

Entwicklung eines Lebensdauervorhersagekonzepts im VHCF-Bereich auf Basis kovariater mikrostruk- tureller Merkmalsgrößen

ANTON KOLYSHKIN



SIEGENER WERKSTOFFKUNDLICHE BERICHTE | BAND 15/2017
HERAUSGEBER: PROF. DR.-ING. HABIL. H.-J. CHRIST



Anton Kolyshkin

Entwicklung eines Lebensdauervorhersagekonzepts im VHCF-Bereich auf Basis
kovariater mikrostruktureller Merkmalsgrößen

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, 2017

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 Anton Kolyshkin 2017

© Copyright Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung,
Universität Siegen 2017

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:467-11982
ISSN 2193-5114

Entwicklung eines Lebensdauervorhersagekonzepts im VHCF-Bereich auf Basis kovariater mikrostruktureller Merkmalsgrößen

DISSERTATION
zur Erlangung des akademischen Grades
DOKTOR-INGENIEUR

vorgelegt von
M. Sc. Anton Kolyshkin
aus Lugansk

eingereicht dem
Department Maschinenbau
der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät
der Universität Siegen

Referent: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Hans-Jürgen Christ
Korreferentin: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Martina Zimmermann

Tag der mündlichen Prüfung: 30.06.2017

Danksagung

Die vorliegende Arbeit ist ein Resultat meiner 5-jährigen Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung der Universität Siegen. Das war ein langer und bedeutsamer Abschnitt meines beruflichen Lebens, auf den ich jetzt mit warmen Erinnerungen zurückblicken kann. Das war die Zeit einer sehr interessanten und fruchtbaren Arbeit, aufschlussreicher Reisen und sehr vieler neuer Kenntnisse und Erfahrungen. An dieser Stelle möchte ich mich bei allen Leuten bedanken, die während dieser Zeit an mich geglaubt haben und mich sowohl bei der Arbeit als auch im privaten Leben unterstützt haben.

Einen ganz besonderen Dank möchte ich meinem Doktorvater Professor Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ und meiner Doktormutter Professor Dr.-Ing. Martina Zimmermann für die Organisation der einwandfreien Durchführung dieser Arbeit, Bereitstellung aller Versuchsanordnungen sowie eine enorme Unterstützung bei der Vorbereitung, Interpretation und Publikation der Forschungsergebnisse aussprechen. Ich bin stolz darauf, dass ich in einem so gut eingearbeiteten und kompetenten Team promovieren durfte. Auch danke ich Herrn Professor Dr. habil. Edgar Kaufmann für die stets angenehme Zusammenarbeit im Rahmen des DFG-Forschungsprojektes und die spannenden Diskussionen zum Thema statistische Analysen sowie die kritische Durchsicht der vorliegenden Arbeit.

Besonders hilfreich war für mich die Zusammenarbeit innerhalb der Forschungsgruppe VHCF. Die fachlichen Diskussionen mit Herrn Dipl.-Ing. Andrei Grigorescu, Herrn Dipl.-Ing. Benjamin Dönges, Herrn Dipl.-Ing. Philipp Hilgendorff und Herrn Dipl.-Ing. Martin Cremer haben zum besseren Verständnis der untersuchten Schädigungsmechanismen beigetragen und ihre Freundschaft hat mich in schwierigen Situationen ermuntert. Ebenso möchte ich mich bei Herrn Dipl.-Ing. Vitali Macin und Herrn Dipl.-Ing. Sven Brück für deren Freundschaft bedanken, ohne denen die Arbeit am LMW nicht so viel Spaß gemacht hätte.

Allen meinen (ehemaligen) Kollegen am Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung, insbesondere Herrn Dipl.-Ing. Wolfgang Kramer, Dipl.-Kff. Christina Struck und Marlies Mockenhaupt, danke ich für das familiäre Arbeitsklima.

Einen herzlichen Dank möchte ich meiner ehemaligen Kollegin und jetzigen Freundin Dipl.-Wirt.-Ing. Maria Azim aussprechen, die mit mir die ganze Zeit Schulter an Schulter gearbeitet hat und sogar den trübsten Tag in Siegen für mich erheitern konnte.

Meinen Eltern Sergij und Natalija bin ich dafür dankbar, dass sie mich mit eigenem Beispiel zur Arbeitsamkeit und Beharrlichkeit erzogen und in jeglichen Situationen an mich geglaubt haben.

Stuttgart, 2017

Anton Kolyshkin

Inhaltsverzeichnis

Symbol und Abkürzungsverzeichnis.....	VI
Kurzfassung.....	XII
Abstract.....	XIV
1. Einleitung.....	1
2. Grundlagen und Stand der Forschung.....	5
2.1. Aufbau metallischer Werkstoffe.....	5
2.1.1. Orientierung der Körner und Korngrenzen.....	7
2.1.2. Verformung unter Last.....	8
2.2. Grundlagen der Materialermüdung.....	16
2.2.1. Versagensrelevante Parameter.....	16
2.2.2. Schädigungsentwicklung.....	18
2.2.3. Rissinitiierung.....	19
2.2.4. Risswachstum.....	24
2.2.5. Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich.....	26
2.3. Statistische Beschreibung der experimentellen Ergebnisse.....	40
2.3.1. Grundlagen.....	40
2.3.2. Verteilung der Lebensdauer.....	41
2.3.3. Statistische Verteilungen zur Beschreibung der Defekteigenschaften.....	43
2.3.4. Statistische Abschätzung der Größe des maximalen Defekts.....	47
2.3.5. Monte-Carlo-Simulation.....	49
3. Untersuchte Werkstoffe und experimentelle Methoden.....	51
3.1. Versuchswerkstoffe.....	51
3.1.1. Nimonic 80A.....	51
3.1.2. Stahl 1.4301.....	52
3.1.3. Aluminiumschweißnaht.....	53
3.2. Materialprüfsysteme, Probengeometrie und –präparation.....	54
3.2.1. Nimonic 80A.....	55
3.2.2. Stahl 1.4301.....	62
3.2.3. Aluminiumschweißnaht.....	64
3.3. Untersuchungsverfahren.....	65
3.3.1. Lichtmikroskopie.....	65
3.3.2. Elektronenmikroskopie.....	67
3.3.3. Widerstandsmessungen.....	68

4. Ergebnisse und Diskussion	70
4.1. Einstellung der gewünschten Legierungszustände und Charakterisierung der Mikrostruktur	70
4.1.1. Nimonic 80A	70
4.1.2. Stahl 1.4301	74
4.1.3. Aluminiumschweißnaht.....	78
4.2. Ermüdungsverhalten nach 10^6 Lastspielen	81
4.2.1. Nimonic 80A	81
4.2.2. Stahl 1.4301	95
4.2.3. Aluminiumschweißnaht.....	108
4.3. Statistische Modellierung der bruchrelevanten Merkmalsgröße	109
4.3.1. Aluminiumschweißnaht.....	110
4.3.2. Stahl 1.4301	112
4.3.3. Nimonic 80A	114
4.4. Aufbau statistischer Lebensdauervorhersagekonzepte auf Basis der modellierten Merkmalsgrößen	117
4.4.1. Nimonic 80A	118
4.4.2. Stahl 1.4301	119
4.4.3. Aluminiumschweißnaht.....	122
5. Zusammenfassende Diskussion	124
5.1. Werkstoffgruppe I (Nimonic 80A)	125
5.1.1. Korngrößeneinfluss	126
5.1.2. Statistische Modellierung der Rissinitiierungsmechanismen.....	128
5.1.3. Lebensdauervorhersage.....	129
5.2. Werkstoffgruppe II (Stahl 1.4301 und die Aluminiumschweißnaht)	131
5.2.1. Statistische Modellierung der Rissinitiierungsmechanismen.....	133
5.2.2. Lebensdauervorhersage.....	134
6. Zusammenfassung und Ausblick	136
7. Anhang	139
8. Literatur	143

Symbol -und Abkürzungsverzeichnis

Lateinische Symbole

A	Vorhersagefläche
A_0	Inspektionsfläche
$A_{Einschluss}$	Einschlussfläche
A_p	gemittelte Querschnittsfläche bei Wechselstrompotentialmessungen
A_r	Rissfläche
a_n	Normalisierungskonstante der verallgemeinerten Extremwertverteilung
b	Werkstoffspezifische Konstante in der Basquin-Beziehung
\vec{b}	Burgersvektor
b_M	Vorfaktor in der Abhängigkeit zwischen der MOF-Größe und der entsprechenden Bruchzyklenzahl
b_n	Normalisierungskonstante der verallgemeinerten Extremwertverteilung
b_R	Vorfaktor in der Abhängigkeit zwischen der RIP-Größe und der entsprechenden Rissinitiierungszyklenzahl
c	Werkstoffspezifische Konstante des Coffin-Manson-Gesetzes
C_{11}, C_{12}, C_{44}	richtungsabhängige elastische Konstanten
C_{ijkl}	Steifigkeitstensor
C_p	Paris-Konstante
\bar{C}_V^{sat}	Sättigungskonzentration der Leerstellen im Gleitband
D	mittlere Korngröße
E	E-Modul
$E(x)$	Erwartungswert einer Zufallsvariablen x
e	maximale Höhe des Gleitbandes
e_i^c	Achsen des Kristallkoordinatensystem
e_i^s	Achsen des globalen Probenkoordinatensystems
\vec{e}_{KG}	Korngrenzenspur
F_A	Anisotropiefaktor
$\sqrt{Fläche}$	Wurzel aus der projizierten Einschluss- oder FGA-Fläche
$F_G(x)$	kumulative Verteilungsfunktion der Gumbel-Verteilung
$F_{VEW}(x)$	kumulative Verteilungsfunktion der verallgemeinerten Extremwertverteilung
$f_{Exp}(x)$	Dichtefunktion der Exponentialverteilung
f_i	parallel zur Korngrenzenebene wirkende Schubspannung
$f_{LogN}(x)$	Dichtefunktion der Lognormalverteilung

$f_R(x)$	Dichtefunktion der Gleichverteilung
$f_{VP}(x)$	Dichtefunktion der verallgemeinerten Pareto-Verteilung
\bar{g}	Gleitrichtung
K	Spannungsintensitätsfaktor
ΔK_I	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors der Mode I
ΔK_{cr}	Schwellenwert des Spannungsintensitätsfaktors für kurze Risse
K_{IC}	Bruchzähigkeit bei der Belastung der Mode I
ΔK_{th}	Schwellenwert des Spannungsintensitätsfaktors für lange Risse
k_{KG}	Proportionalitätsfaktor
k'_y	werkstoffspezifische Konstante
k_W	Materialkonstante bei Wechselstrompotentialmessungen
l	Risslänge
l_c	kritische Risslänge
M	Missorientierungsfaktor
$M(u)$	Exzessfunktion
m_p	Paris-Exponent
M_d	Temperatur, unterhalb der es zur Bildung von verformungsinduziertem Martensit kommt
M_S	Schmid-Faktor
N	Lebensdauer (Zyklenzahl)
N_B	Bruchzyklenzahl, Lebensdauer
N_C	Restlebensdauer bis zur Entstehung der kritischen Risslänge l_c unter der Voraussetzung eines vorhandenen Risses der Länge l_1
N_D	minimale Zyklenzahl, ab der Dauerfestigkeit gesichert ist
ND	Normalenrichtung
$N_V(u)$	Defektdichte im Materialvolumen
\bar{n}	Gleitebenennormale
\bar{n}_{KG}	Korngrenzennormale
n_M	Exponent des Zusammenhangs zwischen der MOF-Größe und der entsprechenden Bruchzyklenzahl
n_R	Exponent des Zusammenhangs zwischen der RIP-Größe und der entsprechenden Bruchzyklenzahl
OM	Orientierungsmatrix oder Rotationsmatrix
\bar{o}	Oberflächennormale
P	Wahrscheinlichkeit
P_I	Indikatorfunktion eines Mischungsmodells

P_t	totale Wahrscheinlichkeit
$P_{\bar{U}}$	Überlebenswahrscheinlichkeit
P_{VG}	Vertrauensgrenze
RD	Walzrichtung
RIP_{th}	Schwellenwert des Rissinitiierungsparameters
$\Delta \vec{R}$	Unterschied zwischen den Rotationsvektoren
S_{11}, S_{12}, S_{44}	unabhängige Komponenten der Nachgiebigkeitsmatrix im Falle eines anisotropen Mediums
S_{ijkl}	Nachgiebigkeitstensor
s	Signumfunktion
\vec{s}	Gleitrichtungsvektor
TD	Querrichtung
t_i	Zugkraft an Korngrenzen in der Oberflächennähe
u	Schwellenwert der Defektgröße
$\langle uvw \rangle$	Missorientierungsachse mit kartesischen Koordinaten u, v und w
V	Vorhersagevolumen
V_0	Inspektionsvolumen
$Var(x)$	Varianz einer Zufallsvariablen x
ΔV	betrachtetes Volumen in unterschiedlichen Gleichungen
W_r	dissipierte Energie
Y	Korrekturfunktion des Spannungsintensitätsfaktors
z	Zugachse

Griechische Symbole

α_σ	Skalierungsparameter der Weibull-Verteilung
β	Winkel zwischen der Korngrenzenspur auf der Oberfläche und Beanspruchungsachse
β_l	Winkel zwischen Gleitbandnormale und Beanspruchungsrichtung
β_σ	Formparameter der Weibull-Verteilung
γ	Formparameter der Verteilungsfunktionen
δ	Skalierungsparameter der Verteilungsfunktionen
ε_a	Totaldehnungsamplitude
$\varepsilon_{a,e}$	elastische Dehnungsamplitude
$\varepsilon_{a,pl}$	plastische Dehnungsamplitude
ε_{ij}	Dehnungstensor mit Komponenten i und j
ε_{pl}	plastische Dehnung

θ	Missorientierungswinkel
θ	Parameter der Exponentialverteilung
k	Winkel zwischen der Spannungsachse und Gleitebenennormale
λ	Winkel zwischen der Spannungsachse und Gleitrichtung
μ	Lageparameter der Verteilungsfunktionen
ν	Querkontraktionszahl
ν_E	Verhältnis der Defektlänge zur Defektbreite
Σ	Reziprokwert des Anteils zusammenfallender Gitterpositionen
$\Delta\sigma$	Spannungsschwingbreite
$\Delta\sigma/2, \sigma_a$	Amplitude der Nominalspannung
σ_0	Äußere Spannung
σ^b	Anisotropiespannung
σ_D	Dauerfestigkeit
σ_{ij}	Spannungstensor mit Komponenten i und j
$\sigma_{ij}^c(r)$	zusätzliche Inkompatibilitätsspannungen auf der Oberfläche in Korngrenzennahe
σ_n	Amplitude der Nominalspannung
τ	Schubspannung
τ_0	kritische Schubspannung im Einkristall
τ_{eff}	effektive Schubspannung
τ_y	Fließschubspannung
ψ	Neigungswinkel der Kongrenzenfläche in Bezug auf die Oberfläche

Abkürzungen

CSL	Coinsidence Site Lattice
DMS	Dehnungsmessstreifen
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EWS	Extremwertstatistik
FGA	Fine Granular Area
FEM	Finite-Elemente-Methode
FIB	Focused Ion Beam (Technologie)
GB	Gleitband
HCF	High Cycle Fatigue
HV	Härte nach Vickers
IPM	Institut für Physik und Materialwissenschaft
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
KVF	kumulative Verteilungsfunktion
LCF	Low Cycle Fatigue
MOF	Missorientierungsfaktor
MC	Monte-Carlo (Simulation)
OIM	Orientation Imaging Microscopy
PGB	persistentes Gleitband
QGB	Qualitätsgruppe „B“ (nach DIN EN ISO 10042)
QGD	Qualitätsgruppe „D“ (nach DIN EN ISO 10042)
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RIP	Rissinitiierungsparameter
RT	Raumtemperatur
SIF	Spannungsintensitätsfaktor
SG	schwächstes Glied
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
VHCF	Very High Cycle Fatigue
VP	verallgemeinerte Pareto (Verteilung)
VEW	verallgemeinerte Extremwert- (Verteilung)
WDF	Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion
WSPS	Wechselstrompotentialsonde

Kurzfassung

Die Vorhersage der Lebensdauer von metallischen Werkstoffen im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen (engl.: Very High Cycle Fatigue, kurz: VHCF) stellt eine große Herausforderung für die Werkstoffwissenschaft dar. Die neuesten Untersuchungen zeigen, dass für viele metallische Werkstoffe keine Dauerfestigkeitsgrenze bei 10^7 Lastspielen vorliegt. Darüber hinaus deutet eine große Streuung der Ergebnisse darauf hin, dass nicht nur die Größe der Beanspruchung sondern auch mikrostrukturelle Heterogenitäten wie z. B. Korngrenzentyp, -größenverteilung, Einschlussgröße usw. eine große Bedeutung im VHCF-Bereich haben. Da die Wirkung der mikrostrukturellen Faktoren zufällig ist und mit Abnahme der Beanspruchung bzw. beim Übergang vom HCF- zum VHCF-Bereich ausgeprägter wird, ist die Untersuchung der mikrostrukturellen Schädigungsmechanismen zur Entwicklung eines sicheren Lebensdauervorsagenkonzepts im VHCF-Bereich notwendig.

In der vorliegenden Arbeit wird der Zusammenhang zwischen der Werkstoffqualität in Bezug auf die Größenverteilung und räumliche Verteilung von Defekten und der Größe und Position der bruchinitiierenden Defekte bzw. der entsprechenden Lebensdauer der Ermüdungsproben im VHCF-Bereich untersucht. Zu diesem Zweck wurden Ermüdungsversuche an Proben aus drei Referenzwerkstoffen bzw. -zuständen zweier nach H. Mughrabi (2006) unterschiedlicher Werkstoffgruppen mit Aufklärung der typischen Rissinitiierungsorte und Schädigungsmechanismen durchgeführt. Untersucht wurden die Nickelbasis-Superlegierung Nimonic 80A (Werkstoffgruppe I), der metastabile austenitische Edelstahl 1.4301 mit einem hohen verformungsinduzierten Martensitvolumenanteil sowie eine Schweißverbindung von Aluminiumblechen aus EN AW-6082 T651 (Werkstoffgruppe II). Der Einfluss der typischen für die untersuchten Werkstoffe bruchrelevanten Defekte wurde mit entsprechenden Parametern modelliert. Die Spannungskonzentration an bruchrelevanten Zwillings- und regulären Korngrenzen in Nimonic 80A wird mit einem Missorientierungsfaktor von Blochwitz et al. (1997) bzw. einem entwickelten Rissinitiierungsparameter quantifiziert. Der Einfluss der Größe und Position der fremdartigen Defekte in der Werkstoffgruppe II wurde mit einem Spannungsintensitätsfaktor unter Berücksichtigung der Spannungsverteilung in den Ermüdungsproben abgeschätzt. Die Untersuchung der Verteilung bruchrelevanter Parameter in einzelnen Proben hat gezeigt, dass die Rissinitiierung bevorzugt an Defekten mit Maximalwerten der definierten Parameter stattfindet. Basierend auf den Ergebnissen aus den Ermüdungsversuchen wurde die beobachtete Abhängigkeit der bruchrelevanten Parameter und der entsprechenden Lastspielzahl bis zum Versagen bzw. der Rissinitiierung modelliert.

Die Analyse und statistische Modellierung der bestimmten schädigungsrelevanten Defekte wurde auf Basis der metallographischen Untersuchungen aller Werkstoffe im Lieferungszustand durchgeführt. Mit Hilfe der Extremwertstatistik wurden die Größenverteilung und ggf. die räumliche Verteilung der größeren Defekte in metallographischen Proben modelliert, um sie als Basis zur Abschätzung der Größe der bruchrelevanten Parameter in Ermüdungsproben zu nutzen. Die Lebensdauer unterschiedlicher Ermüdungsproben wurde auf Basis der modellierten bruchrelevanten Parameter vorhergesagt und sowohl mit eigenen Ergebnissen als auch mit Ergebnissen aus der Literatur verglichen. Die Übereinstimmung der experimentellen und rechnerischen

Ergebnisse, sowie die Übertragbarkeit der entwickelten Methode auf andere Werkstoffe werden am Ende dieser Arbeit diskutiert.

Abstract

The prediction of fatigue life of metallic materials in the very high cycle fatigue (VHCF) regime is still a challenge for material science. Recent studies show that a true durability limit does not exist for many metallic materials and fatigue failures can occur even after 10^7 loading cycles. Moreover, the huge scatter of experimental results at low stress amplitudes relates to a strong influence of microstructural heterogeneities such as varying grain boundary character, distribution of grain size, inclusion size etc., which together with the applied stress amplitude determine fatigue life. The influence of the microstructure has a probabilistic character and increases the scatter band width in the area of VHCF up to three decades for the SN-curve, thus impeding the application of a reliable fatigue life prediction concept by means of traditional statistical approaches and requiring a detailed investigation of the relevant fatigue damage mechanisms.

In the present work the dependence between the size and space distribution of defects relating to the material quality and the size and location of failure initiation defects in fatigue specimens correlating with their fatigue lives in the VHCF-range was investigated. For this purpose fatigue tests with clarification of typical crack initiation sites and damage mechanisms were carried out. The investigations were made for three reference materials that belong to different material types introduced by H. Mughrabi (2006). A nickel-based superalloy Nimonic 80A (material type I), a metastable austenitic stainless steel 1.4301 with a high deformation-induced martensite volume fraction as well as a welding joint of aluminium sheets from EN AW-6082 T651 (material type II) were investigated. The effect of typical damage-relevant defects for the investigated materials was modeled by corresponding failure-relevant parameters. The stress concentration at crack initiation twin boundaries as well as regular grain boundaries in Nimonic 80A was quantified using a misorientation factor by Blochwitz et al. (1997) and a developed crack initiation parameter. The effect of size and location of extrinsic defects in the type-II-materials was estimated by means of a stress intensity factor with consideration of the local stress at defects. The investigation of distribution of failure-relevant parameters in the single specimens showed that crack initiation predominately takes place at defects with the maximum values of the defined parameter. Using the fatigue test results the observed dependence between the failure-relevant parameters and corresponding numbers of cycle until failure or crack initiation was modeled.

