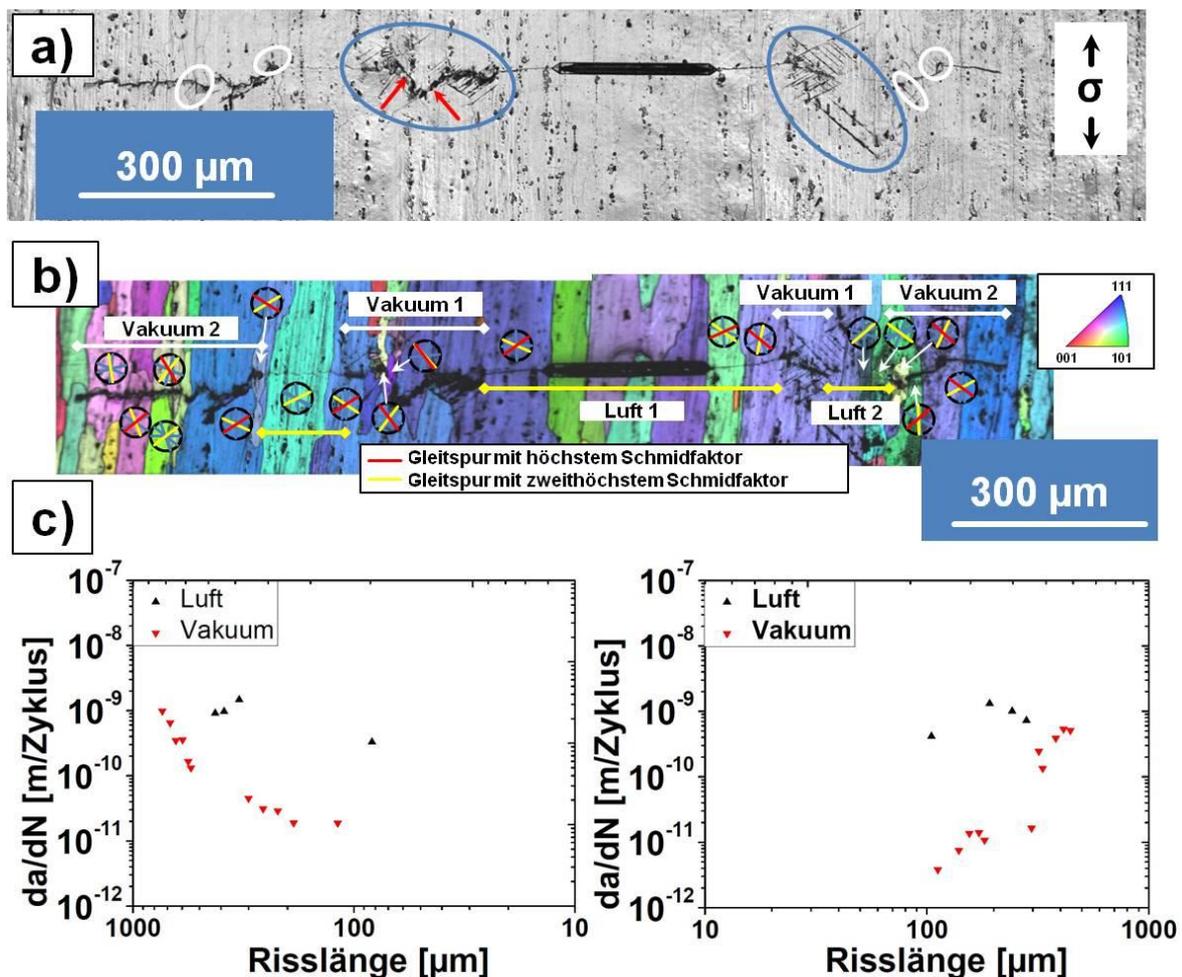
- Im Vergleich zum (ma)-Zustand, wo die Rissausbreitung im Vakuum vorzugsweise entlang von ausgebildeten Gleitbändern stattfindet, erfolgt das Risswachstum im ( $\ddot{u}$ a)-Zustand in Vakuum vorwiegend transkristallin und senkrecht zur Belastungsrichtung. Im ( $\ddot{u}$ a)-Zustand besitzt der Risspfad grÖsstenteils keine Übereinstimmung zu den berechneten Gleitspuren. Zudem bilden sich tendenziell mehr Gleitspuren auf der MaterialoberflÄche aus als im (ma)-Zustand.
- In besonderen Abschnitten kÖnnen deutliche RichtungsÄnderungen im Risspfad auftreten, wobei eine deutliche Korrelation zwischen den berechneten Gleitspuren und dem Risspfad besteht. Innerhalb dieser Abschnitte kÖnnen sehr starke Wechselwirkungen zwischen dem ausbreitenden Riss und der Mikrostruktur stattfinden.
- Trotz des unterschiedlichen Rissausbreitungsverhaltens liegen die Rissausbreitungsraten des (ma)- sowie ( $\ddot{u}$ a)-Zustandes in einem vergleichbaren

Wertebereich. Im ( $\ddot{u}$ a)-Zustand besteht bei doppellogarithmischer Auftragung ein linearer Zusammenhang zwischen der Rissausbreitungsrate und der zyklischen Spannungsintensität.

In den folgenden Ermüdungsversuchen wurde die Atmosphäre variiert und der Einfluss der Umgebung auf die Rissausbreitung im ( $\ddot{u}$ a)-Zustand genauer untersucht.

#### 4.2.3 Rissausbreitung bei Umgebungswechsel zwischen Luft und Vakuum

Wie in dem Kapitel 4.1.3 wurde in diesem Ermüdungsexperiment die Umgebung zwischen Laborluft und Vakuum gewechselt. In die Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im ( $\ddot{u}$ a)-Zustand wurde vor dem Ermüdungsexperiment eine Mikrokerbe mit einer Länge von etwa 260  $\mu\text{m}$  eingebracht. In der **Abbildung 4-35** sind der Risspfad, die EBSD-Analyse mit den berechneten Gleitspuren sowie die Rissausbreitungsraten für die beiden Rissspitzen dargestellt.



**Abbildung 4-35:** Risspfad in EN-AW 6082 ( $\ddot{u}$ a) bei konstanter Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120 \text{ MPa}$  und wechselnder Umgebungsbedingung: a) Gleitbandbildung auf der Materialoberfläche, b) EBSD-Analyse mit berechneten Gleitspuren für die einzelnen Körner und c) Risswachstumsraten für die linke und rechte Rissspitze [95]

Die Rissinitiierung erfolgte bei einer konstanten Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa in Laborluft. In dem Bereich Luft 1 ist zu erkennen, dass der Risspfad senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt ist und keine Korrelation zu den berechneten Gleitspuren aufweist. Infolge des Wechsels der Umgebungsbedingung zu Vakuum 1, bildeten sich Gleitbänder auf der Materialoberfläche (blaue Ellipsen in der **Abbildung 4-35 a**), die eine deutliche Übereinstimmung mit den berechneten Gleitspuren aufweisen. Auch hier ist der Risspfad zum größten Teil in Normalenrichtung ausgeprägt, wobei allerdings eine starke Rissablenkung auf der linken Seite des Risspfads (rote Pfeile in der **Abbildung 4-35 a**) detektiert werden konnte. Genau in diesem Abschnitt ist eine deutliche Korrelation zwischen dem Risspfad und den berechneten Gleitspuren mit höchstem Schmidfaktor festzustellen. Wie auch in dem Umgebungsabschnitt Luft 1, fand in dem Bereich Luft 2 die Rissausbreitung senkrecht zur Belastungsrichtung statt, wobei sich sowohl keine Gleitbänder bildeten als auch der Risspfad keinen Zusammenhang mit den berechneten Gleitspuren aufzeigt. In dem letzten Vakuumabschnitt (Vakuum 2) ist zu erkennen, dass die Rissausbreitung ebenfalls in Normalenrichtung erfolgte. Wie im Bereich Vakuum 1, bildeten sich Gleitbänder auf der Materialoberfläche, die allerdings nur sehr lokal am Risspfad zu erkennen sind. Im Vergleich zum (ma)-Zustand findet die Rissausbreitung im Vakuum im (üa)-Zustand zum größten Teil des Ermüdungsexperiments senkrecht zur belastenden Richtung und damit nicht entlang eines Gleitbandes statt. Daher ist im (üa)-Zustand kein häufigeres starkes Abknicken des Risspfads zu beobachten. Die Rissausbreitungsraten sowohl für die beiden Rissspitzen (**Abbildung 4-35 c**) als auch aufgetragen über  $\Delta K$  (**Abbildung 4-36**) verdeutlichen, wie bereits im (ma)-Zustand gezeigt werden konnte, dass ein Umgebungswechsel zu einem signifikanten Abfall in den  $da/dN$ -Raten führt. In der Risswachstumskurve (**Abbildung 4-36**) besteht in den Vakuumabschnitten bei doppellogarithmischer Auftragung der beiden Achsen ein linearer Zusammenhang zwischen der Risswachstumsrate und dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor.

In der **Abbildung 4-37** ist die Bruchfläche des Ermüdungsexperiments zu sehen. Die Ermüdungsbruchfläche besitzt eine halbelliptische Form (orange gestrichelte Linie in der **Abbildung 4-37 a**). Die Bruchflächenmorphologie in den Bereichen Luft 1 und 2 ist sehr glatt sowie homogen ausgeprägt. Vergleichbare Oberflächenstrukturen sind überwiegend auch in den Ermüdungsbruchflächen in den Bereichen Vakuum 1 und 2 zu erkennen.

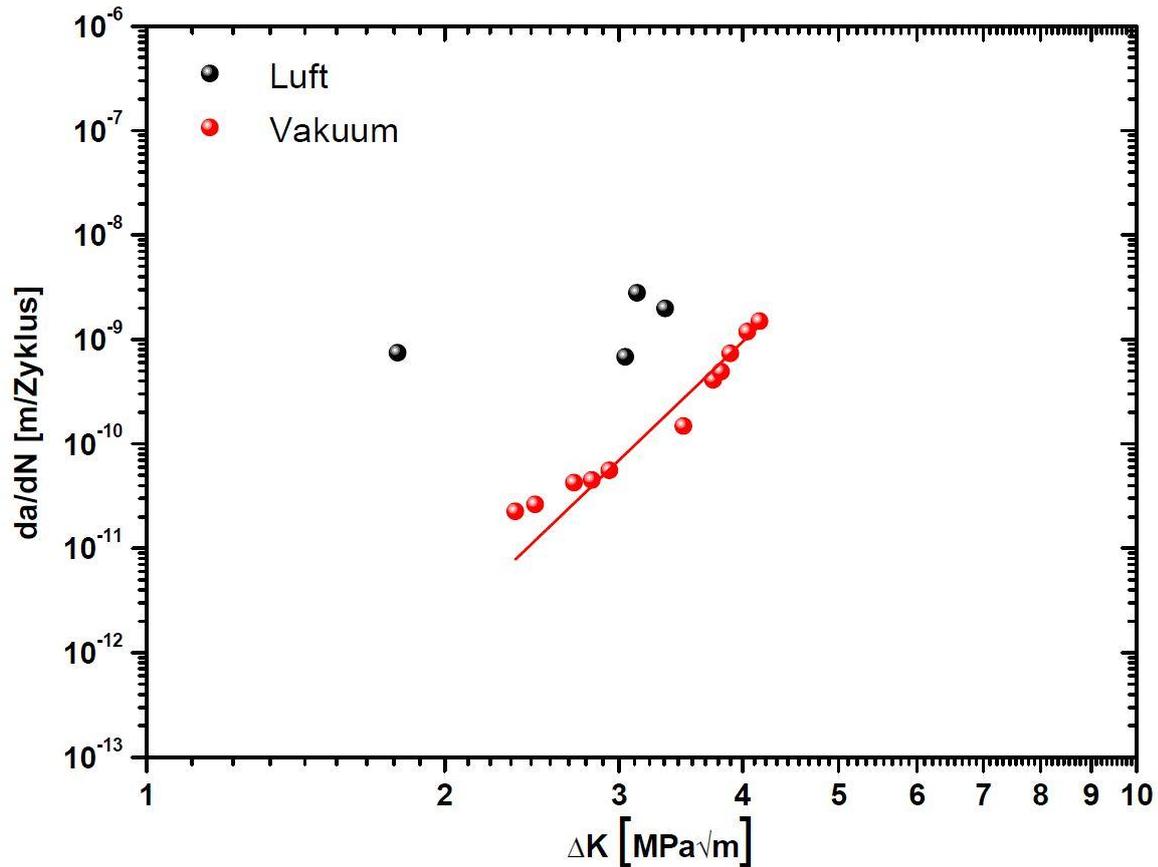
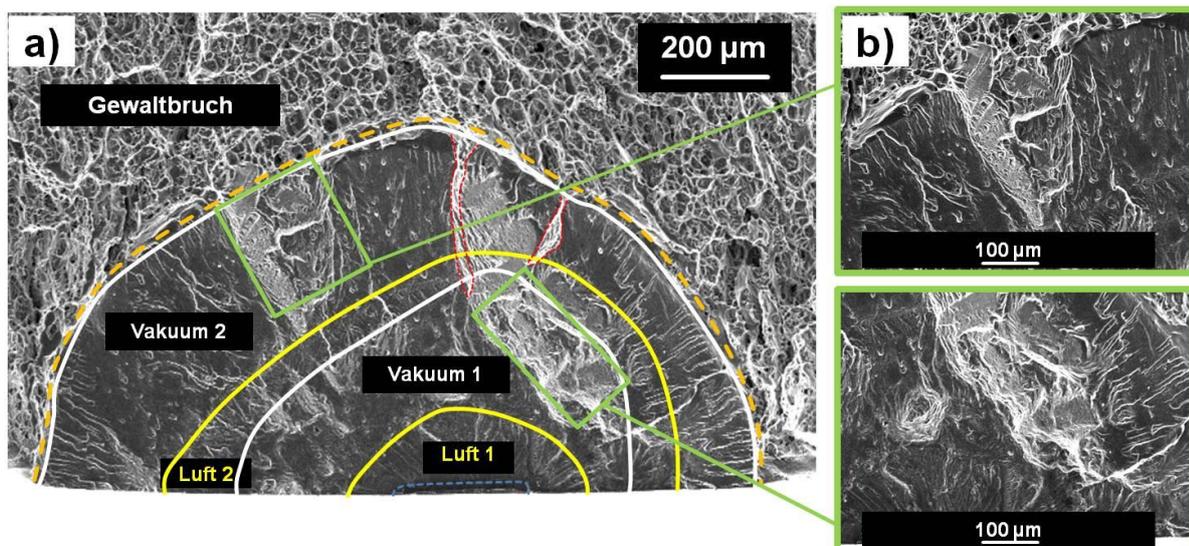


Abbildung 4-36: Risswachstumskurve des  $\bar{u}$ -Zustandes mit wechselnder Umgebungsbedingung

Allerdings sind abschnittsweise starke Abweichungen in der Ermüdungsbruchfläche zu beobachten (Detailansichten in **Abbildung 4-37 b**). Zudem weist die Ermüdungsbruchfläche duktile Bereiche auf (rote Markierungen in der **Abbildung 4-37 a**), die sich über die einzelnen Umgebungsbereiche erstrecken können [95].



**Abbildung 4-37:** Bruchfläche des Ermüdungsexperiments mit Umgebungswechsel von EN-AW 6082 ( $\bar{u}$ ): a) halbelliptische Form der Ermüdungsbruchfläche mit duktilen Bereichen (rote Markierungen) und b) Detailansichten von abweichenden Strukturen in den Vakuumabschnitten [95]

#### 4.2.4 Rissausbreitung bei Umgebungswechsel zwischen Vakuum und Stickstoff

Wie in dem Ergebnis aus der **Abbildung 4-29** wurde das Rissausbreitungsverhalten im (üa)-Zustand näher untersucht, wobei die Umgebung zwischen Vakuum und Stickstoff gewechselt wurde. Auch hier wurde zunächst bei einer konstanten Belastungsamplitude ( $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa) in Laborluft ein Riss mit einer Länge von etwa  $300\ \mu\text{m}$  erzeugt und anschließend die Versuchsführung mit Umgebungswechsel fortgesetzt. In der **Abbildung 4-38** sind sowohl der Risspfad als auch die Rissausbreitungsraten der beiden Rissspitzen des Ermüdungsversuchs dargestellt. Im Wesentlichen ist der Risspfad (**Abbildung 4-38 a**) sowohl in den Vakuumabschnitten als auch in dem Stickstoffatmosphärenabschnitt in Normalenrichtung ausgeprägt. Unabhängig von der Umgebungsbedingung sind stellenweise Gleitbänder auf der Materialoberfläche zu beobachten (rote Pfeile). Insgesamt betrachtet sind im Risspfad allerdings in Abhängigkeit von der Umgebungsbedingung keine großen Unterschiede festzustellen.

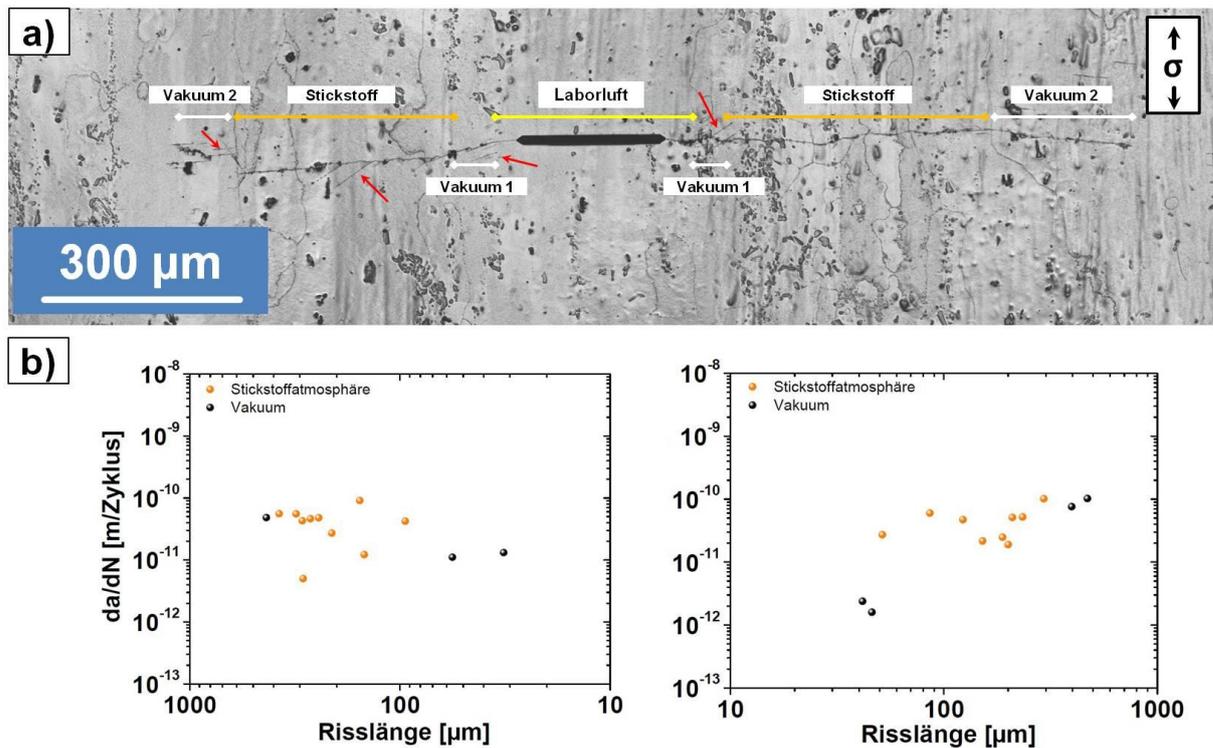


Abbildung 4-38: Rissausbreitung in EN-AW 6082 (üa) bei konstanter Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa mit Umgebungswechsel zwischen Vakuum und Stickstoff: a) Risspfad und b) Rissausbreitungsraten der linken sowie rechten Rissspitze

Die Rissausbreitungsraten der einzelnen Rissspitzen sind in der **Abbildung 4-38 b**) dargestellt. Im Wesentlichen liegen die Rissausbreitungsraten in Stickstoffatmosphäre bei etwa  $10^{-11}$  m/Zyklus, wobei auf der linken Seite der Mikrokerbe bei einer Risslänge zwischen  $150$ - $300\ \mu\text{m}$  eine starke Abweichung (Schwankung um einen Faktor von 10) in den Ausbreitungsraten festzustellen ist. Alles in allem ist allerdings auch hier der Einfluss eines Umgebungswechsels auf die Rissausbreitungsraten nicht so deutlich ausgeprägt wie im

Ermüdungsversuch mit Umgebungswechsel zwischen Laborluft und Vakuum (**Abbildung 4-35**).

In der **Abbildung 4-39** sind die Rissausbreitungsraten über den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor für Vakuum und Stickstoffatmosphäre doppellogarithmisch dargestellt. Auch hier ist bei sehr niedrigen Werten der zyklischen Spannungsintensität ein signifikanter Unterschied in den Rissausbreitungsraten zu beobachten. Demzufolge liegen in Stickstoffatmosphäre die Risswachstumsraten bei einem  $\Delta K$  von etwa  $2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  tendenziell um einen Faktor von 10 höher als in Vakuum. Bei moderaten  $\Delta K$ -Werten liegen allerdings auch im (üa)-Zustand die Ausbreitungsraten für Vakuum und Stickstoff in einem vergleichbaren Wertebereich. Ebenfalls weisen auch hier die Rissausbreitungsraten in Stickstoffatmosphäre keinen exponentiellen Zusammenhang zu dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor auf, wodurch demnach keine stabile Rissausbreitung wie im Vakuum vorliegt und das Paris-Gesetz nicht angewendet werden kann.

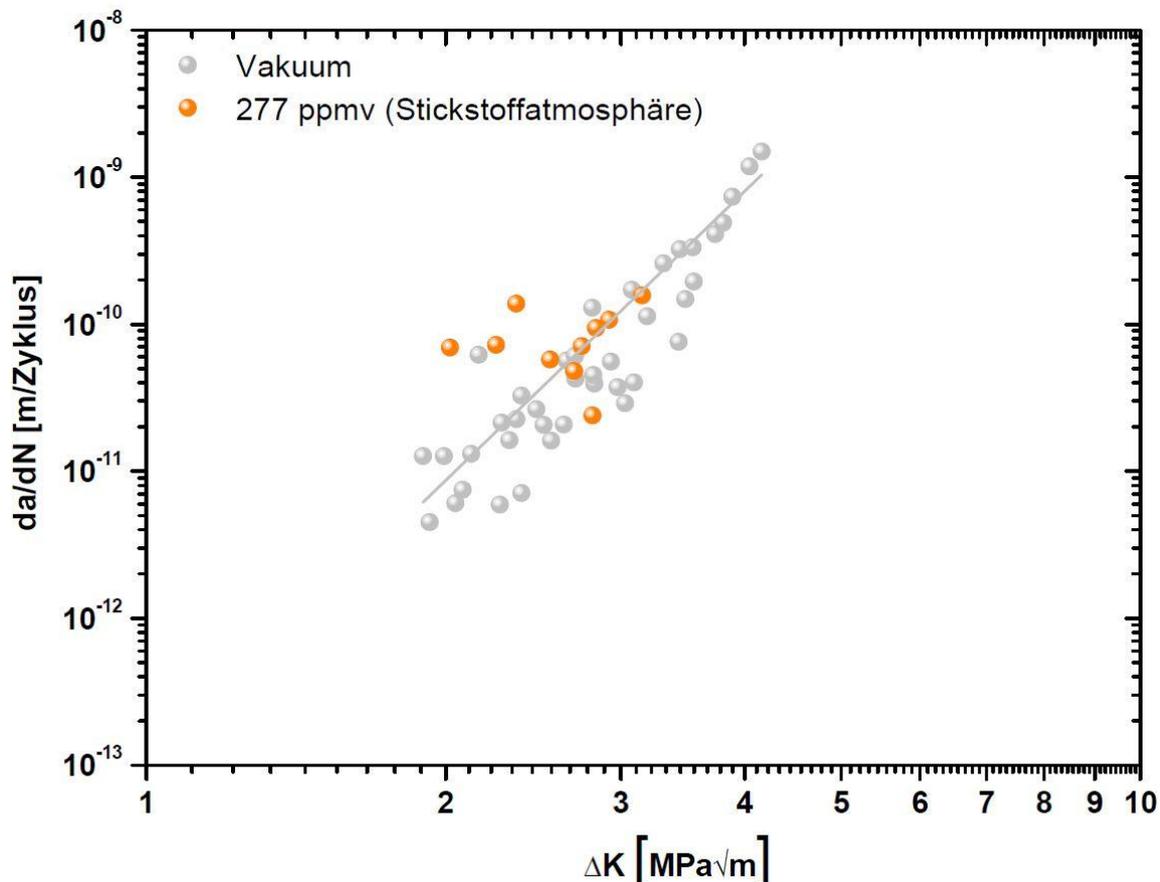


Abbildung 4-39: Rissausbreitungsraten über  $\Delta K$  in Vakuum und Stickstoffatmosphäre

#### Zwischenzusammenfassung

- Der Ermüdungsversuch mit Umgebungswechsel zeigt, dass das Risswachstum sowohl in Laborluftatmosphäre als auch zum größten Teil in Vakuum senkrecht zur

Belastungsrichtung stattfindet. Besonders in der frühen Phase der Materialermüdung bilden sich bei Umgebungswechsel von Laborluft zu Vakuum Gleitspuren auf der Materialoberfläche aus, die eine eindeutige Korrelation zu den berechneten Gleitspuren aufweisen. In einem besonderen Bereich eines Vakuumabschnittes sind deutliche Richtungsänderungen im Risspfad zu beobachten, wobei eine deutliche Korrelation mit der Gleitspur mit höchstem Schmidfaktor besteht.

- Wie auch im (ma)-Zustand führt ein Umgebungswechsel von Laborluft zu Vakuum zu einem signifikanten Abfall der Rissausbreitungsraten. In den Vakuumabschnitten besteht ein linearer Zusammenhang zwischen der Rissausbreitungsrate und dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor bei doppellogarithmischer Auftragung.
- Die Bruchfläche vom Ermüdungsversuch mit Umgebungswechsel zwischen Laborluft und Vakuum weist eine halb elliptische Form auf. Zudem sind duktile Bereiche in der Bruchfläche zu beobachten, die sich über einzelne Umgebungsabschnitte erstrecken.
- Der Ermüdungsversuch mit Umgebungswechsel zwischen Vakuum und Stickstoff zeigt, dass unabhängig von der Umgebungsbedingung stellenweise Gleitspuren auf der Materialoberfläche zu beobachten sind und der Risspfad in Normalenrichtung ausgeprägt ist.
- Im Vergleich zum Ermüdungsversuch mit Umgebungswechsel zwischen Laborluft und Vakuum führt ein Umgebungswechsel von Stickstoff zu Vakuum nicht zu einem signifikanten Abfall der Rissausbreitungsraten.
- In der Risswachstumskurve liegen die Risswachstumsraten in Stickstoffatmosphäre bei sehr niedrigen  $\Delta K$ -Werten um einen Faktor von 10 höher als im Vakuum. Bei moderaten  $\Delta K$ -Werten liegen die Ausbreitungsraten allerdings in einem vergleichbaren Wertebereich. Zudem weisen die Rissausbreitungsraten in Stickstoffatmosphäre keinen exponentiellen Zusammenhang zu dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor auf.