The analysis and statistical modeling of the defined damage-relevant defects was carried out on the basis of metallographic investigation of the reference materials in as-received condition. Using the extreme value statistics the size and (if necessary) space distributions of the larger values of defined damage-relevant defects was modeled in metallographic samples. These models were used in order to evaluate the value of failure-relevant parameters in fatigue specimens. The fatigue life of different specimens was predicted on the basis of evaluated failure-relevant parameters and compared with own as well as adopted fatigue test results. The agreement of experimental and modeling results as well as application of the used method on other alloys were discussed in the conclusions.

1. Einleitung und Zielsetzung

Die Entwicklung von komplexen und sicherheitsrelevanten Bauteilen sowie die Berechnung ihrer Lebensdauer erfordert die Berücksichtigung der statistischen Unsicherheit. Statistische Unsicherheit, die bei der Versuchsdurchführung, Modellierung und Fertigung in Form von Streuung vorkommt, kann nicht vollständig verhindert werden und muss daher möglichst genau charakterisiert werden. Üblicherweise steht jedoch nur eine sehr begrenzte Anzahl an Daten und Informationen zur Verfügung, die eine Charakterisierung der statistischen Unsicherheit für neue Materialien oder besondere Funktionsbedingungen bei der Entwicklung von Bauteilen nur sehr eingeschränkt ermöglicht. Eine besondere Rolle spielt die Berücksichtigung der statistischen Unsicherheit bei der Ermüdung im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen (engl.: Very High Cycle Fatigue, kurz: VHCF).

Das Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe zeigt mit zunehmender Lastspielzahl und dem Übergang vom konventionellen High Cycle Fatigue (kurz: HCF) in den VHCF-Bereich ein zunehmendes Streuband. Als Ursachen kommen sowohl Spezifika der Hochfrequenz-Prüftechnologie als auch eine Vielzahl von makro- und mikrostrukturellen Eigenschaften des zu untersuchenden Werkstoffs, z. B. die Anwesenheit von Makro- und Mikrokerben, Materialinhomogenitäten wie spezifische Korngrenzen oder Einschlüsse etc., in Frage. Bei moderaten, VHCF-relevanten Spannungsamplituden wird sowohl die Anzahl der bruchrelevanten Mikrokerben und/oder Defekte als auch das Ausmaß derer Wirkung geringer, d. h. nur eine viel geringere Anzahl lokal auftretender Defekte kann ggf. die Akkumulation der plastischen Verformung hervorrufen und im Endeffekt zur Rissinitiierung mit anschließender Rissausbreitung und dem endgültigen Bruch führen. Diese Bedingungen führen bei der Vorhersage der Lebensdauer zu einer unmittelbaren Erhöhung der statistischen Unsicherheit, die durch die Wirkung von einer sehr hohen Anzahl von Belastungszyklen noch verstärkt wird. Eine weitere Ursache der Erhöhung der statistischen Unsicherheit im VHCF-Bereich besteht in der synergetischen Wirkung mehrerer Schädigungsmechanismen, die zur Akkumulation der plastischen Verformung in unterschiedlichen Werkstoffbereichen mit unterschiedlicher Zuwachsrate führen.

Unter den oben genannten Bedingungen kann sich die Breite des Streubands im VHCF-Bereich teilweise über drei Dekaden des Wöhlerdiagramms erstrecken, und es ist kaum möglich anhand konventioneller Auswertemethoden eine zuverlässige Grundlage für eine Lebensdauervorhersage zu stellen. Eine zusätzliche Schwierigkeit entsteht durch eine üblicherweise mangelhafte Informationsmenge, die bei der Lebensdauervorhersage zur Verfügung steht. Infolge einer sehr hohen Grenzlastspielzahl (gewöhnlich 10^9), die im VHCF-Bereich angestrebt wird, kann die Dauer der Ermüdungsversuche unter Umständen selbst unter Verwendung der Hochfrequenzprüftechnik einige Wochen betragen, was die Informationserfassung über das Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich zu einer zeit- bzw. kostenaufwendigen Aufgabe macht.

In diesem Zusammenhang kristallisiert sich das Hauptziel der vorliegenden Arbeit heraus: „Entwicklung eines Lebensdauervorhersagekonzepts im VHCF-Bereich auf der Basis kovariater mikrostruktureller Merkmalsgrößen“.

Klassisch wurde der Einfluss der statistischen Unsicherheit bei der Bestimmung der Lebensdauer anhand einer möglichst hohen Anzahl von Ermüdungsversuchen und der Erfassung möglichst vieler phänomenologischer Informationen über die Lebensdauer auf bestimmten Lasthorizonten untersucht. Angesichts der beschriebenen VHCF-relevanten Bedingungen erweist sich dieser Ansatz jedoch als unrealistisch. Daher wird im Laufe der vorliegenden Arbeit eine andere Strategie zur Entwicklung eines treffsicheren Lebensdauervorhersagekonzepts verfolgt. Anstatt einer konventionellen phänomenologischen Beschreibung der Lebensdauer werden die einzelnen Eigenschaften der bruchrelevanten Defekte anhand der konventionellen statistischen Verteilungen modelliert. Gemeinsam mit den beschriebenen Modellen der Schädigungsentwicklungsmechanismen dienen die Informationen über die bruchrelevanten Defekte als eine Grundlage zur Bewertung der statistischen Unsicherheit sowie zur Abschätzung von Mittelwerten der Lebensdauer.

Um den Anwendungsbereich des zukünftigen Lebensdauervorhersagekonzepts zu erweitern, wird es parallel auf der Basis von drei Werkstoffen aus den von H. Mughrabi (2006) vorgeschlagenen Werkstoffgruppen entwickelt. Die erste Gruppe der Werkstoffe (Gruppe I) enthält reine, geglühte Metalle und Legierungen ohne innere Defekte. Als Referenzwerkstoff für diese Gruppe wurde die Nickelbasis-Superlegierung Nimonic 80A ausgewählt, die Rissinitiierung an werkstoffeigenen Defekten auf der Oberfläche aufweist. Weitere Referenzwerkstoffe sind der metastabile austenitische Stahl 1.4301 mit einem hohen verformungsinduzierten Martensitvolumenanteil und eine Schweißverbindung der Aluminiumbleche aus EN AW-6082 T651. Sie weisen Rissinitiierung an fremdartigen Defekten wie z. B. Poren oder Einschlüssen auf und gehören zur Werkstoffgruppe II. Die Durchführung der Ermüdungsversuche an den Referenzwerkstoffen und anschließende Untersuchung der Rissinitiierungsorte sollen Informationen über die in den beiden Werkstoffgruppen wirkenden Schädigungsmechanismen und versagensrelevanten mikrostrukturellen Merkmalsgrößen, wie z. B. die Orientierung und Länge der versagensrelevanten Korngrenzen (Gruppe I) oder die Größe und die Lage der versagensrelevanten Defekte (Gruppe II), liefern, die einen direkten Einfluss auf die Lebensdauer ausüben. Während der Zusammenhang zwischen den mikrostrukturellen Merkmalsgrößen und der Lebensdauer auf Basis der Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen bestimmt wird, erfolgt die Analyse und die statistische Modellierung der eigentlichen mikrostrukturellen Merkmalsgrößen basierend auf den metallographischen Untersuchungen aller Werkstoffe im Lieferzustand. Eine derartige Vorgehensweise bei der Informationserfassung in relativ kleinen Materialvolumina soll eine genauere Beschreibung der schädigungsrelevanten mikrostrukturellen Merkmalsgrößen sowie die Abschätzung ihrer Größe in größeren Materialvolumina oder Bauteilen ermöglichen. Die Lebensdauer der Bauteile beliebiger Größe soll auf Basis der modellierten schädigungsrelevanten Merkmalsgrößen und ihren Eigenschaften bestimmt werden. Im Gegensatz zu den gängigen Lebensdauervorhersagekonzepten soll das neue Konzept wegen der unmittelbaren Berücksichtigung der Werkstoffmikrostruktur zu einer genauen Lebensdauervorhersage im VHCF-Bereich führen.

Aufgrund der beschriebenen Entwicklungsstrategie kann die Anzahl der durchzuführenden Versuche zur Bewertung der statistischen Unsicherheit auf unterschiedlichen Lasthorizonten deutlich reduziert werden. Die Reduktion der Versuchsmenge erfolgt jedoch auf Kosten

metallographischer Analysen. Die Entwicklung eines Lebensdauervorhersagekonzepts im VHCF-Bereich erfordert eine detaillierte Untersuchung der Eigenschaften von bruchrelevanten Defekten und der diese umgebenden Mikrostruktur sowie der Schädigungsmechanismen, die durch das Zusammenwirken bruchrelevanter Defekte mit dem restlichen Gefüge entstehen.

Auf Basis der beschriebenen Entwicklungsstrategie lassen sich neben dem Hauptziel die nachfolgenden Arbeitsziele formulieren:

- Aufklärung der schädigungsrelevanten Merkmalsgrößen und der in ausgewählten Werkstoffen im VHCF-Bereich wirkenden Schädigungsmechanismen;
- Untersuchung der Eigenschaften sowie statistische Beschreibung der ermittelten schädigungsrelevanten Merkmalsgrößen;
- Aufklärung der Existenz einer Dauerfestigkeitsgrenze auf Basis der ermittelten Merkmalsgrößen;
- Optimierung des Versuchsdesigns, d. h. Erarbeitung eines allgemeinen Konzepts zur Vernetzung von Ermüdungsversuchen, metallographischen Untersuchungen und statistischer Modellierung zur Reduktion des Zeit- bzw. Kostenaufwands bei der Lebensdauervorhersage im VHCF-Bereich.;

Zum Erreichen dieser Ziele werden in Kapitel 2 die für diese Arbeit relevanten mechanischen Grundlagen dargestellt. Darauf folgt eine Beschreibung der grundlegenden Mechanismen der rein mechanischen Ermüdung metallischer Werkstoffe, wobei der Schwerpunkt auf das Ermüdungsverhalten der verwendeten Referenzwerkstoffe im VHCF-Bereich liegt. Anschließend werden konventionelle statistische Modelle und Methoden vorgestellt, die sowohl zur Beschreibung der einzelnen Mikrostruktureigenschaften als auch zur Abschätzung der Größe der bruchrelevanten Defekte in Ermüdungsproben verwendet wurden.

Im dritten Kapitel werden zunächst chemische und mechanische Eigenschaften der im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Nickelbasis-Superlegierung Nimonic 80A, des metastabilen austenitischen Edelstahl 1.4301 mit einem verformungsinduzierten Martensitvolumenanteil von 60% sowie der Schweißverbindung der Aluminiumbleche aus EN AW-6082 T651 charakterisiert. Anschließend werden die Ermüdungsprüfstände mit der geeigneten Probengeometrie und -präparation beschrieben, die für die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit ausschlaggebend sind. Das Kapitel endet mit der Erläuterung der verwendeten experimentellen Methoden.

In Kapitel 4 werden die im Rahmen dieser Arbeit erzielten experimentellen Ergebnisse dargestellt und diskutiert. Dabei werden zunächst die relevanten Eigenschaften der untersuchten Materialien anhand metallographischer Charakterisierungsmethoden untersucht und statistisch beschrieben. Anschließend folgt die Beschreibung des Ermüdungsverhaltens der untersuchten Materialien mit Aufklärung der typischen Rissinitiierungsorte sowie der Ermittlung der entsprechenden schädigungsrelevanten Merkmalsgrößen. Eine besondere Rolle gilt ebenfalls dem Rissausbreitungsverhalten. Dieses wird für jeden Werkstoff untersucht und für ausgewählte Werkstoffe modelliert. Daran schließt sich die Modellierung der schädigungsrelevanten Merkmalsgrößen an, die sich als lebensdauerbestimmend erweisen. Das Kapitel endet mit der Abschätzung der Lebensdauer für alle untersuchten

Werkstoffe sowie einem quantitativen Vergleich der abgeschätzten Lebensdauer mit den eigenen experimentellen Ergebnissen.

In Kapitel 5 folgt eine zusammenfassende Diskussion. Zur Validierung des entwickelten Lebensdauervorhersagekonzepts wird eine Abschätzung der Lebensdauer an untersuchten Werkstoffen mit einer anderen Gefügevariante verwendet, die bereits von anderen Autoren untersucht wurden.

Abschließend werden in Kapitel 6 die wichtigsten Ergebnisse dieser Arbeit nochmals zusammengefasst.

2. Grundlagen und Stand der Forschung

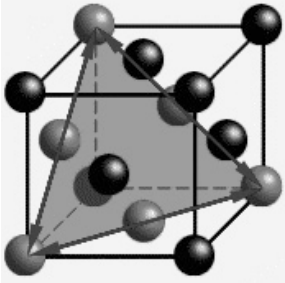
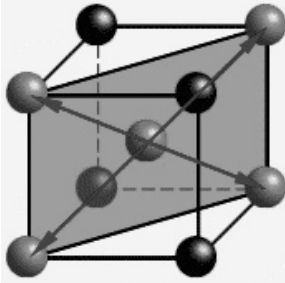
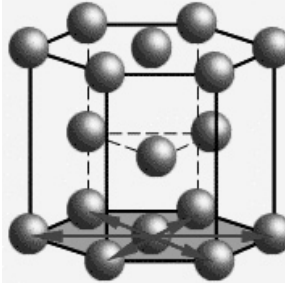
2.1 Aufbau metallischer Werkstoffe

Metallische Werkstoffe besitzen ein kristallines Gefüge. Dieses entsteht während der Erstarrung oder einer spezifischen Wärmebehandlung (z. B. Rekristallisation) durch eine periodische Anlagerung der Atome an einen oder mehrere Kristallkeime.

Atome werden in erster Näherung als Kugeln dargestellt, zwischen denen Anziehungs- und Abstoßungskräfte wirken. Aus der Summe dieser Kräfte ergibt sich die Größe der Bindungskraft. Unter dem Einfluss der Bindungskraft ordnen sich die Atome in einem Festkörper während der Kristallisation in Form eines periodischen Raumgitters an, dessen kleinste Einheit als Elementarzelle bezeichnet wird. Zur Beschreibung von Richtungen und Ebenen im Raumgitter werden Miller-Indizes (Miller (1863)) genutzt.

Metalle und ihre Legierungen besitzen üblicherweise ein kubisch-raumzentriertes (krz), kubisch-flächenzentriertes (kfz) oder hexagonales Gitter, in denen Atomabstände einige Ångström betragen (**Tabelle 2.1**). Die Ebenen und Richtungen mit der dichtesten Packung in einem Atomgitter bilden Gleitsysteme, von deren Anzahl und Lage die Verformbarkeit des Gitters abhängt. Einige Metalle und Legierungen können unter dem Einfluss bestimmter Zustandsgrößen ihren Gittertyp wechseln. Das für diese Arbeit am stärksten relevante Beispiel ist die polymorphe Umwandlung vom kfz Austenit in krz Martensit (Olson und Cohen (1972)).

Tabelle 2.1: Gittertypen und deren Verformbarkeit nach Höfler (2015)

Gittertyp	kubisch-flächenzentriert (kfz)	kubisch-raumzentriert (krz)	hexagonal
Gitterstruktur (schematisch)			
Bevorzugte Gleitebenen	4 nicht parallele $\{111\}$ Flächen	6 nicht parallele $\{110\}$ Flächen	1 nicht parallele $\{0001\}$ Fläche
Gleitrichtungen pro Ebene	3 $\langle 110 \rangle$ Richtungen	2 $\langle 111 \rangle$ Richtungen	3 $\langle 1120 \rangle$ Richtungen
(Haupt-)Gleitsysteme	12 Gleitsysteme	12 Gleitsysteme	3 Gleitsysteme
Packungsdichte	74%	68%	74%
Verformbarkeit	gut verformbar	mäßig verformbar	schlecht verformbar

Es ist bekannt, dass es in der Natur kein ideales Kristallgitter gibt. Alle Kristalle sind fehlerbehaftet. Die in Realkristallen vorhandenen Gitterfehler werden nach geometrischen

Merkmale unterschieden. Wenn die Gitterfehler punktförmig sind, wird von nulldimensionalen Defekten, wie z. B. Leerstellen oder Fremdatomen, gesprochen. Eindimensionale Defekte sind Versetzungen. Ihre Bildung erfolgt bei der Rekristallisation oder unter Wirkung von Schubspannungen im Kristall. Hier wird zwischen Stufen- (Abb. 2.1) und Schraubenversetzungen (nicht dargestellt) unterschieden, die die Grenzfälle der üblicherweise in der Natur vorkommenden Versetzungen mit Stufen- und Schraubenversetzungsanteilen darstellen. Eine Stufenversetzung kann als eine zusätzlich eingeschobene oder herausgenommene Halbgitterebene dargestellt werden (Abb. 2.1a). Die Größe und Richtung einer Versetzung können durch den Burgersvektor \vec{b} und die Versetzungsform durch die Versetzungslinie l beschrieben werden. Unter der Wirkung einer Schubspannung τ kann sich die Versetzung in Richtung des Burgersvektors bis zum Rand des Kristalls bewegen (Abb. 2.1b) und die Entstehung eines Versatzes der Größe b an der Kristalloberfläche bewirken (Abb. 2.1c).

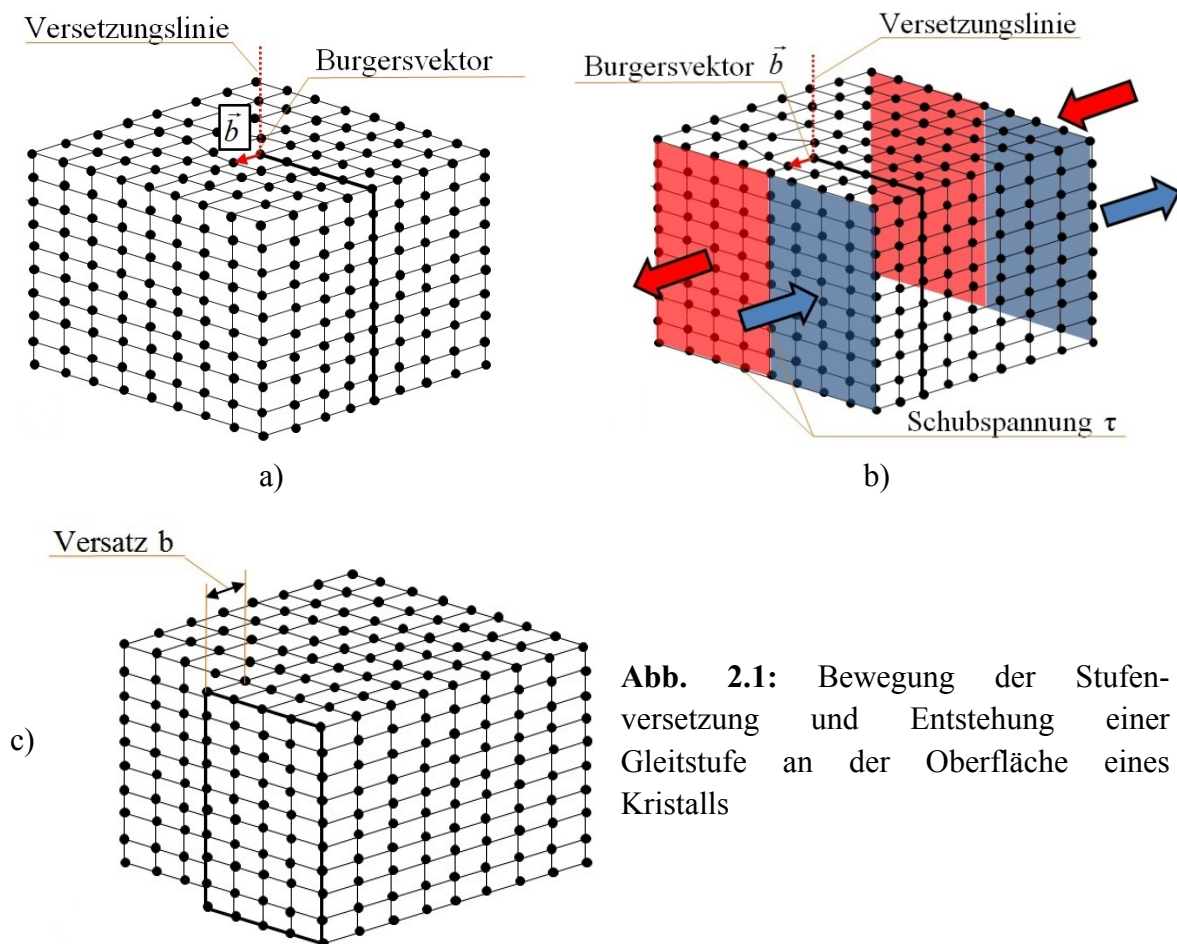


Abb. 2.1: Bewegung der Stufenversetzung und Entstehung einer Gleitstufe an der Oberfläche eines Kristalls

Defekte, wie Korngrenzen, Phasengrenzen, Stapelfehler usw. sind zweidimensionale Defekte. Phasen- bzw. Korngrenzen stellen die dreidimensionalen Übergangszonen zwischen benachbarten, unterschiedlich orientierten Kristallen (Körner) in einem Polykristall dar.

2.1.1 Orientierung der Körner und Korngrenzen

Bei einer natürlichen Erstarrung aus der Schmelze lagern sich die Atome an unterschiedlichen Keimen mit beliebiger Orientierung an und bilden unterschiedlich orientierte Bereiche des Gefüges, es entstehen Körner. An Stellen, an denen die Körner beim allmählichen Wachstum aufeinander treffen und nicht mehr wachsen können, entstehen Korngrenzen. Da die Orientierung der einzelnen Körner und Korngrenzen die mikrostrukturellen Materialeigenschaften bestimmen, müssen diese mathematisch beschrieben werden.

Der Begriff Orientierung beschreibt die Orientierung der Hauptachsen (bei kubischen Werkstoffen [001]-Achsen) eines Kristallkoordinatensystems e_i^c in Bezug auf ein globales

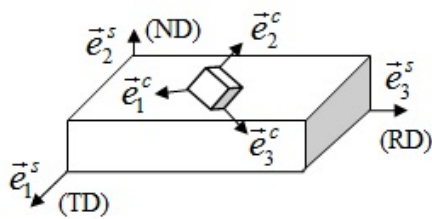


Abb. 2.2: Kristallkoordinatensystem

orthogonales Probenkoordinatensystem e_i^s (Abb. 2.2), das üblicherweise aus der Oberflächennormale \vec{e}_2^s (ND), der Walz- oder Beanspruchungsrichtung \vec{e}_3^s (RD) und einem dritten, senkrecht zu den Vektoren \vec{e}_3^s und \vec{e}_2^s stehenden Vektor \vec{e}_1^s (TD) besteht. Die Orientierungsmatrix OM (auch bekannt als Rotationsmatrix) enthält die Kosinusfunktionen der Winkel zwischen den entsprechenden Achsen beider Koordinatensysteme und wird zur Überführung des Probenkoordinatensystems in Kristallkoordinatensystem genutzt.

$$\vec{e}_i^c = OM \cdot \vec{e}_i^s \quad (2.1)$$

In analoger Weise kann auch die Orientierung der Körner bezüglich der Orientierung benachbarter Körner dargestellt werden, die auch als Missorientierung der Körner bekannt ist. Häufig wird für die Beschreibung der Missorientierung die sog. Achsen-Winkel-Darstellung verwendet. In dieser Darstellung wird der Missorientierungswinkel Θ verwendet, um den ein Korn um eine Missorientierungsachse ($\langle uvw \rangle$ -Achse) gedreht werden muss, um sein Koordinatensystem mit dem Koordinatensystem des Nachbarkorns zur Deckung zu bringen. Der Zusammenhang zwischen der Orientierungsmatrix und den Koordinaten der $\langle uvw \rangle$ -Achse sowie dem Missorientierungswinkel Θ kann folgendermaßen dargestellt werden:

$$u : v : w = OM_{32} - OM_{23} : OM_{13} - OM_{31} : OM_{21} - OM_{12} \quad (2.2)$$

$$\cos \Theta = \frac{OM_{11} + OM_{22} + OM_{33} - 1}{2} \quad (2.3)$$

Eine detailliertere Beschreibung der Orientierungsmatrizen sowie andere Verfahren zur mathematischen Beschreibung der Kornorientierung können Randle (1993) entnommen werden. Nach Randle (1993) hat jede Korngrenze insgesamt 8 Freiheitsgrade, von denen 5 als makroskopisch bezeichnet werden und der Beschreibung der Orientierung der angrenzenden Atomreihen an der Korngrenze dienen. Die restlichen 3 sind die mikroskopischen Freiheitsgrade. Sie dienen der Beschreibung der senkrecht und parallel zur Korngrenzenfläche

verlaufenden Korngrenzen ebenen, die als Folge der Minimierung der freien Korngrenzenenergie entstehen. Reale Korngrenzen weisen üblicherweise noch eine Krümmung auf und können Fremdatome, Ausscheidungen oder Defekte beinhalten, die sich mit gängigen metallographischen Verfahren nicht eindeutig beschreiben lassen und Korngrenzen zu sehr komplizierten Defekten machen (Föll (2014)). Zur Vereinfachung wird in der vorliegenden Arbeit angenommen, dass die Korngrenzen flach sind und eine fehlerlose Bindung der benachbarten Körner gewährleisten. Zur mathematischen Beschreibung dieser idealisierten Korngrenzen ist die Verwendung der makroskopischen Freiheitsgrade ausreichend. In der vorliegenden Arbeit wurde das Missorientierungsschema (engl.: the misorientation scheme, Randle (1993)) zur Beschreibung der makroskopischen Freiheitsgrade der Korngrenzen benutzt. Im Rahmen dieses Schemas kommen die $\langle uvw \rangle$ -Achse und der Missorientierungswinkel Θ zum Einsatz, um die Missorientierung der angrenzenden Körner zu beschreiben. Die Orientierung der Korngrenzfläche in Bezug auf das Probenkoordinatensystem wird mit einem zusätzlichen Vektor \vec{n}_{KG} beschrieben, der die Korngrenzennormale darstellt. Alternativ kann die Orientierung der Korngrenzfläche in Bezug auf die Oberfläche mit einem Neigungswinkel ψ und dem Winkel β zwischen der Korngrenzenspur auf der Oberfläche und einer Achse, z. B. der Beanspruchungsachse, beschrieben werden.

Zwillingskorngrenzen

Zwillingskorngrenzen sind eine Sonderart von Korngrenzen, die die Grenzfläche der zueinander spiegelsymmetrisch angeordneten Kristalle darstellen (Abb. 2.3). Je nach

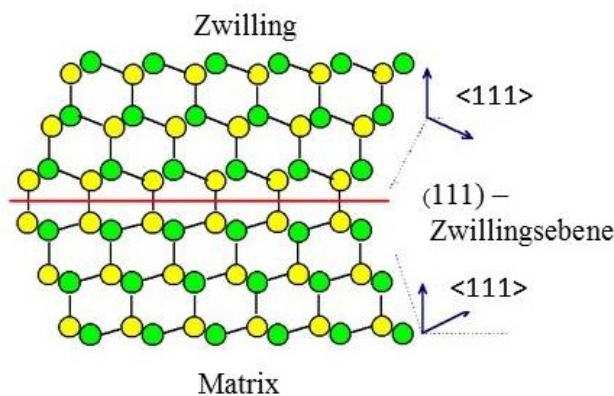


Abb. 2.3: Atomare Anordnung in Matrix und Zwilling nach Föll (2014). Unterschiedliche Farben heben die spiegelsymmetrische Anordnung der Kristalle hervor.

Gittertyp (Tabelle 2.1) besitzen die durch Zwillingskorngrenzen getrennten Kristalle eine besondere Missorientierung, die im Falle des kfz-Gitters $\langle uvw \rangle = [111]$ und $\Theta = 60$ entspricht. Unter dieser Bedingung fällt jede dritte Gitterposition der anliegenden Kristalle aufeinander, was nach CSL (Coincidence Site Lattice)-Formalismus (siehe Randle (1993)) einem $\Sigma 3$ -Wert entspricht. Unterschieden wird zwischen kohärenten und inkohärenten Zwillingskorngrenzen. Im kfz-Gitter verlaufen die kohärenten im Gegensatz zu den inkohärenten Zwillingskorngrenzen entlang der $\{111\}$ -Kristallebenen (Föll (2014)).

2.1.2 Verformung unter Last

In festen Körpern entstehen unter Wirkung von jeglichen Kräften Spannungen. Dabei wird zwischen Spannungen, die ausschließlich während der Wirkung von äußeren Kräften herrschen, und Eigenspannungen, die nach Beendigung der Wirkung von äußeren Kräften

oder Einflussfaktoren wirksam bleiben, unterschieden. Spannungen, die in einem infinitesimal kleinen, parallel zum Probenkoordinatensystem stehenden Volumen auftreten, können in Form des Cauchyschen Tensors dargestellt werden:

$$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix} \quad (2.4)$$

Die Spannungskomponenten σ_{ij} ($i, j = 1, 2, 3$) mit zwei gleichen Indizes ($i = j$) werden als Normalspannungen und die Komponenten mit unterschiedlichen Indizes ($i \neq j$) als Schubspannungen bezeichnet. Wenn das lokale Koordinatensystem des betrachteten Volumens mit dem Probenkoordinatensystem nicht übereinstimmt, können die Spannungen diesem Volumen in Bezug auf das Probenkoordinatensystem σ_{ij}^s anhand der Rotationsmatrix OM folgendermaßen umgerechnet werden:

$$\sigma_{ij}^s = OM \times \sigma_{ij} \times OM^T \quad (2.5)$$

Da sich jedes Volumenelement im Kräfte- und Momentengleichgewicht befinden soll, ergeben sich die folgenden Eigenschaften der Spannungsmatrizen:

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = 0; \quad \sigma_{ij} = \sigma_{ji} \quad (2.6)$$

Unter Wirkung von Spannungen entstehen Deformationen (Dehnungen) in festen Körpern. In Anlehnung an Spannungen können Dehnungen mit einem Dehnungstensor ε_{ij} ausgedrückt werden.

Wenn die herrschenden Spannungen nicht ausreichend groß sind, um die zwischen den Atomen wirkenden Bindungskräfte zu überwinden, liegt eine rein elastische Verformung vor. Diese wird nach der Entlastung abgebaut. Wenn die Spannungen groß genug sind, um Bindungskräfte der Atome zu überwinden bzw. die Bewegung oder Entstehung von Versetzungen zu initiieren, entsteht plastische (bleibende) Verformung, die nach der Entlastung verbleibt.

Elastische Verformung

Die klassische Elastizitätstheorie gibt einen eindeutigen Zusammenhang zwischen Spannungen und Dehnungen an. Die einfachste Beziehung ist das Hookesche Gesetz

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl} \quad (2.7)$$

Der Tensor C_{ijkl} beschreibt den Zusammenhang zwischen den einzelnen Komponenten der Spannungs- und Dehnungstensoren und wird als Steifigkeitstensor bezeichnet. Im Falle eines anisotropen Werkstoffs enthält der Elastizitätstensor 21 unabhängige Elastizitätskonstanten.

Wenn die Werkstoffeigenschaften richtungsunabhängig (isotrop) sind, dann kann das elastische Verformungsverhalten nur mit 2 unabhängigen Konstanten, dem Elastizitätsmodul (E-Modul) E und der Querkontraktionszahl ν , beschrieben werden. Die kubischen Kristalle sind zwar richtungsabhängig, aber ihr elastisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten lässt sich wegen der im Atomgitter vorhandenen Symmetrie unter Berücksichtigung der Bedingungen 2.6 mit 3 unabhängigen Konstanten mit dem folgenden Steifigkeitstensor ausdrücken:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad (2.8)$$

In **Gl. 2.8** wurde die sogenannte Voigtsche Notation verwendet, laut der die in **Gl. 2.4** verwendeten Indizes $i, j, k, l = 1..3$ durch $m, n = 1..6$ in folgender Weise ersetzt werden: $w_{11} = w_1, w_{22} = w_2, w_{33} = w_3, w_{23} = w_{32} = w_4, w_{13} = w_{31} = w_5, w_{21} = w_{12} = w_6$, wobei $w_{ij} = (\sigma_{ij}, \varepsilon_{ij})$ und $w_{ij}w_{kl} = C_{ijkl}$.

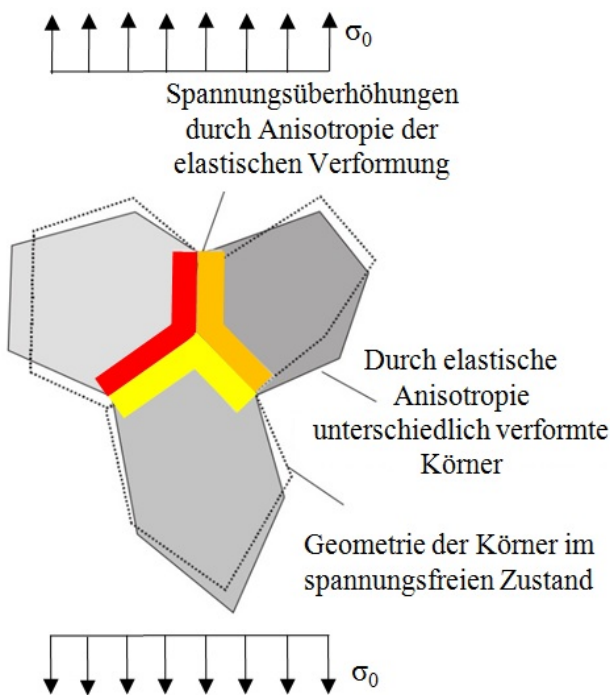


Abb. 2.4: Anisotropie der elastischen Verformung nach Krupp (2004)

verformen. Um die Spannungsunterschiede an Korngrenzen anzugleichen, entstehen zusätzliche Anisotropiespannungen in ihrer Nähe (Wang und Margolin (1985)).

Makroskopisch betrachtet, d. h. wenn sich die Verformung über eine Vielzahl an Körnern erstreckt, kann das isotrope Materialverhalten angenommen werden. Ist jedoch die Verformung einzelner Körner von Interesse, müssen die anisotropen Eigenschaften berücksichtigt werden. Die elastische Anisotropie führt dazu, dass unterschiedlich orientierte Körner unter einer gleichmäßig verteilten äußeren Spannung unterschiedlichen lokalen elastischen Spannungen ausgesetzt sind (siehe **Abb. 2.4**). Die Spannungsunterschiede kommen dadurch zustande, dass Körner in Bezug auf die Belastungsachse unterschiedliche Steifigkeiten besitzen und sich in unterschiedlichem Maße verformen. Die Körner sind an ihren Rändern jedoch fest verbunden und können sich an den Korngrenzen ausschließlich gemeinsam

Als Maß für die elastische Anisotropie bzw. die Orientierungsabhängigkeit des E-Moduls wird der Anisotropiefaktor A verwendet:

$$A = \frac{2 \cdot (S_{11} - S_{12})}{S_{44}} \quad (2.9)$$

wobei S_{11} , S_{12} und S_{44} die Komponenten des Nachgiebigkeitstensors S_{ijkl} sind, der durch die Invertierung des Elastizitätstensors bestimmt werden kann:

$$S_{mn} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{bmatrix}^{-1} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{11} & S_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{12} & S_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{44} \end{bmatrix} \quad (2.10)$$

Die Entstehung der Anisotropiespannungen sowie ihr Einfluss auf das Verformungsverhalten metallischer Werkstoffe wurde u. a. von Hu und Wang (1998) an Kupferbikristallen mit Korngrenzen unterschiedlicher Orientierung und von Christ und seinen Koautoren (Christ et al. (2010), Krupp et al. (2002)) in einer metastabilen β -Titan-Legierung anhand der Initiierung mikrostrukturell kurzer Risse (siehe Kapitel 2.2.3) sowie mittels Finite-Elemente-Analysen untersucht. Die Ergebnisse zeigen u. a., dass die elastische Anisotropie zu hohen Spannungen und Rissinitiierung an Großwinkelkorngrenzen führt. Einen Sonderfall der Großwinkelkorngrenzen stellen Zwillingskorngrenzen dar. Heinz und Neumann (1990) haben ein analytisches Modell entwickelt, mit dem die Höhe der Anisotropiespannungen an Zwillingskorngrenzen bestimmt werden kann.

Ermittlung der Spannung an Zwillingskorngrenzen

Nach dem Modell von Heinz und Neumann (1990) kann die Größe der lokalen Spannung in einer Gruppe aneinander gestapelter Zwillingskorngrenzen (**Abb. 2.5**) mit der folgenden Formel berechnet werden:

$$\sigma_{ij}(r) = \sigma_{ij}^a + s \cdot \sigma_{ij}^b + \sigma_{ij}^c(r) \quad (2.11)$$

In **Gl. 2.11** steht der Spannungsanteil σ^a für einen einachsigen Spannungstensor $\sigma_{ij}^a = z_i \cdot z_j \cdot \sigma_0$ und beschreibt die äußere Spannung σ_0 entlang der Zugachsen z_i und z_j mit den Komponenten (0,0,1) unter der Annahme, dass die Körner 1 und 2 sich getrennt voneinander verformen. $s \cdot \sigma^b$ ist der Anteil der Anisotropiespannung, die unter der Bedingung der gemeinsamen Verformung der Körner an den Korngrenzen bestimmt wird:

$$\Delta e_j = n_{KGi} \cdot \Delta \varepsilon_{ij} = n_{KGi} \cdot (S_{ijkl}^1 - S_{ijkl}^2) \cdot (\sigma_{kl}^a + s \cdot \sigma_{kl}^b) = 0 \quad (2.12)$$

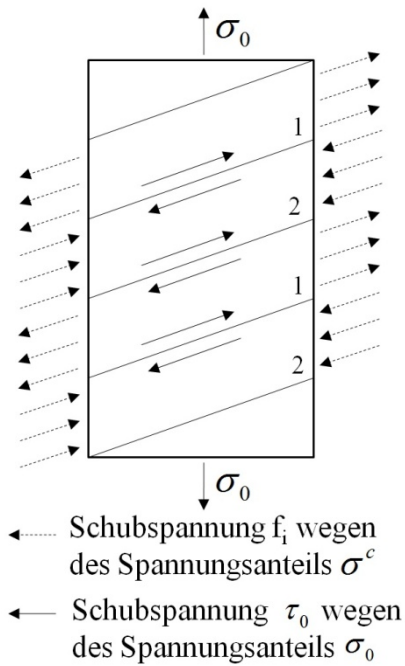


Abb. 2.5: Stapel der Zwillingskornengrenzen nach Heinz und Neumann (1990)

parallel zur Korngrenzenebene und weist laut der Arbeit von Muskhelishvili (1977) unter der Annahme der rein elastischen Verformung eine logarithmische Singularität an der Korngrenze auf. Die singulären Spannungsüberhöhungen werden durch eine lokale plastische Verformung (siehe nachfolgendes Kapitel) ausgeglichen, deren genaue analytische Bestimmung unmöglich ist. Heinz und Neumann (1990) haben eine Abschätzung vorgeschlagen, in der die Größe der wegen $\sigma_{ij}^c(r)$ entstehenden und parallel zur Korngrenzenebene wirkenden Schubspannung f_i (siehe **Abb. 2.5**) proportional zu den wirkenden Zugkräften ist und mit einem experimentell zu ermittelnden Proportionalitätsfaktor k_{KG} bestimmt werden kann:

$$\sigma_{ij}^c \approx f_i = s \cdot k_{KG} \cdot (t_i \cdot n_j + t_j \cdot n_i) \quad (2.15)$$

Die effektive Schubspannung an den Zwillingskornengrenzen, die entlang einer zur Korngrenzenebene parallelen Achse b_i bestimmt wird, setzt sich dann wie folgt zusammen:

$$\tau_{eff} = b_i \cdot \sigma_{ij}^a \cdot n_j + s \cdot k_{KG} \cdot b_i \cdot \sigma_{ii}^b \cdot o_l \quad (2.16)$$

Gl. 2.16 veranschaulicht, dass die Anisotropiespannungen zur Erhöhung der effektiven Schubspannung τ_{eff} nur an jeder zweiten Korngrenze (siehe **Abb. 2.5**) führen, während an den anderen Zwillingskornengrenzen im dargestellten Stapel eine Entlastung entsteht.

Der effektive Schmidfaktor (τ_{eff} / σ_a) als Verhältnis der nach **Gl. 2.16** berechneten τ_{eff} -Werte zur Größe der wirkenden nominalen Spannungsamplitude ist für unterschiedliche Zwillingskornengrenzen eines austenitischen Edelmetalls in **Abb. 2.6** dargestellt. Die Abbildung

wobei S_{ijkl}^1 und S_{ijkl}^2 die Steifigkeitstensoren der Körner 1 bzw. 2 bezeichnen und \vec{n}_{KG} für die Korngrenzennormale steht. s ist eine Signumfunktion, die die Anordnung der Körner (Typ 1 oder Typ 2, **Abb. 2.5**) an den Zwillingskornengrenzen berücksichtigt. Zur Erfüllung der Gleichgewichtsbedingungen müssen die senkrecht zur Korngrenzenebene wirkenden Anisotropiespannungen gleich null sein:

$$n_{KGj} \cdot \sigma_{ij}^b = 0 \quad (2.13)$$

Allerdings ergeben sich aus $s \cdot \sigma_{ij}^b$ parallel zur Oberflächennormale des Gefügeausschnittes (**Abb. 2.5**) \vec{o} wirkende Zugkräfte

$$t_i = s \cdot \sigma_{ij}^b \cdot o_j \quad (2.14)$$

die durch den dritten Spannungsanteil $\sigma_{ij}^c(r)$ ausgeglichen werden. Aus der Bedingung **2.13** folgend wirkt $\sigma_{ij}^c(r)$

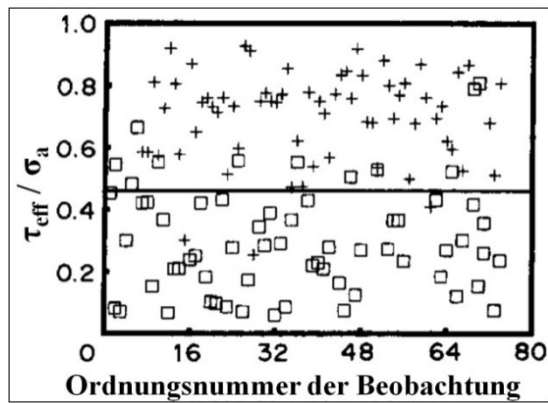


Abb. 2.6: Verhältnis der nach **Gl. 2.16** berechneten τ_{eff} Werte zur Größe der wirkenden globalen Spannungsamplitude für Zwillingkorn­grenzen eines austenitischen Ed­el­stahls nach Heinz und Neumann (1990). Kreuzförmige und rechteckige Symbole entsprechen den Korn­grenzen, die Riss­initiierung auf­ge­wie­sen haben bzw. ganz geblieben sind.