### 4.3 EN-AW 5083 im weichgeglühten Zustand

#### 4.3.1 Rissausbreitungsverhalten in Vakuum (sehr niedrige Lastamplituden)

Wie auch bei den aushärtbaren Legierungszuständen wurden für die naturharte Aluminiumknetlegierung im weichgeglühten Zustand Ermüdungsexperimente im Vakuum bei sehr niedrigen Lastamplituden und einem konstanten Spannungsverhältnis von  $R = -1$  durchgeführt. In der **Abbildung 4-40** sind die Rissausbreitungsraten in Vakuum über den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor doppellogarithmisch aufgetragen.

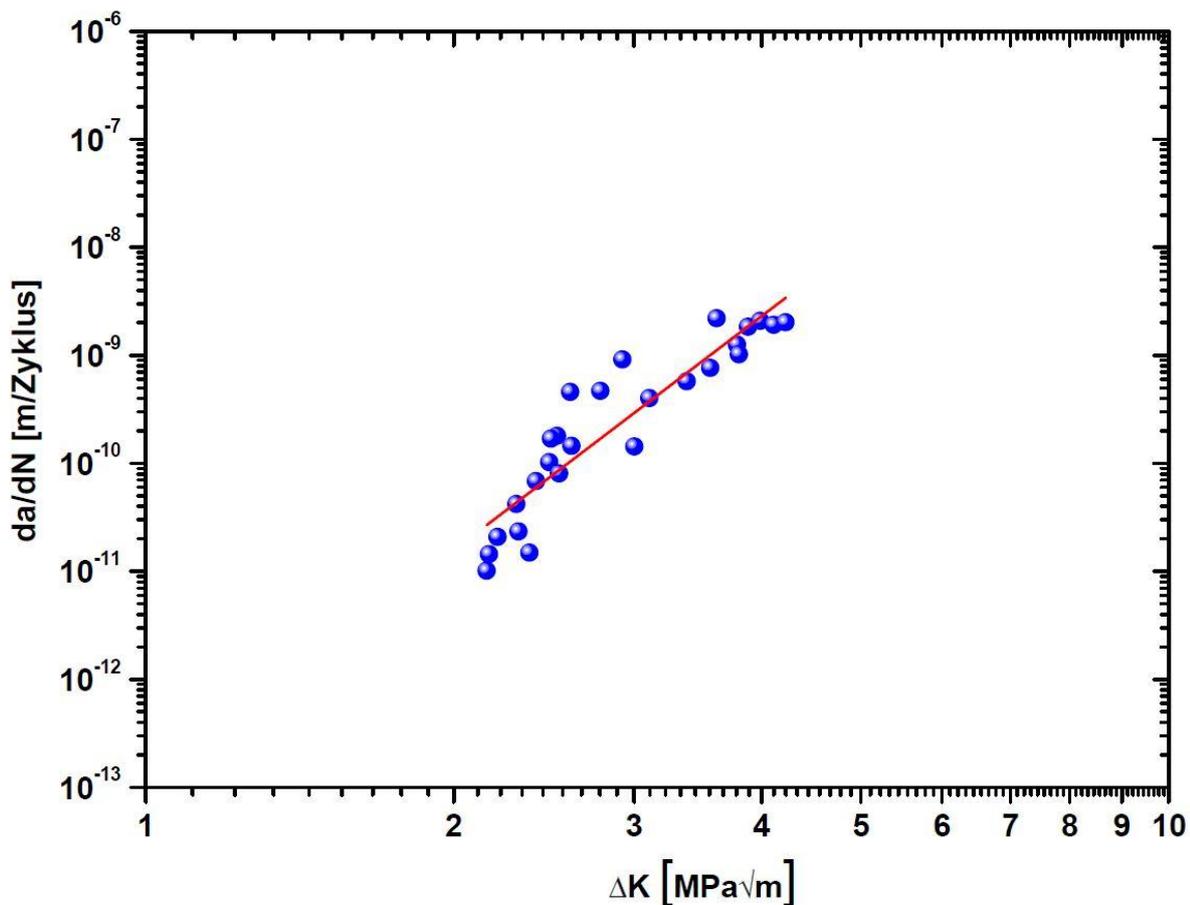


Abbildung 4-40: Risswachstumskurve der naturharten Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 im weichgeglühten Zustand im Vakuum

Wie in der **Abbildung 4-40** zu erkennen ist, liegen bei niedrigen Werten für  $\Delta K$  sehr niedrige Rissausbreitungsraten vor. Mit steigender zyklischer Spannungsintensität vor der Risspitze nehmen die Rissausbreitungsraten zu und folgen im Wesentlichen der Paris-Geraden. Demzufolge können die werkstoffabhängigen Größen bestimmt werden ( $C = 1,1 \times 10^{-13}$  und  $m = 7,2$ ). In den Ermüdungsversuchen bestehen sowohl in den Risspfaden als auch in den Ermüdungsbruchflächen keine signifikanten Abweichungen. Die Risspfade sind im Wesentlichen in Normalenrichtung ausgeprägt. In besonderen Abschnitten des Risspfads sind sehr lokal Gleitspuren auf der Materialoberfläche zu beobachten. Die Ermüdungsbruchflächen weisen allesamt eine halb elliptische Form auf, wobei die

Oberflächenstrukturen innerhalb des ermüdeten Bereiches sehr homogen und senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt sind.

In einer Messung wurde der Langrisschwellenwert  $\Delta K_{I,0}$  für EN-AW 5083 im weichgeglühten Zustand mit Hilfe der load-shedding Methode bestimmt. Die FIB-Mikrokerbe, die in die Probenmitte eingebracht wurde, besaß eine Länge von 250  $\mu\text{m}$ . Zunächst wurde ein Anriss bei einer konstanten Lastamplitude von  $\Delta\sigma = 125 \text{ MPa}$  erzeugt. Aufgrund der niedrigen Streckgrenze des weichgeglühten Zustandes erfolgte die Ermüdung dabei schon im plastischen Bereich. Die Lastabsenkung zur Langrisschwellenwertermittlung wurde erst ab einer Risslänge von 570  $\mu\text{m}$  gestartet. Die Messung ergab einen Langrisschwellenwert  $\Delta K_{I,0}$  von  $2,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

#### 4.3.2 Rissausbreitung bei Umgebungswechsel zwischen Luft und Vakuum

Eine alternierende Versuchsführung mit Umgebungswechsel wurde ebenfalls bei einer konstanten Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120 \text{ MPa}$  für die naturharte Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 im weichgeglühten Zustand durchgeführt. Auch hier wurde in die Probenmitte vor dem Ermüdungsexperiment eine FIB-Mikrokerbe mit einer Länge von etwa 260  $\mu\text{m}$  präpariert. In der **Abbildung 4-41** sind der Risspfad mit lokaler Gleitbandbildung auf der Materialoberfläche, die EBSD-Analyse sowie die Rissausbreitungsraten der beiden Risspitzen dargestellt. Der Risspfad ist unabhängig von der Umgebungsbedingung senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt. Dabei sind keine Zusammenhänge zwischen den berechneten Gleitspuren der individuellen Körner und dem Risspfad identifizierbar. Allerdings sind in besonderen Abschnitten lokal Gleitbänder zu beobachten, die eine deutliche Übereinstimmung mit den berechneten Gleitspuren der Körner aufweisen (blaue Rechtecke in der **Abbildung 4-41 a)**).

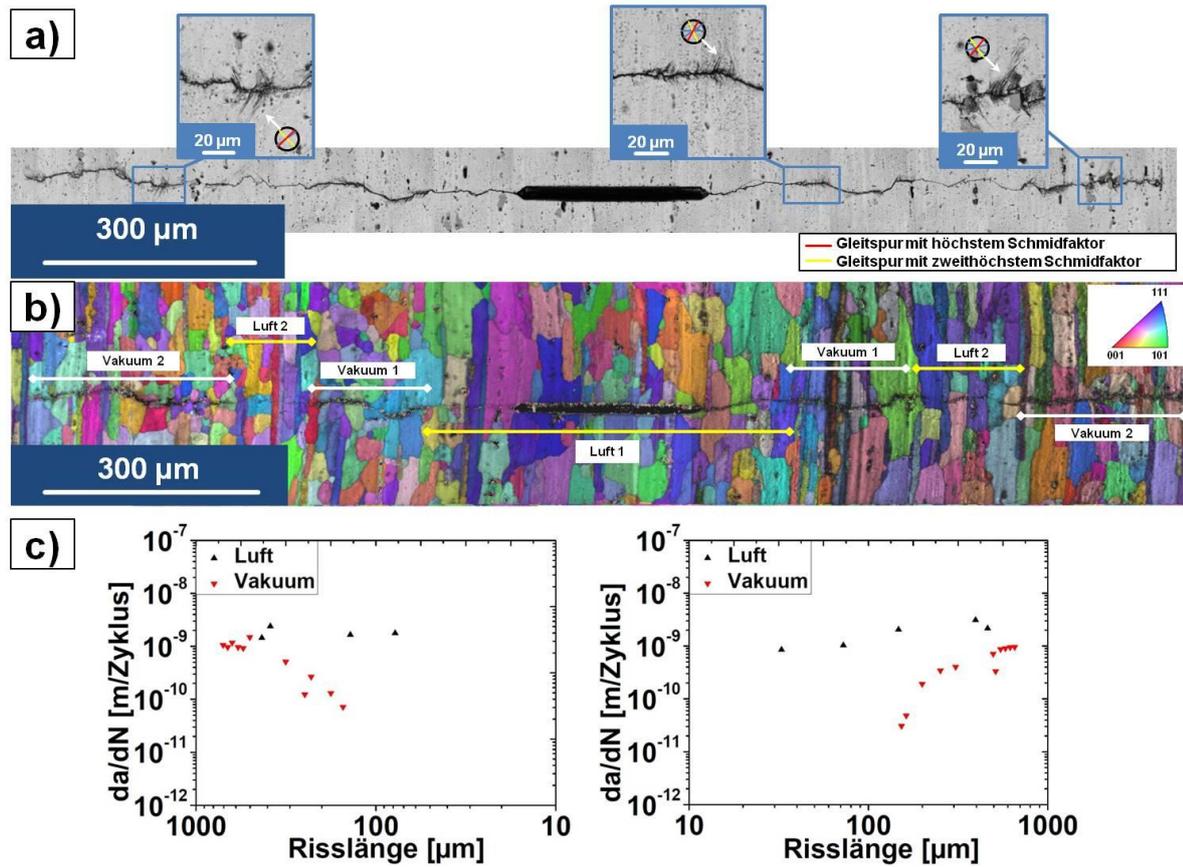


Abbildung 4-41: Risspfad in EN-AW 5083 im weichgeglühten Zustand bei einer konstanten Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa mit wechselnder Umgebungsbedingung: a) lokale Gleitbandbildung auf der Materialoberfläche mit berechneten Gleitspuren, b) EBSD-Analyse und c) Rissausbreitungsraten für beide Rissspitzen

Die Rissausbreitungsraten sowohl der einzelnen Rissspitzen als auch über  $\Delta K$  sind in den **Abbildungen 4-41 c)** und **4-42** dargestellt.

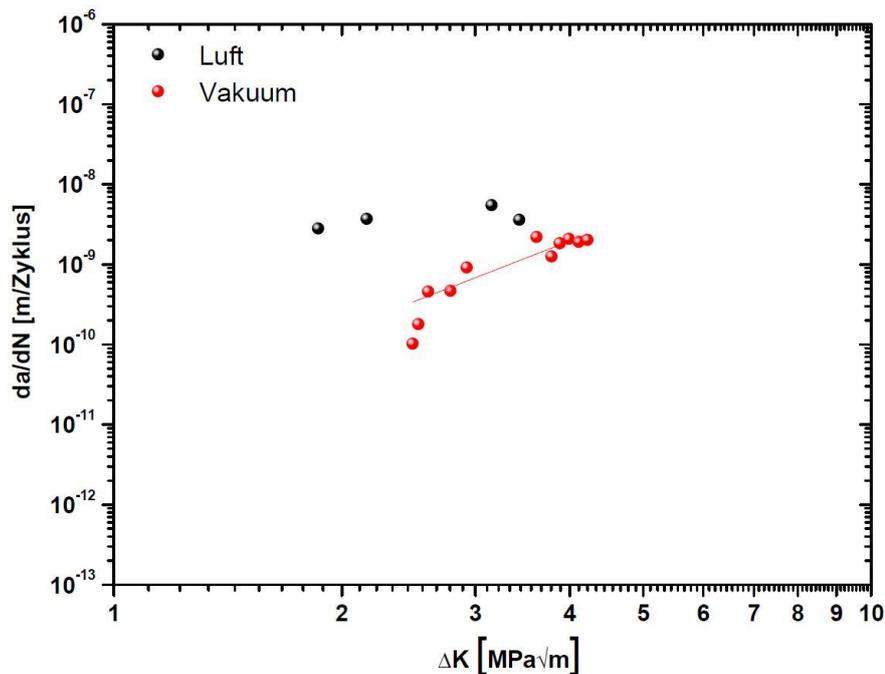
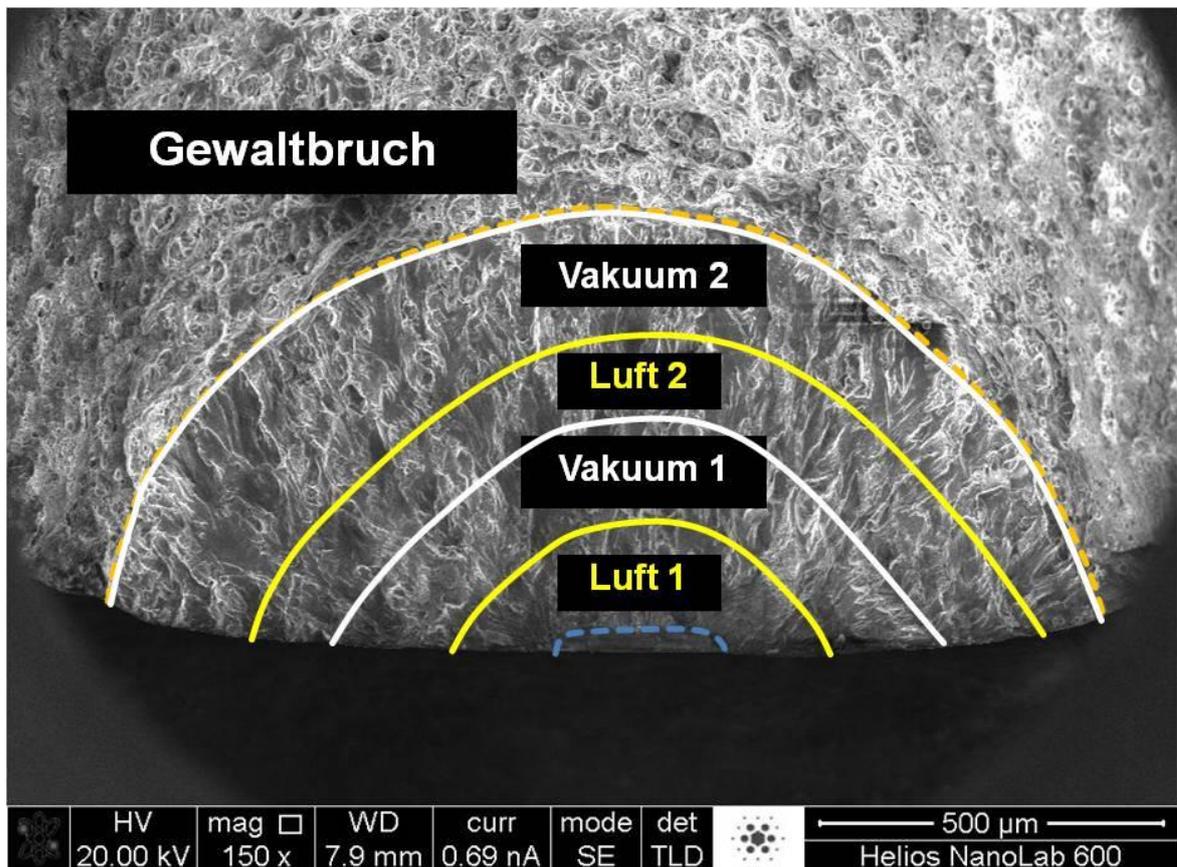


Abbildung 4-42: Risswachstumskurve der Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 im weichgeglühten Zustand mit Umgebungswechsel

Wie bereits aus den Ermüdungsversuchen der aushärtbaren Aluminiumknetlegierung in beiden Werkstoffzuständen mit Umgebungswechsel festgestellt werden konnte (**Abbildungen 4-22** und **4-35**), ist ebenfalls ein deutlicher Abfall in der Risswachstumsrate durch das Wechseln der Umgebungsbedingung von Laborluft zu Vakuum zu verzeichnen. Ebenfalls geht aus der Risswachstumskurve in der **Abbildung 4-42** hervor, dass die Ausbreitungsraten der Vakuumabschnitte einen exponentiellen Zusammenhang zu dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor aufweisen. Die Trendlinie weist im Vergleich zur aushärtbaren Aluminiumknetlegierung allerdings eine flachere Steigung auf.



**Abbildung 4-43:** Bruchfläche des Ermüdungsversuchs mit Umgebungswechsel zwischen Laborluft und Vakuum von EN-AW 5083 im weichgeglühten Zustand

In der **Abbildung 4-43** ist die Bruchfläche des Ermüdungsexperiments dargestellt. Die Ermüdungsbruchfläche besitzt eine halb elliptische Form. Auf den ersten Blick weisen die einzelnen Umgebungsbereiche in der Ermüdungsbruchfläche keine signifikanten Unterschiede auf. Im gesamten betrachtet, ist die Bruchfläche sehr homogen und glatt ausgeprägt.

#### *Zwischenzusammenfassung*

- In allen Ermüdungsversuchen in Vakuum bei sehr niedrigen Belastungsamplituden von EN-AW 5083 im weichgeglühten Zustand sind die Risspfade in Normalenrichtung

ausgeprägt, wobei in besonderen Abschnitten sehr lokal Gleitspuren auf der Materialoberfläche zu beobachten sind. Die Ermüdungsbruchflächen weisen allesamt eine halb elliptische Form auf, wobei die Topographie sehr homogene Strukturen aufweist.

- Aus der Risswachstumskurve der naturharten Aluminiumknetlegierung im weichgeglühten Zustand geht hervor, dass die Rissausbreitungsraten in Vakuum im Wesentlichen der Paris-Geraden folgen. Eine Messung mit Hilfe der load-shedding Methode ergab einen Langrisswellenwert  $\Delta K_{I,0}$  von  $2,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .
- Der Ermüdungsversuch mit Umgebungswechsel zwischen Laborluft und Vakuum zeigt, dass der Risspfad unabhängig von der Umgebungsbedingung senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt ist und keinen Zusammenhang zu den berechneten Gleitspuren aufweist. Allerdings bestehen lokal im Bereich des Risspfads Gleitspuren auf der Materialoberfläche, die sehr deutlich mit den berechneten Gleitspuren korrelieren.
- Wie bei den aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen führt bei der naturharten Aluminiumknetlegierung im weichgeglühten Zustand ein Umgebungswechsel von Laborluft zu Vakuum zu einem deutlichen Abfall der Risswachstumsrate.
- Die Bruchfläche des Ermüdungsversuchs mit Umgebungswechsel besitzt eine halb elliptische Form. Die einzelnen Umgebungsbereiche innerhalb der Ermüdungsbruchfläche weisen dabei keine signifikanten Unterschiede auf.

#### 4.4 EN-AW 5083 im kaltverfestigten Zustand

##### 4.4.1 Rissausbreitungsverhalten in Vakuum (sehr niedrige Lastamplituden)

Es wurden ebenfalls Ermüdungsversuche im Vakuum bei sehr niedrigen Lastamplituden bei symmetrisch wechselnder Belastung für den kaltverfestigten Zustand durchgeführt. Wie auch in den Ermüdungsergebnissen des weichgeglühten Zustands erkannt, ist der Risspfad senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt und weist an einigen Stellen sehr lokal Gleitspuren auf der Materialoberfläche auf. Auch in diesem Werkstoffzustand besitzt die Ermüdungsbruchfläche eine halb elliptische Form. Die Strukturen innerhalb der Ermüdungsbruchfläche sind sehr homogen und senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt. In der **Abbildung 4-44** ist die Rissausbreitungskurve des kaltverfestigten Zustandes dargestellt.

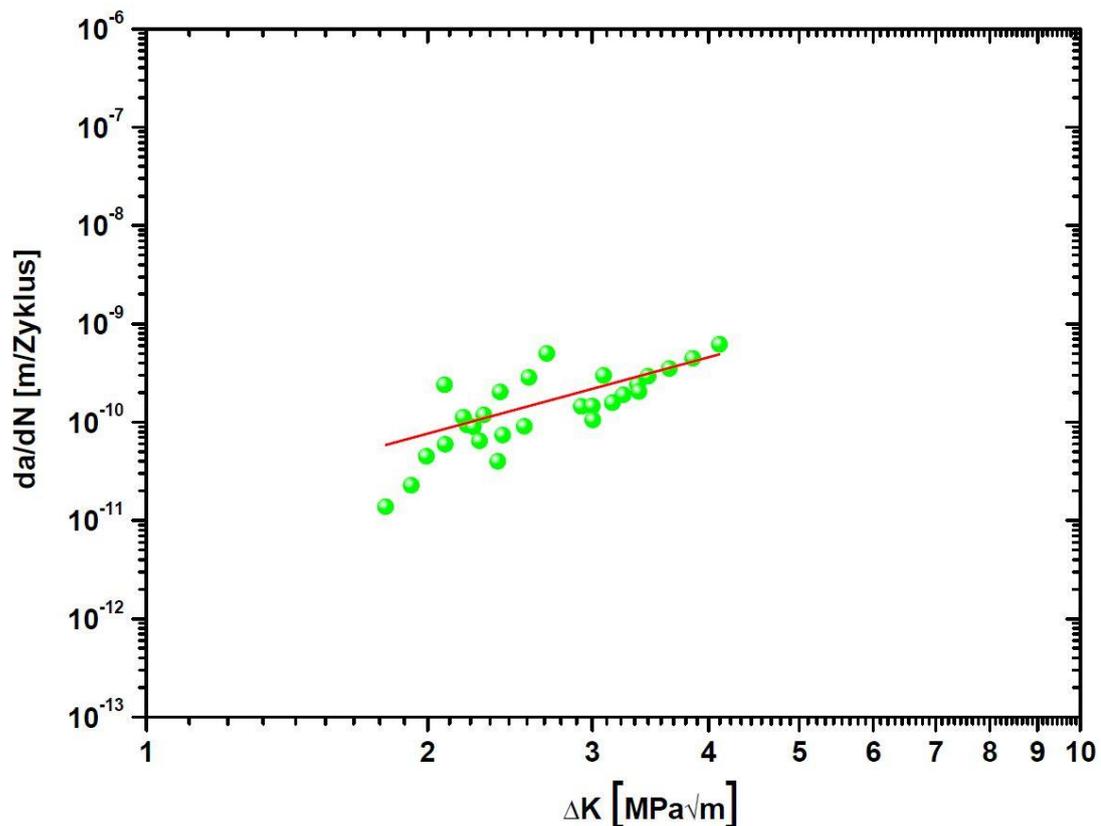
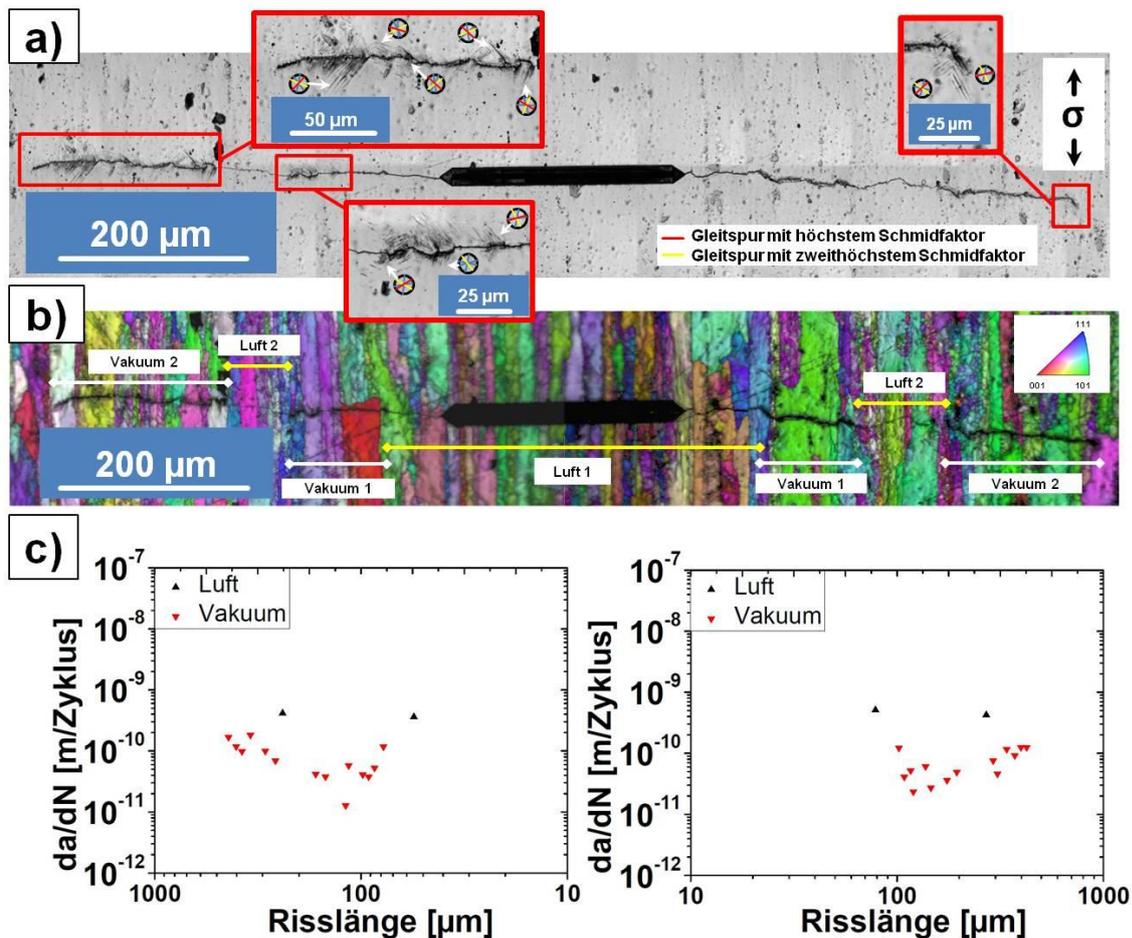


Abbildung 4-44: Rissausbreitungskurve der naturharten Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 im kaltverfestigten Zustand im Vakuum

Wie auch im weichgeglühten Werkstoffzustand sind bei niedrigen  $\Delta K$ -Werten sehr niedrige Rissausbreitungsraten zu verzeichnen. Desweiteren ist auch hier mit ansteigender Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors festzustellen, dass die Rissausbreitungskurve der Paris-Geraden folgt. Demzufolge können die werkstoffabhängigen Größen ermittelt werden, wobei die Größe  $C$  einen Wert von  $1,3 \times 10^{-11}$  und der Exponent  $m$  einen Wert von 2,6 besitzen.