Plastische Verformung

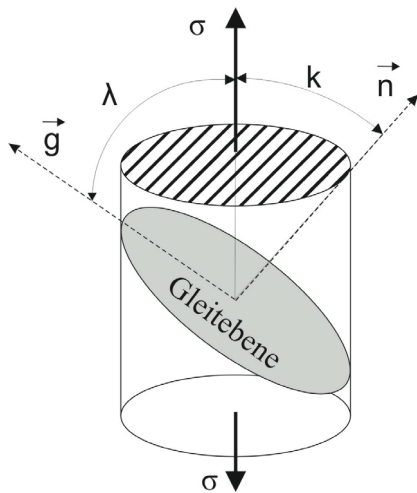
Das mechanische Verhalten fester Körper zeigt eine Irreversibilität bzw. plastische Verformung, die mit Hilfe der im vorherigen Abschnitt vorgestellten Ansätze nur bedingt beschrieben werden kann. Plastische Verformung kann hauptsächlich auf 3 Wegen erfolgen: durch Zwillingsbildung, Diffusionsvorgänge oder Gleiten (Translation). Plastische Verformung durch Zwillingsbildung spielt grundsätzlich nur bei sehr niedrigen Temperaturen, hohen Verformungsgraden oder Werkstoffen mit einem hexagonalen Gitter eine wesentliche Rolle, bei denen Gleiten infolge einer erhöhten Fließspannung durch tiefe Temperaturen, Verfestigung, oder eine geringe Anzahl von Gleitsystemen (**Tabelle 2.1**) beschränkt ist (Gottstein (2007), Schott (2009)). Die Diffusionsvorgänge werden nur bei den Hochtemperaturbeanspruchungen aktiviert und sind ebenso wie die mechanische Zwillingsbildung für die Interpretation der Ergebnisse der vorliegenden Arbeit nicht relevant.

Beim Gleiten erfolgt unter der Wirkung von Schubspannungen eine (massive) Versetzungsbewegung, die (z. B. durch den in **Abb. 2.1** dargestellten Mechanismus) zum Abgleiten benachbarter Teile des Kristalls führt. Das Abgleiten findet auf bestimmten kristallographischen Ebenen (Gleitebenen) entlang bestimmter kristallographischer Richtungen (Gleitrichtungen) statt, deren Anzahl und Orientierung vom Gittertyp abhängig sind. Eine Gleitebene und eine Gleitrichtung bilden zusammen ein Gleitsystem (**Abb. 2.7**). Abhängig von ihrer Orientierung zur äußeren Kraft, sind die Gleitsysteme in einem Kristall den Schubspannungen τ mit unterschiedlicher Größe ausgesetzt, die mit Hilfe des Schmid'schen Schubspannungsgesetzes folgendermaßen bestimmt werden können

$$\tau = M_s \cdot \sigma_0 = \sigma_0 \cdot \cos \kappa \cdot \cos \lambda \quad (2.17)$$

zeigt, dass der effektive Schmidfaktor bei der absoluten Mehrheit der Korngrenzen, an denen Rissinitiierung stattgefunden hat (kreuzförmige Symbole), einen größeren Wert als 0,46 (durchgehende Linie) aufweist, während die effektiven Schmidfaktoren bei den meisten rissfreien Korngrenzen (rechteckige Symbole) kleiner sind.

Mit **Gl. 2.12** und **2.16** kann die Spannungsverteilung in einer beliebigen Mikrostruktur analytisch berechnet werden. Der beschriebene Ansatz wird jedoch im Fall einer beliebig zusammengesetzten Mikrostruktur derart komplex, dass er gegenüber der Finite-Elemente-Methode an Effizienz verliert (Krupp (2004)).



wobei σ_0 die äußere Spannung, κ den Winkel zwischen der Spannungsachse und der Gleitebenennormale \vec{n} und λ den Winkel zwischen der Spannungsachse und der Gleitrichtung \vec{g} bezeichnen. Der Faktor $M_s = \cos \kappa \cdot \cos \lambda$ wird Schmid-Faktor genannt und kann Werte zwischen 0 und 0,5 annehmen. Eine massive Versetzungsbewegung, bzw. das Abgleiten in einem Gleitsystem des Einkristalls findet nur statt, wenn eine für den gegebenen Werkstoff kritische Schubspannung τ_0 im Gleitsystem überschritten wird $\tau_y \geq \tau_0$.

Gleiten in Vielkristallen

Abb. 2.7: Schematische Darstellung eines Einkristalls mit einem Gleitsystem

Da sich die Orientierung der einzelnen Körner eines Vielkristalls von Korn zu Korn sehr stark verändert, ändert sich auch die Lage der günstig orientierten Gleitsysteme. Das in einem günstig orientierten Korn (wie z. B. in **Abb. 2.1**) aktivierte Gleiten stößt in der Regel auf ein weniger günstig orientiertes Gleitsystem des Nachbarkorns, was zu einer Behinderung des Gleitens bzw. der plastischen Verformung im ersten Korn führt. Auf diese Weise stellen die Korngrenzen eine natürliche Barriere gegenüber der Ausbreitung der plastischen Verformung dar und tragen zur Erhöhung der für die Entstehung der plastischen Verformung in Vielkristallen benötigten Schubspannung τ_y im Vergleich zu Einkristallen (τ_0) bei. Diese Erhöhung lässt sich anhand der Hall-Petch-Beziehung quantifizieren (Gottstein (2007)).

$$\tau_y \geq \tau_0 + \frac{k'_y}{\sqrt{D}} \quad (2.18)$$

wobei k'_y eine werkstoffabhängige Konstante und D den mittleren Korndurchmesser des beanspruchten Gefüges darstellen. Die Hall-Petch-Beziehung wird auf Basis eines vereinfachten Gleitübertragungsmodells hergeleitet, in dem Versetzungen sich an der Korngrenze eines günstig orientierten, bereits plastifizierten Kornes 1 aufstauen (**Abb. 2.8**) und eine zusätzliche Schubspannung τ_{max} bewirken, die das Abgleiten in der Versetzungsquelle S2 des Nachbarkorns auslöst. Je kleiner der mittlere Korndurchmesser D ist, desto weniger Versetzungen können sich im Korn 1 aufstauen und zum Auslösen des Gleitvorgangs im Korn 2 beitragen und, umso mehr muss die äußere Kraft erhöht werden, um die Barrierewirkung der Korngrenzen zu überwinden. Daher kann die Hall-Petch-Beziehung als Grundlage der Festigkeitssteigerung durch Kornfeinung verwendet werden, was bereits in mehreren Untersuchungen belegt wurde (Guerland (1972), Düber (2007)).

Obwohl die Gültigkeit der Hall-Petch-Beziehung schon mehrmals experimentell nachgewiesen wurde, spiegelt sie die tatsächliche Gleitübertragung an Korngrenzen nur bedingt wieder. In den Arbeiten von z. B. Krupp (2004) und Gemperlova et al. (2004) wurde gezeigt, dass die Gleitübertragung ein indirekter, komplexer Prozess ist, der von mehreren

Faktoren wie z. B. der Versetzungsstruktur an den betroffenen Korngrenzen oder der dreidimensionalen Korngrenzenorientierung abhängt.

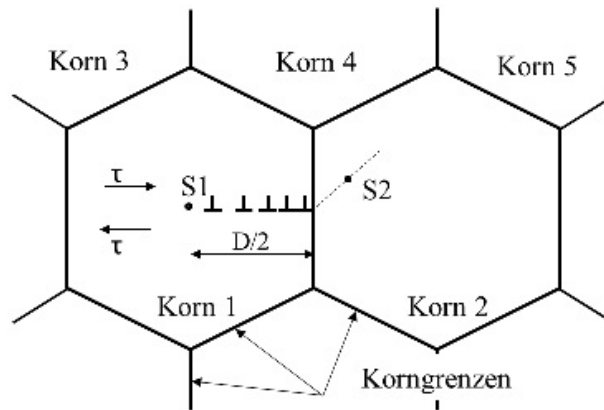


Abb. 2.8: Schematische Darstellung der Körner nach Gottstein (2007). Ein Versetzungsaufstau im Korn 1 aktiviert eine Versetzungsquelle im Korn 2

2.2. Grundlagen der Materialermüdung

Mit Ermüdung wird ein Prozess der sukzessiven Schädigungsakkumulation bezeichnet, die durch eine sich wiederholende Belastung auftritt. Üblicherweise führt dieser Prozess nach einer gewissen Anzahl von Belastungswiederholungen (Lastspielen) schließlich zur Rissinitiierung und zum Versagen. Die Schädigungsakkumulation kann jedoch auch nur lokalisiert in einigen Bereichen stattfinden, so dass sie nicht immer versagensrelevant wird (siehe z. B. Dönges et al. (2014)).

2.2.1 Versagensrelevante Parameter

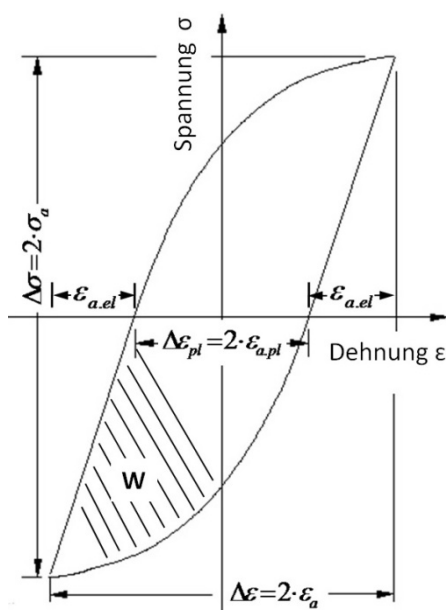


Abb. 2.9: Spannungs-Dehnungs-Hysterese

Um die Höhe der Belastung und die entsprechende Reaktion des belasteten Materials bzw. die Verformung innerhalb eines Lastspiels in integraler Form darzustellen, wird eine Spannungs-Dehnungs-Hysterese (σ - ϵ -Hysterese) verwendet (**Abb. 2.9**) (Christ (1991)). Die wichtigsten Parameter zur Beschreibung einer σ - ϵ -Hysterese sind die Spannungsamplitude σ_a , die Totaldehnungsamplitude ϵ_a , die plastische Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,pl}$ und die dissipierte Energie W_r (Flächenanteil der Hysterese W). In der Materialermüdung werden alle diese Parameter benutzt, um das Maß der akkumulierten Schädigung zu beschreiben und einen Zusammenhang zwischen der angelegten zyklischen Beanspruchung und der entsprechenden Bruchlastspielzahl zu bestimmen (Troshchenko und Fomichev (1993)). In Fomichev (2009) wird am Beispiel unterschiedlicher Legierungen gezeigt, welcher der genannten Parameter mit der Lebensdauer der

Ermüdungsproben mit unterschiedlichen Kerben bzw. Kerbfaktoren K_T korreliert werden kann. Ein typisches Beispiel dieser Zusammenhänge ist in **Abb. 2.10** dargestellt.

Abb. 2.10a und **b** zeigen, dass die Daten aus den Ermüdungsversuchen bei Auftragung der lokalen Spannungs- bzw. der Totaldehnungsamplitude über die Bruchlastspielzahl unterschiedliche statistische Gesamtheit bilden. Das bedeutet, dass die Amplituden der lokalen Spannung und Gesamtdehnung keinen direkten Zusammenhang zur Größe der akkumulierten Schädigung aufweisen und ohne weitere Annahmen mit Bruchlastspielzahlen unterschiedlicher Bauteile nicht korreliert werden können. Im Gegensatz zu Diagrammen **a** und **b** (**Abb. 2.10**) gehören die Ergebnisse der Ermüdungsversuche bei Auftragung der plastischen Dehnungsamplitude bzw. der dissipierten Energie über die Bruchlastspielzahl zur selben statistischen Gesamtheit (**Abb. 2.10c** und **d**). Das deutet darauf hin, dass das Maß der bis zum Bruch akkumulierten Schädigung mit der Größe der plastischen Dehnungsamplitude oder dissipierten Energie korrelieren kann. Obwohl die Verwendung von dissipierter Energie zur Beschreibung der pro Lastspiel akkumulierten Schädigung und Vorhersage der

Lebensdauer einige Vorteile (z. B. bei der Block- oder Randombeanspruchung (Fomichev (2009)) hat, ist die Verwendung der plastischen Dehnungsamplitude abgesehen von allen damit verbundenen Schwierigkeiten (siehe bspw. Lukáš und Kunz (1988)) einfacher und daher weiter verbreitet.

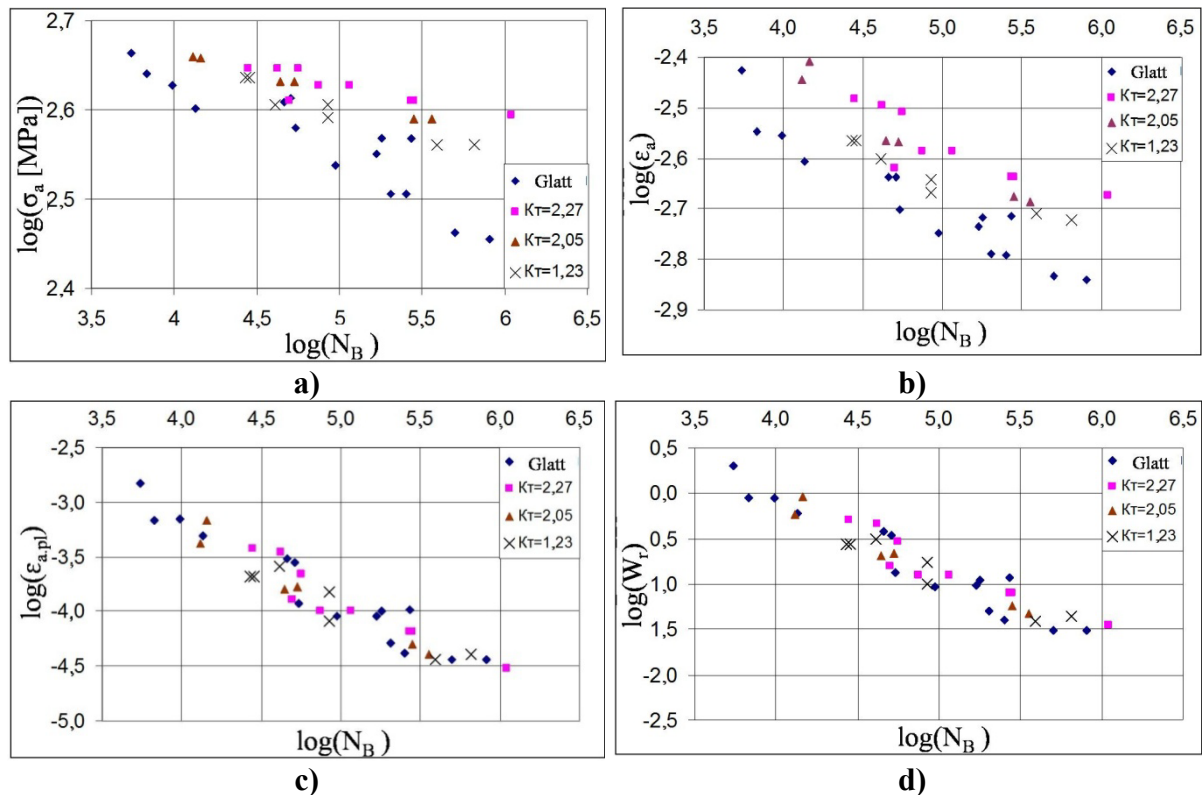


Abb. 2.10: Zusammenhang zwischen **a)** Spannungsamplitude σ_a , **b)** Totaldehnungsamplitude ϵ_a , **c)** plastische Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,p}$, **d)** dissipierte Energie W_f und Bruchlastspielzahl der Proben N_B aus Stahl 30HGSA mit unterschiedlichen Formfaktoren K_T nach Fomichev (2009). Für die gekerbten Proben wurden alle schädigungsrelevanten Parameter in unmittelbarer Nähe der Kerben am Ort der maximalen Beanspruchung bestimmt. Log bezeichnet den Logarithmus mit einer Basis von 10.

Abhängig vom Verhältnis der plastischen $\epsilon_{a,pl}$ zur elastischen Dehnungsamplitude $\epsilon_{a,el}$ (**Abb. 2.9**) wird Materialermüdung in 3 Bereiche unterteilt. Wenn der plastische Totaldehnungsanteil größer als der elastische Anteil ist, wird von Ermüdung im Bereich niedriger Lastspielzahlen (Low Cycle Fatigue, (LCF)-Bereich) gesprochen. Im LCF-Bereich entstehen Brüche bis ungefähr $5 \cdot 10^4$ Lastspiele. Bei Ermüdung im Bereich hoher Lastspielzahlen (High Cycle Fatigue, (HCF)-Bereich) ist der plastische Totaldehnungsanteil kleiner als der elastische und es kommt ungefähr zwischen $5 \cdot 10^4$ und $2 \cdot 10^6$ Lastspielen zum Versagen (Suresh (1998)). Im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen (Very High Cycle Fatigue, (VHCF)-Bereich) ist die plastische Dehnung in integraler Form gleich 0 und die σ - ϵ -Hysterese nimmt entsprechend die Form einer Linie an. Plastische Dehnung entsteht hier nur lokal, in kleinen vereinzelt Bereichen mit Spannungskonzentration, und führt bei den meisten Werkstoffen zu Brüchen nach $2 \cdot 10^6$ Lastspielen (Mughrabi (1999)).

Der Zusammenhang zwischen der plastischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,pl}$ und der Lebensdauer N_B wird vom Coffin-Manson-Gesetz (Manson (1953), Coffin (1954)) postuliert und kann wie folgt ausgedrückt werden:

$$\varepsilon_{a,pl} = const \cdot (2 \cdot N_B)^c \quad (2.19)$$

Dabei ist c eine werkstoffspezifische Konstante. Die Gültigkeit des Coffin-Manson-Gesetzes wurde von vielen Autoren bestätigt (z.B. Christ (1991) oder Nikitin und Basel (2008)) und wird zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens sowohl im LCF- als auch im HCF-Bereichen verwendet. Im Falle der Ermüdung im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen werden wegen der praktisch unmessbaren plastischen Dehnungsamplitude für die Darstellung der Ergebnisse der Ermüdungsversuche weiterhin das Wöhlerdiagramm (**Abb. 2.10a**) und die Basquin-Beziehung (Basquin (1910)) für die Beschreibung des Zusammenhangs zwischen der Spannungsamplitude σ_a und der entsprechenden Lebensdauer N_B verwendet. Die Basquin-Beziehung hat die folgende Form:

$$\sigma_a = const \cdot (2 \cdot N_B)^b \quad (2.20)$$

Dabei ist b eine werkstoffspezifische Konstante. In der Literatur (z. B. Zimmermann (2012)) wird häufig gezeigt, dass Ergebnisse aus Ermüdungsversuchen im VHCF-Bereich bei Auftragung der lokalen Spannungsamplitude über die Bruchlastspielzahl eine enorme Streuung aufweisen. Das deutet darauf hin, dass die lokale Spannungsamplitude (siehe **Abb. 2.10a**) das Maß der akkumulierten Schädigung nur bedingt beschreiben kann und für eine präzise Lebensdauervorhersage nicht geeignet ist.

2.2.2 Schädigungsentwicklung

Allgemein kann der Ablauf der Schädigungsentwicklung während einer zyklischen monotonen Beanspruchung in die Phasen nach **Abb. 2.11** unterteilt werden.

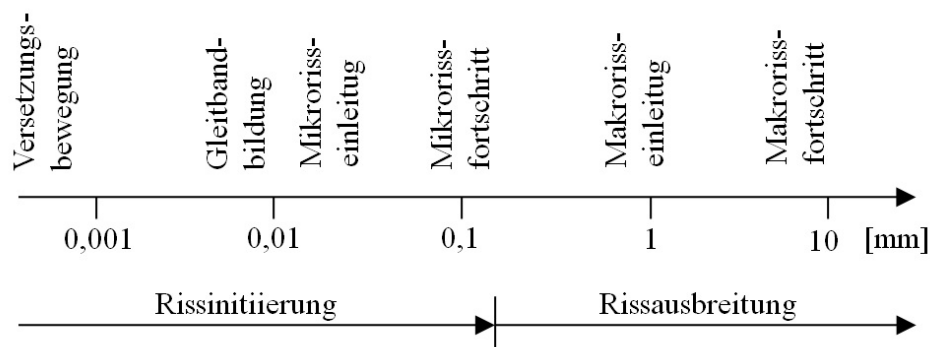


Abb. 2.11: Phasen der Materialermüdung nach Radaj (2003)

Träger der plastischen Dehnung ε_{pl} sind Versetzungen. Eine ausreichend hohe zyklische Belastung führt zur Entstehung und Bewegung von Versetzungen, die sich in bestimmten Materialbereichen konzentrieren und zur Lokalisierung der irreversiblen Dehnung in Form von Gleitbändern führen. Wenn die plastische Dehnung an einer Stelle eine bestimmte Größe

erreicht, kommt es zur Mikrorisseinleitung. Das Wachstumsverhalten der Mikrorisse ist sehr stark von der Mikrostruktur des Materials abhängig und spielt sich im Korngrößenbereich ab. Mikrorisse entwickeln sich in Bereichen mit einer günstigen Kornmorphologie zu längeren Makrorissen, die als Kerben wirken und eine hohe Spannungskonzentration an ihren Spitzen erzeugen. Durch Aufreißen dieser stark belasteten Bereiche nehmen die Makrorisse an ihrer Länge zu. Wegen der hohen Spannungskonzentration an ihren Spitzen sind Makrorisse weniger mikrostrukturabhängig und wachsen kontinuierlich bis zum Restbruch.

Aus technischer Sicht stellt die Anwesenheit eines Makrorisses von 0,5-1 mm oder einer entsprechenden Fläche (Seeger (1996)) einen wichtigen Wendepunkt beider Schädigungsentwicklung dar und unterteilt den gesamten Ermüdungsprozess in zwei grundlegende Phasen: Rissinitiierung und Risswachstum. Die Rissinitiierungsphase umfasst alle zur Entstehung des Makrorisses führenden physikalischen Phasen, in denen die Schädigungsentwicklung mikrostrukturabhängig ist und nicht unbedingt zu einem Versagen führt. Nach der Entstehung eines Makrorisses wird das Versagen bei einer konstant gehaltenen Spannungsamplitude unumkehrbar und die Restlebensdauer hängt ausschließlich vom Rissausbreitungswiderstand des Materials ab.

Im Folgenden werden nur die Ermüdungsvorgänge beschrieben, die für das Verständnis und die Interpretation der Ergebnisse dieser Arbeit wichtig sind. Eine umfassende Übersicht aller wesentlichen Ermüdungsmechanismen ist bspw. in Suresh (1998) zu finden.

2.2.3 Rissinitiierung

Da das Ermüdungsverhalten in der Rissinitiierungsphase sehr stark von mikrostrukturellen Gegebenheiten abhängt und für die Vorhersage der Lebensdauer eine große Herausforderung darstellt, ist es für die Thematik dieser Arbeit von großer Bedeutung und soll nun näher betrachtet werden. Aus technischer Sicht kann zwischen Rissinitiierung

- an geometrischen konstruktions- oder fertigungsbedingten Kerben
- an natürlichen im Werkstoff vorhandenen Kerben (z. B. Poren oder Einschlüsse)
- in Bereichen der Dehnungslokalisation an Gleitbändern

unterschieden werden (Müller-Bollenhagen (2011)). Aus materialwissenschaftlicher Sicht können die Rissinitiierung an werkstoffeigenen mikrostrukturellen Inhomogenitäten, wie z. B. günstig orientierten Körnern oder Korngrenzen, und die Rissinitiierung an (herstellungsbedingten, unerwünschten) fremdartigen Defekten, wie z. B. an Einschlüssen oder Poren, gesondert betrachtet werden. Die unterschiedlichen Arten der Kerben stellen dabei nur Spannungskonzentratoren mit unterschiedlichen Spannungsspitzen und -gradienten dar, die eine unterschiedliche Größe und Verteilung der lebensdauerbestimmenden plastischen Dehnung hervorrufen (**Abb. 2.10c**), aber zu keiner Änderung des Rissinitiierungsmechanismus führen. Daher können basierend auf der Literaturrecherche zwei allgemeine Schädigungsentwicklungsvorgänge für die jeweilige Rissinitiierungsart für polykristalline metallische Werkstoffe mit einer hohen Plastizität beschrieben werden, deren Intensität mit der Erhöhung der Spannung und dessen Ausmaß mit Abnahme des Spannungsgradienten größer wird.

Rissinitiiierung an werkstoffeigenen mikrostrukturellen Inhomogenitäten

Unter der Wirkung eines Spannungsfeldes werden in regellos orientierten Körnern eines Werkstoffs normale und tangentialen Spannungen erzeugt. Da die Bindungskräfte zwischen den Atomebenen viel größer als die infolge der Normalspannung entstehenden Zugkräfte sind, spielt die Normalspannung bei der Verformung eine nebensächliche Rolle und das Maß der plastischen Dehnung in einem Korn wird von der Größe der Schubspannung bestimmt. Unter der Einwirkung einer ausreichend großen Schubspannung wandern die in den Körnern vorhandenen Versetzungen auf ihrer Gleitebene. Die Versetzungen haben üblicherweise einen wechselnden Charakter und sind von einer gekrümmten Randlinie umkreist. Da der gegleitene Bereich mit den anderen Werkstoffbereichen zusammenhängt, müssen solche Versetzungen entweder eine geschlossene Linie im Kristallinneren ergeben oder an der Oberfläche enden. Gelangt eine Versetzung an die Materialoberfläche, so bildet sich eine Gleitstufe der Höhe b . Ein Beispiel der Gleitstufenbildung an der Oberfläche infolge der Bewegung einer Stufenversetzung ist in **Abb. 2.1** dargestellt. Bei der zyklischen Beanspruchung gleiten mehrere Versetzungen in derselben Gleitebene und führen zur Entstehung einer höheren Stufe, die als Gleitlinie mikroskopisch sichtbar ist. Unter dem Einfluss des Sauer- oder Wasserstoffs aus der Umgebungsluft kann die Versetzungsbewegung in der bereits aktivierten Gleitebene durch Chemisorption oder Ausbildung von Oxidschichten erschwert werden (Suresh (1998)), was zur Verfestigung der aktivierten Gleitebenen und Aktivierung von neuen Gleitebenen in ihrer Nähe führt. Anhäufungen der nebeneinander entstehenden und verfestigten Gleitstufen bilden Gleitbänder (GB) (auch bekannt als persistente Gleitbänder bzw. PGB) aus, die aus Extrusionen (aus der Oberfläche herausragendes Material) und Intrusionen (Vertiefungen an der Oberfläche) bestehen.

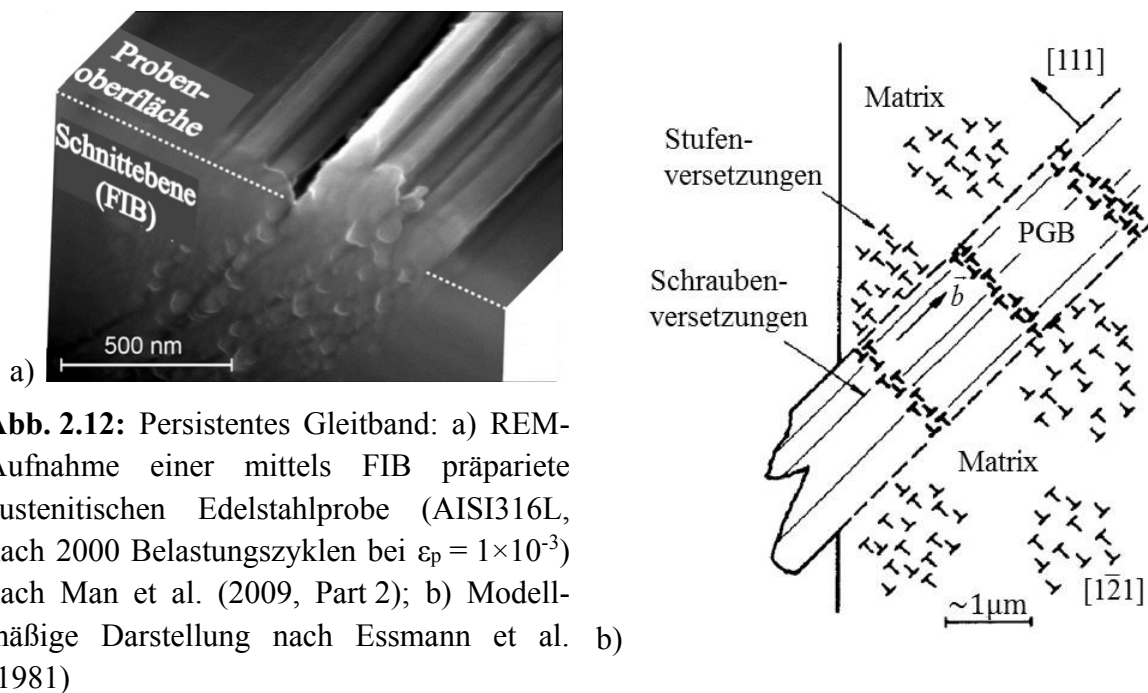


Abb. 2.12: Persistentes Gleitband: a) REM-Aufnahme einer mittels FIB präparierte austenitischen Edelstahlprobe (AISI316L, nach 2000 Belastungszyklen bei $\epsilon_p = 1 \times 10^{-3}$) nach Man et al. (2009, Part 2); b) Modellmäßige Darstellung nach Essmann et al. (1981)

In **Abb 2.12a** ist ein Gleitband mit einer Extrusion und einer Intrusion in einem austenitischen Edelstahl dargestellt. Bei zyklischer Beanspruchung mit einer zunehmenden plastischen Dehnungsamplitude nimmt die Höhe und Breite des GB zu, was zur Erhöhung der

Oberflächenrauigkeit führt (Man et al. (2009, Part 2)). Darüber hinaus verursacht das Wachsen des GB eine Erhöhung der Spannungskonzentration an der Grenze zwischen dem GB und der restlichen Oberfläche und kann zur Mikrorisseinleitung führen. Seit dem ersten Nachweis des GB (Ewing und Humfrey (1903)) wird seine Rolle bei der Akkumulation der plastischen Verformung und Rissinitiierung untersucht. Ein ausführlicher Überblick der aufgrund dieser Untersuchungen entwickelten Modelle ist in Man et al. (2009, Part 1) gegeben. Alle Modelle beschreiben die Akkumulation der plastischen Dehnung in GB sowie mikrostrukturelle Voraussetzungen zur Einleitung eines Risses mit einem unterschiedlichen Maß an Ausführlichkeit. Im Rahmen dieses Kapitels wird das Modell von Essmann et al. (1981) (kurz: EGM-Modell) beschrieben, das für die Interpretation der Ergebnisse der vorliegenden Arbeit relevant ist.

Laut des EGM-Modells ist die typische Form des PGB eine Folge der aktiven Bildung und Bewegung der Stufenversetzungen sowie ihrer Annihilation (siehe **Abb. 2.12 b**). Nicht alle während der Zug- und Druck-Lasthalbzyklen entstehenden Stufenversetzungen tragen zum Abgleiten bei. Ein Teil der Versetzungen (mit unterschiedlichen Vorzeichen) löscht sich gegenseitig aus und bildet Leerstellen. Dieser Annihilationsprozess führt zu einer Abweichung der Wachstumsrichtung des PGB von der kristallographischen Gleitrichtung sowie zu der Ausbildung von unregelmäßigen Extrusionen an der Oberfläche des PGB. Wenn eine gewisse Leerstellenkonzentration im PGB \bar{C}_V^{sat} erreicht wird, beginnt es parallel zur kristallographischen Gleitrichtung zu wachsen. Die maximale Höhe des PGB e , das in einem Korn in einer Gleitebene mit dem Winkel k zwischen ihrer Normale und der Beanspruchungsrichtung κ wächst, hängt von dem Durchmesser des Kornes d ab und kann folgendermaßen ausgedrückt werden

$$e = \frac{\bar{C}_V^{sat} \cdot d}{\cos k} \quad (2.21)$$

Die restlichen Stufenversetzungen, die nicht annihiliert wurden, gelangen entweder auf die freie Oberfläche des PGB oder die Grenzfläche zwischen dem PGB und der Matrix. Da alle sich auf der PGB-Matrix-Grenzfläche akkumulierte Versetzungen dasselbe Vorzeichen haben, führen sie zur Entstehung von elastischen Druckspannungen im PGB und Zugspannungen in der Matrix parallel zur Gleitrichtung. Das Maximum dieser zusätzlichen Spannungen fällt auf die PGB-Matrix-Grenzfläche und ruft dort eine Spannungskonzentration hervor, die gemeinsam mit dem kerbwirkenden Effekt der zwischen dem PGB und der Probenoberfläche entstehenden Stufe (siehe **Abb. 2.12a**) zur Mikrorisseinleitung führen kann.

Obwohl manche Annahmen des EGM-Modells auf Kritik stoßen (z. B. Polak (1987)), wurde seine Gültigkeit bereits mehrmals experimentell (z. B. durch Mughrabi et al. (1983) und Man et al. (2009, Part 2) bewiesen und daher zur Erklärung der Rissinitiierung in der vorliegenden Arbeit genutzt. Auf Basis der Erweiterung des Modells auf Polykristalle (Essmann et al. 1981) kann auch die interkristalline Rissinitiierung erklärt werden.

In **Abb. 2.13** sind 2 Körner mit einer günstigen Orientierung zur äußeren Belastung schematisch dargestellt, bei der plastische Verformung in beiden Körnern initiiert wurde. Im Falle des Oberflächenkorns 1, dessen Gleitvektor eine kleine Komponente parallel zur

Oberfläche besitzt, können die entstehenden Stufenversetzungen und die mit ihnen verbundenen inneren Spannungen durch die Ausbildung eines GB abgebaut werden. Das begünstigt eine transkristalline Rissinitiierung an der Oberfläche. Im Falle eines inneren Korn (Korn 2), oder wenn der Gleitvektor eines Oberflächenkorns eine relativ große Komponente parallel zur Oberfläche besitzt, wird die Ausbildung des GB durch eine Barrierewirkung der Korngrenzen erschwert. In diesem Fall stauen sich die im GB

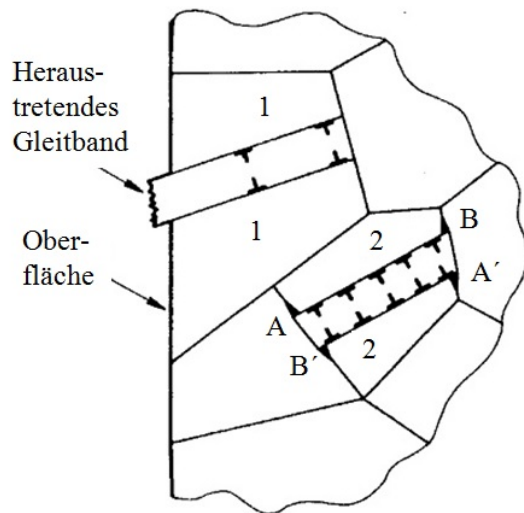


Abb. 2.13: Gleitband in einem Oberflächenkorn (1) und in einem inneren Korn (2) nach Essmann et al. (1981)

entstehenden Versetzungen an Korngrenzen auf und rufen zusätzliche elastische Spannungen hervor, die die interkristalline Rissinitiierung begünstigen. Da ein Teil der Versetzungen im Falle der kleinen Orientierungsunterschiede von benachbarten Körnern durch die Ausbildung eines GB im Nachbarkorn abgebaut werden kann, hängt die Größe der zusätzlichen elastischen Spannungen von der Lage der günstig orientierten Gleitsysteme benachbarter Körner, d. h. von der plastischen Inkompatibilität, ab.

Blochwitz et al. (1997) folgten diesem Gedankengang, um die interkristalline Rissinitiierung an der Oberfläche von Ermüdungsproben aus dem austenitischen Stahl 316L quantitativ zu charakterisieren. Dort wurde der Missorientierungsfaktor (MOF) M eingeführt, um die plastische Inkompatibilität zwischen zwei beliebigen Nachbarkörnern zu beschreiben. Der

MOF beinhaltet einerseits den Unterschied zwischen den Rotationsvektoren der primären Gleitsysteme benachbarter Körner

$$\Delta\vec{R} = (\vec{n} \times \vec{s})_{\text{Korn\#1}} - (\vec{n} \times \vec{s})_{\text{Korn\#2}} \quad (2.22)$$

mit dem Normalenvektor \vec{n} und dem Richtungsvektor \vec{s} des jeweiligen primären Gleitsystems und andererseits dem Winkel β zwischen der betroffenen Korngrenzenspur e_{KG} auf der Oberfläche und der Beanspruchungsrichtung. Der MOF ergibt sich aus:

$$M = \sin^2 \beta \cdot \vec{e}_{KG} \cdot \Delta\vec{R} \quad (2.23)$$

Die Untersuchungen von Blochwitz et al. (1997) ergaben, dass der Durchschnittswert für alle regulären Korngrenzen bei $M = 0,0038$ liegt, wobei die rissbehafteten Korngrenzen im Durchschnitt einen Wert von $M = 0,4133$ haben.

Der Nachteil des Ansatzes von Blochwitz et al. ist die Vernachlässigung der tatsächlichen, dreidimensionalen Geometrie der Korngrenzen. Laut der Untersuchungen von Vehoff et al. (2004) kann die Größe der Anisotropiespannung σ_{II} als Funktion der Neigungswinkel ψ um bis zu 30 % variieren.

Rissinitiierung an fremdartigen Defekten

Die im Werkstoff (Matrix) eingeschlossenen fremdartigen Defekte stellen Spannungskonzentratoren dar, die die im vorherigen Kapitel beschriebene Rissinitiierung hervorrufen können. Zhao et al. (2012) zeigten anhand einer Finite-Elemente-Analyse, dass im Gegensatz zu Kerben an der Oberfläche die Spannungskonzentration an im Werkstoff eingeschlossenen sphärischen Defekten mit Erhöhung ihres Radius zunimmt (**Abb. 2.14**). Diese Ergebnisse entsprechen zwar den experimentellen Beobachtungen, sind aber nicht ausreichend theoretisch untermauert und werden in der vorliegenden Arbeit nur zum qualitativen Vergleich mit den eigenen Ergebnissen benutzt. Eine weitere Besonderheit der fremdartigen Defekte besteht darin, dass die Größe der an der Defekt-Matrix-Grenzfläche entstehenden Spannung vom Steifigkeitsverhältnis der Matrix und des Defekts abhängt. Zu den Einflussfaktoren der Rissinitiierung an fremdartigen Defekten können noch die Gleiteigenschaften der Matrix, die Festigkeit der Defekt-Matrix-Grenzfläche und die Anfälligkeit der Matrix und des Defekts zur Ermüdungskorrosion zugerechnet werden (Suresh (1998)). Die erwähnten Einflussfaktoren erfordern einen besonderen Ansatz zur Beschreibung des Spannungszustandes an fremdartigen Defekten. Auf Basis der Literaturrecherche können 3 Ansätze hervorgehoben werden:

1. Modelle, in denen Poren und Einschlüsse als Kerben mit einer bestimmten Geometrie und damit verbundenen Spannungskonzentration betrachtet werden (z. B. Tanaka und Mura (1982));
2. Modelle, in denen angenommen wird, dass Versetzungsaufstauungen an Einschlüssen zum Reißen des Einschlusses oder der Grenzfläche mit anschließender Rissinitiierung in der Matrix führen;
3. Ansätze, in denen kleine Defekte (deren maximale Fläche senkrecht zur Beanspruchungsrichtung kleiner als 1 mm^2 ist) von Anfang an als Risse betrachtet werden, deren treibende Kraft von der Wurzel der maximalen (projizierten) Querschnittsfläche des Defekts senkrecht zur Beanspruchungsrichtung abhängt (z. B. Murakami und Endo (1986)).

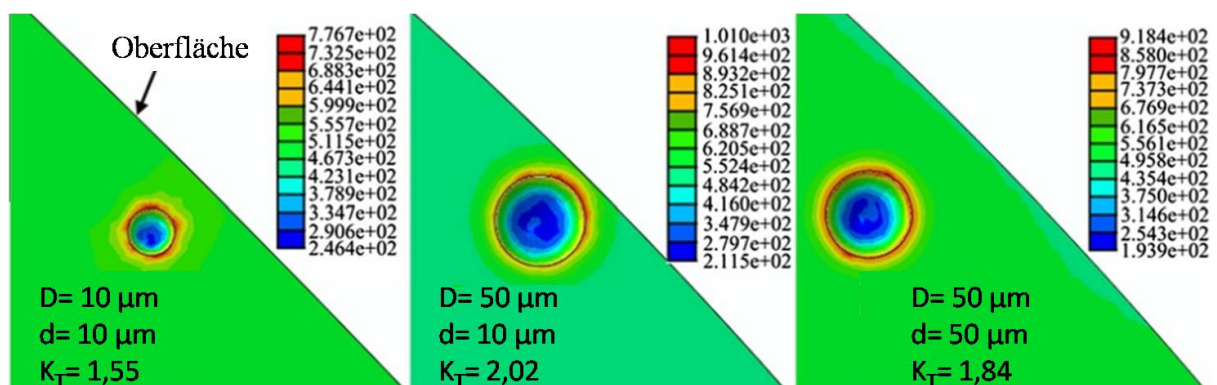


Abb. 2.14: Spannungskonzentration K_T an einem sphärischen Einschluss in Abhängigkeit von dessen Durchmesser D und dem Abstand zur Oberfläche d nach Xiaohui et al. (2012)

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde der dritte Ansatz angesichts der kleinen Größe der zu untersuchenden Defekte und seiner Zweckdienlichkeit verwendet. Da die

Rissinitiierungsphase in diesem Ansatz modellmäßig nicht berücksichtigt wird, wird dieser im nachfolgenden Kapitel erklärt.

2.2.4 Risswachstum

Es wird zwischen zwei Stadien der Rissausbreitung unterschieden: Kurzrisswachstum (Stadium I) und Langrisswachstum (Stadium II). Ausgehend von einem Risskeim breitet sich der Riss im Stadium I schubspannungskontrolliert unter einem Winkel von etwa 45° zur Beanspruchungsrichtung aus. Innerhalb der Körner verläuft der Risspfad nahezu geradlinig. Die Richtung des Risspfades ändert sich häufig an den Korngrenzen, weswegen er im Stadium I normalerweise einen zickzackförmigen Verlauf aufweist. Da die Spannungsintensität bzw. die risstreibende Kraft an den Spitzen der kurzen Risse nicht groß genug ist, um beliebige Korngrenzen oder anliegende Körner entlang beliebiger Gleitebenen zu trennen, verläuft die Kurzrissausbreitung ausschließlich entlang der günstig orientierten Gleitebenen mit sehr unterschiedlicher Ausbreitungsgeschwindigkeit (siehe z. B. Lankford (1982)). In manchen Fällen kann die Kurzrissausbreitung an Korngrenzen oder innerhalb der Körner sogar für mehrere Millionen Belastungszyklen angehalten werden (Dönges et al. (2014)).

Mit zunehmender Risslänge nimmt auch die Spannungsintensität an den Rissspitzen zu. Nach einer bestimmten Risslänge sind die Spannungsspitze und der Spannungsgradient vor den Rissspitzen so groß, dass beliebige Gleitsysteme der anliegenden Körner aktiviert und durch Rissfortschritt getrennt werden können, so dass der Riss sich ungefähr geradlinig, senkrecht zur größten Normalspannung ausbreitet. Dieser Vorgang entspricht dem Stadium II. Laut Düber (2007) liegt die gängige Grenze zwischen den Rissausbreitungsstadien I und II bei einer Risslänge, die dem fünf- bis zehnfachen des Korndurchmessers entspricht.