#### 4.4.2 Rissausbreitung bei Umgebungswechsel zwischen Luft und Vakuum

Wie in dem Kapitel 4.3.2 wurde eine FIB-Mikrokerbe mit einer Länge von etwa 260  $\mu\text{m}$  in die Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 im kaltverfestigten Zustand eingebracht. Das Schadensbild infolge der Materialermüdung bei wechselnder Umgebung ist in der **Abbildung 4-45** dargestellt. Im Vergleich zu dem Ermüdungsexperiment der naturharten Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 im weichgeglühten Zustand (**Abbildung 4-41**) sind in dem kaltverfestigten Zustand sehr ähnliche Effekte im Hinblick auf das Schädigungsverhalten infolge der Materialermüdung zu beobachten. Wie im weichgeglühten Werkstoffzustand, erfolgte die Rissausbreitung unabhängig von der Umgebungsbedingung nach der Rissinitiierung von Beginn an senkrecht zur Belastungsrichtung. Dabei ist keine Korrelation zwischen dem Risspfad und den berechneten Gleitspuren festzustellen. Allerdings sind auch hier, wie in der **Abbildung 4-41 a)**, sehr lokal am Risspfad Gleitspuren zu beobachten (rote Rechtecke in **Abbildung 4-45 a)**, die eine deutliche Übereinstimmung mit den berechneten Gleitspuren aufweisen. So zeigen beispielsweise die entstandenen Gleitspuren am Ende der linken Risspitze in dem Bereich Vakuum 2 eine deutliche Übereinstimmung mit der Gleitspur mit dem höchsten Schmidfaktor auf [95].



**Abbildung 4-45:** Risspfad in EN-AW 5083 (H111) bei konstanter Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 120$  MPa und wechselnder Umgebungsbedingung: a) lokale Gleitbandbildung auf der Materialoberfläche mit berechneten Gleitspuren, b) EBSD-Analyse und c) Rissausbreitungsraten für die linke sowie rechte Risspitze [95]

Signifikante Unterschiede können auch hier in den Rissausbreitungsraten in der **Abbildung 4-45 c)** und **4-46** festgestellt werden, wenn zwischen den Bereichen Laborluft und Vakuum verglichen wird. Durch den Umgebungswechsel von Laborluft zu Vakuum ist ein deutlicher Abfall in den Rissausbreitungsraten zu verzeichnen. Die Vakuummesswerte aus der Risswachstumskurve in der **Abbildung 4-46** lassen sich auch hier interpolieren und folgen damit der Paris-Gesetzmäßigkeit. Im Vergleich zum weichgeglühten Werkstoffzustand liegen die Rissausbreitungsraten im kaltverfestigten Werkstoffzustand allerdings tendenziell um einen Faktor von 10 niedriger.

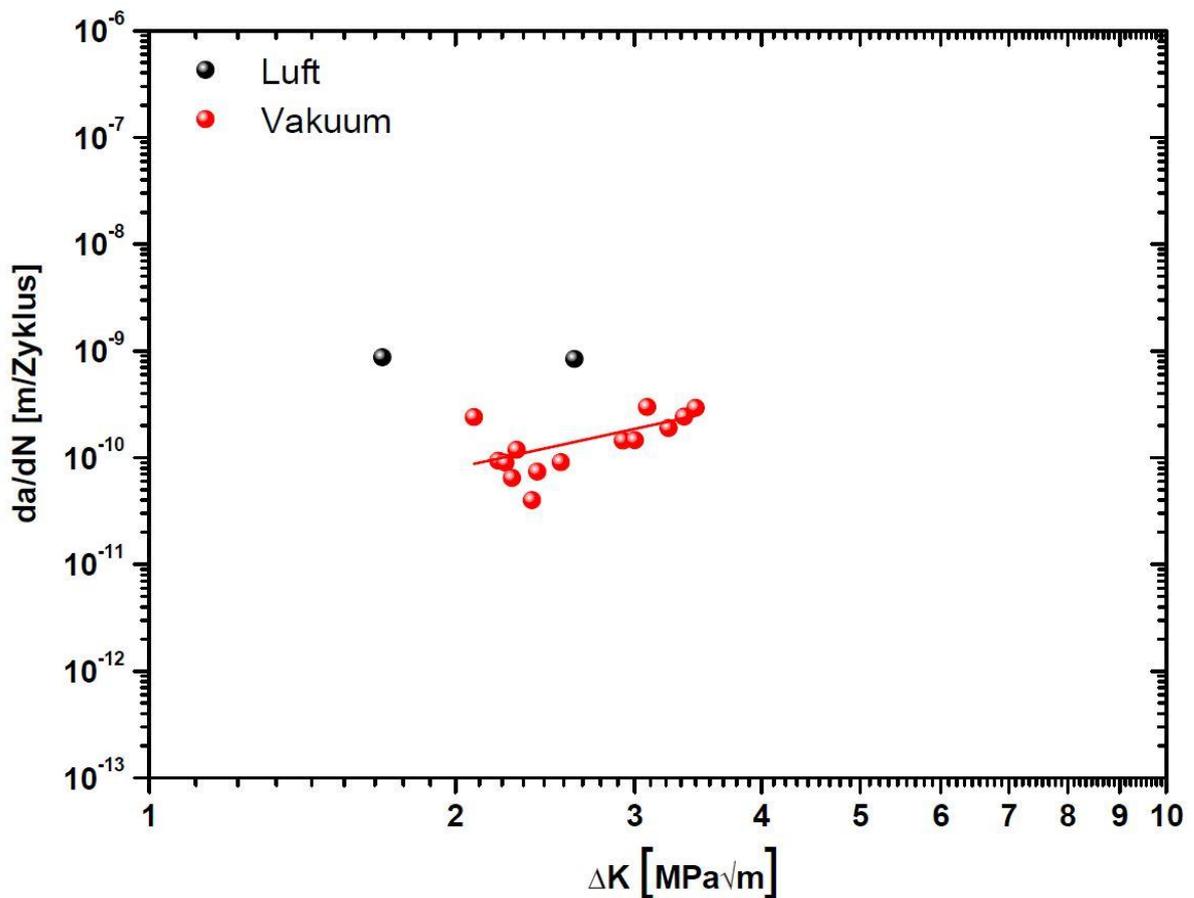
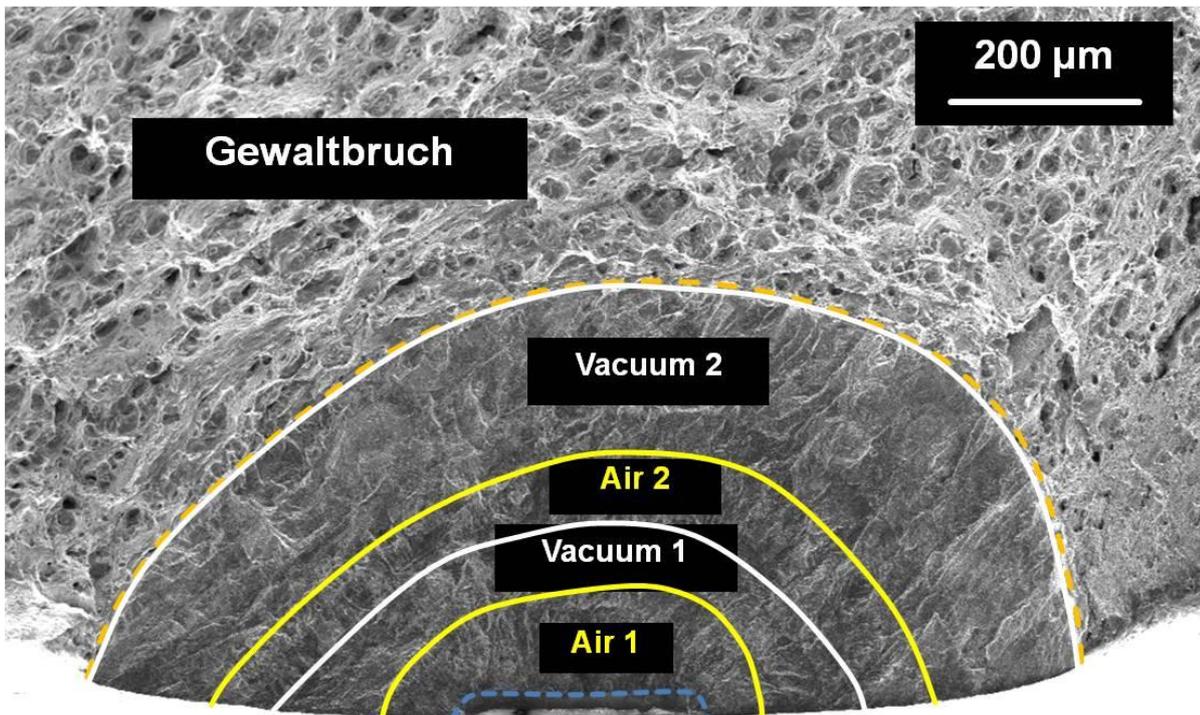


Abbildung 4-46: Risswachstumskurve der Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 im kaltverfestigten Zustand mit wechselnder Umgebungsbedingung

Die Bruchfläche des in der **Abbildung 4-45** gezeigten Ermüdungsexperiments ist in der **Abbildung 4-47** dargestellt. Die Ermüdungsbruchfläche besitzt ebenfalls wie im weichgeglühten Zustand (**Abbildung 4-43**) eine halbelliptische Form. Zudem zeigen die Ermüdungsbruchflächen der Luft- und Vakuumabschnitte keine signifikanten Unterschiede auf. Die Bruchflächen sind sehr glatt, homogen und senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt.



**Abbildung 4-47:** Ermüdungsbruchfläche von EN-AW 5083 (H111): a) halbelliptische Form und b) Schwingstreifen in der Detailansicht von Bereich Luft 2

#### Zwischenzusammenfassung

- Wie im weichgeglühten Zustand ist der Risspfad in EN-AW 5083 im kaltverfestigten Zustand bei VHCF-Rissausbreitung im Vakuum senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt. Auch hier sind sehr lokal im Bereich des Risspfads Gleitspuren auf der Materialoberfläche festzustellen.
- Die Ermüdungsbruchfläche im kaltverfestigten Zustand besitzt ebenfalls eine halbelliptische Form, wobei die Topographie innerhalb der Ermüdungsbruchfläche sehr homogen und senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt ist.
- Aus der Risswachstumskurve der naturharten Aluminiumknetlegierung im kaltverfestigten Zustand geht hervor, dass ein linearer Zusammenhang zwischen der Risswachstumsrate und dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor besteht.
- Der Ermüdungsversuch mit Umgebungswechsel zwischen Laborluft und Vakuum zeigt, dass die Rissausbreitung wie im weichgeglühten Werkstoffzustand unabhängig von der Umgebungsbedingung senkrecht zur Belastungsrichtung erfolgte. Ebenfalls sind in diesem Ermüdungsversuch sehr lokal Gleitspuren auf der Materialoberfläche zu beobachten, die sehr deutlich mit den berechneten Gleitspuren korrelieren.
- Ein Umgebungswechsel von Laborluft zu Vakuum führt auch hier zu einem deutlichen Abfall in den Rissausbreitungsraten. Im Vergleich zum weichgeglühten Zustand liegen

die Rissausbreitungsraten im kaltverfestigten Zustand in Vakuum allerdings bei moderaten  $\Delta K$ -Werten tendenziell um einen Faktor von 10 niedriger.



## 5 Simulation der Rissausbreitung in Vakuum von EN-AW 6082 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand

Das Kurzriszwachstumsmodell, das in dem Kapitel 2.3 vorgestellt und ursprünglich für die Simulation von kurzen Rissen in metallischen Werkstoffen entwickelt wurde, wurde für die Simulation von kurzen Rissen in metallischen Werkstoffen entwickelt wurde, wurde für die VHCF-Rissausbreitung im Vakuum für die Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im (ma)-Zustand herangezogen. Aus den Ergebnissen der EBSD-Analyse wurde dabei ein Gefügemodell erstellt und in dem Rissausbreitungsmodell angewendet. Das Gefügemodell berücksichtigt dabei alle wichtigen kristallographischen Informationen (wie beispielsweise Korngrenzen, die individuelle Kornorientierung usw.). Mit Hilfe der Kornorientierungen und der entsprechenden Kristallgitterstruktur, die bei Aluminiumwerkstoffen kubisch-flächenzentriert ist, können sowohl die möglichen Gleitebenen des Typs  $\{111\}$  als auch die dazugehörigen Schmid-Faktoren im Modell festgelegt werden. Zu Beginn der Simulation werden zunächst als werkstoffabhängige Größen die kritische Schubspannung ( $\tau^F = 115 \text{ MPa}$ ) und die mikrostrukturelle Fließschubspannung an den Gleitbändern ( $\tau^C = 125 \text{ MPa}$ ), die wie in den Arbeiten von Schick [79] und Köster [82] in analoger Vorgehensweise berechnet wurden, sowie die elastischen Konstanten von Aluminium [113] eingegeben. Zudem wird ein Anfangsriß definiert, der der FIB-Mikrokerbe in dem entsprechenden Ermüdungsexperiment entspricht. In der **Abbildung 5-1** ist das Simulationsergebnis eines Ermüdungsexperiments in Vakuum dargestellt.

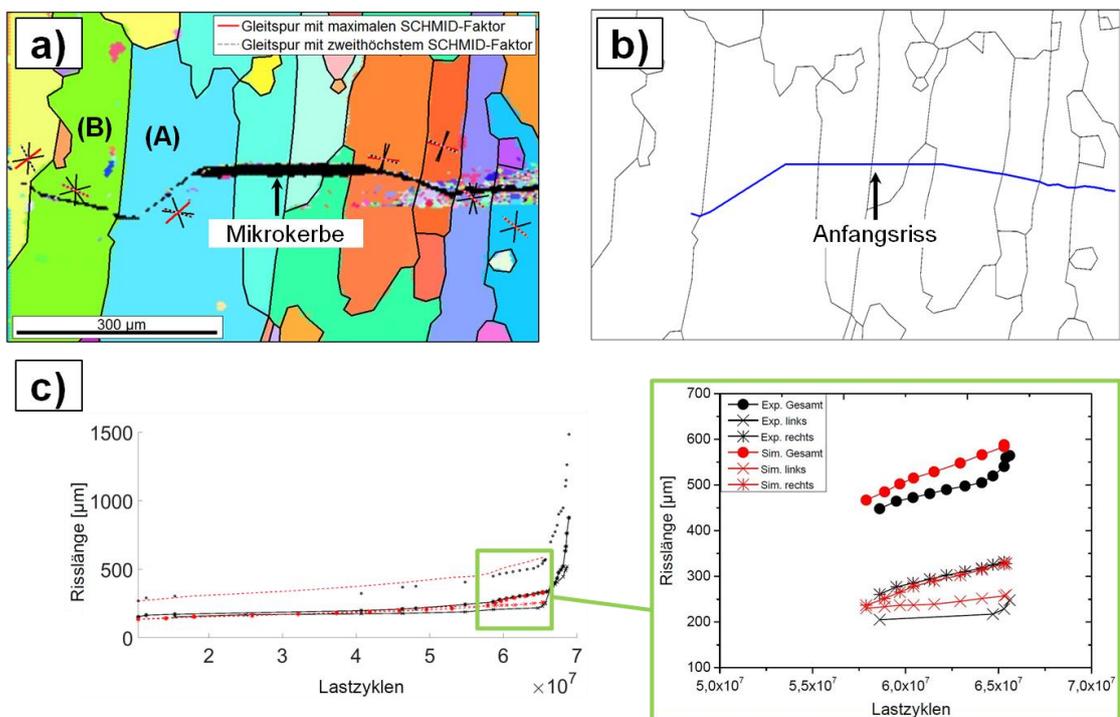


Abbildung 5-1: Simulationsergebnis eines Ermüdungsversuchs der aushärtbaren Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im ma-Zustand im Vakuum: a) Gefügemodell mit verfügbaren Gleitebenen, b) Simulation des Risspfads und c) experimentelle (schwarz) und simulierte (rot) Risslänge über Zyklenzahl

In der **Abbildung 5-1 a)** sind im Gefügemodell die verfügbaren Gleitspuren der berücksichtigten Körner dargestellt. Die roten Linien kennzeichnen dabei die Gleitspuren mit höchstem und die grau gestrichelten Linien die Gleitspuren mit zweithöchstem Schmid-Faktor. In der **Abbildung 5-1 b)** ist der simulierte Risspfad (blau) dargestellt. Es ist zu erkennen, dass der simulierte Risspfad sehr gut mit dem experimentell untersuchten Risspfad übereinstimmt. Aus den Simulationsergebnissen geht hervor, dass der Rissfortschritt auf der rechten Seite der Mikrokerbe durch die Aktivierung von zwei Gleitbändern erfolgte. Ein anderes Rissausbreitungsverhalten stellte sich auf der linken Seite der Mikrokerbe ein. Die Aktivierung von zwei Gleitbändern führte zu einem fehlerhaften Rissfortschritt in der Simulation. Aus diesem Grund wurde das zu aktivierende Gleitband in Korn (A) indirekt vorgegeben. Die Aktivierung eines Gleitbandes wurde auf das Gleitband mit dem höchsten Schmidfaktor beschränkt und damit reine Einfachgleitung vorausgesetzt. In der **Abbildung 5-1 c)** ist die Risslänge über die Zyklenzahl für die experimentellen und simulativen Ergebnisse aufgetragen. Aus der Kurve geht hervor, dass die experimentell ermittelten Werte (schwarz) sehr gut mit den berechneten Werten (rot) übereinstimmen. Desweiteren ist in dem grün markierten Bereich eine deutliche Abweichung im Rissfortschritt zwischen der linken und rechten Rissspitze zu erkennen. Sowohl im Ermüdungsexperiment als auch in der Simulation ist eine deutliche Verringerung in den Rissausbreitungsraten der linken Rissspitze festzustellen. In der Simulation findet der Rissfortschritt in Abhängigkeit von der verbleibenden Gleitbandlänge vor der Rissspitze statt. Durch die Annäherung des Risses an die Korngrenze zwischen Korn (A) und (B) kommt es zu einer Abnahme der Rissausbreitungsraten, weil die Korngrenze als eine Barriere mit bestimmter Stärke gegenüber einem Gleittransfer angesehen werden kann (Hall-Petch-Idee). Sobald eine kritische Schubspannung in einem der Sensorelemente hinter der Korngrenze erreicht wird, wird das alte Korn mit dem Gleitband des neuen Kornes vernetzt. Die Grenze gilt dann als durchbrochen und leistet demzufolge keinen Widerstand mehr, sodass in dem Korn (B) der Riss auf dem neuen aktivierten Gleitband voranschreiten kann. In der Simulation werden demzufolge mögliche Barrierewirkungen von Korngrenzen realistisch abgebildet. Da der Rissfortschritt in der Simulation infolge der Rissspitzenabgleitung  $\Delta CTSD$  bestimmt wird (Gleichung (2.21)), kann daraus der Irreversibilitätsfaktor  $C_{CTSD}$  abgeleitet werden. Dabei ergibt sich ein sehr niedriger Wert für  $C_{CTSD}$  von 0,0006.

## 6 Diskussion

### 6.1 Einfluss der Atmosphäre auf die VHCF-Langrissausbreitung

Die Ermüdungsversuche mit wechselnder Umgebungsbedingung zeigen für alle Werkstoffe bzw. Werkstoffzustände, dass ein signifikanter atmosphärischer Einfluss auf die VHCF-Langrissausbreitung besteht. In Laborluftatmosphäre wachsen die Risse, abgesehen von den schubspannungsgesteuerten Anteilen im Langrisswellenwertbereich, ausschließlich normalspannungsgesteuert. Dieses Rissausbreitungsverhalten wird durch die Abweichung zwischen den berechneten Gleitspuren und dem Risspfad bestätigt. Desweiteren äußert sich die Stadium II-Rissausbreitung in den Ermüdungsbruchflächen, die sehr glatte und homogene Strukturen senkrecht zur Belastungsrichtung aufweisen. Im Hinblick auf die aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen konnte durch die Ermüdungsexperimente in Laborluft festgestellt werden, dass die VHCF-Langrissausbreitung sehr deutlich durch die räumliche Anordnung der Primärphasen beeinflusst wird. Demnach kommt es in Abhängigkeit von der Probenentnahmerichtung aus der gewalzten Platte zu einer mehr oder weniger starken Wechselwirkung zwischen der Rissfront und der Primärphasen [4,5,92]. Besonders im Bereich des Langrisswellenwerts können die Ermüdungsrissse in Abhängigkeit von der Anordnung der Primärausscheidungscluster dabei vollständig blockiert werden.

Ein Wechseln der Umgebungsbedingung von Laborluft zu Vakuum führt bei allen Werkstoffen bzw. Werkstoffzuständen zu einem signifikanten Abfall in den Rissausbreitungsraten um einen Faktor zwischen 10 und 100. Desweiteren bilden sich bei allen Ermüdungsversuchen mit Umgebungswechsel im Vakuum Gleitspuren auf der Materialoberfläche. Daher ist die Tendenz für Einfachgleitung im Vakuum durch die Abwesenheit der atmosphärischen Bestandteile sehr ausgeprägt. Bei beiden naturharten Werkstoffzuständen bilden sich die Gleitspuren im Vakuum nur sehr lokal an der Riss Spitze, wohingegen bei den aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen eine sehr starke Gleitbandbildung auf der Materialoberfläche (teilweise von der Riss Spitze bis zur Korngrenze) zu beobachten ist. Die stärksten Effekte durch den Umgebungswechsel sind allerdings in der Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im (ma)-Zustand zu beobachten. Bei diesem Werkstoffzustand ist nicht nur ein signifikanter Abfall in den Rissausbreitungsraten, sondern auch eine Änderung des Rissausbreitungsmechanismus festzustellen. Wie in dem Ermüdungsexperiment in **Abbildung 4-22** zu erkennen ist, wächst der Ermüdungsriss im Vakuum entlang von gebildeten Gleitbändern. Die Abweichung des Rissausbreitungsmechanismus kann sehr gut auf der rechten Seite des Risses in der **Abbildung 4-22 b)** (Umgebungswechsel von Luft 2 nach Vakuum 2) nachvollzogen werden. In dem Bereich Luft 2 wuchs der Riss normalspannungsgesteuert, wobei der Risspfad keine

Korrelation zu den berechneten Gleitspuren aufweist. Durch das Wechseln der Umgebungsbedingung zu Vakuum ist ein deutliches Abknicken des Risses im selben Korn festzustellen. Sowohl die entstandenen Gleitspuren auf der Materialoberfläche als auch der Risspfad weisen dabei eine deutliche Übereinstimmung mit der berechneten Gleitspur mit höchstem Schmidfaktor auf. Desweiteren sind in der Ermüdungsbruchfläche der Vakuumabschnitte kristallographische Facetten vorzufinden, die entsprechend den {111}-Ebenen von Aluminium zuzuordnen sind. Aufgrund der höheren Tendenz einer ausgeprägten Einfachgleitung infolge der Abwesenheit der Atmosphäre im Vakuum und des Ausscheidungsstatus der Sekundärteilchen in der Mikrostruktur findet bei diesem Legierungszustand ausgeprägte Stadium I-Rissausbreitung statt. Somit kann durch die alternierende Versuchsführung mit Umgebungswechsel ausgeschlossen werden, dass die Walztextur einen direkten Einfluss auf das schubspannungsgesteuerte VHCF-Langrisswachstum im Vakuum besitzt.

Wie bereits in den Grundlagen (Kapitel 2.1.1) beschrieben wurde, neigen Aluminium und seine Legierungen im Allgemeinen aufgrund der hohen Stapelfehlerenergie zu einem welligen Versetzungsgleichcharakter. Allerdings können der Versetzungsgleichcharakter und damit die Schädigungsvorgänge in der Legierung durch den Sekundärausscheidungsstatus signifikant beeinflusst werden. Dieser Zusammenhang wird eindeutig durch die Ermüdungsexperimente mit Umgebungswechsel der einzelnen Werkstoffe bzw. -zustände demonstriert. Wie in der **Abbildung 3-1 b)** und **c)** zu erkennen ist, führen die unterschiedlichen Wärmebehandlungen der aushärtbaren Knetlegierungen zu unterschiedlichen Sekundärausscheidungsphasen. Die Mikrostruktur im (ma)-Zustand weist teilkohärente nadelförmige Sekundärausscheidungen (SA) mit einer Vorzugsorientierung auf, die durch Versetzungsbewegungen in den entsprechenden Gleitebenen geschnitten werden können. Der Schneidmechanismus der teilkohärenten Sekundärteilchen führt während der Wechselverformung im Vakuum zu einem Hin- und Hergleiten der Versetzungen auf den bevorzugten Gleitebenen und begünstigt damit einen planaren Versetzungsgleichcharakter in der Legierung. Dabei hängt die Aktivierung der bevorzugten Gleitebenen von der individuellen Kornorientierung zur Belastungsrichtung ab. Der ausgeprägte planare Versetzungsgleichcharakter im (ma)-Zustand führt zu einer intensiven lokalen plastischen Verformung innerhalb von individuellen Gleitbändern und damit zu einer schubspannungsgesteuerten VHCF-Langrissausbreitung.

Dem gegenübergestellt weist die Mikrostruktur im (üa)-Werkstoffzustand durch die längere Warmaushärtung vergrößerte inkohärente Sekundärteilchen auf. Die Vergrößerung der Sekundärteilchen im (üa)-Zustand infolge der Ostwald-Reifung führt zu einer signifikanten Änderung des Wechselwirkungsmechanismus zwischen den Versetzungen und der Sekundärausscheidungen. Aufgrund der Größe, Form sowie Abstand der Teilchen

zueinander umgehen die Versetzungen aus energetischen Gründen die einzelnen Hindernisse infolge des Orowan-Mechanismus. Da die Sekundärteilchen nicht von den Versetzungen geschnitten werden und damit die zyklische Abgleitung nicht überwiegend in den bevorzugten Gleitebenen stattfindet wie im (ma)-Werkstoffzustand, ist in diesem Fall ein welliger Versetzungsgleichcharakter in der Legierung vorherrschend. Trotz einer höheren Tendenz der Einfachgleitung im Vakuum tritt folglich vor der Risssspitze Mehrfachgleitung auf. Die Folge ist eine weitestgehend einheitliche Deformation lokal vor der Risssspitze und ein normalspannungsgesteuertes Langrissausbreitungsverhalten. Nichtsdestotrotz sind in den Risspfaden des (üa)-Zustands sporadisch schubspannungskontrollierte Abschnitte vorzufinden (z.B. rote Pfeile in **Abbildung 4-35 a**). In diesen Abschnitten liegt die Vermutung nahe, dass der Wechselwirkungsmechanismus des Schneidens, der zu einem planaren Versetzungsgleichcharakter führt, zeitweise vorherrschend war.

Ähnliche Erkenntnisse konnten ebenfalls von Petit et al. [8] erzielt werden, die unter anderem Untersuchungen aus unterschiedlichen Ermüdungsexperimenten [10-13] zusammengeführt haben. Demnach lässt sich die Langrissausbreitung in Abhängigkeit von unterschiedlichen Umgebungsbedingungen im Wesentlichen in vier Bereiche einteilen, wobei an dieser Stelle nur auf die beiden intrinsischen Bereiche im Hochvakuum (engl. intrinsic stage I-like und intrinsic stage II regime) näher eingegangen werden soll. Das Rissausbreitungsverhalten in den beiden intrinsischen Bereichen unterscheidet sich dabei im Ausbreitungsmechanismus. Die Rissausbreitung im intrinsischen Stadium I-ähnlichen Bereich findet vorzugsweise in Mikrostrukturen statt, die feinverteilte schneidbare Sekundärausscheidungen aufweisen. Bei Wechselverformung findet dabei eine heterogene lokalisierte Verformung innerhalb von Gleitbändern entlang der Rissfront statt. Als Folge treten facettenreiche Ermüdungsbruchflächen sowie starke Ablenkungen im Risspfad auf. Dagegen findet die intrinsische Stadium II-Rissausbreitung vorzugsweise in Mikrostrukturen statt, die große teil- bzw. inkohärente Sekundärphasen aufweisen. In diesen Konfigurationen der Mikrostruktur kann sich im Bereich der Rissfront eine große plastische Zone ausprägen, wobei mehrere Gleitsysteme während der zyklischen Belastung aktiv sind. Aufgrund der homogenen Verformung vor der Risssspitze resultiert demnach ein gerader Risspfad.

Bei den beiden Zuständen der naturharten Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 wachsen die Risse sowohl in Laborluft als auch im Vakuum normalspannungsgesteuert. Aufgrund des quasi ausscheidungsfreien Zustands der Mikrostruktur neigt dieser Werkstoff, trotz sowohl einer generell höheren Tendenz der Einfachgleitung im Vakuum als auch einer Herabsetzung der Stapelfehlerenergie infolge der Mischkristallhärtung [18], vorwiegend zu einem welligen Versetzungsgleichcharakter. Demzufolge findet vor der Risssspitze durch Mehrfachgleitung eine homogene Verformung statt, wodurch die Risse in beiden

Werkstoffzuständen aus der makroskopischen Sicht sogar im Vakuum im Stadium II wachsen.

Werden die Rissausbreitungsraten der Ermüdungsexperimente mit Umgebungswechsel zwischen Laborluft und Vakuum verglichen, ist besonders bei niedrigen Werten des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors eine hohe Diskrepanz (um einen Faktor von 100) festzustellen. Es wird daher angenommen, dass die Ermüdungseigenschaften von Werkstoffen bei Wechselverformung durch Umgebungsbestandteile in der Laborluftatmosphäre signifikant verschlechtert werden können. Hierbei bestehen verschiedene phänomenologische Ansätze, die im Kapitel 6.4 im Detail diskutiert werden sollen und erläutern, weshalb sich die Ermüdungseigenschaften der Aluminiumknetlegierungen in Laborluftatmosphäre im Vergleich zur Vakuumbedingung signifikant verschlechtern. Es liegt die Vermutung nahe, dass in Laborluftatmosphäre, das streng genommen als korrosives Medium betrachtet werden kann, reversible Gleitungsprozesse im Werkstoff durch die Bestandteile in der Atmosphäre signifikant behindert werden. So wird unter anderem das Wiederverschweißen von ausgetretenen Gleitstufen während der Rückverformung durch die Bildung einer Oxidschicht behindert bzw. unterbunden. Zudem treten im Bereich der Rissspitze Versprödungseffekte auf, die die lokalen Bindungsenergien signifikant herabsetzen. Als Folge tritt, aufgrund sowohl der ausgeprägten Irreversibilität der Gleitungsprozesse als auch der Versprödungsphänomene, Mehrfachgleitung vor der Rissspitze auf, wodurch der Riss makroskopisch normalspannungsgesteuert wächst. Der schädigende Einfluss der Umgebungsbestandteile in der „korrosiven“ Laborluftatmosphäre manifestiert sich ebenfalls bei sehr niedrigen  $\Delta K$ -Werten in der durchschnittlichen Rissausbreitungsrate (oberhalb von  $10^{-10}$  m/Lastwechsel), die mit dem zwischenatomaren Abstand von Aluminium ( $2,86 \times 10^{-10}$  m) weitestgehend übereinstimmt und daher einem Burgersvektor entspricht. Die durchschnittliche Rissausbreitungsrate im Vakuum bei sehr niedrigen  $\Delta K$ -Werten ( $10^{-12}$  m/Lastwechsel) liegt dagegen deutlich unterhalb des zwischenatomaren Abstandes von Aluminium. Daher kann davon ausgegangen werden, dass im Vakuum durch die fehlenden korrosiven Atmosphärenbestandteile die Reversibilität der Gleitungsprozesse deutlich ausgeprägter ist als in Laborluftatmosphäre. Die höhere Reversibilität der Gleitung wird ebenfalls dadurch bestätigt, dass sich in den Vakuumabschnitten, wenn auch nur in den naturharten Legierungszuständen sehr lokal ausgeprägt, Gleitspuren auf der Materialoberfläche ausbilden. Insbesondere in der aushärtbaren Aluminiumknetlegierung im (ma)-Zustand ist in den meisten Fällen nur ein Gleitsystem während der Wechselverformung aktiv, was darauf hindeutet, dass die Gleitungsprozesse sehr reversibel ablaufen und Versprödungseffekte nicht auftreten.

Der verschlechternde Effekt der Atmosphärenbestandteile ist ebenfalls in den Langrisschwellenwerten zu erkennen, die mit Hilfe der load-shedding Methode ermittelt wurden. Im Falle der aushärtbaren Aluminiumknetlegierung im (ma)-Zustand liegt im Vergleich zur Laborluftatmosphäre ( $\Delta K_{I,0 \text{ Luft}} = 1,46 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) im Vakuum ein deutlich höherer Langrisschwellenwert vor ( $\Delta K_{I,0 \text{ Vakuum}} = 2,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).

Dass sich die Schädigungsprozesse unmittelbar vor der Rissspitze in Abhängigkeit vom Umgebungszustand signifikant voneinander unterscheiden, kann anhand des (ma)-Zustandes mit Hilfe der **Abbildung 4-26 a)** und **b)** erläutert werden. In den Luftabschnitten kann im lastfreien Zustand mit Hilfe der EBSD-Analyse eine plastische Zone vor der Rissspitze nachgewiesen werden, weil sowohl durch die hohe Irreversibilität der Gleitung als auch der Verspödungseffekte vor der Rissspitze Mehrfachgleitung vorherrschend ist. In den Vakuumabschnitten ist dagegen keine plastische Zone nachweisbar, weil in diesem Legierungszustand, aufgrund der ausgeprägten Reversibilität der Gleitung, meistens nur ein Gleitsystem aktiv ist. Demzufolge bildet sich im (ma)-Zustand aufgrund der starken Einfachgleitung keine plastische Zone vor der Rissspitze aus. Vielmehr wird der Rissfortschritt dabei durch die Rissspitzenabgleitung bestimmt.

Die unterschiedlichen Schädigungsprozesse vor der Rissspitze in Abhängigkeit von der Umgebungsbedingung erläutern damit auch, weshalb sich beim Wechseln von Vakuum zu Luft (von Vakuum 1 zu Luft 2 in den **Abbildungen 4-22** und **4-23**) nicht zu erwartende Rissausbreitungsraten einstellen. Unmittelbar nach dem Wechseln der Umgebungsbedingung findet vor der Rissspitze Mehrfachgleitung statt, wodurch sich der Rissausbreitungsmechanismus ändert. Da allerdings unmittelbar nach dem Umgebungswechsel keine plastische Zone vor der Rissspitze ausgeprägt ist, treten dabei nicht zu erwartende Rissausbreitungsraten auf. Es wird angenommen, dass sich während der Wechselverformung zunächst in Abhängigkeit von der Risslänge und der äußeren Normalspannung eine plastische Zone ausprägen muss, bevor sich die in Luftatmosphäre entsprechenden Rissausbreitungsraten wieder einstellen können. Im Vakuum stellen sich dagegen trotz des Umgebungswechsels, aufgrund der hohen Reversibilität der Gleitungsprozesse, die entsprechenden Rissausbreitungsraten in Abhängigkeit vom zyklischen Spannungsintensitätsfaktor immer wieder ein.

Zudem geht aus der Analyse aus der **Abbildung 4-26 a)** hervor, dass in Laborluftatmosphäre bei VHCF-Belastung eine plastische Zone besteht, die in Relation zur Risslänge vernachlässigbar klein ist. Demzufolge ist für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Aluminiumknetlegierungen die Voraussetzung der linear elastischen Bruchmechanik grundsätzlich erfüllt und damit eine Anwendung des Konzeptes der Spannungsintensität gegeben. Allerdings muss die Anwendung des Konzeptes der Spannungsintensität bei der aushärtbaren Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im (ma)-

Zustand kritisch betrachtet werden, weil die VHCF-Langrissausbreitung bei diesem Werkstoffzustand im Vakuum hauptsächlich schubspannungsgesteuert stattfindet und damit signifikant von der Gleitbandlage abhängt. Desweiteren basieren die  $\Delta K$ -Berechnungen für diesen Werkstoffzustand auf der Annahme, dass ein innenliegender Oberflächenriss mit halbelliptischer Form vorliegt. Da allerdings die Ermüdungsbruchflächen zum einen sehr stark zerrüttet sind und zum anderen keine halbelliptische Form aufweisen, muss an dieser Stelle angemerkt werden, dass es im Hinblick auf die Messgenauigkeit zu Abweichungen in der  $\Delta K$ -Berechnung an der Werkstoffoberfläche im Bereich der Risspitze kommen kann. Nichtsdestotrotz wurde auch bei diesem Werkstoffzustand bei VHCF-Belastung im Vakuum das Konzept der Spannungsintensität zur Berechnung herangezogen.

Der Einfluss der Atmosphäre auf die VHCF-Langrissausbreitung ist deutlich in der **Abbildung 6-1** durch die direkte Gegenüberstellung der Risswachstumskurven des (ma)-Zustandes in Laborluft und Vakuum bei einem konstanten Spannungsverhältnis von  $R = -1$  zu erkennen.

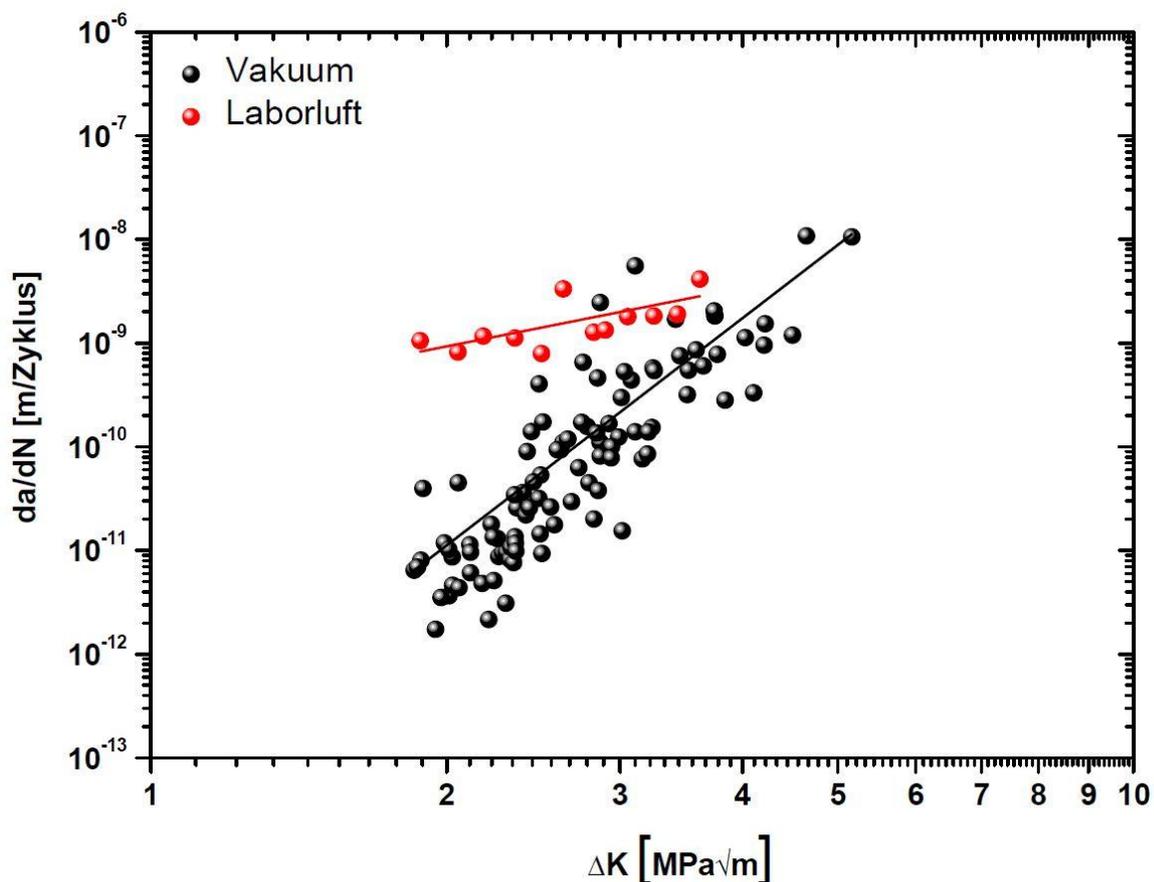


Abbildung 6-1: Gegenüberstellung der Risswachstumskurven der aushärtbaren Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im (ma)-Zustand in Laborluft und Vakuum ( $R = -1$ )

Wie bereits zu Beginn des Kapitels beschrieben wurde, liegt die höchste Abweichung in den Rissausbreitungsraten zwischen Laborluft und Vakuum bei sehr niedrigen Werten von  $\Delta K$  (um einen Faktor von 100 bei einem  $\Delta K$  von 2  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) vor. Mit steigenden und damit

moderaten  $\Delta K$ -Werten nimmt allerdings die Diskrepanz in den Rissausbreitungsraten zunehmend ab. Neben dem sehr niedrigen Niveau der Rissausbreitungsraten im Vakuum, weist die Risswachstumskurve im Vergleich zur Laborluftatmosphäre zudem eine höhere Steigung in der Paris-Geraden auf. Demnach besitzt der Exponent  $m$  im Vakuum einen höheren Wert als in Laborluftatmosphäre. Im Vakuum besitzen dabei die werkstoffabhängigen Größen  $C$  einen Wert von  $7,2 \times 10^{-14}$  und der Exponent  $m$  einen Wert von 7,3 ( $C_{\text{Luft}} = 2,5 \times 10^{-10}$  und  $m_{\text{Luft}} = 1,9$ ).

## 6.2 Langrissausbreitungsverhalten in Vakuum bei sehr niedrigen Lastamplituden

Wie bereits im vorherigen Kapitel verdeutlicht werden konnte, zeigt die Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im (ma)-Zustand die stärksten Effekte im Rissausbreitungsverhalten unter Vakuumbedingung auf. Bei sehr niedrigen Lastamplituden im Vakuum findet die VHCF-Langrissausbreitung in diesem Legierungszustand über die gesamte Untersuchungsfläche schubspannungsgesteuert statt. Das mikrostrukturelle Langrisswachstum erstreckt sich dabei über mehrere Korndurchmesser und wird durch die Korrelation zwischen den berechneten Gleitspuren der individuellen Körner, den ausgebildeten Gleitbändern auf der Materialoberfläche sowie dem Risspfad eindeutig bestätigt (**Abbildungen 4-5** und **4-6**). Desweiteren manifestiert sich das mikrostrukturelle VHCF-Langrisswachstum ebenfalls in den Ermüdungsbruchflächen. Die Ermüdungsbruchflächen weisen dabei eine nicht-halbelliptische Form sowie kristallographische Facetten auf, die den  $\{111\}$ -Gleitebenen von Aluminium entsprechen (exemplarisch in der **Abbildung 4-7**). Im (ma)-Legierungszustand wird das VHCF-Langrissausbreitungsverhalten, aufgrund sowohl der starken Tendenz der Einfachgleitung im Vakuum als auch des Sekundärausscheidungsstatus, sehr stark von der Mikrostruktur beeinflusst. Demnach können, wie bei der Kurzrissausbreitung in den meisten metallischen Werkstoffen, dabei sehr starke Wechselwirkungen zwischen dem kristallographisch ausbreitenden Vakuumriss und mikrostruktureller Barrieren auftreten.

Eine sehr starke Barrierewirkung an einer Korngrenze konnte unter anderem in dem Ermüdungsversuch aus der **Abbildung 4-6** festgestellt werden. Dabei wurde auf der rechten Seite der Mikrokerbe sowohl die Gleitbandbildung vor der Risspitze als auch die damit verbundene Risspitzenabgleitung vollständig unterbunden. Dies hatte zur Folge, dass die Rissausbreitung auf der rechten Seite der Mikrokerbe vollständig stagnierte und sich weitere Gleitspuren auf der Materialoberfläche ausbildeten, die parallel zueinander angeordnet sind. Es liegt die Vermutung nahe, dass die Hinderniswirkung von Korngrenzen gegenüber mikrostrukturellem Risswachstum signifikant von der Misorientierung zwischen zwei benachbarten Körnern abhängt (schematisch dargestellt in **Abbildung 2-7**). Demzufolge ist

eine sehr starke Barrierewirkung einer Korngrenze gegenüber mikrostrukturellem Risswachstum wahrscheinlich, wenn sowohl der Kipp- als auch der Verdrehwinkel der entsprechenden aktivierten Gleitebenen einen hohen Wert aufweisen.

In den TEM-Aufnahmen, die in der **Abbildung 4-8** dargestellt sind, sind die einzelnen Gleitbänder abgebildet. Anhand der TEM-Aufnahmen wird angenommen, dass aufgrund der sehr hohen plastischen Verformung innerhalb der Gleitbänder sowohl die geordnete Struktur der Sekundärteilchen zerstört wurde, als auch sich zudem durch die zyklischen Abscherungsprozesse ausscheidungsfreie Bereiche gebildet haben. Es liegt daher die Vermutung nahe, dass die Zerstörung bzw. vollständige Auflösung der geordneten Struktur der Sekundärausscheidungen ab einem bestimmten Zeitpunkt der Wechselverformung lokal innerhalb des Gleitbandes zu einem Wechsel des Versetzungsgleitcharakters führt (Übergang vom planaren zum welligen Versetzungsgleitcharakter). Aufgrund lokaler Mehrfachgleitung bilden sich innerhalb der Gleitbänder Zellstrukturen aus, die somit die hohe lokale plastische Verformung repräsentieren. Weiterhin ist in den TEM-Aufnahmen deutlich zu erkennen, dass Risse von der Werkstoffoberfläche der ausgebildeten Gleitbänder ausgehen und sich ins Gleitbandinnere erstrecken. Es wird daher vermutet, dass die Rissentwicklung ins Gleitbandinnere entlang der Wände der Zellstrukturen erfolgt, weil sich dort aufgrund der höheren Versetzungsdichte Spannungen konzentrieren und die Rissentwicklung damit erleichtert wird. Desweiteren wird vermutet, dass die beschriebenen Schädigungsvorgänge in bestehenden sowie neu gebildeten Gleitbändern im Bereich der Korngrenze solange ablaufen bis im benachbarten Korn kritische Schubspannungen induziert werden können. Erst dann kann im Nachbarkorn ein neues Gleitband aktiviert werden, wodurch der Riss die Korngrenze als Barriere überwinden kann. Dass eine vollständige Rissblockade an einer Korngrenze nicht von der Art der Versuchführung oder der Mikrokerbengeometrie abhängt, kann durch das Ermüdungsexperiment in der **Abbildung 4-10** bestätigt werden. In diesem Ermüdungsversuch wurde ebenfalls im (ma)-Legierungszustand ein sich mikrostrukturell ausbreitender Vakuumriss, der im Vergleich zur FIB-Mikrokerbe an einer Seitenkerbe initiiert wurde, an einer Korngrenze vollständig blockiert. In diesem Ermüdungsversuch führte eine stufenweise Erhöhung von  $\Delta K$  zur Bildung eines Sekundärrisses, wobei sehr hohe Rissausbreitungsraten auftraten. Der Primärriss blieb trotz einer Erhöhung der zyklischen Spannungsintensität weiterhin vollständig stehen.

Neben den experimentellen Ermüdungsversuchen bestätigt ebenfalls das Simulationsergebnis aus der **Abbildung 5-1**, dass die VHCF-Langrissausbreitung sich im (ma)-Zustand im Vakuum wie ein mikrostrukturell kurzer Riss unter Wechselverformung verhält. Demnach wird der Rissfortschritt maßgebend durch die Rissspitzenabgleitung bestimmt. In der Simulation wird desweiteren die Barrierewirkung von Korngrenzen während

der VHCF-Langrissausbreitung im Vakuum im (ma)-Zustand bestätigt. Sowohl im Ermüdungsexperiment als auch in der Simulation konnte eine deutliche Rissverzögerung an der Korngrenze zwischen dem Korn (A) und (B) festgestellt werden. Desweiteren resultiert aus der Simulation ein sehr niedriger Irreversibilitätsfaktor  $C_{CTSD}$ , dessen Höhe eindeutig mit der hohen Reversibilität der Gleitungsprozesse im Vakuum korreliert.

Im (üa)-Werkstoffzustand wächst ein Vakuumriss vorwiegend unabhängig von mikrostrukturellen Merkmalsgrößen und damit normalspannungsgesteuert. Allerdings können in diesem Werkstoffzustand ebenfalls sehr starke Wechselwirkungen zwischen der Langrissausbreitung und mikrostruktureller Barrieren stattfinden. Dies ist besonders der Fall, wenn Abschnitte im Risspfad bestehen, wo der Vakuumriss sowohl mikrostrukturell voranschreitet als auch eine barriere wirkende Misorientierung zwischen zwei benachbarten Körnern vorliegt (**Abbildung 4-32 a**). Werden allerdings die Risswachstumsraten des (ma)- sowie (üa)-Zustandes miteinander verglichen (**Abbildung 6-2**), liegen die Rissausbreitungsraten im selben Niveau, obwohl der Ausbreitungsmechanismus und damit die Häufigkeit mikrostruktureller Barrirewirkungen signifikant vom Legierungszustand abhängen.

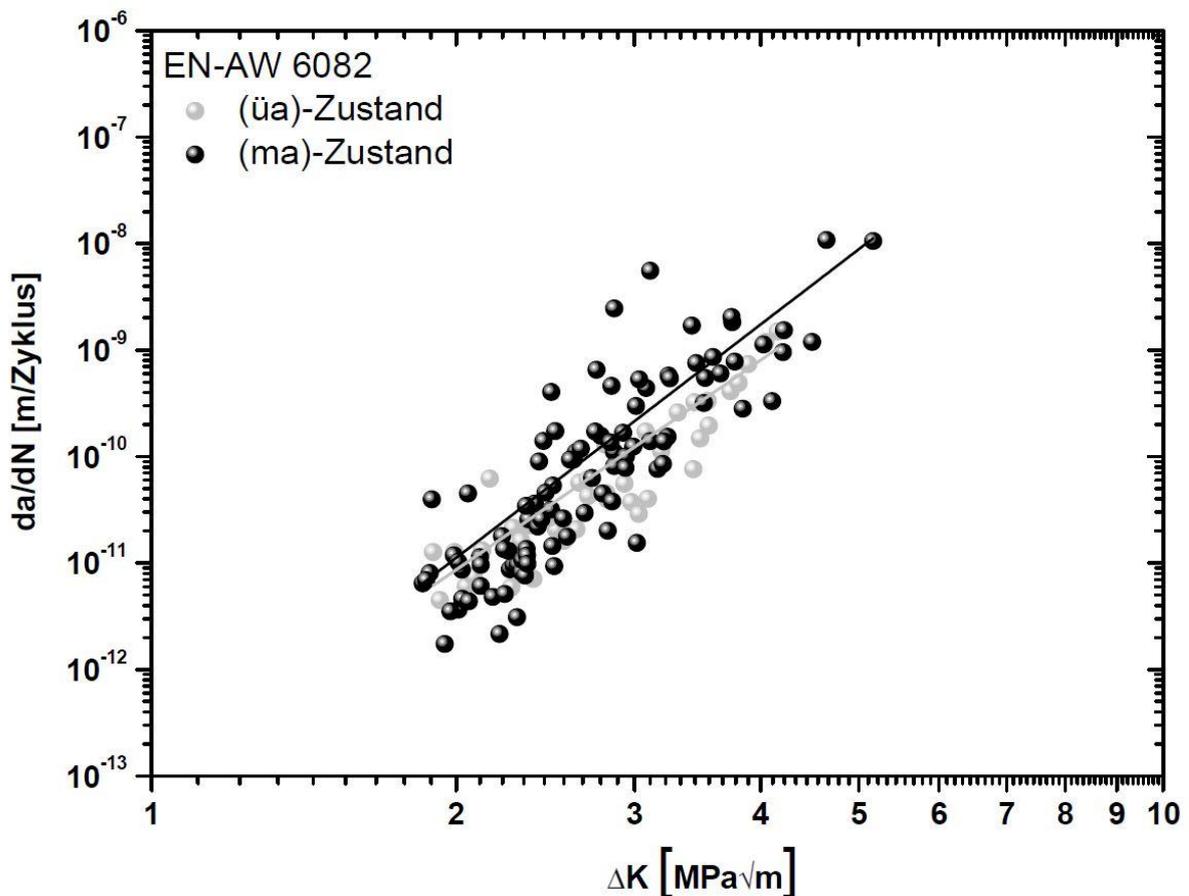


Abbildung 6-2: Gegenüberstellung der Rissausbreitungsraten des (üa)- und (ma)-Legierungszustandes

Die Risswachstumskurven sowohl des (ma)- als auch (üa)-Werkstoffzustandes können mit Hilfe der Paris-Gesetzmäßigkeit beschrieben werden. Die Paris-Geraden unterscheiden sich im Wesentlichen dabei nur sehr geringfügig in der Steigung ( $m_{(ma)\text{-Zustand}} = 7,3$  und  $m_{(üa)\text{-Zustand}} = 6,5$ ). Diese geringfügige Abweichung kann unter anderem auf die höhere Streuung in den Rissausbreitungsraten des (ma)-Legierungszustandes zurückgeführt werden. Es wird vermutet, dass die höhere Streuung durch das mikrostrukturelle VHCF-Langrisswachstum im Vakuum resultiert. Demzufolge führen, wie im Kurzrissbereich in der konventionellen Risswachstumskurve (**Abbildung 2-6 b**), Wechselwirkungen zwischen einem ausbreitenden Vakuumriss und mikrostrukturellen Barrieren zu einer Fluktuation in den Rissausbreitungsraten. Das Oszillieren der VHCF-Langrissausbreitung im (ma)-Zustand ist demnach im Wesentlichen auf sowohl die Verzögerung vor als auch die Beschleunigung nach mikrostrukturellen Barrieren zurückzuführen.

Werden die Rissausbreitungsraten der naturharten Werkstoffzustände im Vakuum miteinander verglichen (**Abbildung 6-3**), so ist ein signifikanter Einfluss der Kaltverfestigung, insbesondere bei moderaten Werten von  $\Delta K$ , festzustellen.