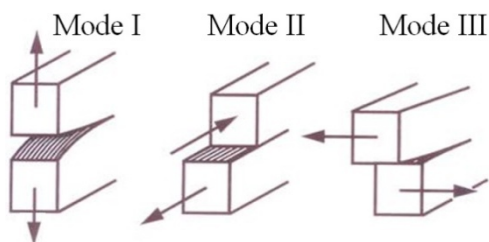


Abb. 2.15: Beanspruchungsarten (Modi) der Risse nach Fritzen (2009)

Bei einem gegebenen Werkstoff bestimmen die Spannungsspitze und der Spannungsgradient an den Rissspitzen die Größe des plastisch verformten Materialvolumens bzw. der plastischen Zone vor dem Riss. Ist die plastische Zone im Vergleich zur Risslänge klein, kann das Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik verwendet werden (Fritzen (2009)). Nach diesem Konzept kann die Größe der risstreibenden Kraft, bzw. der Spannungszustand an der Spitze eines Risses mit dem Spannungsintensitätsfaktor (SIF) K beschrieben werden. Bei Berechnung des SIF wird zwischen 3 grundsätzlichen Beanspruchungsarten (Modi) (Abb. 2.15) unterschieden. Die meist verbreitete und für die vorliegende Arbeit meist relevante Beanspruchungsart ist die Mode I mit der entsprechenden Bezeichnung K_I . Im Falle der quasistatischen Beanspruchung kommt es zur Rissausbreitung bei $K_I \geq K_{IC}$, wobei K_{IC} ein experimentell zu bestimmender Wert ist. Bei zyklischer Beanspruchung wird die Spannungsintensität an der Riss Spitze mit der Schwingbreite des SIF ΔK_I beschrieben, die sich proportional zur Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ und zur Wurzel der Risslänge \sqrt{l} ändert:

$$\Delta K_I = Y \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot l} \quad (2.24)$$

In **Gl. 2.24** bezeichnet Y eine empirische Funktion, die von der Riss- und Bauteilgeometrie abhängig ist. Bei relativ kleinen Langrissen in einem relativ großen Bauteil kann $Y=1$ angenommen werden. Für kleine fremdartige Defekte ($\sqrt{\text{Fläche}} < 1000 \mu\text{m}$), die nach dem Ansatz von Murakami und Endo (1986) als Risse betrachtet werden können, wurde von Murakami (2002) vorgeschlagen, $Y=0,5$ für innere Defekte und $Y=0,65$ für die an der Bauteiloberfläche angrenzenden Defekte anzunehmen. Dabei wird die Risslänge l als Wurzel der maximalen (projizierten) Querschnittsfläche des Defekts senkrecht zur Beanspruchungsrichtung berechnet. Die **Gl. 2.24** nimmt für fremdartige Defekte die folgende Form an:

$$\Delta K_I = Y \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot \sqrt{\text{Defektfläche}}} \quad (2.25)$$

Eine kontinuierliche Rissausbreitung findet statt, wenn $\Delta K_I \geq \Delta K_{th}$ ist, was einer Langrissausbreitung der Risse mit einer Länge ab 0,5 - 1 mm (Makroriss) (**Abb. 2.16**) entspricht (siehe z. B. Seeger (1996)). Bei $\Delta K_I \geq \Delta K_{th}$ nimmt die Rissausbreitungsrate dl/dN mit der Rissverlängerung zu. Nach einer bestimmten Risslänge ist der Zusammenhang zwischen dem SIF und der Rissausbreitungsgeschwindigkeit dl/dN in der

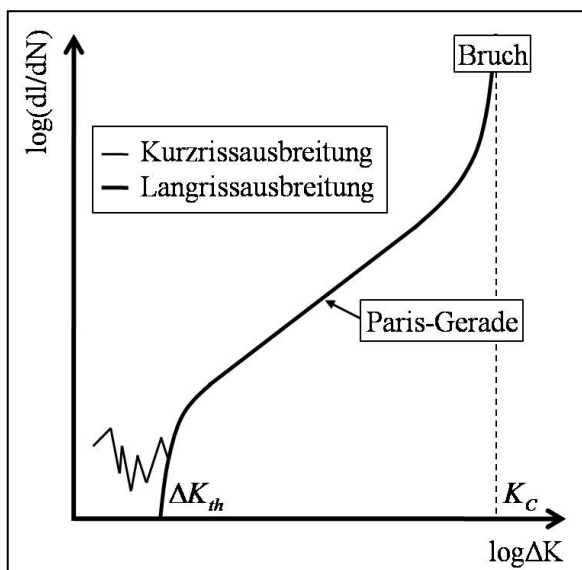


Abb. 2.16: Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen dem Spannungssintensitätsfaktor ΔK und der Rissausbreitungsrate dl/dN

doppellogarithmischen Auftragung nahezu geradlinig. Dieser Abschnitt der Rissausbreitungskurve wird Paris-Gerade genannt und kann mit dem folgenden Gesetz beschrieben werden (Paris et al. 1961):

$$\frac{dl}{dN} = C_p \cdot (\Delta K_I)^{m_p} \quad (2.26)$$

In **Gl. 2.26** bezeichnen C_p und m_p die werkstoffabhängigen Paris-Konstanten. Wenn die Paris-Konstanten bekannt sind, kann die Restlebensdauer eines Bauteils N_C bis zur Entstehung der kritischen Risslänge l_c unter der Voraussetzung eines vorhandenen Risses der Länge l_1 berechnet werden:

$$N_C = \int_{l_1}^{l_c} \frac{dl}{C_p \cdot (\Delta K_I)^{m_p}} \quad (2.27)$$

Der Schwellenwert des SIF ΔK_{th} entspricht der minimalen Kombination der Beanspruchungsgröße und der Risslänge, bei der lange Risse sich ausbreiten können. Kurze Risse können sich jedoch bei noch geringeren Werten des SIF ausbreiten und den ΔK_{th} bei beliebigen Werten der Rissausbreitungsrate erreichen (**Abb. 2.16**). Das Diagramm in

Abb. 2.16 zeigt, dass das Paris-Gesetz keine geeignete Grundlage zur Beschreibung der Kurzrisssausbreitung darstellt. Dafür sind Konzepte notwendig, die die Barrierewirkung der Korngrenzen beschreiben (vgl. bspw. Düber (2007)).

In Anlehnung an den Schwellenwert des SIF ΔK_{th} für lange Risse kann ein Schwellenwert des SIF ΔK_{cr} für die an den fremdartigen Defekten entstehenden kurze Risse bestimmt werden (Mayer et al. (2003)). ΔK_{cr} entspricht dem kleinsten Wert der nach **Gl. 2.25** berechneten Schwingbreite des SIF, bei dem die Kurzrisssausbreitung zum Versagen bis 10^9 Lastspielen führen kann.

Bruchflächenanalyse

Bei der Untersuchung des Risswachstums spielt die Bruchflächenanalyse eine wichtige Rolle. Unterschiedliche Stadien des Risswachstumshinterlassen charakteristische Bruchflächenreliefs, die nach dem Proben- oder Bauteilversagen durch rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen üblicherweise zu erkennen sind (**Abb. 2.17**). Während des Stadiums der Langrisssausbreitung werden Bruchbahnen und Schwingstreifen gebildet, die der Vorwärtsbewegung der Rissfront entsprechen. Die Schwingstreifen entstehen jedoch nicht bei jedem Belastungszyklus (Krupp (2009)). Auf der makroskopischen Ebene hebt sich die relativ ebene, infolge des Langrisswachstums entstandene Bruchfläche von der relativ rauen Gewaltbruchfläche ab. Der visuelle Unterschied zwischen den beschriebenen Bruchflächentypen wird auf den Wechsel des Rissausbreitungsmechanismus zurückgeführt, der nach dem Erreichen des kritischen SIF-Wertes K_C stattfindet.

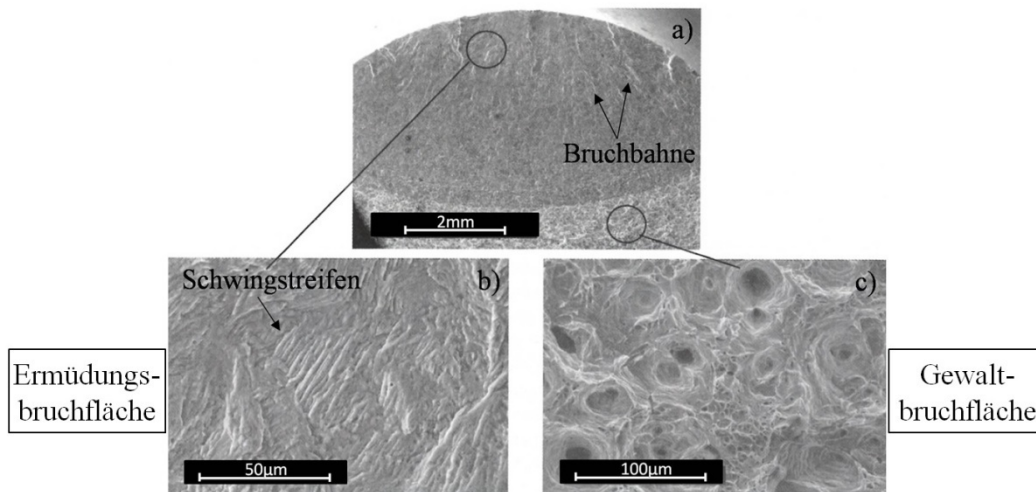


Abb. 2.17: REM-Aufnahmen der Bruchfläche des austenitischen Stahls 1.4301 nach zyklischer Verformung bei $\epsilon_a = 0.008$ nach Krupp (2009)

2.2.5 Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich

Lange Zeit wurde davon ausgegangen, dass die metallischen Werkstoffe hinsichtlich ihres Ermüdungsverhaltens in zwei Gruppen unterteilt werden können. Die Nichteisenmetalle (unter Ausschluss der Edelmetalle) mit kfz-Gitter weisen Ermüdungsbrüche bei einem kontinuierlichen Abfall der Wöhlerlinie (**Abb. 2.18**) bis 10^9 Belastungszyklen auf. Die Eisenmetalle und Titanlegierungen besitzen dagegen eine echte Dauerfestigkeit ab ca.

$N_D = 2 \cdot 10^6$ Belastungszyklen. Es wurde angenommen, dass keine Schädigung mehr unterhalb der Dauerfestigkeitsgrenze σ_D bzw. nach $N_D = 2 \cdot 10^6$ Belastungszyklen für die zweite Gruppe der Werkstoffe zu erwarten ist (Radaj (2003)). In der Praxis konnten diese Annahmen für die beiden Werkstoffgruppen lange Zeit experimentell nicht bestätigt werden, weil die sehr hohen Lastspielzahlen wegen der relativ niedrigen Beanspruchungsfrequenzen der konventionellen Ermüdungsprüfstände aus zeitlichen Gründen systematisch nicht erreicht werden konnten (Mayer (1999)). Erst nach der Entwicklung der (kommerziellen) Hochfrequenz-Ermüdungsprüfstände (siehe Abschnitt 3.1.1) und der Durchführung systematischer Ermüdungsversuche im VHCF-Bereich konnte gezeigt werden, dass die beschriebenen Vorstellungen über die Dauerfestigkeit für eine Vielzahl der Werkstoffe nicht zutreffend sind. Während die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen für die Werkstoffe ohne Dauerfestigkeitsgrenze allgemein dem in **Abb. 2.18** dargestellten Verlauf entsprechen (siehe z. B. Stöcker et al. (2011), Cremer et al. (2013)), unterscheidet sich das Ermüdungsverhalten der Werkstoffe mit einer angenommenen echten Dauerfestigkeitsgrenze von dem in **Abb. 2.18** dargestellten Modell drastisch (siehe die VHCF-Tagungsbänder seit 1998, z. B. Berger und Christ (2011)).

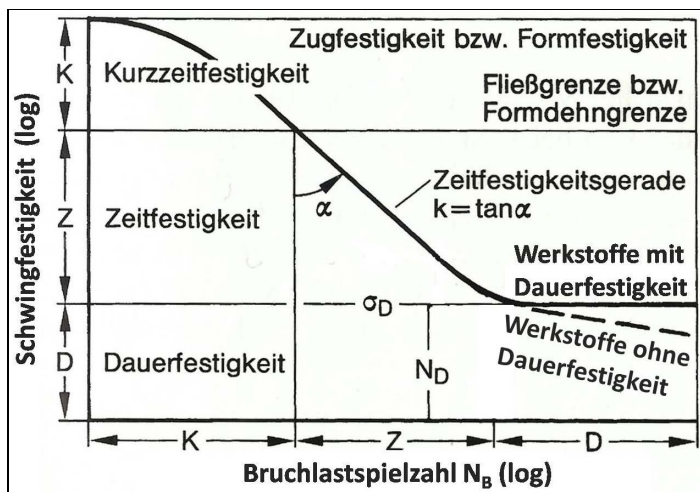


Abb. 2.18: Verlauf der Wöhlerlinie für unlegierte Stähle und Titanlegierungen (Werkstoffe mit Dauerfestigkeit) sowie für die Metalle ohne Dauerfestigkeit nach Haibach (1989)

plastische Verformung in günstig orientierten Körnern hervorgerufen werden, verursachen eine für Typ-I-Werkstoffe typische Bildung von Rissen an der Oberfläche. Typ-II-Werkstoffe weisen oft eine lokale plastische Verformung an Poren oder Einschlüssen auf, die zu einer Rissinitiierung nach dem im Kapitel 2.2.3 beschriebenen Mechanismus führt (Li (2012); Murakami (2002)).

Um die mikrostrukturellen Vorgänge und Mechanismen, die zum Ermüdungsversagen bei sehr hohen Lastspielzahlen führen, differenziert beschreiben zu können, wird eine Unterteilung der metallischen Werkstoffe in zwei Klassen vorgeschlagen (Mughrabi (2006)). Als Werkstoffe vom Typ I werden reine, geglühte und duktile Metalle und Legierungen bezeichnet, die keine (extrinsischen) inneren Defekte aufweisen. Typ-II-Werkstoffe enthalten dagegen fremdartige Defekte. Die an der Oberfläche entstehenden Extrusionen und Intrusionen, die durch eine lokale

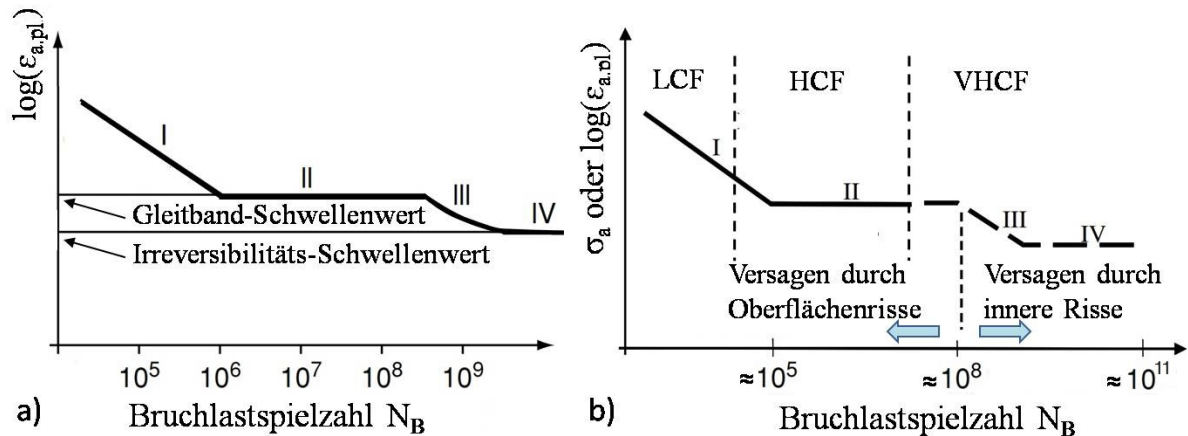


Abb. 2.19: Schematische (Dehnungs-) Wöhlerlinien für a) Typ-I-Werkstoffe und b) Typ-II-Werkstoffe nach Mughrabi (2006)

Die von Mughrabi (2006) vorgeschlagenen Modelle des Ermüdungsverhaltens für die Werkstoffgruppen I und II unter Berücksichtigung des VHCF-Verhaltens sind in **Abb. 2.19** dargestellt. Die Modelle berücksichtigen den Abfall der Schwingfestigkeit (**Abb. 2.18**) nach der konventionellen Dauerfestigkeitsgrenze und die Existenz der echten VHCF-relevanten Dauerfestigkeit, die auf die Abwesenheit der Irreversibilität der plastischen Verformung bei den darunterliegenden Spannungsamplituden zurückgeführt wird. Das vorgeschlagene Wöhlerdiagramm für den Werkstofftyp II (**Abb. 2.19b**) setzt voraus, dass die bruchrelevante Schädigungsakkumulation im VHCF-Bereich im Gegensatz zur konventionellen Ermüdung nicht an der Oberfläche, sondern vorwiegend im Werkstoffinneren stattfindet. Für den Werkstofftyp I wird die für den HCF-Bereich typische Rissinitiierung an Oberflächengleitbändern auch im VHCF-Bereich als versagensrelevant angenommen. Die Verschiebung des Rissinitiierungsorts von der Oberfläche ins Probeninnere kann jedoch auch bei einigen Typ-I-Legierungen beobachtet werden (siehe u. a. Höppel et al. (2010), Heinz und Eifler (2015)).

Bemerkenswert bei der Rissinitiierung im Probeninneren ist das Vorkommen vom VHCF-typischen Bruchflächenrelief mit der Ausbildung von s.g. FGA und einer Oberflächentopographie, die an ein Fischauge erinnert. FGA (engl.: Fine Granular Area) ist ein fein aufgerauter, körnigerer Bereich (**Abb. 2.20, 2.25**), der den bruchrelevanten Einschluss umkreist. Die Ursachen der FGA-Bildung sind nicht vollständig geklärt. Murakami und Koautoren (Murakami et al. (2002), Matsunaga et al (2015)) definieren FGA als Bereiche mit einer sehr langsamen Rissausbreitung unter geringeren Spannungsamplituden, wobei die Größe der FGA von der lokalen Wasserstoffkonzentration in dem den bruchrelevanten Einschluss umgebenden Material (Matrix) abhängt (**Abb. 2.20**). Während der Wärmebehandlung können Einschlüsse relativ große Mengen an Wasserstoff absorbieren, der die innere Rissinitiierung begünstigt und zu einer sehr langsamen Rissausbreitung führt.

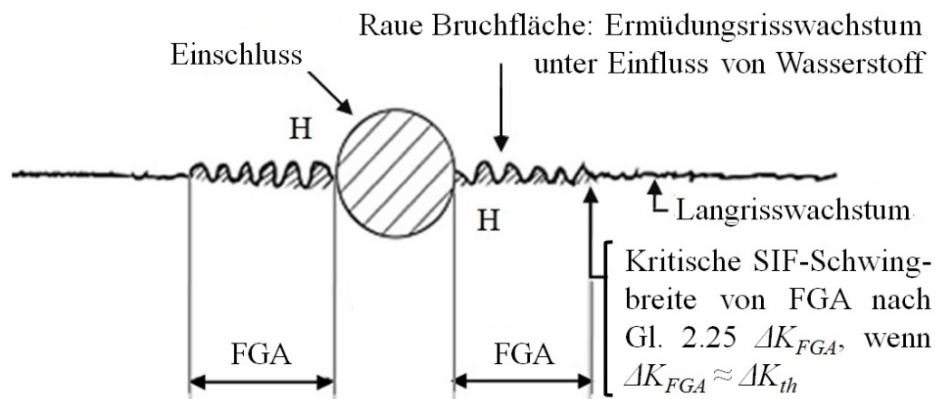


Abb. 2.20: Mechanismus der Rissausbreitung an inneren Einschlüssen nach Murakami et al. (1999)

Ein anderes Modell der FGA-Entstehung haben Sakai (2009) und Grad et al. (2012) vorgeschlagen. Sie erklärten die typische körnige Form von FGA durch die Ausbreitung des Risses in einer dünnen rundförmigen feinkörnigen Schicht, die sich senkrecht zur Beanspruchungsrichtung um einen Einschluss bildet. Laut Sakai (2009) entsteht diese Schicht während einer sehr hohen Anzahl von Belastungszyklen wegen einer intensiven Polygonisation in der Einschlussnähe und hat eine Dicke von ca. 400 nm. Die Rissinitiierung in der Schicht entsteht durch Trennung der einzelnen Subkorn Grenzen, die sich sukzessiv zu einem Makroriss verbinden. Grad et al. (2012) haben dagegen die Entstehung der feinkörnigen Schicht mit der Tieftemperaturrekristallisation erklärt, die ausschließlich durch eine sehr hohe wärmebehandlungs- und verformungsinduzierte Versetzungsdichte erfolgt. Im Gegensatz zum Modell von Sakai (2009) setzt das Modell von Grad et al. (2012) die Ausbildung der feinkörnigen Schicht sowohl vor der Rissinitiierung (im Bereich der Spannungskonzentration am Einschluss (siehe **Abb. 2.14**)) als auch während der Rissausbreitung (an der Rissspitze) voraus. Dieser Aspekt stimmt mit den Beobachtungen von Xu et al. (2009) und Heinz und Eifler (2015) überein, die selbst bei einem einschlussfreien Werkstoff eine FGA-Bildung im Probeninneren festgestellt haben.

Durch die Anwesenheit einer feinkörnigen Mikrostruktur lässt sich die Tatsache erklären, dass sich an den Einschlüssen entstehende Risse ausbreiten können, bevor der dazu notwendige Schwellenwert des SIF ΔK_{th} erreicht wird. Die Untersuchungen von Niendorf et al. (2010) und Oguma et al. (2010) zeigen, dass die Verfeinerung der Korngröße zu einer Reduktion von ΔK_{th} führt. Die Ursachen dafür sind aber nicht vollständig festgestellt.

Obwohl der Mechanismus der FGA-Bildung bisher noch nicht vollständig ist, sind sich viele Autoren einig, dass die Rissausbreitung mit dem fein aufgerauten, körnigen Muster solange stattfindet bis die Schwingbreite des SIF ΔK_I nach **Gl. 2.25** den Schwellenwert für die Langrissausbreitung ΔK_{th} erreicht (siehe z. B. Shiozawa et al. (2006), Sakai (2009), Grad et al. (2012), Matsunaga et al. (2015)). Nach der Überschreitung von ΔK_{th} findet das Langrisswachstum eines elliptischen Risses nach dem Paris-Gesetz statt. Diese Phase hinterlässt die markante ebene dunkle Bruchfläche runder Form (**Abb. 2.25**), die in der Literatur als Fischauge bekannt ist. Da die Rissausbreitung in dieser Phase in der Regel ohne

den beschleunigenden Einfluss der sauerstoff- und wasserdampfhaltigen Umgebungsluft erfolgt, ist ihre Rate im Vergleich zur Rissausbreitungsrate an der Oberfläche um eine Größenordnung geringer (Ogawa et al. (2014)).

Die Untersuchungen von Rissinitiierung und -ausbreitung im HCF und VHCF-Bereichen haben gezeigt, dass mit der Abnahme der Spannungsamplitude und der Zunahme der Lebensdauer der Rissinitiierungsanteil verhältnismäßig größer wird und bis zu 95% der Gesamtlebensdauer betragen kann (siehe bspw. Chapetti et al. (2003) oder Mughrabi (2006)).

Im Folgenden wird das Ermüdungsverhalten der beschriebenen Werkstoffgruppen ausführlicher am Beispiel von ausgewählten Werkstoffen diskutiert, die im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersucht wurden.

Ermüdungsverhalten polykristalliner Nickelbasis-Superlegierungen im VHCF-Bereich

Trotz der großen technischen Bedeutung des Ermüdungsverhaltens von Nickelbasis-Superlegierungen im VHCF-Bereich, sind nur wenige systematische Untersuchungen zur Beschreibung der wirkenden Schädigungsmechanismen in dieser Werkstoffgruppe bei der zyklischen Beanspruchung jenseits von 10^7 Belastungszyklen bekannt. Ausgehend von der beschriebenen Klassifizierung vertreten die polykristallinen Nickelbasis-Superlegierungen die Gruppe der Nichteisenmetalle mit kfz-Gitter, die Rissinitiierung in der Regel an der Oberfläche und Ermüdungsbrüche bei einem kontinuierlichen Abfall der Wöhlerlinie bis 10^9 Belastungszyklen aufweisen. Dafür sprechen die Ergebnisse von Chen et al. (2005) und Stöcker et al. (2011). Miao et al. (2009) konnten jedoch bei der polykristallinen Nickelbasis-Superlegierung René 88DT auch die innere Rissinitiierung bei erhöhten Temperaturen im VHCF-Bereich nachweisen. Nach der Klassifizierung von Mughrabi (2006) können die Nickelbasis-Superlegierungen in die Werkstoffgruppe I eingeordnet werden, weil sie die Rissinitiierung ausschließlich an den werkstoffeigenen Defekten im VHCF-Bereich ausweisen.

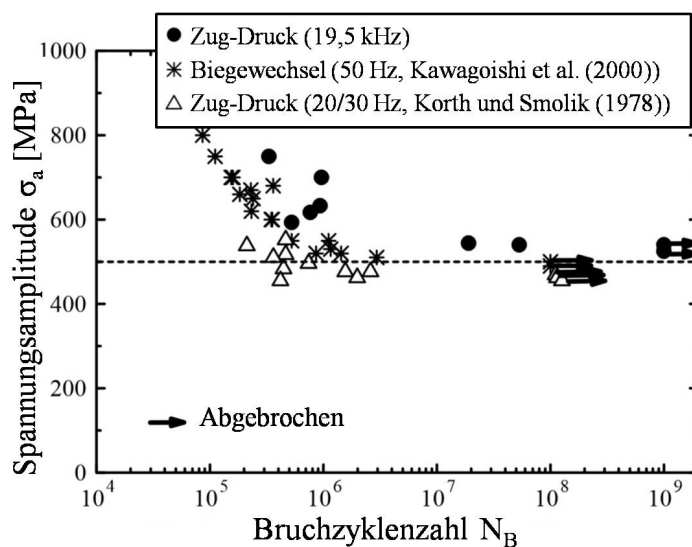


Abb. 2.21: Ergebnisse aus Ermüdungsversuchen an Inconel 718 mit unterschiedlichen Belastungsarten nach Chen et al. (2005)

Chen et al. (2005) untersuchten den Einfluss unterschiedlicher Beanspruchungsfrequenzen auf das Ermüdungsverhalten der Nickelbasis-Superlegierung Inconel 718. Im Rahmen dieser Arbeit wurden Ergebnisse aus Ermüdungsversuchen mit einer Beanspruchungsfrequenz von $f = 19,5$ kHz unter Zug-Druck-Beanspruchung im HCF- und VHCF-Bereichen mit den Ergebnissen von Kawagoishi et al. (2000) bei $f = 50$ Hz (unter Biegewechselbeanspruchung) und Korth und Smolik (1978) bei $f = 20/30$ Hz (unter Zug-Druck-Beanspruchung) verglichen (Abb. 2.21). Im Vergleich zu den

Ergebnissen bei niedrigeren Beanspruchungsfrequenzen erreichten die Proben von Chen et al. eine leicht höhere Lebensdauer im HCF-Bereich und eine deutlich höhere Lebensdauer im VHCF-Bereich. Die höhere Beanspruchungsfrequenz hat dabei nicht zum Wechsel des wirkenden Schädigungsmechanismus geführt, sondern die Rissinitiierung und Kurzrissausbreitung verlangsamt. Die anhand des Replika-Verfahrens detektierte Rissinitiierung erfolgte dabei hauptsächlich an Gleitbändern, die in der Nähe von $\Sigma 3$ -Zwillingskorngrenzen an der Probenoberfläche entstanden. Die Bruchflächen der ermüdeten Proben zeigten einen Übergang von einem anfänglich duktilen transkristallinen Risswachstum hin zu einem interkristallinen Sprödbruch.

Untersuchungen an WASPALOY (Davidson et al. (2007)) und René 88DT (Miao et al. (2012)) im HCF-VHCF-Übergangsbereich bei Raumtemperatur zeigen einen starken Einfluss von mikrostrukturellen Extremen auf die Rissinitiierung und Lebensdauer. Die Ermüdungsrisse entstehen in beiden Legierungen an Körnern, die wesentlich größer als der mittlere Korndurchmesser sind, und breiten sich durch die anliegenden Körner aus, falls sie eine dem rissbehafteten Korn ähnliche Orientierung besitzen. Die zur Rissinitiierung führenden Schädigungsmechanismen sind jedoch in beiden Werkstoffen unterschiedlich. Während die Rissinitiierung in WASPALOY durch eine aktive Gleitung und nachfolgende Bildung der persistenten Gleitbänder in benachbarten Körnern mit einer ähnlichen Orientierung verursacht wird, entstehen die Ermüdungsrisse in René 88DT durch die elastische Inkompatibilität an $\Sigma 3$ -Zwillingskorngrenzen.

Eine weitere Untersuchung an der pulvermetallurgisch hergestellten Nickelbasis-Superlegierung René 88DT bei den VHCF-relevanten Spannungsamplituden wurde von Miao et al. (2009) an einem Ultraschallermüdungsprüfstand bei 593°C durchgeführt (**Abb. 2.22a**). Die Ergebnisse weisen eine bei Raumtemperatur ähnlich erfolgte Rissinitiierung auf, die hauptsächlich im Probeninneren stattfindet. In **Abb. 2.22b-e** ist ein typischer Rissinitiierungsort dargestellt. Die **Abb. 2.22b** zeigt zwei unter einem Winkel zueinander stehende Facetten des bruchrelevanten inneren Kornes, das 3-mal größer als der mittlere Korndurchmesser (20 μm) ist. In **Abb. 2.22c** sind die beiden Facetten (Ebene A und B) in einem präparierten Schliff parallel zur Beanspruchungsrichtung dargestellt. Eine OIM-Analyse hat gezeigt (**Abb. 2.22d**), dass der Riss an einer $\Sigma 3$ -Zwillingskorngrenze in einem überdurchschnittlich großen Korn entstanden ist und sich entlang der Ebenen A und B (**Abb. 2.22c**) ausgebreitet hat. **Abb. 2.22f** zeigt die Anhäufungen von $\Sigma 3$ -Zwillingskorngrenzen an den Rissufern in der Nähe des Rissinitiierungsorts.

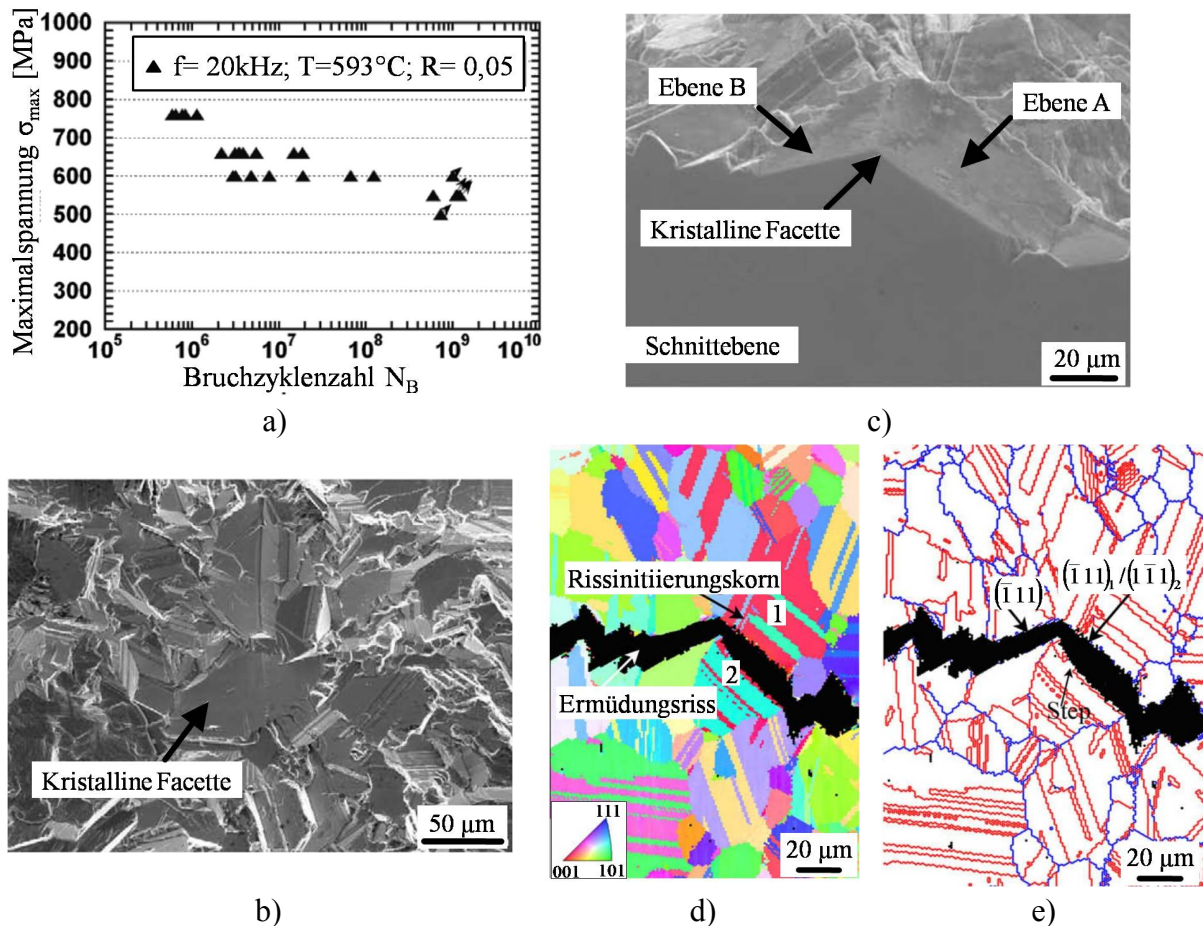


Abb. 2.22: Ergebnisse der Ermüdungsversuche an Proben aus René 88DT im Zugschwellbereich mit $R = 0,05$ und der Beanspruchungsfrequenz von ca. 20 kHz bei 593°C mit anschließenden metallographischen Untersuchungen (Miao et al. (2009)): **a)** Wöhlerdiagramm; **b)** Rissinitiierungsort auf der Bruchfläche einer bei $\sigma_{max} = 600 \text{ MPa}$ und $N_B = 1,7 \cdot 10^7$ gebrochenen Probe; **c)** Schnitt durch die beiden Facetten (siehe **Abb. 2.22b**); OIM-Charakterisierung der den Rissinitiierungsort angrenzenden **d)** Körner und **e)** Korngrenzen (rote Linien – Zwillingskorngrenzen, blaue Linien – Großwinkelkorngrenzen)

Die OIM-Analyse hat gezeigt, dass die Normalen der Ebenen A und B (**Abb. 2.22c**) unter 49° bzw. 45° zur Beanspruchungsrichtung orientiert sind und die beiden Ebenen relativ große Werte des Schmidfaktors besitzen. Daher wurde angenommen, dass die Rissinitiierung in überdurchschnittlich großen Körnern entlang der günstig orientierten (mit einem hohen Schmidfaktor) $\Sigma 3$ -Zwillingskorngrenzen erfolgt. Als Grund für die Rissinitiierung wurden die elastischen Inkompatibilitätsspannungen an $\Sigma 3$ -Zwillingskorngrenzen genannt, die in großen Körnern in der Matrix zu lokalisierter Akkumulation der plastischen Dehnung beitragen und zur Rissinitiierung führen.

Eine Grundlage zur vorliegenden Arbeit stellen die Untersuchungen von Stöcker et al. (2013) dar. Sie behandelten den Einfluss des Versetzungsgleitverhaltens, der Prüftemperatur und der Vorgeschichteabhängigkeit auf das Ermüdungsverhalten der Nickelbasis-Superlegierung Nimonic 80A in zwei Wärmebehandlungszuständen (maximal ausscheidungsgehärtet (ma), überaltert (üa)), Nimonic 75 und des reinen Nickels im VHCF-Bereich. Die Ergebnisse geben einen ersten, umfassenden Überblick über die Besonderheiten des Ermüdungsverhaltens von

Nickelbasis-Superlegierungen im VHCF-Bereich unter Verwendung von unterschiedlichen Beanspruchungsfrequenzen.

Im Gegensatz zu den Untersuchungen von Chen et al. (2005) konnte kein Einfluss der Beanspruchungsfrequenz auf das Ermüdungsverhalten aller untersuchten Zustände von Nimonic 80A sowie des reinen Nickels festgestellt werden. Die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen für Nimonic 80A in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen sind in **Abb. 2.23** dargestellt. Die Ergebnisse besitzen eine sehr große Streuung und weisen auf die Existenz einer Dauerfestigkeitsgrenze im VHCF-Bereich für alle untersuchten Zustände ab ungefähr $5 \cdot 10^8$ Lastspielen hin. Darüber hinaus kennzeichnet der \ddot{u} a-Zustand eine etwas höhere Lebensdauer gegenüber dem ma-Zustand im VHCF-Bereich, was sich vom Ermüdungsverhalten in den LCF- und HCF-Bereichen mit etwas höherer Schwingfestigkeit des ma-Zustands unterscheidet.

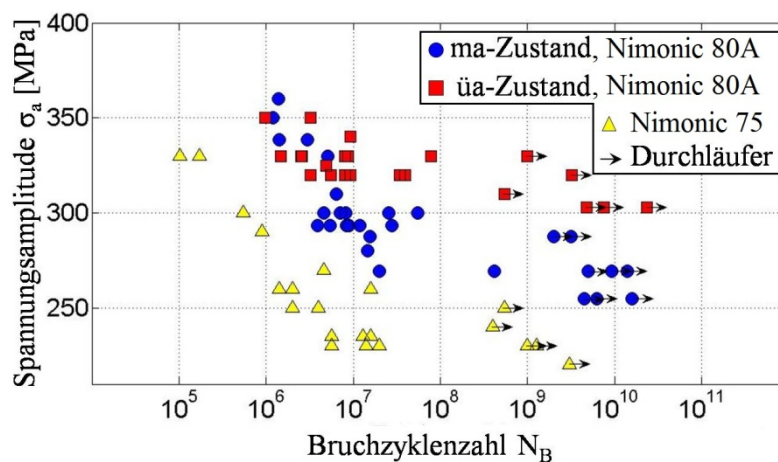


Abb. 2.23: Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen bei Raumtemperatur für Nimonic 80A in den maximal ausscheidungsgehärteten (ma) und überalterten (\ddot{u} a) Zuständen sowie für Nimonic 75 nach Stöcker et al. (2013)

Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen der Bruchflächen aller nach 10^7 Lastspielen versagten Ermüdungsproben deuten auf eine Rissinitiierung an der Oberfläche hin. Die Untersuchungen von Stöcker (2011) hatten jedoch einen phänomenologischen Charakter und eine genaue Identifizierung der eigentlichen Rissinitiierungsorte mit Aufklärung der wirkenden Rissinitiierungsmechanismen war nicht möglich.

Trotz des großen Umfangs der gewonnenen Ergebnisse konnten sie nicht als Basis für eine treffsichere Lebensdauerabschätzung mit Hilfe des Coffin-Manson- (**Gl. 2.19**) oder des Basquin-Gesetzes (**Gl. 2.20**) im VHCF-Bereich benutzt werden. In Stöcker (2013) wurde gezeigt, dass die Verwendung der erwähnten Gesetze zu einem Berechnungsfehler von 1400% im Falle des Coffin-Manson Gesetzes und 750% im Falle des Basquin-Gesetzes bei der Abschätzung der Lebensdauer im VHCF-Bereich führen kann.

Ein der René 88DT und Nimonic 80A ähnliches Ermüdungsverhalten (siehe **Abb. 2.22a** und **2.23**) weist ebenfalls die Nickelbasis-Superlegierung A-690 auf, die von Chai et al. (2012) bei Raumtemperatur untersucht wurde. Die absolute Mehrheit der Brüche ist dabei an der Probenoberfläche bis ungefähr $7 \cdot 10^8$ Lastspielen entstanden. Die Rissinitiierung im VHCF-

Bereich erfolgte interkristallin und konnte nach dem bereits im Kapitel 2.2.3 erklärten EGM-Modell beschrieben werden. Als Ursache für die Rissinitiierung wurde die durch die Versetzungsaufstauung an oder in der Nähe der Korngrenzen entstehende Dehnungslokalisation angenommen, die in kristallographischen Ebenen mit einem hohen Schmidfaktor erfolgt.

Abgesehen von den beschriebenen Arbeiten können an dieser Stelle noch Untersuchungen von Kunz et al. (2010) an einer porenbehafteten Nickelbasis-Superlegierung Inconel 713LC sowie von Bathias und Paris (2010) an einer pulvermetallurgisch hergestellten Nickelbasis-Superlegierung N18 erwähnt werden, die ebenfalls im VHCF-Bereich durchgeführt wurden. Es handelt sich hier jedoch um defektbehaftete Legierungen, die eine Rissinitiierung ausschließlich an fremdartigen Defekten aufweisen und damit keine Relevanz in Bezug auf die Schädigungsmechanismen zur in der vorliegenden Arbeit untersuchten Nickelbasis-Superlegierung Nimonic 80A besitzen.

Aufgrund der hier vorgestellten Untersuchungen der quasi-defektfreien polykristallinen Nickelbasis-Superlegierungen bei Raumtemperatur kann zusammengefasst werden, dass das Ermüdungsverhalten dieser Legierungen allgemein dem Ermüdungsverhalten der Nichteisenmetalle ohne Dauerfestigkeitsgrenze (siehe **Abb. 2.18**) entspricht. Die absolute Mehrheit der Brüche entsteht dabei an der Probenoberfläche und führt zum Versagen bis $5 \cdot 10^8$ Belastungszyklen (Nimonic 80A, René 88DT, Inconel 718). Jedoch kann bei einigen Legierungen eine Temperaturerhöhung zur Verschiebung des Rissinitiierungsorts ins Probeninnere und zu einer Vergrößerung der Bruchlastspielzahl bis 10^9 Zyklen führen. In allen Untersuchungen wurde beobachtet, dass die lokalisierte Akkumulation der plastischen Dehnung für die Rissinitiierung verantwortlich ist. Die zur lokalen Dehnungsakkumulation führenden Vorgänge unterscheiden sich. Während die lokale Dehnungsakkumulation in Inconel 718 und René 88DT in den günstig orientierten kristallographischen Ebenen, begünstigt durch die elastischen Anisotropiespannungen, gleichmäßig entlang der $\Sigma 3$ -Zwillingskorngrenzenerfolgt, akkumuliert sich die plastische Dehnung in der Legierung A-690 durch die Versetzungsaufstauung in der günstig orientierten kristallographischen Ebenen an oder in der Nähe der regulären Korngrenzen.

Ermüdungsverhalten der metastabilen austenitischen Stähle im VHCF-Bereich

Im Gegensatz zu den quasi-defektfreien polykristallinen Nickelbasis-Superlegierungen können die metastabilen austenitischen Stähle verschiedene Arten von Einschlüssen enthalten. Zudem kann es in diesem Werkstoff während einer Vorverformung bzw. während der Ermüdung zu einer verformungsinduzierten Phasenumwandlung des Austenits zu ϵ -Martensit und zu der sehr harten α' -Martensitphase kommen, deren Wechselwirkung mit den Einschlüssen zur Rissinitiierung im VHCF-Bereich führen kann. Daher sind die metastabilen Austenitstähle zu den Typ-II-Werkstoffen zuzuordnen.