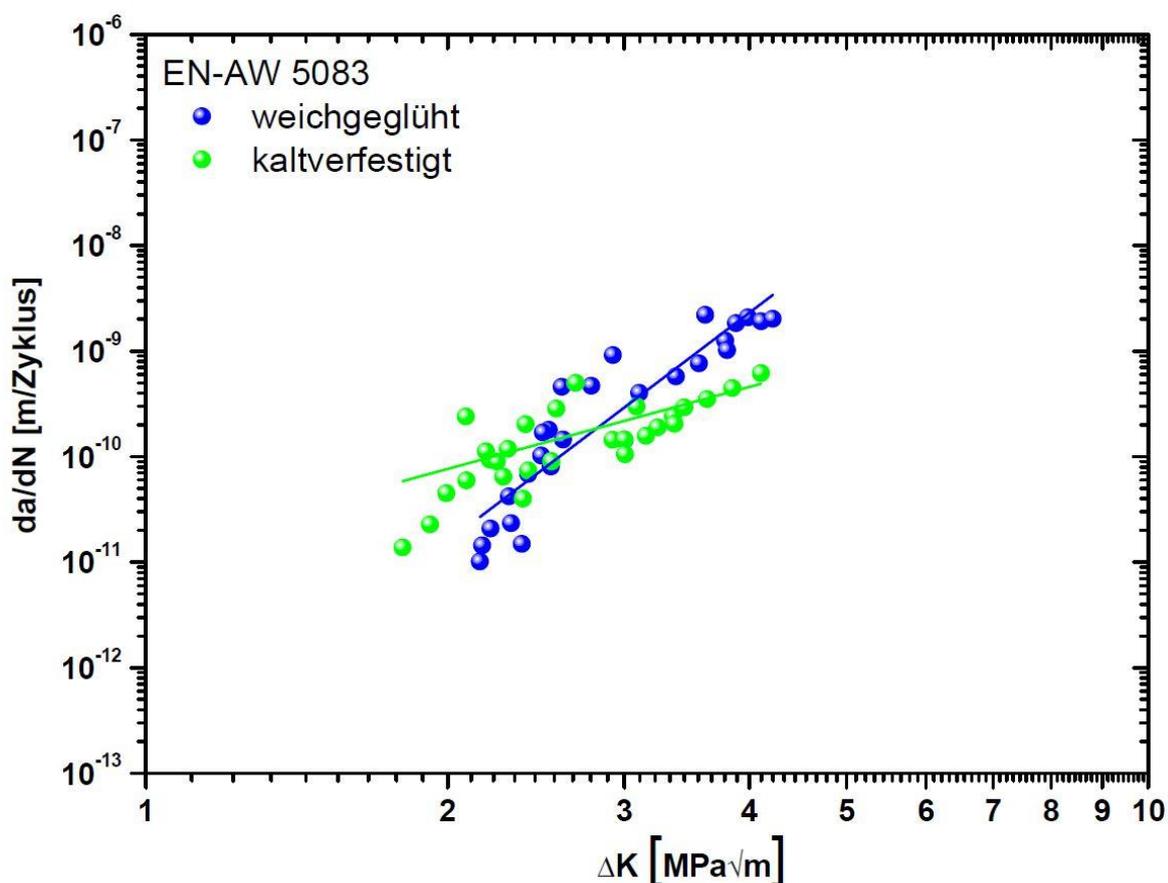


Abbildung 6-3: Gegenüberstellung der Rissausbreitungsraten der naturharten Legierungszustände

Demnach führen eine Kaltverfestigung und damit eine Erhöhung der Versetzungsdichte in der Aluminiumknetlegierung tendenziell bei moderaten Werten von  $\Delta K$  zu einer Abnahme in

den Rissausbreitungsraten (um einen Faktor von 10). Hierbei liegt die Vermutung nahe, dass die Abnahme der Rissausbreitungsraten auf die Größe der zyklischen plastischen Zone zurückgeführt werden kann. Werden die entsprechenden mechanischen Kennwerte der naturharten Aluminiumknetlegierung aus der **Tabelle 3-5** sowie die Gleichungen (2.10) und (2.14) herangezogen, so führen die Berechnungen zu dem Ergebnis, dass die zyklische plastische Zone im weichgeglühten Zustand im Verhältnis zum kaltverfestigten Zustand tendenziell etwa doppelt so groß ist (prozentualer Längenunterschied in der **Tabelle 6-1**).

Tabelle 6-1: Berechnung der Länge der zyklischen plastischen Zone in Abhängigkeit vom zyklischen Spannungsintensitätsfaktor für die naturharte Aluminiumknetlegierung im weichgeglühten (Z0) und kaltverfestigten Zustand (H111)

	$\Delta K = 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$	$\Delta K = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$	$\Delta K = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$
$r_c$ (Z0)	88 $\mu\text{m}$	198 $\mu\text{m}$	352 $\mu\text{m}$
$r_c$ (H111)	43 $\mu\text{m}$	97 $\mu\text{m}$	172 $\mu\text{m}$
Längenunterschied [%]	51	51	51
Längendifferenz	45 $\mu\text{m}$	101 $\mu\text{m}$	180 $\mu\text{m}$

Desweiteren geht aus den Ergebnissen in der **Tabelle 6-1** hervor, dass die Längendifferenz der zyklischen plastischen Zonen mit ansteigendem  $\Delta K$  zunimmt. Daher leuchtet ein, dass mit einem zunehmenden zyklischen Spannungsintensitätsfaktor die Diskrepanz zwischen den Rissausbreitungsraten des weichgeglühten und kaltverfestigten Werkstoffzustandes ebenfalls zunimmt. Umgekehrt verdeutlichen die Ergebnisse auch, dass mit sinkenden  $\Delta K$ -Werten sowohl die Längendifferenz der zyklischen plastischen Zonen als auch die Diskrepanz der Rissausbreitungsraten zunehmend abnehmen. Bei sehr niedrigen  $\Delta K$ -Werten ist daher kein signifikanter Unterschied mehr in den Rissausbreitungsraten festzustellen. Um allerdings die Zusammenhänge zwischen der zyklischen plastischen Zone und der Rissausbreitungsrate für die beiden Werkstoffzustände zu verifizieren, müssen noch hochauflösende EBSD-Analysen vor der Risspitze bei Rissausbreitung in Vakuum durchgeführt werden. Alles in allem führt eine Kaltverfestigung der naturharten Aluminiumknetlegierung, durch die Erhöhung der Versetzungsdichte in der Mikrostruktur, besonders bei moderaten  $\Delta K$ -Werten zu einer höheren Ermüdungsrissausbreitungsresistenz. Die Risspfade und Ermüdungsbruchflächen der beiden Werkstoffzustände von EN-AW 5083 zeigen allerdings keine großen Unterschiede auf.

Der Effekt der Sekundärausscheidungshärtung auf das Rissausbreitungsverhalten unter VHCF-Belastung im Vakuum ist sehr deutlich zu erkennen, wenn die Rissausbreitungsraten der aushärtbaren Werkstoffzustände mit dem der naturharten Zustände gegenübergestellt

werden (**Abbildung 6-4**). Besonders bei sehr niedrigen Werten von  $\Delta K$  ist tendenziell eine Abweichung in den Rissausbreitungsraten um einen Faktor von 10 zu beobachten. Mit steigendem  $\Delta K$  nimmt allerdings die Diskrepanz in den Rissausbreitungsraten zwischen den naturharten und aushärtbaren Zuständen zunehmend ab, wobei bei moderaten  $\Delta K$ -Werten vergleichbare Risswachstumsraten zu beobachten sind.

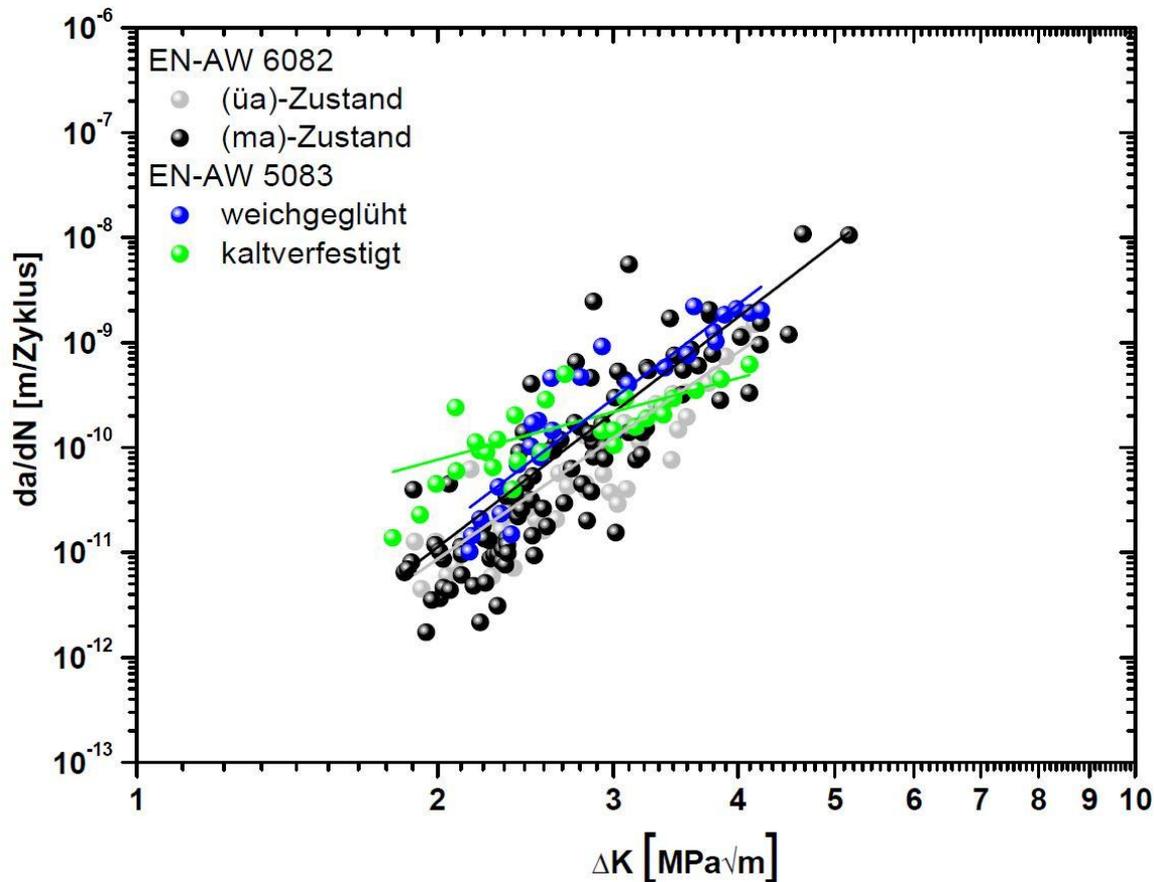


Abbildung 6-4: Gegenüberstellung der Rissausbreitungsraten der naturharten und aushärtbaren Werkstoffzustände

Es ergeben sich somit in Abhängigkeit von der Legierung bzw. vom Legierungszustand unterschiedliche Effekte in der VHCF-Langrissausbreitung im Vakuum. An dieser Stelle sei noch einmal betont, dass der (ma)-Zustand von EN-AW 6082 als einziger Legierungszustand der untersuchten Aluminiumknetlegierungen im Vakuum unter VHCF-Belastung ein sehr starkes mikrostrukturelles Risswachstumsverhalten aufweist. Die Rissausbreitungsphase könnte in diesem Legierungszustand im VHCF-Bereich demnach durch mikrostrukturelle Änderungen signifikant beeinflusst werden. Da bestimmte Korngrenzen teilweise sehr hohe Barrierewirkungen während der VHCF-Langrissausbreitung im Vakuum herbeiführen können, sollte eine Feinkornhärtung die Rissausbreitungsphase deutlich erhöhen. Mit Hilfe der Feinkornhärtung kann demzufolge die Wahrscheinlichkeit rissverzögernder bzw. rissblockierender Korngrenzen in der Mikrostruktur tendenziell erhöht werden. Allerdings führen Wechselwirkungen zwischen der Rissausbreitung und der Mikrostruktur zu starken

Streuungen in den Rissausbreitungsraten, was eine Lebensdauerabschätzung erschwert (keine stabile Rissausbreitung). Desweiteren ist im Hinblick auf die Gesamtlebensdauer zu prüfen, wie sich eine Feinkornhärtung auf die Rissinitiierungsphase unter VHCF-Belastung verhält. Theoretisch betrachtet, bietet dieser Legierungszustand mit einer „natürlichen“ Rissinitiierung im Werkstoffinneren unter VHCF-Belastung die Möglichkeit eine echte Dauerfestigkeit zu erzielen. In den Ergebnissen sowohl aus den Ermüdungsexperimenten als auch aus der Simulation ging hervor, dass es rissverzögernde bzw. -blockierende Korngrenzen während der VHCF-Langrissausbreitung gibt. Diese „Korngrenzentypen“ (abhängig vom Misorientierungs- und Verdrehwinkel der aktivierten Gleitebenen) können in Abhängigkeit von den Spannungszuständen vor der Risspitze in dem Risswachstumsmodell quantitativ erfasst und bewertet werden. Mit Hilfe dieser Auswertungen im Modell können demzufolge im Hinblick auf die Dauerfestigkeit entsprechende synthetische Mikrostrukturen abgeleitet werden („grain boundary engineering“). Lassen sich diese synthetisch abgeleiteten Mikrostrukturen in Abhängigkeit von den Belastungsbedingungen auf das reale Gefüge eines Bauteils übertragen, ist durchaus das Potential vorhanden, eine echte Dauerfestigkeit für diesen Legierungszustand zu erzielen.

Wird im Allgemeinen der Einfluss der Sekundärausscheidungshärtung (unabhängig vom Warmaushärtungszustand) auf die VHCF-Langrissausbreitung im Vakuum betrachtet, ist dabei festzustellen, dass insbesondere bei sehr niedrigen  $\Delta K$ -Werten ein positiver Effekt auf die Rissausbreitungsresistenz besteht. Wie bereits gezeigt werden konnte (**Abbildung 6-4**), liegen die Rissausbreitungsraten der ausscheidungsgehärteten Legierungen dabei um einen Faktor von 10 niedriger als die der naturharten Legierungszustände. Im Fall des (ma)-Zustandes (Stadium I-Rissausbreitung) wird dabei angenommen, dass sich die plastische Verformung innerhalb eines aktivierten Gleitbandes vor der Risspitze lokalisiert und die Rissausbreitungsrate direkt mit der Rissspitzenabgleitung korreliert. Die Sekundärteilchen, die im (ma)-Zustand bevorzugt geschnitten werden können und daher einen planaren Gleitcharakter hervorrufen, stellen während der Wechselverformung Hindernisse gegenüber der zyklischen Versetzungsbewegung dar. Das mehrfache zyklische Abscheren der Sekundärteilchen führt während der Rissausbreitung zu einem zusätzlichen „globalen“ Energieaufwand. Dieser Energieaufwand äußert sich im Vergleich zur naturharten Aluminiumknetlegierung (quasi sekundärausscheidungsfrei) in niedrigeren Rissausbreitungsraten. Im (üa)-Zustand ist der Effekt prinzipiell derselbe. In diesem Legierungszustand kommt es aufgrund eines ausgeprägten welligen Versetzungsgleitcharakters zur Mehrfachgleitung vor der Risspitze, weil die Sekundärteilchen während der Wechselverformung von den Versetzungen bevorzugt umgangen werden. Das Umgehen der Hindernisse von Versetzungen während der

zyklischen Belastung stellt ebenfalls einen zusätzlichen Energieaufwand dar und führt demnach zu einer verbesserten Resistenz gegenüber der Ermüdungsrisssausbreitung.

Neben einem signifikanten Effekt einer Sekundärausscheidungshärtung lässt sich zudem, wie bereits anhand der **Abbildung 6-3** sowie **Tabelle 6-1** gezeigt werden konnte, ein deutlicher Einfluss einer Kaltverfestigung auf die VHCF-Langrissausbreitung beobachten. Eine Kaltverfestigung führt in einer technischen Legierung zu einer Erhöhung der Versetzungsdichte. Aufgrund eines ausgeprägten welligen Versetzungsgleichcharakters in EN-AW 5083 findet während der Ermüdungsrisssausbreitung vor der Rissspitze Mehrfachgleitung statt. Sowohl zahlreich bestehende als auch neu erzeugte Versetzungen innerhalb der plastischen Zone behindern sich aufgrund ihres unterschiedlichen Spannungsfeldes gegenseitig während der zyklischen Abgleitung. Der dadurch erzeugte zusätzliche Energieaufwand schlägt sich im Vergleich zum weichgeglühten Zustand in den Rissausbreitungsraten nieder, die bei moderaten  $\Delta K$ -Werten um einen Faktor von 10 niedriger liegen.

Insgesamt kann festgehalten werden, dass im Hinblick auf die VHCF-Langrissausbreitung im Vakuum die aushärtbaren Legierungszustände vorzuziehen sind. Aufgrund der Sekundärausscheidungshärtung resultiert insbesondere bei sehr niedrigen  $\Delta K$ -Werten eine deutlich verbesserte Resistenz gegenüber der Ermüdungsrisssausbreitung, die sich in sehr niedrigen Rissausbreitungsraten widerspiegelt. Der Effekt der Kaltverfestigung könnte im Falle der aushärtbaren Knetlegierungen nach der Sekundärausscheidungshärtung die VHCF-Langrissausbreitungsphase zusätzlich erhöhen (Thermomechanisches Härten), weil sich infolge dieser werkstofftechnischen Maßnahme insbesondere bei moderaten  $\Delta K$ -Werten niedrigere Rissausbreitungsraten einstellen. Um allerdings eine ausgeprägte Wechselentfestigung während der Wechselverformung zu vermeiden, wird der überalterte Legierungszustand empfohlen. Gleichzeitig wird durch den Einsatz des (üa)-Zustandes die hohe Streuung in den Rissausbreitungsraten vermieden, wodurch das Paris-Gesetz für sich stabil ausbreitende Risse bedenkenlos herangezogen werden kann. Nichtsdestotrotz soll noch einmal besonders hervorgehoben werden, dass der (ma)-Zustand durch eine gezielte Anpassung der Mikrostruktur das Potenzial besitzt, eine echte Dauerfestigkeit zu erzielen, sofern es die technischen Möglichkeiten bei der Bauteilherstellung gegenwärtig zulassen.

### 6.3 Evaluierung des Übergangs des Rissausbreitungsmechanismus

Bisher konnte gezeigt werden, dass die Rissausbreitung in der Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im (ma)-Zustand in Vakuum unter VHCF-Belastung hauptsächlich schubspannungsgesteuert ist. Zurückgeführt wird dieses Rissausbreitungsverhalten (Stadium I-Risswachstum über gesamte Untersuchungsfläche) sowohl auf die Abwesenheit der „korrosiven“ Umgebungsluft als auch auf den planaren Versetzungsgleitcharakter, der durch den Sekundärausscheidungsstatus der Aluminiumknetlegierung (schneidbare teilkohärente Sekundärteilchen) hervorgerufen wird. Während der zyklischen Belastung findet vorwiegend vor der Risspitze, aufgrund der lokalisierten Einfachgleitung, lokale plastische Verformung innerhalb eines Gleitbandes statt, wobei die Rissausbreitungsgeschwindigkeit maßgebend durch die Schwingbreite der Risspitzenablenkung bestimmt wird. Dabei kann die VHCF-Langrissausbreitung im Vakuum in diesem Legierungszustand signifikant von der Mikrostruktur beeinflusst werden. Korngrenzen als mikrostrukturelle Barrieren können demnach, in Abhängigkeit von der Misorientierung der benachbarten Körner zueinander, mikrostrukturell ausbreitende Vakuumrisse behindern bzw. vollständig blockieren (**Abbildung 4-6** und **4-10**). Die starken Wechselwirkungen zwischen der VHCF-Langrissausbreitung im Vakuum des (ma)-Zustandes und der Mikrostruktur manifestieren sich sowohl in den Risspfaden und Ermüdungsbruchflächen als auch in den Rissausbreitungsraten, die eine starke Oszillation in der Risswachstumskurve aufweisen.

Da die Langrissausbreitung im Vakuum des (ma)-Zustandes unter VHCF-Belastung über die gesamte Untersuchungsfläche schubspannungsgesteuert stattfindet, wurden Ermüdungsexperimente bei erhöhten Belastungsamplituden durchgeführt. Mit Hilfe des Laststeigerungsversuchs (**Abbildung 4-11**) konnte ein Übergang im Rissausbreitungsmechanismus des (ma)-Zustandes im Vakuum nachgewiesen werden. In diesem Ermüdungsexperiment stellte sich zunächst bei einer Belastungsamplitude zwischen 120-140 MPa, wie unter VHCF-Belastung im Vakuum für diesen Legierungszustand zu erwarten ist, schubspannungskontrolliertes Risswachstum ein. Eine weitere stufenweise Anhebung der Belastungsamplitude auf 145-150 MPa führte allerdings zu einem Übergang vom schubspannungskontrollierten zu einem normalspannungskontrollierten Risswachstum.

Der Übergang des Rissausbreitungsmechanismus wird durch die Ermüdungsmerkmale sowohl im Risspfad als auch in der Ermüdungsbruchfläche bestätigt. Demzufolge ist bei einer Belastungsamplitude von 145-150 MPa keine eindeutige Korrelation zwischen dem Risspfad und den berechneten Gleitspuren mehr festzustellen (grüne Ellipse in der **Abbildung 4-11 a**). Desweiteren erfolgte die Rissausbreitung in diesem Abschnitt nicht mehr entlang von aktivierten Gleitbändern. Vielmehr ist dabei eine Annäherung des Risses in Normalenrichtung zu beobachten. In der Ermüdungsbruchfläche sind sehr glatte sowie

senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägte Flächen zu erkennen (grüne Pfeile in der **Abbildung 4-13 a**). Zudem sind zunehmend duktile Bereiche in der Ermüdungsbruchfläche zu beobachten, die sonst nur sehr deutlich bei Stadium II-Rissausbreitung in Laborluft auftreten und auf einen lokalen „Pinning-Effekt“ der Rissfront hindeuten [4,5].

Um die Beobachtungen aus dem Laststeigerungsexperiment bestätigen zu können, wurden weitere Ermüdungsversuche bei einer erhöhten sowie konstanten Belastungsamplitude durchgeführt. Die Ermüdungsexperimente bei erhöhter Belastungsamplitude verdeutlichen im Vergleich zu den Versuchen bei sehr niedrigen Lastamplituden im Vakuum, dass die Rissausbreitung überwiegend normalspannungsgesteuert stattfindet. Aus dem Ergebnis des Ermüdungsversuchs in der **Abbildung 4-12 a**) und **b**) ( $\Delta\sigma/2 = 150 \text{ MPa}$ ) geht hervor, dass der Risspfad hauptsächlich senkrecht zur Belastungsrichtung ausgeprägt ist, Rissverzweigungen aufweist und nahezu über den gesamten Untersuchungsbereich keine Übereinstimmung zu den berechneten Gleitspuren aufzeigt.

Die zunehmende Tendenz der Stadium II-Rissausbreitung ist ebenfalls sehr deutlich in der Ermüdungsbruchfläche zu erkennen. So weist die Ermüdungsbruchfläche in der **Abbildung 4-14 b**), im Vergleich zu den Bruchflächen bei sehr niedrigen Lastamplituden, eine halbelliptische Form sowie deutlich zunehmend ausgeprägte duktile Bereiche auf. Nichtsdestotrotz können sowohl im Risspfad (roter Pfeil in der **Abbildung 4-12a**)) als auch in der Ermüdungsbruchfläche (grüne Ellipse in der **Abbildung 4-14 b**)) Stadium I-Anteile in der Rissausbreitung nachgewiesen werden. Auch das Ergebnis aus dem Ermüdungsversuch bei einer konstanten Lastamplitude von  $\Delta\sigma/2 = 160 \text{ MPa}$  bestätigt im Risspfad die höhere Tendenz eines normalspannungsgesteuerten Rissausbreitungsverhaltens. Neben sowohl einer überwiegenden Rissausbreitung in Normalenrichtung als auch das Auftreten von Rissverzweigungen im Risspfad, ist die Tendenz zur Mehrfachgleitung vor der Rissspitze sehr hoch ausgeprägt (blaue Markierungen in der **Abbildung 4-13 a**)). Werden die Rissausbreitungsraten der einzelnen Ermüdungsexperimente unter Berücksichtigung des Rissausbreitungsmechanismus über die zyklische Spannungsintensität doppellogarithmisch aufgetragen, kann ein Übergangsbereich in der Risswachstumskurve eingegrenzt (grüne Ellipse in der **Abbildung 6-5**) werden. Die schwarzen Messpunkte in der Risswachstumskurve repräsentieren die Ausbreitungsraten der Ermüdungsversuche mit schubspannungsgesteuertem Rissausbreitungsverhalten (Stadium I-Risswachstum). Bei den silbernen Messpunkten lag dagegen vorwiegend Stadium II-Rissausbreitung in den Ermüdungsexperimenten vor. Aus der Risswachstumskurve in der **Abbildung 6-5** kann demnach entnommen werden, dass in einem Wertebereich des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors von  $\Delta K_{\text{Übergang}} = 3\text{-}4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ein Wechsel im Rissausbreitungsmechanismus bevorzugt stattfindet.

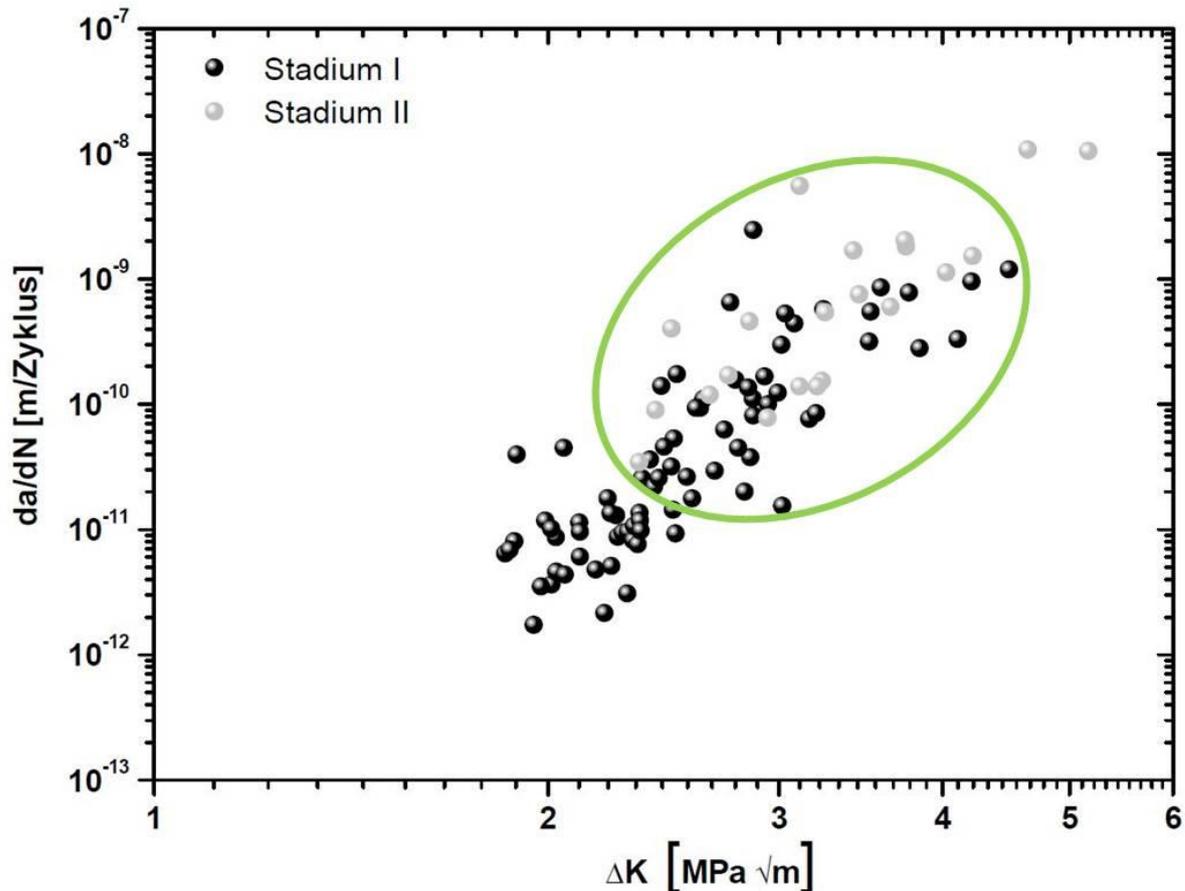


Abbildung 6-5: Eingrenzung des Wertebereichs (grüne Ellipse) zur Beschreibung des Übergangs des Rissausbreitungsmechanismus in EN-AW 6082 im (ma)-Zustand

Diese Erkenntnis wird zudem durch die Ermüdungsexperimente mit quasi konstanter  $\Delta K$ -Versuchsführung bestätigt. Als Ergebnis aus dem Ermüdungsversuch bei einer quasi konstanten zyklischen Spannungsintensität von  $\Delta K = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (**Abbildung 4-15**) geht hervor, dass der Riss zum größten Teil schubspannungsgesteuert gewachsen ist. Der Risspfad weicht im Wesentlichen von der Normalenrichtung ab und weist Abschnitte auf, die eine deutliche Übereinstimmung zu den berechneten Gleitspuren aufweisen. Allerdings sind zudem Bereiche im Risspfad zu beobachten, wo sowohl Rissverzweigungen als auch keine Übereinstimmung zwischen dem Risspfad und den berechneten Gleitspuren bestehen. Die Bruchfläche des Ermüdungsversuchs zeigt eine nicht halbelliptische Form auf und deutet darauf hin, dass eine sehr ungleichmäßige Rissausbreitung während der Ermüdung stattfand. Der Riss breitete sich in diesem Ermüdungsversuch demzufolge mehr ins Materialinnere aus. In wenigen Bereichen sind zudem duktile Bereiche in der Bruchfläche vorzufinden. Demnach kann festgehalten werden, dass in dem Ermüdungsversuch bei konstanter  $\Delta K$ -Versuchsführung von  $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  beide Rissausbreitungsmechanismen stattfinden können, wobei der Anteil der Stadium I-Rissausbreitung deutlich überwiegt.

Wird dagegen das Ergebnis aus dem Ermüdungsexperiment in der **Abbildung 4-16** ( $\Delta K = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) herangezogen, ist festzustellen, dass vorwiegend ein normalspannungsgesteuertes Rissausbreitungsverhalten vorliegt. Der Risspfad ist hierbei zum größten Teil in Normalenrichtung ausgeprägt und weist weitestgehend keine Übereinstimmung zu den berechneten Gleitspuren auf. In besonderen Abschnitten des Risspfads ist zudem sehr deutlich Mehrfachgleitbandbildung zu beobachten. Die Ermüdungsbruchfläche besitzt, im Vergleich zum Ermüdungsversuch bei  $\Delta K = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , eine halb elliptische Form. Zudem sind zahlreiche duktile Bereiche in der Ermüdungsbruchfläche vorzufinden. Auch in diesem Ermüdungsversuch kann anhand der Ermüdungsmerkmale abgeleitet werden, dass beide Rissausbreitungsmechanismen stattfinden können, wobei hier allerdings der Stadium II-Anteil im Rissausbreitungsverhalten deutlich überwiegt.

Alles in allem kann festgehalten werden, dass in Abhängigkeit von der zyklischen Spannungsintensität ein Wechsel im Rissausbreitungsmechanismus im (ma)-Zustand in Vakuum stattfindet. Dabei kann allerdings kein konkreter Wert für  $\Delta K$  abgeleitet werden. Vielmehr existiert ein Wertebereich in der Risswachstumskurve ( $\Delta K_{\text{Übergang}} = 3\text{-}4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ), wo ein Wechsel im Ausbreitungsmechanismus stattfinden kann. Mit Hilfe der Versuchsführung mit konstantem  $\Delta K$  wird bestätigt, dass die Tendenz für Stadium I-Rissausbreitung in diesem Legierungszustand hoch ist, wenn ein Wert für  $\Delta K$  im Bereich von  $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bzw. unterhalb von  $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  vorliegt. Demgegenüber ist die Wahrscheinlichkeit für Stadium II-Rissausbreitung im (ma)-Zustand hoch, wenn  $\Delta K$  einen Wert von  $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bzw. über  $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  besitzt.

An dieser Stelle ist zu betonen, dass das mikrostrukturelle Langrisswachstum in Abhängigkeit von den untersuchten Werkstoffen nur in diesem Legierungszustand bevorzugt im VHCF-Bereich und damit bei Rissausbreitungsraten zwischen  $10^{-12}$  und  $10^{-10}$  m/Zyklus auftritt. Im Hinblick auf den LCF- und HCF-Bereich ist anzumerken, dass die Rissinitiierung nicht im Materialinneren stattfindet, wodurch sich die Vakuumbedingungen wie im VHCF-Bereich nicht einstellen. Aus diesem Grund soll noch einmal besonders hervorgehoben werden, dass es sich bei dem mikrostrukturellen Langrisswachstumsverhalten im Vakuum um ein VHCF-Phänomen handelt, dass dabei signifikant vom Werkstoffzustand der Aluminiumlegierung abhängt.

#### **6.4 Einfluss der Luftfeuchtigkeit und des Sauerstoffs auf die Rissausbreitung**

In dem Kapitel 6.1 konnte verdeutlicht werden, dass die Laborluftatmosphäre einen signifikanten Einfluss auf das Rissausbreitungsverhalten besitzt. Insbesondere im (ma)-Zustand konnte nachgewiesen werden, dass sich durch den Umgebungswechsel zwischen

Laborluft und Vakuum während des Ermüdungsexperiments sowohl die Rissausbreitungsraten als auch der Rissausbreitungsmechanismus signifikant verändern. Die Ermüdungsrissausbreitung findet demnach in Laborluftatmosphäre normalspannungsgesteuert statt, wobei die Rissausbreitungsraten besonders bei niedrigen  $\Delta K$ -Werten deutlich höher liegen als in Vakuum. In Vakuum tritt im (ma)-Zustand dagegen grundsätzlich schubspannungskontrolliertes Risswachstum auf. Die Stadium I-Rissausbreitung resultiert durch die ausgeprägte Einfachgleitung in Vakuum. Demzufolge findet vor der Rissspitze lokalisierte plastische Verformung in einem Gleitband statt, wobei die Rissausbreitung bei zyklischer Belastung maßgebend durch die zyklische Rissspitzenabgleitung bestimmt wird. Die ausgeprägte Einfachgleitung in Vakuum im (ma)-Zustand ist eine Folge sowohl der Abwesenheit der atmosphärischen Bestandteile der „korrosiven“ Laborluftatmosphäre als auch des Ausscheidungszustands der Aluminiumknetlegierung (planarer Versetzungsgleitcharakter durch Teilchenabscherung). Es ist bereits lange bekannt, dass im Vergleich zur „feuchten“ Laborluftatmosphäre eine höhere Schwingfestigkeit in Vakuum bzw. trockener und sauerstofffreien Umgebung gegeben ist. In Laborluftatmosphäre können ausgetretene Gleitstufen aus der Materialoberfläche bzw. neu gebildete Rissflächen, besonders bei Aluminium durch die hohe Affinität zur Oxidation, sehr schnell oxidieren. Im Vergleich zu Vakuum erschweren im Druckhalbzyklus sowohl die Chemisorption von versprödenden Elementen wie z.B. Sauerstoff als auch die Ausbildung einer sehr feinen Oxidschicht auf der Materialoberfläche signifikant die Rückverformung (wie in der **Abbildung 2-5** schematisch dargestellt). Demzufolge können ausgetretene Gleitstufen bei der Rückverformung zum größten Teil nicht mit der Metallmatrix wiederverschweißen. Desweiteren können versprödende Elemente durch die Rückverformung entlang eines Gleitbands ins Werkstoffinnere gelangen und lokal eine Werkstoffversprödung hervorrufen. Hierbei liegt die Vermutung nahe, dass die lokalen Bindungskräfte durch die Werkstoffversprödung signifikant herabgesetzt werden, was gleichzeitig eine Herabsetzung der kritischen Fließschubspannung zur Aktivierung eines neuen Gleitsystems bedeutet und damit Mehrfachgleitung vor der Rissspitze erleichtert. Diese Ansätze erläutern somit, weshalb die Rissausbreitung sogar im (ma)-Zustand, der in Vakuum eine ausgeprägte Einfachgleitung sowie Stadium I-Rissausbreitung aufweist, normalspannungsgesteuert stattfindet.

Umgekehrt tritt in Vakuum im (ma)-Zustand ausgeprägte Einfachgleitung auf, weil einerseits im Allgemeinen die Gleitungsprozesse, durch die Abwesenheit der korrosiven sowie versprödeten Umgebungsbestandteile in Laborluft, viel reversibler ablaufen können. Andererseits führt der Sekundärausscheidungszustand in dieser Legierung zu einem planaren Versetzungsgleitcharakter und damit zu sehr lokalisierter Einfachgleitung. Unter VHCF-Belastung in Vakuum ist daher bei diesem Werkstoffzustand vorwiegend nur ein

Gleitsystem aktiv, sodass hauptsächlich Stadium I-Rissausbreitung stattfindet. Aufgrund des ausgeprägten reversiblen Gleitverhaltens, der fehlenden Werkstoffversprödung und des Wiederverschweißens von ausgetretenen Gleitstufen treten bei sehr niedrigen  $\Delta K$ -Werten (etwa  $2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) im Vakuum Rissausbreitungsraten in den Aluminiumknetlegierungen auf ( $10^{-12} \text{ m/Zyklus}$  bei den aushärtbaren Werkstoffzuständen), die deutlich unterhalb des interatomaren Abstandes von Aluminium liegen.

Neben dem molekularen Sauerstoff übt auch die Luftfeuchtigkeit in der Umgebungsluft einen erheblichen Einfluss auf das Rissausbreitungsverhalten in Aluminiumlegierungen aus. Demnach ist in dem Ergebnis aus dem Ermüdungsversuch in der **Abbildung 4-27** deutlich zu erkennen, dass sich eine erhebliche Reduzierung der Luftfeuchtigkeit sowohl im Risspfad als auch in den Rissausbreitungsraten manifestiert. Bei reduzierter Luftfeuchte (etwa 540 ppmv) wächst der Riss im Vergleich zur „feuchten“ Laborluftatmosphäre (etwa 14147 ppmv) sehr ungleichmäßig und nicht mehr stabil (Paris-Gesetz nicht anwendbar). Zudem sind schubspannungskontrollierte Anteile im Risspfad vorzufinden. Die Sauerstoffkonzentration ist hierbei annähernd äquivalent zum Ermüdungsversuch in Laborluftatmosphäre.

Eine Reduzierung der Luftfeuchtigkeit führt, besonders bei niedrigem  $\Delta K$ , zu einer deutlichen Verringerung der Rissausbreitungsraten um einen Faktor von 10. Ähnliche Erkenntnisse konnten Burns et al. [9] in ihren Untersuchungen erzielen. Demnach führt eine stetige Reduzierung des Wasserdampfpartialdruckes bei Raumtemperatur zu sinkenden Rissausbreitungsraten in der Aluminiumlegierung EN-AW 7075-T651. Aus diesem Grund wird angenommen, dass bei Rissfortschritt der in „feuchter“ Laborluft enthaltene Wasserdampf auf neu gebildeten Rissflächen bzw. ausgetretenen Gleitstufen sehr schnell adsorbieren kann. Die natürliche Bildung einer Aluminiumoxidschicht führt zu einer Wasserreduktion, wodurch sich lokal chemisorbierter Wasserstoff ablagert [114]. Es wird angenommen, dass eine sehr hohe Anziehungskraft zwischen einem Wasserstoffmolekül und der Metalloberfläche besteht. Als Folge der sehr hohen Anziehungskraft verringert sich der Molekülabstand zur Metalloberfläche, wobei gleichzeitig die  $\text{H}_2$ -Bindung im Molekül gestreckt wird. Überschreitet die Anziehungskraft dabei eine kritische Größe, kann das  $\text{H}_2$ -Molekül an der Metalloberfläche dissoziieren [115]. Die Wasserstoffatome können während der Wechselverformung bevorzugt in die plastisch deformierte Zone gelangen und im Werkstoffinneren eine Wasserstoffversprödung verursachen, wodurch die Bindungsenergien lokal herabgesetzt werden können. Die lokale Wasserstoffversprödung führt, wie im Falle des chemisorbierten Sauerstoffs, zu einer Herabsetzung der kritischen Fließschubspannung zur Aktivierung neuer Gleitsysteme. Desweiteren liegt die Vermutung nahe, dass sich in einer feuchten Luftatmosphäre eine größere Oxidschicht (bestehend aus einer Sperr- und Deckschicht) ausbildet als in einer trockenen Atmosphäre. Somit ist auch hier sowohl die

höhere Gleitirreversibilität und Verhinderung des Wiederverschweißens von ausgetretenen Gleitstufen als auch die lokale Werkstoffversprödung in erster Linie verantwortlich für die schnellere Werkstoffschädigung und Unterdrückung des Stadium I-Risswachstums im (ma)-Zustand während der Wechselverformung.

Das Ergebnis aus dem Ermüdungsversuch mit reduzierter Luftfeuchtigkeit verdeutlicht somit, dass eine Reduzierung des Wasserdampfpartialdruckes bzw. der Wasserdampfkonzentration in der Umgebung zu einer deutlichen Verringerung in den Ausbreitungsraten im (ma)-Zustand führt. Um den Einfluss des Sauerstoffs auf die Langrissausbreitung unter VHCF-Belastung genauer untersuchen zu können, wurden Ermüdungsversuche mit Umgebungswechsel zwischen Vakuum und Stickstoff in den aushärtbaren Knetlegierungszuständen durchgeführt. In dem Ergebnis aus dem Ermüdungsversuch in der **Abbildung 4-29** ist allerdings festzustellen, dass eine deutliche Verringerung sowohl der Sauerstoffkonzentration als auch der Luftfeuchtigkeit keine großen Unterschiede im Rissausbreitungsverhalten im Vergleich zum Ermüdungsversuch mit reduzierter Wasserdampfkonzentration bewirkt. Dies liegt darin begründet, dass in der Stickstoffatmosphäre noch ein ausreichender Wasserdampfgehalt vorhanden ist, der während der zyklischen Belastung zur Oxidschichtbildung von neu entstehenden Metallflächen beiträgt. Obwohl der Hersteller der Druckgasflasche mit der Spezifikation „Stickstoff 5.0“ einen Maximalwert für den molekularen Sauerstoff von 2 ppmv und für die Wasserdampfkonzentration von 3 ppmv angibt, konnte in der Stickstoffatmosphäre mit Hilfe eines Luftfeuchtigkeitssensors noch ein verbleibender Wasserdampfgehalt von etwa 227 ppmv festgestellt werden. In den Stickstoffabschnitten des Ermüdungsversuchs mit Umgebungswechsel sind zum größten Teil Rissverzweigungen und normalspannungsgesteuertes Risswachstum zu beobachten, wobei stellenweise Stadium I-Anteile im Risspfad vorhanden sind. Wie auch in dem Ermüdungsversuch mit verringerter Wasserdampfkonzentration (540 ppmv) ist eine sehr ungleichmäßige Rissausbreitung gegeben (**Abbildung 4-29 b**). Trotz der erheblichen Reduzierung sowohl des Sauerstoffgehalts als auch der Luftfeuchtigkeit in der Umgebung liegen die Rissausbreitungsraten beider Ermüdungsversuche in einem vergleichbaren Wertebereich (**Abbildung 4-30**). Auch hier lassen sich die Rissausbreitungsraten in Stickstoffatmosphäre nicht mit Hilfe des Potenzgesetzes von Paris beschreiben. Ein ähnliches Verhalten im Hinblick auf die Rissausbreitungsraten in Stickstoffatmosphäre kann im (üa)-Zustand beobachtet werden (**Abbildung 4-39**).

Es wird angenommen, dass die Konzentrationen sowohl des Sauerstoffs als auch der Luftfeuchtigkeit in der Stickstoffatmosphäre noch ausreichend ausgeprägt sind, sodass eine Oxidschichtbildung von neuen Rissflächen bzw. ausgetretenen Gleitstufen stattfinden kann. Daher stellt sich das Rissausbreitungsverhalten, das im (ma)-Zustand im Vakuum unter

VHCF-Belastung beobachtet werden kann (ausgeprägte Stadium I-Rissausbreitung), nicht ein. Desweiteren verdeutlichen die Ermüdungsabschnitte in Stickstoffumgebung damit, dass die Rissausbreitung sehr sensitiv auf die atmosphärischen Bestandteile reagiert. Aufgrund der sehr komplexen Mechanismen während der Materialermüdung in Laborluft wird vermutet, dass sowohl der Sauerstoff als auch die Luftfeuchtigkeit zeitgleich während der Wechselformung einen signifikanten Einfluss auf die Rissausbreitung besitzen. Es liegt die Vermutung nahe, dass beide Atmosphärenbestandteile in kombinierter Weise die Ermüdungseigenschaften der Aluminiumlegierungen signifikant verschlechtern und somit im (ma)-Zustand in erster Linie verantwortlich für die Unterdrückung des Stadium I-Rissausbreitungsmechanismus sind.

Nichtsdestotrotz verdeutlichen die Ermüdungsergebnisse bei unterschiedlichen Umgebungsbedingungen, dass das Rissausbreitungsverhalten stärker auf eine Änderung der Wasserdampfkonzentration in der Umgebung reagiert. Besonders die Rissausbreitungsraten werden durch eine Änderung der Luftfeuchtigkeitskonzentration sehr stark beeinflusst. Mit Hilfe der folgenden Reaktionsgleichung (6.1) können die theoretischen Konzentrationsmengen des Wasserstoffs an der Werkstoffoberfläche über die chemische Stöchiometrie in Abhängigkeit vom Wasserdampfgehalt berechnet werden [116]:



In der nachfolgenden **Tabelle 6-2** sind die theoretischen Konzentrationsmengen des Wasserstoffs an der Werkstoffoberfläche in Abhängigkeit von der Wasserdampfkonzentration aufgeführt.

Tabelle 6-2: Berechnete Wasserstoffkonzentrationen an der Werkstoffoberfläche in Abhängigkeit von der Umgebungsbedingung

	<b>Laborluft</b>	<b>Reduzierte Luftfeuchte</b>	<b>Stickstoffatmosphäre</b>
<b>Wasserdampfgehalt</b>	14147 ppmv (10594,87 mg/m <sup>3</sup> )	540 ppmv (404,41 mg/m <sup>3</sup> )	227 ppmv (337,78 mg/m <sup>3</sup> )
<b>Umgebungsdruck</b>	1013,25 mbar	1013,25 mbar	2013,25 mbar
<b>Berechnete Wasserstoffkonzentration</b>	1185,64 mg/m <sup>3</sup>	45,26 mg/m <sup>3</sup>	37,8 mg/m <sup>3</sup>

Aus der Berechnung in der **Tabelle 6-2** geht hervor, dass sich durch die unterschiedlichen Wasserdampfgehalte in der Umgebung deutliche Unterschiede in den berechneten Wasserstoffkonzentrationen ergeben. Demzufolge liegen in der Umgebung mit reduzierter Luftfeuchtigkeit und in der Stickstoffatmosphäre im Vergleich zur Laborluft deutlich geringere Wasserstoffkonzentrationen an der Werkstoffoberfläche vor. Daher leuchtet es ein, dass eine Verringerung des Wasserdampfgehaltes in der Umgebung sowohl zu einer geringeren Oxidschichtbildung als auch damit zu einer geringeren Wasserstoffversprödung im Bereich des Risses führt.

Allerdings hängt die chemische Umwandlung signifikant von der Reaktionszeit des Werkstoffes und der Belastungsfrequenz ab. Wie in dem Kapitel 3.2.1 beschrieben wurde, schwingt eine Ultraschallprobe bei einer Resonanzfrequenz von etwa 19,2 kHz. Aufgrund der gewählten Puls- (0,1 s) und Pausezeit (5,5 s) resultiert eine effektive Prüffrequenz von etwa 343 Hz, wobei eine gesamte Impulssequenz etwa 1920 Zyklen umfasst. Anhand der Pulszeit von 0,1 s und der Anzahl von 1920 Schwingungen bzw. Zyklen je Impulssequenz kann eine Zeit je Zyklus in Höhe von 0,0521 ms berechnet werden. Da die chemischen Umwandlungsprozesse nur bei einem geöffneten Riss stattfinden können, ist nur die Zeit eines Zughalbzyklus relevant (Riss-schließeffekte werden hierbei vernachlässigt). Damit müssen die einzelnen Prozesse, wie die Adsorption des in der Umgebung enthaltenen Wasserdampfes an neu gebildeten Metalloberflächen, die Oxidschichtbildung und Wasserreduktion, die Chemisorption von Wasserstoff, die Dissoziation des molekularen Wasserstoffes sowie die Diffusion von atomarem Wasserstoff in den Werkstoff, innerhalb der Zughalbzyklus-Zeit von 0,026 ms (bzw. etwa 26041 ns) stattfinden. Da Aluminium zu den sehr unedlen Metallen zählt und blanke Metalloberflächen sehr schnell oxidieren können (negatives Standardpotential bei elektrochemischer Spannungsreihe), wird angenommen, dass trotz der sehr geringen Zughalbzyklus-Zeit alle chemischen Umwandlungsprozesse innerhalb dieser kurzen Zeitspanne erfolgen können.

Die Reichweite der Diffusion kann mit Hilfe der folgenden Gleichung (6.2) berechnet werden [117]:

$$X = \sqrt{6Dt} \quad (6.2),$$

wobei  $D$  die Diffusionskonstante und  $t$  die Zeit darstellen. Nach Young und Scully [118] ist bei Raumtemperatur und einer stark geschädigten plastischen Zone ein Diffusionskoeffizient von Wasserstoff in Aluminium zwischen  $10^{-15}$  und  $10^{-14}$  m<sup>2</sup>/s zu erwarten. Demnach ergibt sich mit Hilfe der Gleichung (6.2) und der Diffusionskonstante von Wasserstoff in Aluminium eine Eindringtiefe des absorbierten Wasserstoffs zwischen 0,4 nm bis 1,25 nm. Im maximalen Berechnungsfall entspricht die Eindringtiefe des Wasserstoffs somit mehr als

zehn Atomlagen. Die Berechnung der Eindringtiefe des absorbierten Wasserstoffs bezieht sich dabei auf die regellose Temperaturbewegung der Atome, wobei damit die vorhandene Kraftereinwirkung bei der Rückverformung (von maximaler Zugspannung zu maximaler Druckspannung) nicht berücksichtigt wird. Da allerdings der Transport des Wasserstoffs ins Werkstoffinnere durch die Kraftereinwirkung begünstigt wird, sollte sich demnach eine höhere Eindringtiefe des Wasserstoffs bei Raumtemperatur durch eine Überlagerung des Diffusionsstromes mit der Kraft ergeben.

Es wird angenommen, dass sich eine Eindringtiefe des Wasserstoffs von über 1 nm nur dann ergibt, wenn in der Umgebung eine ausreichend hohe Wasserdampfkonzentration zur Verfügung steht. Es liegt die Vermutung nahe, dass in Laborluftatmosphäre eine ausreichend hohe Wasserdampfkonzentration besteht, die dabei durch das Ausmaß der Oxidschichtbildung (Verhinderung des Wiederverschweißens) und der Wasserstoffversprödung die Intensität der Gleitirreversibilität signifikant beeinflusst. Es leuchtet daher ein, dass sich in Laborluft bei sehr niedrigen zyklischen Spannungsintensitäten durchschnittliche Rissausbreitungsraten in Höhe von 0,1 nm/Zyklus einstellen (interatomarer Abstand von Aluminium entspricht 0,1 nm). Logischerweise führt eine Abnahme des Wasserdampfgehaltes in der Umgebung, aufgrund der geringeren Oxidschichtbildung und Eindringtiefe des Wasserstoffs, daher zu einer Erhöhung der Reversibilität der Gleitung. Die Erhöhung der Reversibilität der Gleitung bei niedrigeren Wasserdampfkonzentrationen manifestiert sich dabei im Risspfad (im (ma)-Zustand abschnittsweise Stadium I-Risswachstum) und in den durchschnittlichen Rissausbreitungsraten (0,01 nm/Zyklus), die unterhalb des interatomaren Abstandes von Aluminium liegen. Bei Rissausbreitung in Vakuum leuchtet es daher ein, dass durch den kontinuierlichen Unterdruck in Höhe von  $10^{-6}$  mbar die Konzentrationen sowohl des Wasserdampfs als auch des molekularen Sauerstoffs, die neue Rissflächen erreichen könnten, vernachlässigbar klein sind. Aus diesem Grund sind in diesem Fall sowohl die Intensität der Oxidschichtbildung von neuen Metallflächen als auch die Intensität der Werkstoffversprödung ebenfalls vernachlässigbar klein, sodass dadurch eine sehr hohe Reversibilität im Hinblick auf die Gleitung resultiert. Daher ist im Vakuum bei sehr niedrigen Belastungsamplituden im Falle des (ma)-Zustandes vorwiegend nur ein Gleitsystem aktiv, wodurch ausschließlich schubspannungsgesteuertes Risswachstum stattfindet. Desweiteren manifestiert sich bei sehr niedrigen zyklischen Spannungsintensitäten die sehr hohe reversible Gleitung in den Rissausbreitungsraten (0,001 nm/Zyklus), die deutlich unterhalb des interatomaren Abstandes von Aluminium liegen.

Bezogen auf die verschiedenen Wasserstoffversprödungsmechanismen sei an dieser Stelle auf einschlägige Fachliteratur verwiesen (z.B. in [119-125]).

### 6.5 Rissausbreitungsverhalten im Vakuum bei erhöhtem R-Verhältnis

Die Ergebnisse der Ermüdungsversuche mit höherem Spannungsverhältnis im maximal ausscheidungsgehärteten Legierungszustand zeigen, dass trotz der generell höheren  $\Delta K$ -Werte schubspannungsgesteuerte Abschnitte während der Rissausbreitung im Vakuum auftreten. Die Ermüdungsmerkmale der Stadium I-Rissausbreitung manifestieren sich dabei sowohl in den Risspfaden als auch in den Bruchflächen der Ermüdungsversuche. Demnach sind Abschnitte in den Risspfaden zu finden, wo gemeinsam mit den ausgeprägten Gleitbändern auf der Werkstoffoberfläche eine deutliche Übereinstimmung mit den berechneten Gleitspuren besteht. In den Ermüdungsbruchflächen sind Facetten nachzuweisen, die den  $\{111\}$ -Gleitebenen von Aluminium zuzuordnen sind. Allerdings treten, wie auch bei den Ermüdungsversuchen bei erhöhten Lastamplituden im (ma)-Zustand, und damit bei höheren  $\Delta K$ -Werten, zusätzliche Ermüdungsmerkmale bei der Rissausbreitung im Vakuum bei einem höheren R-Verhältnis auf. Erreicht die Risslänge eine bestimmte Größe, wo die zyklische Spannungsintensität zwischen  $3\text{-}4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  liegt, ist vorzugsweise normalspannungsgesteuertes Risswachstum zu beobachten. In diesem Fall weist der Risspfad keine Korrelation zu berechneten Gleitspuren mehr auf und ist hauptsächlich in Normalenrichtung ausgeprägt.

Desweiteren treten bei etwa  $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  häufiger Rissverzweigungen auf. Die Ermüdungsbruchflächen besitzen, neben den facettenartigen Strukturen in der Umgebung der Mikrokerbe, weitestgehend homogene Oberflächenstrukturen, wobei zunehmend duktile Bereiche vorzufinden sind (exemplarisch in der **Abbildung 4-20** durch gelbe Pfeile demonstriert). Ebenfalls können Risse in der Ermüdungsbruchfläche (rote Markierung in der **Abbildung 4-20**) nachgewiesen werden, die auf interkristallines Risswachstum hindeuten und bei den Ermüdungsversuchen mit einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  bisher nicht zu beobachten waren. Mit einer vergleichbaren Versuchsführung bei konstanter Belastungsamplitude tritt, im Vergleich zu den Ermüdungsversuchen bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$ , der Übergang des Rissausbreitungsmechanismus von Stadium I- zu Stadium II-Risswachstum früher ein. Dies liegt darin begründet, dass bei den Ermüdungsversuchen bei einem erhöhten Spannungsverhältnis bei vergleichbaren Belastungsamplituden von Beginn an höhere  $\Delta K$ -Werte vorliegen (gesamte Schwingbreite der Spannung  $\Delta\sigma$  trägt zur Rissausbreitung bei). Die Ergebnisse der Ermüdungsversuche bei erhöhtem R-Verhältnis bestätigen damit, dass der Übergangsbereich, der in Kapitel 6.3 ausführlich diskutiert wurde, bei einem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor von  $\Delta K_{\text{Übergang}} = 3\text{-}4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  liegt. Auch hier kann aus den Ermüdungsphänomenen abgeleitet werden, dass oberhalb von  $\Delta K = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  tendenziell Stadium II-Risswachstum bevorzugt stattfindet, wobei immer noch Stadium I-Anteile im Risspfad auftreten können. Die Gegenüberstellung der Rissausbreitungsraten der Ermüdungsversuche mit unterschiedlichem R-Verhältnis in

der **Abbildung 4-21** zeigen, dass die Ausbreitungsraten trotz einer Anhebung des Spannungsverhältnisses gemeinsam mit den Werten des rein wechselnden Belastungszustandes in der Trendlinie liegen und damit dem Paris-Gesetz folgen. Hieraus kann abgeleitet werden, dass keine signifikanten Rissschließeffekte bei Langrissausbreitung im Vakuum im (ma)-Zustand unter VHCF-Belastung auftreten.

## 6.6 Schwellenwerte und Lebensdauervorhersage

Aus den Ergebnissen der Ermüdungsexperimente kann abgeleitet werden, dass alle untersuchten Aluminiumknetlegierungen im Vakuum im Wesentlichen dem Paris-Gesetz folgen. Die Lebensdauer der Legierungen können demnach mit Hilfe des Paris-Gesetzes unter Berücksichtigung der werkstoffabhängigen Größen abgeschätzt werden. In der folgenden Tabelle sind sowohl die werkstoffabhängigen Größen der einzelnen Legierungen bzw. Legierungszustände als auch die Langrisschwellenwerte für EN-AW 6082 (ma) sowie EN-AW 5083 (weichgeglüht) in Vakuum aufgelistet.

Tabelle 6-3: Auflistung der werkstoffabhängigen Größen im Paris-Gesetz sowie der Langrisschwellenwerte in Vakuum in Abhängigkeit von der Legierung bzw. dem Legierungszustand

Werkstoffbezeichnung	C	m	$\Delta K_{I,0}$
EN-AW 6082 (ma)	$7,2 \times 10^{-14}$	7,3	2,4 MPa $\sqrt{m}$
EN-AW 6082 (üa)	$9,3 \times 10^{-14}$	6,5	(nicht ermittelt)
EN-AW 5083 (weichgeglüht)	$1,1 \times 10^{-13}$	7,2	2,3 MPa $\sqrt{m}$
EN-AW 5083 (kaltverfestigt)	$1,3 \times 10^{-11}$	2,6	(nicht ermittelt)

Durch die Integration des Paris-Gesetzes sowie die Umstellung der Gleichung nach der Bruchlastspielzahl (Gleichung 2.17) kann die Lebensdauer in Abhängigkeit von der Ausgangs- und der kritischen Risslänge (abhängig von der Bruchzähigkeit) in reiner Vakuumumgebung bestimmt werden. Bei den Langrisschwellenwerten ist darauf zu achten, dass die angewendete Versuchsführung (load-shedding Methode) tendenziell zu höheren Werten führt. Das bedeutet, dass Rissausbreitung dennoch unterhalb der ermittelten Langrisschwellenwerte stattfinden kann, wobei dann sehr niedrige Ausbreitungsraten zu erwarten sind (bei  $\Delta K = 2 \text{ MPa}\sqrt{m}$  etwa  $10^{-12} \text{ m/Zyklus}$  im (ma)- und (üa)-Zustand).

Da allerdings im VHCF-Bereich die Rissinitiierung bevorzugt im Werkstoff- bzw. Bauteilinneren stattfindet und der Vakuumriss ab einem gewissen Zeitpunkt in der Rissausbreitungsphase die Werkstoffoberfläche erreichen kann, muss für diesen Fall eine

Anpassung sowohl der werkstoffabhängigen Größen als auch der kritischen Risslänge bei der Lebensdauerabschätzung berücksichtigt werden. So könnte, sofern die Risslänge sowie die Risslage im Werkstoffinneren bekannt sind, eine kritische Übergangsrisslänge definiert werden, die es erlaubt, die Grenzlastspielzahl bis zum Übergang zur Rissausbreitung in Luft zu bestimmen. Hierbei sollten allerdings definierte Inspektionsintervalle während des Einsatzes des Bauteils zwischengeschaltet werden, um eine sichere Bauteilauslegung zu gewährleisten. Ist die Grenzlastspielzahl bis zum Übergang zur Rissausbreitung in Luft bekannt, kann eine Abschätzung der Restlebensdauer bis zum endgültigen Austausch des Bauteils mit Hilfe der werkstoffabhängigen Größen in Luft vorgenommen werden.

Die untersuchten Aluminiumknetlegierungen weisen im VHCF-Bereich, trotz der Rissinitiierung im Werkstoffinneren verbunden mit einer Rissausbreitung im Vakuum bei sehr niedrigen Rissausbreitungsraten, keine echte Dauerfestigkeit auf. Im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand der Knetlegierung EN-AW 6082 konnte allerdings sowohl in den Ermüdungsexperimenten als auch in dem Simulationsergebnis sehr deutlich nachgewiesen werden, dass bestimmte Korngrenzen im Vakuum einen barrierewirkenden bzw. vollständig blockierenden Effekt auf die Vakuumrissausbreitung besitzen. Eine gezielte Konfiguration der Mikrostruktur, deren Einfluss auf das mikrostrukturelle Langrisswachstum zunächst in synthetischer Weise im Modell bewertet werden kann, könnte demnach nicht nur die Rissausbreitungsphase in diesem Legierungszustand deutlich erhöhen, sondern vielmehr eine echte Dauerfestigkeit ermöglichen. Damit weist der maximal ausscheidungsgehärtete Zustand, als einziger Legierungszustand der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Aluminiumknetlegierungen infolge des mikrostrukturellen VHCF-Langrisswachstums in Vakuum das Potenzial einer echten Dauerfestigkeit auf.



## 7 Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurde die Langrissausbreitung in den Aluminiumknetlegierungen EN-AW 6082 (maximal ausscheidungsgehärteter und überalterter Zustand) sowie EN-AW 5083 (weichgeglühter und kaltverfestigter Zustand) im Bereich Very High Cycle Fatigue näher untersucht. Da im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen die natürliche Rissinitiierung vorzugsweise im Werkstoffinneren stattfindet, lag der Fokus auf der Untersuchung des Rissausbreitungsverhaltens im Vakuum und des Atmosphäreneinflusses auf die VHCF-Langrissausbreitung. Um das Rissausbreitungsverhalten bei sehr niedrigen Lastamplituden und damit sehr hohen Lastspielzahlen im Vakuum untersuchen zu können, wurden unterschiedliche Ermüdungsprüfsysteme eingesetzt. Mit Hilfe der Ultraschallprüftechnik, wobei die Prüfsysteme jeweils mit einer kleinen Vakuum-Probenkammer ausgestattet sind, konnte in Verbindung mit der Fernfeldmikroskopie die Ermüdungsrissausbreitung im Vakuum bei unterschiedlichen Spannungsverhältnissen verfolgt werden. Hierfür wurden vor den Ermüdungsexperimenten mittels der Focused-Ion-Beam-Technik Mikrokerben in die Mitte der Ultraschallproben eingebracht. Desweiteren wurden Ermüdungsversuche mittels eines speziell für ein Rasterelektronenmikroskop (Philips XL 30) konstruierten Miniaturprüfsystems durchgeführt. Mit Hilfe des Prüfsystems ist eine in-situ Beobachtung sowie Charakterisierung der Werkstoffschädigung unter den Vakuumbedingungen des REM's möglich. Durch eingestreute ex-situ Versuchsabschnitte (Laborluft bzw. Stickstoff) konnten zudem, neben den reinen Vakuumversuchen, Versuchsführungen mit Umgebungswechsel realisiert werden.

Die Ergebnisse der Ermüdungsversuche mit Umgebungswechsel zwischen Laborluft und Vakuum haben gezeigt, dass ein signifikanter atmosphärischer Einfluss auf die VHCF-Langrissausbreitung besteht. Durch die Abwesenheit der korrosiven Atmosphärenbestandteile in der Umgebungsluft ist im Vakuum die Gleitversibilität deutlich höher ausgeprägt. Insbesondere die Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand zeigt dabei sehr starke Einfachgleitung nach einem Umgebungswechsel zu Vakuum. In Laborluftatmosphäre findet dagegen die VHCF-Langrissausbreitung, neben den Schubspannungsgesteuerten Anteilen im Langrisswellwertbereich, hauptsächlich normalspannungsgesteuert statt. Durch einen Wechsel der Umgebungsbedingung zu Vakuum konnte gezeigt werden, dass sich ausschließlich in diesem Legierungszustand der Rissausbreitungsmechanismus signifikant ändert. Aufgrund sowohl der Abwesenheit der korrosiven Atmosphärenbestandteile als auch des Sekundärausscheidungsstatus der Aluminiumknetlegierung (Förderung eines planaren Versetzungsgleichcharakters durch Teilchenabscherung) tritt eine ausgeprägte Stadium I-Rissausbreitung auf. In allen untersuchten Aluminiumknetlegierungen konnte

durch die Versuchsführung mit Umgebungswechsel gezeigt werden, dass sich die Rissausbreitungsraten zwischen Laborluft und Vakuum signifikant voneinander unterscheiden. Demzufolge ist durch einen Umgebungswechsel von Laborluft zu Vakuum ein signifikanter Abfall in den Rissausbreitungsraten (in Abhängigkeit von  $\Delta K$  und Legierung bzw. Legierungszustand um einen Faktor von 10 bzw. 100) zu verzeichnen. Da sowohl in Laborluftatmosphäre als auch in Vakuum die Langrissausbreitung dem Paris-Gesetz folgt, manifestiert sich der atmosphärische Einfluss in den werkstoffabhängigen Größen  $C$  und  $m$  dieses empirischen Gesetzes (exemplarisch nur für den (ma)-Zustand bestimmt).

Die experimentellen Ergebnisse verdeutlichen, dass die VHCF-Langrissausbreitung im (ma)-Zustand in Vakuum mikrostrukturell stattfindet. Dies konnte ebenfalls durch eine Simulationsrechnung bestätigt werden. In Abhängigkeit von der Konfiguration zweier benachbarter Körner können dabei sehr starke Barrierewirkungen der Korngrenzen auftreten. Wie bei mikrostrukturell ausbreitenden kurzen Rissen, kann die VHCF-Langrissausbreitung im Vakuum in diesem Legierungszustand an einer Korngrenze vollständig blockiert werden. Die Wechselwirkung zwischen einem ausbreitenden Vakuumriss und mikrostrukturellen Merkmalen erklärt zudem, weshalb der (ma)-Zustand eine höhere Fluktuation in den Rissausbreitungsraten aufweist als im überalterten (üa) Ausscheidungszustand. Nichtsdestotrotz können ebenfalls im (üa)-Werkstoffzustand starke Barrierewirkungen an Korngrenzen während der Langrissausbreitung im Vakuum auftreten, sofern Stadium I-Risswachstum und eine entsprechende Konfiguration zweier benachbarter Körner vorliegen. Eine Gegenüberstellung des (ma)- sowie (üa)-Werkstoffzustandes zeigt allerdings, dass die Rissausbreitungsraten trotz des sehr unterschiedlichen Rissausbreitungsmechanismus in Vakuum in einem vergleichbaren Wertebereich liegen. Ein Vergleich der Rissausbreitungsraten zwischen den aushärtbaren sowie naturharten Knetlegierungen in Vakuum zeigt, dass besonders bei sehr niedrigen  $\Delta K$ -Werten ein deutlicher Unterschied besteht. Demnach liegen die Rissausbreitungsraten der aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen um einen Faktor von 10 niedriger als die der naturharten Werkstoffzustände. Werden die beiden Werkstoffzustände der naturharten Aluminiumknetlegierung miteinander verglichen, ist ein deutlicher Einfluss der Kaltverfestigung auf die VHCF-Langrissausbreitung in Vakuum zu erkennen. Die Rissausbreitungsraten liegen im kaltverfestigten Zustand besonders bei moderaten  $\Delta K$ -Werten um einen Faktor 10 niedriger als im weichgeglühten Zustand. Alles in allem, folgen die Risswachstumkurven der untersuchten Aluminiumknetlegierungen im Vakuum dem Paris-Gesetz, wobei die aushärtbaren sowie naturharten Werkstoffzustände sehr unterschiedliche Steigungen in der Paris-Geraden aufweisen.

Die Ergebnisse der Ermüdungsversuche bei erhöhter Belastungsamplitude zeigen, dass ein Wechsel im Rissausbreitungsmechanismus des (ma)-Zustandes stattfindet. Besitzt  $\Delta K$  einen

Wert von  $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  oder darunter, ist die Tendenz für Stadium I-Risswachstum hoch. Liegt dagegen für  $\Delta K$  ein Wert von  $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  oder mehr vor, ist die Tendenz für Stadium II-Rissausbreitung hoch, wobei Stadium I-Anteile im Risspfad immer noch auftreten können. Mit Hilfe der Versuchsreihe bei erhöhter Belastungsamplitude kann somit festgehalten werden, dass das schubspannungsgesteuerte Langrisswachstum im Vakuum ein VHCF-Phänomen ist und dabei signifikant vom Ausscheidungszustand der Aluminiumlegierung abhängt. Die natürliche Rissinitiierung im Bereich Low Cycle Fatigue (LCF) bzw. High Cycle Fatigue (HCF) findet dagegen nicht im Werkstoffinneren statt. Somit stellen sich am Beispiel des (ma)-Zustandes im LCF bzw. HCF-Bereich im Vergleich zum VHCF-Bereich die Vakuumbedingungen und somit das VHCF-Phänomen eines schubspannungsgesteuerten Langrisswachstums erst gar nicht ein. Die Rissausbreitungsraten in Vakuum unter VHCF-Belastung liegen zwischen  $10^{-12}$  und  $10^{-10}$  m/Zyklus.

Infolge der Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen mit unterschiedlichen Umgebungsbedingungen wird geschlossen, dass sowohl die Luftfeuchtigkeit als auch der molekulare Sauerstoff in der Luftumgebung die Ermüdungseigenschaften der untersuchten Aluminiumknetlegierungen signifikant verschlechtern. Es wird angenommen, dass während der Materialermüdung in Laborluft sehr komplexe Mechanismen auftreten, wobei die korrosiven Atmosphärenbestandteile an chemischen Reaktionen beteiligt sind. Sowohl die Luftfeuchtigkeit als auch der molekulare Sauerstoff in der Umgebungsluft führen zu einer Oxidschichtbildung an frisch gebildeten Rissflächen. Eine Erschwerung des Wiederverschweißens der Werkstoffoberfläche durch eine Oxidschicht als auch eine lokale Werkstoffversprödung (Chemi- und Absorption von Sauerstoff und Wasserstoff) im Bereich der Risspitze sind verantwortlich für die hohe Gleitirreversibilität, den normalspannungsgesteuerten Rissausbreitungsmechanismus und die hohen Rissausbreitungsraten in Laborluft. Ermüdungsversuche in Stickstoffatmosphäre, wobei sowohl die Luftfeuchtigkeit als auch die Sauerstoffkonzentration sehr stark reduziert sind, verdeutlichen, dass die Rissausbreitung sehr sensitiv auf die Konzentrationen der Umgebungsbestandteile reagiert. In Stickstoffatmosphäre stellen sich im Vergleich zur Rissausbreitung in Vakuum demnach am Beispiel des (ma)-Zustandes nicht dieselben Ermüdungsmerkmale und Rissausbreitungsraten ein. Zudem liegen die Rissausbreitungsraten der Ermüdungsversuche in Stickstoffatmosphäre im selben Wertebereich der Ermüdungsversuche bei reduzierter Luftfeuchtigkeit (Sauerstoff vorhanden). Daher kann davon ausgegangen werden, dass beide Atmosphärenbestandteile in der Umgebungsluft in einer kombinierten Weise die Ermüdungseigenschaften der Aluminiumlegierungen signifikant verschlechtern. Sobald neue Rissflächen während der Wechselverformung mit Gaskomponenten wechselwirken können, wird im (ma)-Zustand der Stadium I-Rissausbreitungsmechanismus unterdrückt. Allerdings geht aus den Ergebnissen

hervor, dass das Rissausbreitungsverhalten stärker auf eine Änderung der Wasserdampfkonzentration in der Umgebung reagiert. Es besteht hierbei ein direkter Zusammenhang zwischen der Wasserdampfkonzentration in der Umgebung und der Rissausbreitungsrate.

Mit Hilfe der Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen mit höherem R-Verhältnis konnten die Erkenntnisse der Ermüdungsversuche bei erhöhter Belastungsamplitude und  $R = -1$  im (ma)-Zustand bestätigt werden. Demnach ist ein Übergang im Rissausbreitungsmechanismus von Stadium I- zu Stadium II-Rissausbreitung bei einer zyklischen Spannungsintensität von  $\Delta K_{\text{Übergang}} = 3-4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ebenfalls zu erkennen. Auch hier findet oberhalb von  $\Delta K = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  vorzugsweise Stadium II-Rissausbreitung statt, wobei Stadium I-Anteile dennoch auftreten können. Neben den Ermüdungsmerkmalen, die auf ein Stadium II-Risswachstum hindeuten (wie Rissverzweigung, Mehrfachgleitbandbildung auf der Materialoberfläche und duktile Bereiche in den Ermüdungsbruchflächen), ist bei höheren Spannungsverhältnissen zusätzlich interkristallines Risswachstum zu beobachten. Werden die Rissausbreitungsdaten der Ermüdungsversuche mit unterschiedlichen R-Verhältnissen gegenübergestellt, liegen die Messwerte in der gleichen Trendlinie. Demzufolge kann davon ausgegangen werden, dass bei Rissausbreitung unter VHCF-Belastung im Vakuum keine nennenswerten Riss-schließeffekte auftreten.

Die Risswachstumskurven der untersuchten Aluminiumknetlegierungen folgen sowohl im Vakuum als auch in Laborluft im Wesentlichen dem Paris-Gesetz. Die Anwendung dieses empirischen Gesetzes unter Berücksichtigung einer Anpassung der werkstoffabhängigen Größen in Abhängigkeit vom Umgebungszustand ermöglicht eine Lebensdauerabschätzung der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Aluminiumknetlegierungen. Für die teilchengehärtete Aluminiumknetlegierung EN-AW 6082 im (ma)-Zustand konnte in Vakuum ein Langriss-schwellenwert in Höhe von  $2,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  experimentell mit Hilfe der load-shedding Methode nachgewiesen werden. Der Langriss-schwellenwert der naturharten Aluminiumknetlegierung EN-AW 5083 im weichgeglühten Zustand beträgt im Vakuum  $2,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Im VHCF-Bereich und damit bei sehr niedrigen Belastungsamplituden weisen die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Aluminiumknetlegierungen, trotz einer Rissinitiierung im Werkstoffinneren verbunden mit einer Rissausbreitung in Vakuum bei sehr niedrigen Risswachstumsraten, keine echte Dauerfestigkeit auf.

Die Ergebnisse zeigen, dass die beiden teilchengehärteten Legierungszustände eine bessere Resistenz gegenüber Ermüdungs-rissausbreitung in Vakuum im Vergleich zu den naturharten Werkstoffzuständen aufweisen. Der Effekt einer Ausscheidungshärtung führt insbesondere bei sehr niedrigen  $\Delta K$ -Werten zu deutlich niedrigeren Rissausbreitungs-raten (um einen Faktor 10 niedriger). Desweiteren kann durch einen Vergleich des Rissausbreitungsverhaltens zwischen den naturharten Legierungszuständen nachgewiesen

werden, dass der Effekt der Kaltverfestigung bei moderaten  $\Delta K$ -Werten eine Erhöhung der Resistenz gegenüber Ermüdungsrissausbreitung bewirkt. Demzufolge könnte ein thermomechanisches Härten der aushärtbaren Aluminiumlegierungen die VHCF-Langrissausbreitungsphase zusätzlich erhöhen, weil sich infolge dieser werkstofftechnischen Maßnahme insbesondere bei moderaten  $\Delta K$ -Werten niedrigere Rissausbreitungsraten ergeben. Um eine ausgeprägte Wechselentfestigung während der Materialermüdung zu vermeiden (beispielsweise durch Überlasteffekte), sollte generell der (üa)-Werkstoffzustand bei der Bauteilauslegung herangezogen werden. Nichtsdestotrotz konnte im (ma)-Zustand sowohl in den Ermüdungsexperimenten als auch in dem Simulationsergebnis sehr deutlich nachgewiesen werden, dass Korngrenzen die VHCF-Langrissausbreitung im Vakuum vollständig unterbinden können. Aus diesem Effekt heraus, sollten weitere Untersuchungen durchgeführt werden. Durch die Anwendung des Kurzrisswachstumsmodells zur Simulation des VHCF-Langrisswachstums im Vakuum für den (ma)-Zustand können synthetische Mikrostrukturen abgeleitet werden, die nicht nur die Rissausbreitungsphase in diesem Legierungszustand deutlich erhöhen können, sondern vielmehr eine echte Dauerfestigkeit im Modell ermöglichen. Der maximal ausscheidungsgehärtete Werkstoffzustand weist somit, als einziger Legierungszustand der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Aluminiumknetlegierungen, das Potenzial einer echten Dauerfestigkeit im Bereich Very High Cycle Fatigue auf.



## 8 Literaturverzeichnis

- [1] E. Union, Verordnung (EG) Nr. 443, 2009
- [2] D. Schwerdt, B. Pyttel, C. Berger: Fatigue strength and failure mechanisms of wrought aluminium alloys in the VHCF-region considering material and component relevant influencing factors. *International Journal of Fatigue* 33 (2011), S. 33-41
- [3] H. W. Höppel, M. Prell, L. May, M. Göken: Influence of grain size and precipitates on the fatigue lives and deformation mechanisms in the VHCF-regime. *Procedia Engineering* 2 (2010), S. 1025-1034
- [4] T. Stein, M. Wicke, A. Brueckner-Foit, T. Kirsten, M. Zimmermann, F. Buelbuel, H.-J. Christ: Crack growth behavior in an aluminum alloy under very low stress amplitudes. *Journal of Materials Research* 32/23 (2017), 4354-4361
- [5] M. Wicke, A. Brueckner-Foit, T. Kirsten, M. Zimmermann, F. Buelbuel, H.-J. Christ: Analysis of crack extension mechanism in the near-threshold regime in an aluminum alloy. *Procedia Structural Integrity* 7 (2017), 235-241
- [6] H.J. Gough, D.G Sopwith: Atmospheric action as a factor in fatigue of metals. *Journal of the Institute of Metals* 49 (1932), 93-122
- [7] N. Thompson, N. Wadsworth, N. Louat: The origin of fatigue fracture in copper. *Philosophical Magazine* 1 (1956), 113-126
- [8] J. Petit, S. Richard, C. Gasqueres, C. Sarrazin-Baudoux: Coupled influence of microstructure and atmosphere environment on fatigue crack path in new generation Al alloys. *Engineering Fracture Mechanics* 77 (2010), 1941-1952
- [9] J.T. Burns, J.J. Jones, A.D. Thompson, J.S. Locke: Fatigue crack propagation of aerospace aluminum alloy 7075-T651 in high altitude environments. *International Journal of Fatigue* 106 (2018), 196-207
- [10] J. Petit: Fatigue crack growth threshold concepts. In: D. Davidson and S. Suresh (Hrsg.): TMS, AIME symposium, Philadelphia, American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, New York, 1984, S. 3-24
- [11] J. Petit, G. Henaff, C. Sarrazin-Baudoux: Environmentally assisted fatigue in the gaseous atmosphere. In: J. Petit, P. Scott (Hrsg.): *Comprehensive Structural Integrity* vol. 6, Elsevier, Amsterdam, 2003, 211-280
- [12] J. Petit, G. Henaff: A survey of near-threshold fatigue crack propagation mechanisms and modeling. In: J.P. Bailon and I.J. Dikson (Hrsg.): *Proceedings of Fatigue 93*, EMAS, Montreal, 1993, S. 503-512

- [13] R.P. Gangloff, Y. Ro, S.R. Agnew, G.H. Bray: Environment-exposure-dependent fatigue crack growth kinetics for Al-Cu-Mg/Li. *Materials Science and Engineering A* 468/470 (2007), 88-97
- [14] A. Wöhler: Über die Versuche zur Ermittlung der Festigkeit von Achsen, welche in den Werkstätten der Niederschlesisch-Märkischen Eisenbahn zu Frankfurt an der Oder angestellt sind. *Zeitschrift für Bauwesen* 13 (1863), 233-258
- [15] H.-J. Christ: Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2009 (2. Auflage)
- [16] J. Rösler: Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, Springer Vieweg, Wiesbaden, 2012 (4. Auflage)
- [17] B. Dönges, C.-P. Fritzen, H.-J. Christ: Fatigue mechanism and its modeling of an austenitic-ferritic duplex stainless steel under HCF and VHCF loading conditions. In: H.-J. Christ (Hrsg.): *Fatigue of Materials at Very High Numbers of Loading Cycles – Experimental Techniques, Mechanisms, Modeling and Fatigue Life Assessment*, Springer Spektrum, Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, Wiesbaden, 2018, 111-131
- [18] F. Ostermann: *Anwendungstechnologie Aluminium*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1998 (2. Auflage)
- [19] G.E. Dieter Jr.: *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Book Company, New York, 1961
- [20] C. Kammer: *Aluminium-Taschenbuch: Grundlagen und Werkstoffe*, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 1998
- [21] E. Hornbogen: *Werkstoffe - Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1994
- [22] C. Kammer: *Magnesium Taschenbuch: Grundlagen*, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2000
- [23] C.E. Feltner, C. Laird: Cyclic stress-strain response of F.C.C metals and alloys - II Dislocation structures and mechanisms. *Acta Metallurgica* 15/10 (1967), 1633-1653
- [24] D. Munz, K.Schwalbe, P. Mayr: *Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe*, Vieweg&Sohn GmbH, Braunschweig, 1971
- [25] A. Seeger: *Dislocations and Mechanical Properties of Crystals*, Wiley, 1957
- [26] V. Gerold, H.P. Karnthaler: On the origin of planar slip in f.c.c. alloys. *Acta Metallurgica* 37/8 (1989), 2177-2183

- [27] S.I. Hong, C. Laird: Mechanisms of slip mode modification in F.C.C solid solutions. *Acta Metallurgica et Materialia* 38/8 (1990), 1581-1594
- [28] B. Ilshner, R.F. Singer: *Werkstoffwissenschaft und Fertigungstechnik*, Springer-Verlag, Berlin, 2010
- [29] G. Schott: *Werkstoffermüdung: Verhalten metallischer Werkstoffe unter wechselnden mechanischen und thermischen Beanspruchungen*, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1979
- [30] A. Kolyshkin: Entwicklung eines Lebensdauervorhersagekonzepts im VHCF-Bereich auf Basis kovariater mikrostruktureller Merkmalsgrößen, Dissertation, Universität Siegen, Siegener Werkstoffkundliche Berichte, H.-J. Christ (Hrsg.), Band 15/2017
- [31] D. Radaj, M. Vormwald: *Ermüdungsfestigkeit – Grundlagen für Ingenieure*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 2007 (3. Auflage)
- [32] S. Suresh: *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press, Cambridge New York Melbourne, 1998 (2. Auflage)
- [33] J.M. Finney, C. Laird: Strain localization in cyclic deformation of copper single crystals. *Philosophical Magazine A* 31 (1975), 339-366
- [34] C. Laird, J.M. Finney, D. Kuhlmann-Wilsdorf: Dislocation behavior in fatigue. VI. Variation in the localization of strain in persistent slip bands. *Materials Science and Engineering* 50 (1981), 127-136
- [35] A.S. Cheng, C. Laird: Fatigue life behavior of copper single crystals. Part I: Observations of crack nucleation. *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 4 (1981), 331-341
- [36] Z.S. Basinski, S.J. Basinski: Formation and growth of subcritical fatigue cracks. *Scripta Metallurgica* 18 (1984), 851-856
- [37] A. Hunsche, P. Neumann: Quantitative measurement of persistent slip band profiles and crack initiation. *Acta Metallurgica* 34/2 (1986), 207-217
- [38] B.-T. Ma, C. Laird: Overview of fatigue behavior in copper single crystals - I. Surface morphology and stage I crack initiation sites for tests at constant strain amplitude. *Acta Metallurgica* 37 (1989a), 325-336
- [39] B.-T. Ma, C. Laird: Overview of fatigue behavior in copper single crystals - II. Population, size, distribution and growth kinetics of stage I cracks for tests at constant strain amplitude. *Acta Metallurgica* 37 (1989b), 337-348

- [40] K. Differt, U. Essmann, H. Mughrabi: A model of extrusions and intrusions in fatigued metals II. Surface roughening by random irreversible slip. *Philosophical Magazine* 54 (1986), 237-258
- [41] U. Essmann, U. Gösele, H. Mughrabi: A model of extrusions and intrusions in fatigued metals. I. Point-defect production and the growth of extrusions. *Philosophical Magazine A* 44 (1981), 405-426
- [42] U. Krupp: Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und -ausbreitung in metallischen Werkstoffen. Habilitationsschrift, Universität Siegen, 2004
- [43] P.J.E. Forsyth: Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys. *Acta Metallurgica* 11/7 (1963), 703-715
- [44] J. Pokluda, P. Sandera: *Micromechanisms of Fracture and Fatigue*, Springer-Verlag, London, 2010
- [45] D. Taylor, J.F. Knott: Fatigue crack propagation behaviour of short cracks. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 4 (1981), 147-155
- [46] K. Tanaka, Y. Akiniwa: Small fatigue cracks in advanced materials. In: "Fatigue '96", Proc. of the 6th Int. Fatigue Congress, Vol. I, 6.-10. Mai 1996, Berlin, Elsevier Science Ltd., Oxford, UK, 1996, 27-38
- [47] H. Kitagawa und S. Takahashi: Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage, 2nd International Conference on Mechanical Behaviour of Materials (ICM 2), Boston, USA, 1976, 627-632
- [48] K.J. Miller, E.R. de los Rios: The behaviour of short fatigue cracks. K.J. Miller und E.R. de los Rios (Hrsg.), *Mechanical Engineering Publications*, London, 1986, 2
- [49] K. Tanaka, Y. Nakai, M. Yamashita: Fatigue growth threshold of small cracks. *International Journal of Fracture* 17 (1981), 519-533
- [50] M.R. James, W.L. Morris: Effect of fracture surface roughness on growth of short fatigue cracks. *Metallurgical Transactions* 14A (1983), 153-155
- [51] S. Suresh: Crack deflection: implications for the growth of long and short fatigue cracks. *Metallurgical Transactions* 14A (1983a), 2375-2385
- [52] J. Lankford: The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum. *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 5 (1982), 233-248
- [53] U. Krupp: *Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys*, Wiley VCH, Weinheim, 2006

- [54] E. Hornbogen, K.H. Zum Gahr: Microstructure and fatigue crack growth in a  $\gamma$ -Fe-Ni-Al alloy. *Acta Metallurgica* 24/6 (1976), 581-592
- [55] P.J.E. Forsyth, D.A. Ryder: Some results derived from the microscopic examination of crack surfaces. *Fatigue fracture* 32 (1960), 96-99
- [56] C. Laird, G.C. Smith: Crack propagation in high stress fatigue. *Philosophical Magazine* 7 (1962), 847-857
- [57] I. Roth: Untersuchungen zum Ausbreitungsverhalten mikrostrukturell kurzer Ermüdungsrisse in metastabilem austenitischen Edelstahl, Dissertation, Universität Siegen, Siegener Werkstoffkundliche Berichte, H.-J. Christ (Hrsg.), Band 5/2012
- [58] P. Neumann: Coarse slip model of fatigue. *Acta Metallurgica* 17 (1969), 1219-1225
- [59] D.A. Meyn: Observations of micromechanisms of fatigue crack propagation in 2024 aluminum. *Transactions of the American Society for Metals* 61 (1968), 42-51
- [60] R.M.N. Pelloux: Mechanisms of formation of ductile fatigue striations. *Transactions of the American Society for Metals* 62 (1969), 281-285
- [61] D. Gross, Th. Seelig: *Bruchmechanik: Mit einer Einführung in die Mikromechanik*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2011 (5. Auflage)
- [62] H.-A. Richard, M. Sander: *Ermüdungsrisse: Erkennen, sicher beurteilen, vermeiden*, Springer Vieweg, Wiesbaden, 2008 (2. Auflage)
- [63] G. R. Irwin: Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics* (1957), 361-364
- [64] K. Wellinger, H. Dietmann: *Festigkeitsberechnung: Grundlagen und technische Anwendung*, Alfred Kröner Verlag, Stuttgart, 1976 (3. Auflage)
- [65] H. Tada, P. Paris, G. Irwin: *The Stress Analysis of Cracks Handbook*, Del Research Corp., Hellertown, 1973
- [66] Y. Murakami: *Stress Intensity Factor Handbook*, Pergamon Press, Oxford, 1987 (Vol. 1 & 2)
- [67] D.P. Rooke, D.J. Cartwright: *Compendium of Stress Intensity Factors*, Her Majesty's Stationery Office, London, 1976
- [68] J.C. Newman, I.S. Raju: *Stress-Intensity Factor Equations for Cracks in Three-Dimensional Finite Bodies Subjected to Tension and Bending Loads*, NASA Technical Memorandum 85793 (NASA Langley Research Center), Hampton, 1984
- [69] T.L. Anderson: *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, CRC Press, Boca Raton, 2005 (3. Auflage)

- [70] J.R. Rice: Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue. In: J. Grosskreutz (Hrsg.): Fatigue Crack Propagation, American Society for Testing and Materials, ASTM-STP 415, Philadelphia, 1967, S. 247-309
- [71] P.C. Paris, M.P. Gomez & W.P. Anderson: A rational analytic theory of fatigue. The Trend in Engineering 13 (1961), 9-14
- [72] P.C. Paris, F. Erdogan: A critical analysis of crack propagation laws. Journal of Basic Engineering 85 (1963), 528-534
- [73] W. Elber: Fatigue crack closure under cyclic tension. Engineering Fracture Mechanics 2 (1970), 37-45
- [74] W. Elber: The significance of fatigue crack closure. In: Rosenfeld (Hrsg.): Damage Tolerance in Aircraft Structures, American Society for Testing and Materials, ASTM-STP 486, Philadelphia, 1971, S. 230-242
- [75] R.O. Ritchie, S. Suresh, C.M. Moss: Near-threshold fatigue crack growth in 2 1/4 Cr-1 Mo pressure vessel steel in air and hydrogen. Journal of Engineering Materials and Technology 102 (1980), 293-299
- [76] S. Suresh, G.F. Zamiski, R.O. Ritchie: Oxide-induced crack closure: an explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behavior. Metallurgical Transactions 12A (1981), 1435-1443
- [77] S. Suresh, R.O. Ritchie: A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface morphology. Metallurgical Transactions 13A (1982a), 1627-1631
- [78] S. Suresh, R.O. Ritchie: Near-threshold fatigue crack propagation: a perspective on the role of crack closure. In: D.L. Davidson and S. Suresh (Hrsg.): Fatigue Crack Growth Threshold Concepts, The Metallurgical Society of the American Institute of Mining, Mineral and Petroleum Engineers, Warrendale, 1984a, S. 227-261
- [79] A. Schick: Ein neues Modell zur mechanismen-orientierten Simulation der mikrostruktur-bestimmten Kurzrissausbreitung, Dissertation, Universität Siegen, VDI Verlag, Düsseldorf, 2004 (Reihe 18/Nr. 292)
- [80] O. Düber: Untersuchungen zum Ausbreitungsverhalten mikrostrukturell kurzer Ermüdungsrisse in zweiphasigen metallischen Werkstoffen am Beispiel eines austenitisch-ferritischen Duplexstahls, Dissertation, Universität Siegen, VDI Verlag, Düsseldorf, 2007 (Reihe 5/Nr. 730)
- [81] B. Künkler: Mechanismenorientierte Lebensdauervorhersage unter Berücksichtigung der Mikrostruktur - Modellentwicklung, Verifikation und Anwendung, Dissertation, Universität Siegen, VDI Verlag, Düsseldorf, 2007

- [82] P. Köster: Mechanismenorientierte Modellierung und Simulation der mikrostrukturbestimmten Kurzrisssausbreitung unter Berücksichtigung ebener und räumlicher Aspekte, Dissertation, Universität Siegen, Schriftenreihe der Arbeitsgruppe für Technische Mechanik im Institut für Mechanik und Regelungstechnik - Mechatronik, C.-P. Fritzen (Hrsg.), Band 8/2014
- [83] M. Kübbeler: Simulation der mikrostrukturbestimmten Kurzrisssausbreitung unter dem Einfluss lokaler Phasenumwandlung, Dissertation, Universität Siegen, Schriftenreihe der Arbeitsgruppe für Technische Mechanik im Institut für Mechanik und Regelungstechnik - Mechatronik, C.-P. Fritzen (Hrsg.), Band 13/2017
- [84] P.-M. Hilgendorff: Mechanismenbasierte Modellierung und Simulation des VHCF-Wechselverformungsverhaltens austenitischer Edelstähle, Dissertation, Universität Siegen, Schriftenreihe der Arbeitsgruppe für Technische Mechanik im Institut für Mechanik und Regelungstechnik - Mechatronik, C.-P. Fritzen (Hrsg.), Band 14/2017
- [85] V. Schippl: Laufende Dissertation, Universität Siegen, 2020
- [86] S. Taira, K. Tanaka, Y. Nakai: A model of crack-tip slip band blocked by grain boundary. *Mechanics Research Communications* 5/6 (1987), 375-381
- [87] A. Navarro, E.R. de los Rios: A microstructurally short fatigue crack growth equation. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 11 (1988), 383-396
- [88] A.J. Wilkinson, S.G. Roberts: A dislocation model for the two critical stress intensities required for threshold fatigue crack propagation. *Scripta Materialia* 35/11 (1996), 1365-1371
- [89] E.O. Hall: The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results. *Proceedings of the Physical Society* 64 B (1951), 747-753
- [90] N.J. Petch: The cleavage strength of polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute* 174/1 (1953), 25-28
- [91] Deutsches Institut für Normung e.V., Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen, Beuth, 2013
- [92] T. Stein: Einfluss mesoskopischer und mikroskopischer Phasenverteilungen auf das Wachstumsverhalten physikalisch kurzer Risse, Dissertation, Universität Kassel, 2017
- [93] H. Biermann, L. Krüger: *Moderne Methoden der Werkstoffprüfung*, Wiley-VCH, Weinheim, 2015

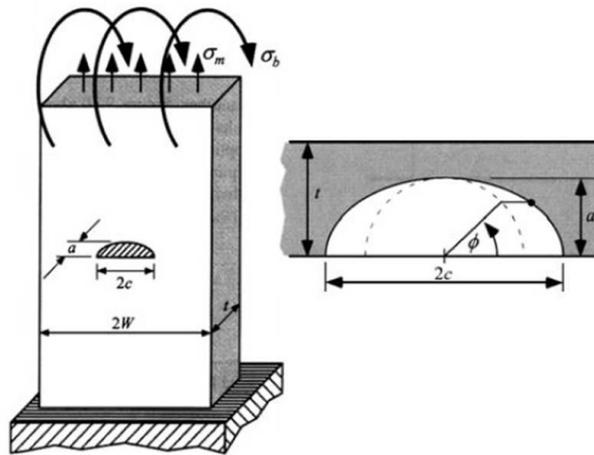
- [94] F. Bülbül, H.-J. Christ, T. Kirsten, M. Zimmermann, M. Wicke, A. Brückner-Foit: Risswachstumsverhalten der Aluminiumknetlegierungen unter zyklischer Beanspruchung im Bereich Very High Cycle Fatigue. In: H. Frenz und J.B. Langer (Hrsg.): Fortschritt in der Werkstoffprüfung für Forschung und Praxis, Tagungsband der Werkstoffprüfung 2017, Berlin, 2017, S. 103-108
- [95] F. Bülbül, T. Kirsten, M. Wicke, M. Zimmermann, A. Brückner-Foit, H.-J. Christ: Crack growth behaviour of aluminium wrought alloys in the Very High Cycle Fatigue regime. MATEC Web of Conferences, Volume 165, 2018
- [96] F. Bülbül, H.-J. Christ, M. Wicke, A. Brückner-Foit, T. Kirsten, M. Zimmermann: Characterization of the long crack propagation behaviour in a hardenable aluminium alloy in Very High Cycle Fatigue regime. Procedia Structural Integrity 13 (2018), 590-595
- [97] S. Stanzi-Tschegg: Very High Cycle Fatigue measuring techniques. International Journal of Fatigue 60 (2014), 2-17
- [98] F. Bülbül, H.-J. Christ, T. Kirsten, M. Zimmermann, T. Stein, A. Brückner-Foit: Risswachstumsverhalten der Aluminiumknetlegierungen EN-AW 6082 sowie EN-AW 5083 unter zyklischer Beanspruchung im Bereich Very High Cycle Fatigue. In: H.-J. Christ (Hrsg.): Fortschritte in der Werkstoffprüfung für Forschung und Praxis, Tagungsband zur Werkstoffprüfung 2016, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 2016, S. 71-76
- [99] F. Bülbül, H.-J. Christ, T. Kirsten, M. Zimmermann, M. Wicke, A. Brückner-Foit: Einfluss des Spannungsverhältnisses auf die Langrissausbreitung einer aushärtbaren Aluminiumknetlegierung im Very High Cycle Fatigue Bereich. In: G. Moninger (Hrsg.): Werkstoffe und Bauteile auf dem Prüfstand, Prüftechnik – Kennwertermittlung – Schadensvermeidung, Tagungsband zur Werkstoffprüfung 2018, Stahlinstitut VdEH, Düsseldorf, 2018, S. 93-98
- [100] W. Wessel: Mikrostrukturelle Untersuchungen der Rissinitiierung und -ausbreitung in intermetallischen TiAl-Legierungen unter zyklischer und quasistatischer Belastung, Dissertation, Universität Kassel, kassel university press GmbH, Kassel, 2012
- [101] M. Sacakli: Konstruktion und Validierung einer Probenpräparationsanlage zur Einbringung von Kerben, Bachelorarbeit, Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung, Universität Siegen, Siegen, 2018
- [102] Olympus Corporation,  
[http://www.olympus-ims.com/de/knowledge/metrology/lex\\_t\\_principles/basic/](http://www.olympus-ims.com/de/knowledge/metrology/lex_t_principles/basic/), [Zugriff am 02.07.2019.

- [103] P.-F. Schmidt: Praxis der Rasterelektronenmikroskopie und Mikrobereichsanalyse, Expert-Verlag, Remmingen-Malmsheim, 1994
- [104] L.A. Giannuzzi, F.A. Stevie: Instrumentation, Theory, Techniques and Practice, Springer, New York, 2005
- [105] A.J. Schwartz, M. Kumar, B.L. Adams, D.P. David: Electron Backscatter Diffraction in Materials Science, Springer, New York, 2009
- [106] J. Thomas, T. Gemming: Analytische Transmissionselektronenmikroskopie - Eine Einführung für den Praktiker, Springer, Wien Heidelberg New York Dordrecht London, 2013
- [107] D.B. Williams, C.B. Carter: Transmission Electron Microscopy, Springer, New York, 2009 (2. Auflage)
- [108] B. Tabernig, R. Pippan: Determination of the length dependence of the threshold for fatigue crack propagation. Engineering Fracture Mechanics 69 (2002), 899-907
- [109] T. Kirsten, F. Bülbül, M. Wicke, H.-J. Christ, A. Brückner-Foit, M. Zimmermann: Influence of microstructural discontinuities on the behaviour of long cracks in the VHCF regime for the aluminium alloys EN AW 6082 and EN AW 5083. MATEC Web of Conferences Volume 165, 2018
- [110] M. Wicke, A. Brueckner-Foit, T. Kirsten, M. Zimmermann, F. Buelbuel, H.-J. Christ: Understanding the near-threshold crack growth behavior in an aluminum alloy by X-ray tomography. MATEC Web of Conferences Volume 165, 2018
- [111] M. Wicke, A. Brueckner-Foit, T. Kirsten, M. Zimmermann, F. Buelbuel, H.-J. Christ: Near-threshold crack extension mechanisms in an aluminum alloy studied by SEM and X-ray tomography. International Journal of Fatigue 119 (2019), 102-111
- [112] F. Bülbül, M. Wicke, T. Kirsten, A. Brückner-Foit, M. Zimmermann, H.-J. Christ: Crack growth behaviour of aluminium wrought alloys in the Very High Cycle Fatigue regime. Short Paper-Beitrag zur LightMAT 2017 – Conference & Exhibition in Light Materials – Aluminium, Magnesium, Tatanium, Bremen 8.-10.11.2017; online verfügbar über <https://lightmat2017.dgm.de/program/dateien/>
- [113] T.H. Courtney: Mechanical behavior of materials, Waveland Press Inc., Long Grove, 2005

- [114] J.R. Scully, G.A. Young Jr., S.W. Smith: Hydrogen embrittlement of aluminum and aluminum-based alloys. In: R.P. Gangloff & B.P. Somerday: Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies, Volume 1: The problem, its characterization and effects on particular alloy classes, Woodhead Publishing, Cambridge Philadelphia Daryaganj, 2012, S. 707-768
- [115] R.I. Masel: Principles of adsorption and reaction on solid surfaces, John Wiley & Sons Inc., New York Chichester Brisbane Toronto Singapore, 1996
- [116] Leonardo Energy, <https://help.leonardo-energy.org/hc/en-us/articles/202823302-The-effects-of-the-chemical-reaction-between-water-and-aluminium>, [Zugriff am 23.05.2020].
- [117] G. Gottstein: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik - Physikalische Grundlagen, Springer Vieweg, Berlin Heidelberg, 2014 (4. Auflage)
- [118] G.A. Young Jr., J.R. Scully: The diffusion and trapping of hydrogen in high purity aluminum. *Acta Metallurgica* 46/18 (1998), 6337-6349
- [119] H.K. Birnbaum, P. Sofronis: Hydrogen-enhanced localized plasticity – a mechanism for hydrogen-related fracture. *Materials Science and Engineering A176* (1994), 191-202
- [120] A.R. Troiano: The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals. *Trans. ASM* 52 (1960), 54-80
- [121] R.A. Oriani, P.H. Josephic: Equilibrium and kinetic studies of the hydrogen-assisted cracking of steel. *Acta Metallurgica* 25/9 (1977), 979-988
- [122] R.A. Oriani: Hydrogen – the versatile embrittler. *Corrosion* 43/7 (1987), 390-397
- [123] M. Nagumo: Hydrogen related failure of steels – a new aspect. *Materials Science and Technology* 20/8 (2004), 940-950
- [124] M. Hatano, M. Fujinami, K. Arai, H. Fujii, M. Nagumo: Hydrogen embrittlement of austenitic stainless steel revealed by deformation microstructures and strain-induced creation of vacancies. *Acta Materialia* 67 (2014), 342-353
- [125] S. Lynch: Hydrogen embrittlement phenomena and mechanisms. *Corrosion Reviews* 30/3-4 (2012), 105-123

## 9 Anhang

### A Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors für einen halb elliptischen Oberflächenriss ( $a \leq c$ ) aus [69]



**Abbildung 9-1:** Innenliegender Oberflächenriss mit halb elliptischer Form unter äußerer Zug- und Biegebelastung [69]

$$K_I = (\sigma_m + H \sigma_b) \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} F \left( \frac{a}{t}, \frac{a}{c}, \frac{c}{W}, \phi \right) \quad (9.1)$$

mit

$$Q = 1 + 1,464 \left( \frac{a}{c} \right)^{1,65} \quad (9.2)$$

$$F = \left[ M_1 + M_2 \left( \frac{a}{t} \right)^2 + M_3 \left( \frac{a}{t} \right)^4 \right] f_\phi f_w g \quad (9.3)$$

$$M_1 = 1,13 - 0,09 \left( \frac{a}{c} \right) \quad (9.4)$$

$$M_2 = -0,54 + \frac{0,89}{0,2 + \frac{a}{c}} \quad (9.5)$$

$$M_3 = 0,5 - \frac{1}{0,65 + \frac{a}{c}} + 14 \left( 1 - \frac{a}{c} \right)^{24} \quad (9.6)$$

$$f_\phi = \left[ \left( \frac{a}{c} \right)^2 \cos^2 \phi + \sin^2 \phi \right]^{1/4} \quad (9.7)$$

$$f_w = \left[ \sec \left( \frac{\pi c}{2W} \sqrt{\frac{a}{t}} \right) \right]^{1/2} \quad (9.8)$$

$$g = 1 + \left[ 0,1 + 0,35 \left( \frac{a}{t} \right)^2 \right] (1 - \sin \phi)^2 \quad (9.9)$$

$$H = H_1 + (H_2 - H_1)(\sin \phi)^p \quad (9.10)$$

$$p = 0,2 + \frac{a}{c} + 0,6 \left( \frac{a}{t} \right) \quad (9.11)$$

$$H_1 = 1 - 0,34 \frac{a}{t} - 0,11 \frac{a}{c} \left( \frac{a}{t} \right) \quad (9.12)$$

$$H_2 = 1 + G_1 \left( \frac{a}{t} \right) + G_2 \left( \frac{a}{t} \right)^2 \quad (9.13)$$

$$G_1 = -1,22 - 0,12 \left( \frac{a}{c} \right) \quad (9.14)$$

$$G_2 = 0,55 - 1,05 \left( \frac{a}{c} \right)^{0,75} + 0,47 \left( \frac{a}{c} \right)^{1,5} \quad (9.15)$$

## B Datenblatt Stickstoff / chemische Zusammensetzung (Stickstoff 5.0)

### Stickstoff

 $N_2$ 

#### Bezeichnung / Kennzeichnung

CAS-Nummer 7727-37-9  
 Bezeichnung nach ADR UN 1066 STICKSTOFF,  
 VERDichtet, 2.2,(E)  
 Behälterkennzeichnung



Schulterfarbe: schwarz

#### Wesentliche Eigenschaften

verdichtetes Gas, leichter als Luft, farblos, geruchlos

#### Gefahrensymbole



#### Physikalische Eigenschaften

Molare Masse 28,0134 kg/kmol  
 Gasdichte bei 0 °C und 1,013 bar 1,250 kg/m<sup>3</sup>  
 Dichteverhältnis zu Luft 0,9671

Weitere Informationen entnehmen Sie bitte dem Sicherheitsdatenblatt D-089A\_Stickstoff

#### Ventil / Armaturen

Ventilanschluss 200 bar: W 24,32 x 1/14 nach DIN 477-1 (Nr. 10)  
 300 bar: W 30 x 2 nach ISO 5145 (Nr. 1)

#### Empfohlene Armaturen

Spectrolab FM 51 / FM 52exact  
 Spectrochem FE 51 / FE 52exact  
 300 bar Druckregler unter gleicher Bezeichnung verfügbar



Spezifikation / Lieferformen		Stickstoff 5.0	Stickstoff 6.0	Stickstoff ECD	
Zusammensetzung					
N <sub>2</sub> einschl. Edelgase	≥	99,999	99,9999	99,9995	Vol.-%
Nebenbestandteile					
O <sub>2</sub>	≤	2	0,3	0,5	ppmv
H <sub>2</sub>	≤	-	0,1	-	ppmv
KW (als CH <sub>4</sub> )	≤	0,1	0,1	0,1	ppmv
H <sub>2</sub> O	≤	3	0,5	2	ppmv
CO + CO <sub>2</sub>	≤	-	0,3	0,1	ppmv
halog. KW	≤	-	-	1	ppbv
Behälter/inhalt					
CAN-Gas		0,01	-	-	m <sup>3</sup>
F 10 200 bar		1,9	1,9	1,9	m <sup>3</sup>
F 10 200 bar RPV		-	1,9	-	m <sup>3</sup>
F 20 200 bar		3,8	-	-	m <sup>3</sup>
F 20 300 bar		5,2	-	-	m <sup>3</sup>
F 50 200 bar		9,6	9,6	9,6	m <sup>3</sup>
F 50 300 bar		13,1	-	-	m <sup>3</sup>
F 50*12 300 bar		157,0	-	-	m <sup>3</sup>
MegaPack4 300 bar Duplex		157,0	-	-	m <sup>3</sup>

#### Hinweise

Anwendungen:  
 Trägergas in der Gaschromatographie  
 Nullgas für verschiedene Analysenverfahren, auch in der Automobilindustrie  
 Komponente in Resonatorgasgemischen für CO<sub>2</sub>-Laser  
 Inertgas in der chemischen und pharmazeutischen Industrie

**MESSER**   
 Gases for Life  
 Messer Industriegase GmbH