Außer der Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten des Edelstahl 1.4301 von Müller-Bollenhagen (2011) und Grigorescu (2014) sind keine systematischen Untersuchungen zum VHCF-Verhalten metastabiler austenitischer Edelstähle bekannt. Bekannt sind allerdings noch die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen im VHCF-Bereich von Bathias und Paris (2004), die ebenfalls am Stahl 1.4301 durchgeführt wurden. Jedoch können sie zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens der metastabilen austenitischen Edelstähle an dieser

Stelle nicht verwendet werden, weil die wichtigen Versuchsbedingungen wie z. B. die Temperatur, die Wärmebehandlung, die Geometrie der Ermüdungsproben sowie das Wechselverformungsverhalten und die Austenitstabilität des untersuchten Stahls nicht angegeben wurden.

Müller-Bollenhagen (2011) hat den Zusammenhang zwischen der Vorgeschichte und der klassischen Dauerfestigkeit bzw. der VHCF-Schwingfestigkeit untersucht. Um einen quantitativen Zusammenhang zwischen dem Volumenanteil des verformungsinduzierten Martensits und dem VHCF-Verhalten zu entwickeln, wurden Proben mit zwei verschiedenen Martensitvolumenanteilen (26 Vol.-% und 54 Vol.-%) untersucht. Die einachsige Vorverformung erfolgte zwecks Einstellung unterschiedlicher Martensitvolumenanteile bei unterschiedlichen Starttemperaturen und bei gleicher Starttemperatur, um eine zweistufige Vorverformung in zueinander senkrecht stehenden Richtungen bei zwei unterschiedlichen Verformungsgraden zu erreichen. Dadurch wurden bei Letzterem höhere Versetzungsdichten erreicht. Die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen sind in **Abb. 2.24** dargestellt.

Im Falle der Mikrostruktur mit überwiegendem Austenitvolumenanteil (weniger als 26 Vol.-% Martensit) existiert eine echte VHCF-Dauerfestigkeit, die durch eine zyklische Verfestigung infolge der Martensitbildung verursacht wird. Angesichts der vorhandenen VHCF-Dauerfestigkeit kann die Lebensdauer des Stahls 1.4301 mit einem kleineren Martensitvolumenanteil als 26% auch mit konventionellen Lebensdauervorhersagekonzepten (bspw. auf der Basis des Coffin-Manson-Gesetzes, Coffin (1954), Manson (1953)) vorhergesagt werde. Daher wurde dieser Zustand in der vorliegenden Arbeit nicht untersucht.

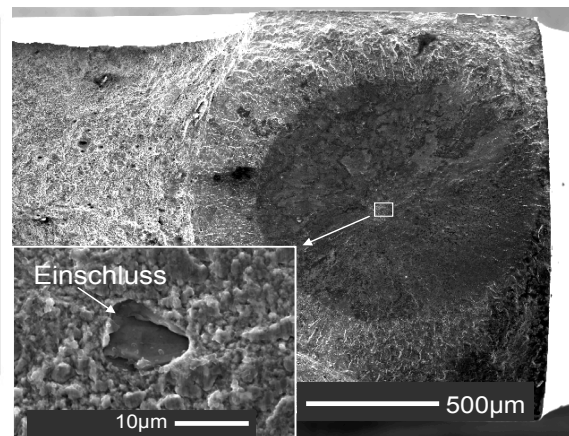
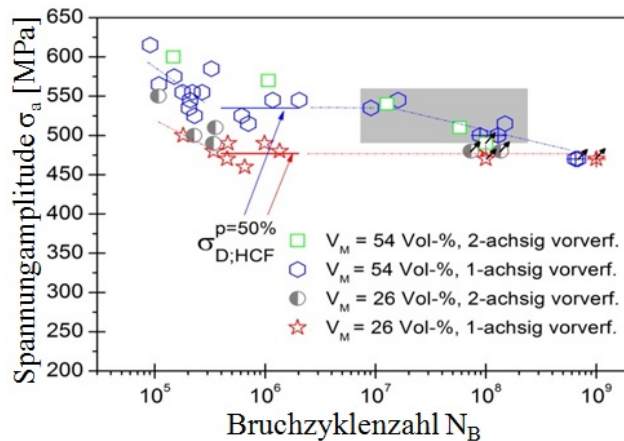


Abb. 2.24: Wöhlerkurven der vorverformten Proben mit verschiedenen Martensitvolumenanteilen nach Müller-Bollenhagen (2011).

Abb. 2.25: Rissinitiierung im Inneren der Probe mit 54 Vol.-% Martensit im VHCF-Bereich nach Müller-Bollenhagen (2011).

Bei 54 Vol.-% dominiert das spröde Verhalten sowie die höhere Kerbempfindlichkeit der Martensitphase, und es tritt eine Rissinitiierung an inneren Einschlüssen im VHCF-Bereich auf (Abb. 2.25). Abb. 2.24 zeigt, dass für 54 Vol.-% Martensit die VHCF-Schwingfestigkeiten des Werkstoffzustands mit zweiachsiger und einachsiger Vorverformung trotz der unterschiedlichen Versetzungsdichten als gleich betrachtet werden können. Bei 26 Vol.-% Martensit liegen die Schwingfestigkeiten beider Werkstoffzustände (einachsig und zweiachsig) ebenfalls in einem Streuband. Daraus lässt sich schließen, dass die VHCF-Eigenschaften nicht vorrangig durch die Versetzungsdichte, die Vorverformungsrichtung sowie den Vorverformungsgrad bestimmt werden, sondern durch den Martensitvolumenanteil und die damit verbundene Kerbempfindlichkeit des Werkstoffgefüges.

Da sich die Ermüdungsriss vorwiegend an Einschlüssen bzw. Defekten bilden, spielt das Vorkommen großer, rissbestimmender Einschlüsse oder anders formuliert die Reinheit des Werkstoffes eine besondere Rolle. Die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen von Grigo-

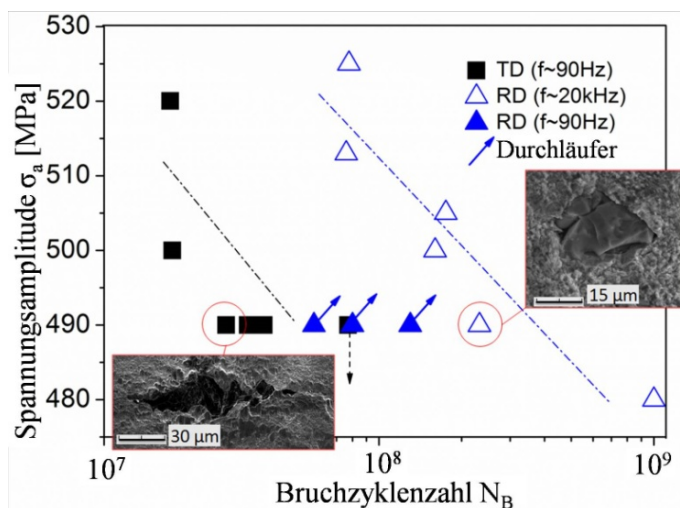


Abb. 2.26: Wöhlerkurven der parallel (RD) und senkrecht (TD) zur Walzrichtung entnommenen Proben aus Stahl 1.4301 mit 60% verformungsinduziertem Martensitvolumenanteil nach Grigo-

rescu et al. (2014), die am Austenitstahl 1.4301 mit 60% verformungsinduziertem Martensitvolumenanteil durchgeführt wurden, sind in Abb. 2.26 dargestellt. Obwohl der Werkstoff lösungsgeglüht wurde und keine bevorzugte Kornorientierung aufweist, deuten die vorgestellten Ergebnisse auf eine starke Richtungsabhängigkeit der Probenlebensdauer hin. Dieses Phänomen ist auf die unterschiedliche Form und Größe der bruchrelevanten Einschlüsse parallel (RD) und senkrecht (TD) zur Walzrichtung zurückzuführen. Laut Gl. 2.25 bewirken die größeren bruchrelevanten Einschlüsse aus den senkrecht zur Walzrichtung (TD) getesteten Proben höhere

Spannungsintensitäten in ihrer Nähe und führen zu größeren Rissausbreitungsraten.

Die Ergebnisse von Müller-Bollenhagen (2011) zeigen, dass eine Abschätzung der Lebensdauer im VHCF-Bereich bei austenitischen Stählen anhand konventioneller Methoden, wie z. B. einem Laststeigerungsversuch (siehe La Rosa und Risitano (2000)), nur unter Berücksichtigung des Martensitvolumenanteils und der Größe und Verteilung von im Werkstoff befindlichen Einschlüssen möglich ist.

Ermüdungsverhalten von Aluminiumschweißnähten im VHCF-Bereich

Nach der in Abb. 2.18 aufgeführten Unterteilung gehören die Aluminiumlegierungen zur Gruppe der Nichteisenmetalle mit kfz-Gitter, die Ermüdungsbrüche bei einem kontinuierlichen Abfall der Wöhlerlinie bis 10^9 Belastungszyklen aufweisen sollen. Das bestätigen u. a. die Ergebnisse von Höppel et al. (2010) (Abb. 2.27) oder Cremer et al. (2013)

(**Abb. 2.29**). Im Gegensatz zu den polykristallinen Nickelbasis-Superlegierungen weisen quasi-defektfreie Aluminiumlegierungen keine Dauerfestigkeit auf und können infolge der lokalisierten Akkumulation der plastischen Dehnung an der Oberfläche weit oberhalb von $5 \cdot 10^8$ Lastspielen versagen (**Abb. 2.27** und **Abb. 2.29**). Die Ermüdungseigenschaften von Aluminiumlegierungen im VHCF-Bereich sind jedoch stark mikrostrukturabhängig. Höppel et al. (2010) zeigen am Beispiel von EN AW 6082, dass die Abwesenheit der Ausscheidungshärtung die innere Rissinitiierung im VHCF-Bereich begünstigen kann. Darüber hinaus kann die innere Rissinitiierung im VHCF-Bereich durch eine Temperaturerhöhung und Abnahme der Werkstoffreinheit bzw. Zunahme der Defektgröße begünstigt werden (Zhu et al. 2012). Meyer et al. (2003) und Zhu et al. (2007) haben jedoch an einer großen Anzahl von Gusslegierungen gezeigt, dass die Anwesenheit sehr großer Defekte ($\approx 0,1$ mm) einen gegenläufigen Effekt hat und zu einer Dauerfestigkeit bei ca. 10^7 Lastspielen trotz der inneren Rissinitiierung führen kann (**Abb. 2.28**).

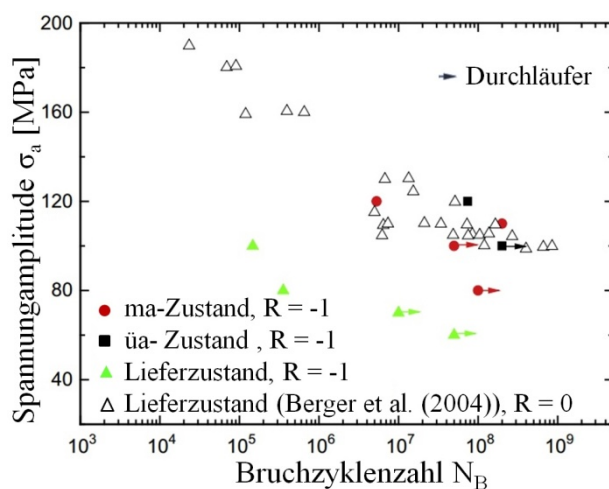


Abb. 2.27: Wöhlerdiagramm für EN AW 6082 im maximal ausscheidungsgehärteten (ma), überalteten (üa) und ausscheidungsfreien (liefer-) Zustand nach Höppel et al. (2010)

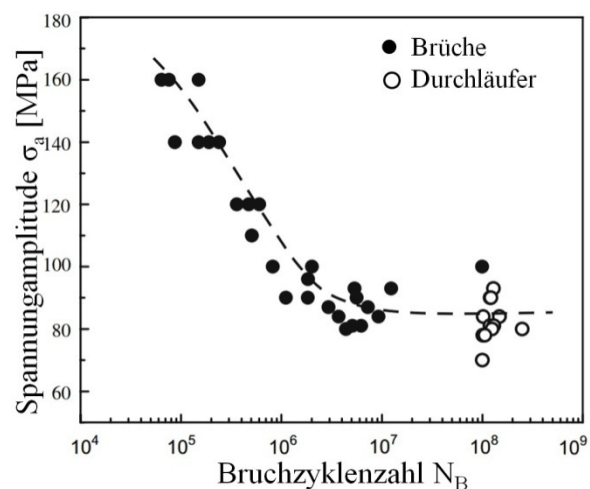


Abb. 2.28: Wöhlerdiagramm für die Aluminiumgusslegierung E319 nach Zhu et al. (2007)

Aluminiumschweißnähte stellen in der Regel eine Kombination aus drei unterschiedlichen Werkstoffen dar: die üblicherweise defektbehaftete Nahtmitte, die durch den thermischen Eintrag während des Schweißens entfestigte Wärmeeinflusszone und der unveränderte Grundwerkstoff, die gemeinsam einer zyklischen Beanspruchung ausgesetzt sind. **Abb. 2.29** veranschaulicht den Einfluss der herstellungsbedingten Eigenschaften unterschiedlicher Schweißnahtzonen auf die Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich. Die Untersuchung wurde von Cremer et al. (2013) an Ermüdungsproben aus unterschiedlichen Stellen geschweißter Aluminiumbleche der ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierung EN AW-6082 T651 durchgeführt, die mittels Schutzgasschweißung und dem Zusatzwerkstoff S Al 5183 auf einem vollautomatischen Schweißtisch im MIG-Verfahren gefügt wurden. Die Ergebnisse zeigen, dass das Grundmaterial wegen seines unveränderten, maximal ausscheidungsgehärteten Zustands die höchste Ermüdungsfestigkeit besitzt und in Anlehnung an **Abb. 2.27** eine kontinuierliche Zunahme der Bruchzyklenzahl mit Abnahme der Spannungsamplitude bis ca. 10^9 Lastzyklen bei $R = -1$ aufweist. Die aus der Wärmeeinflusszone der geschweißten Bleche entnommenen Proben zeigen eine Abnahme der

Schwingfestigkeit im Vergleich zum Grundmaterial, die vermutlich auf den Einfluss der Schweißtemperatur und den damit verbundenen, unerwünschten Wachstum von Ausscheidungen zurückgeführt werden kann. Die von Höppel et al. (2010) beobachtete Verschiebung des Rissinitiierungsorts im Zusammenhang mit der Ausscheidungsgröße konnte nicht festgestellt werden.

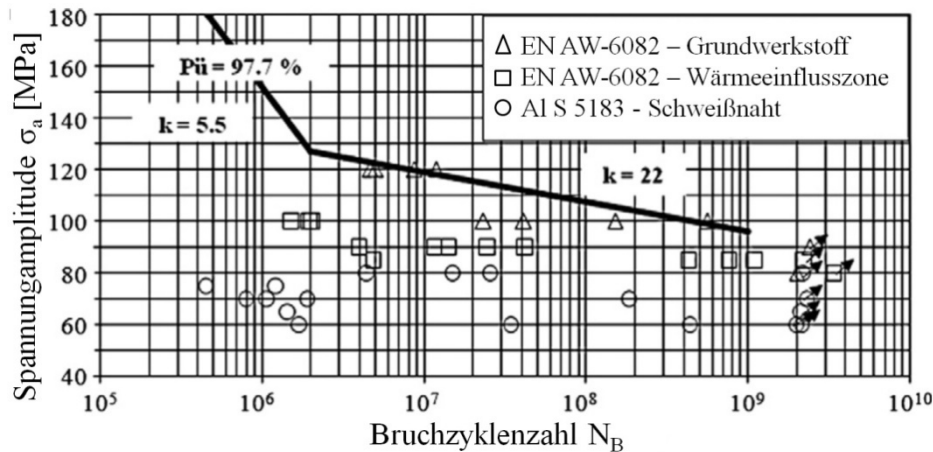


Abb. 2.29: Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen an Proben aus unterschiedlichen Bereichen einer Aluminiumschweißverbindung nach Cremer et al. (2013)

Gemäß **Abb. 2.29** weist die Schweißnaht die kleinste Schwingfestigkeit auf und gilt als die schwächste Stelle der Schweißverbindung. Die Abnahme der Schwingfestigkeit im Vergleich zum Grundmaterial wird auf eine Vielzahl von herstellungsbedingten Defekten zurückgeführt, die nach dem bereits in Kapitel 2.2.3 beschriebenen Mechanismus zu Spannungskonzentrationen mit nachfolgender Rissinitiierung sowohl an der Oberfläche als auch im Werkstoffinneren führen. Im Gegensatz zu den Ergebnissen von Mayer et al. (2003) wurden Brüche weit oberhalb von 10^7 Lastzyklen trotz der relativ großen versagensrelevanten Defekte beobachtet. Die unterschiedliche Größe, Position sowie Art (Poren oder Bindefehler) der versagensrelevanten Defekte spiegeln sich in der Bruchzyklenzahl der Ermüdungsproben wieder und verursachen eine enorme Streuung (**Abb. 2.29**). Eine ähnliche Tendenz wurde von Zhao et al. (2012) an geschweißten Blechen aus dem Stahl EH36 beobachtet.

Die im vorliegenden Kapitel vorgestellten Ergebnisse zeigen, dass die Vorhersage der Lebensdauer von Nickelbasis-Superlegierungen im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen eine große Herausforderung darstellt. Sowohl quasi-defektfreie polykristalline Nickelbasislegierungen, bei denen Brüche ausschließlich an werkstoffeigenen Gefügeinhomogenitäten entstehen, als auch martensithaltige Austenitstähle und Schweißnähte, die Rissinitiierung an fremdartigen Defekten aufweisen, besitzen keine Dauerfestigkeit bis 10^7 Lastspielen. Darüber hinaus deutet eine große Streuung der Ergebnisse darauf hin, dass nicht nur die Größe der Beanspruchung sondern auch im Gefüge stochastisch verteilte schädigungsrelevante, mikrostrukturelle Defekte eine große Bedeutung im VHCF-Bereich haben. Da die Defekte regellos im Gefüge auftreten und deren Einfluss mit Abnahme der Beanspruchung bzw. beim Übergang vom HCF- zum VHCF-Bereich ausgeprägter wird, ist eine detaillierte Kenntnis über die wirkenden Schädigungsmechanismen sowie die räumliche Verteilung und die Größenverteilung der Defekte zur Entwicklung eines sicheren Lebensdauervorsagenkonzepts im VHCF-Bereich notwendig. Im nachfolgenden Kapitel

werden konventionelle statistische Modelle und Methoden vorgestellt, die sowohl zur Beschreibung der einzelnen Mikrostruktureigenschaften als auch zur Abschätzung der Größe der bruchrelevanten Defekte und der entsprechenden Lebensdauer der Ermüdungsproben verwendet werden.

2.3. Statistische Beschreibung der experimentellen Ergebnisse

2.3.1 Grundlagen

Eine Zufallsvariable ist eine Funktion, die jedem Ergebnis $\omega \in \Omega$ (Gesamtheit der möglichen Ergebnisse) eine reelle Zahl $x = X(\omega)$ zuordnet. x heißt Realisierung der Zufallsvariablen X . Wenn die Ergebnismenge Ω endlich ist und nur n mögliche Ergebnisse $x_1 \dots x_n$ beinhaltet, kann die kumulierte Häufigkeit H_n eines Ergebnisses x_i als i/n berechnet werden. Dabei bezeichnet i die Ordnungsnummer in der Reihe der nach der Zielgröße ansteigend angeordneten beobachteten Ereignisse x . Da bei $i = n$ die kumulative Häufigkeit gleich 1 ist, was bei kleinen Ergebnismengen unrealistisch ist, werden bei der graphischen Darstellung der experimentellen Ergebnisse empirische Näherungsformeln benutzt (Bühl und Zöfel (2003)). In der vorliegenden Arbeit wird für die Berechnung der kumulierten Häufigkeit den Ausdruck von van den Waerden verwendet:

$$H_n(x_i) = \frac{i}{n+1} \quad (2.28)$$

Die Wahrscheinlichkeitsverteilungsfunktion $F(x)$ von X ordnet jedem Wert x die Wahrscheinlichkeit P des Ereignisses $X \leq x$ zu.

$$F(x) = P(X \leq x) \quad (2.29)$$

Die Wahrscheinlichkeitsverteilungsfunktion wird auch kumulative Verteilungsfunktion (KVF) genannt. Nach dem Gesetz der großen Zahlen gilt $H_n(x) \rightarrow F(x)$, wenn $n \rightarrow \infty$ ist (Reiss und Thomas (2007)).

Die Ableitung der KVF $F(x)$ nach x wird als Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion (WDF) bezeichnet.

$$f(x) = \frac{dF(x)}{dx} \quad (2.30)$$

Das Integral über der WDF muss 1 ergeben.

$$\int_{-\infty}^{\infty} f(x) dx = 1 \quad (2.31)$$

Der Erwartungswert E einer Zufallsvariable X mit der WDF $f(x)$ ist gleich

$$E(X) = \int x \cdot f(x) dx \quad (2.32)$$

und die Varianz einer Zufallsvariablen X wird definiert als

$$Var(X) = E((X - E(X))^2) \quad (2.33)$$

2.3.2 Verteilung der Lebensdauer

Statistisch gesehen, kann die Lebensdauer einer Probe bei einer gegebenen Beanspruchungsgröße als Stichprobe aus einer bedingten statistischen Verteilung betrachtet werden. Solche Stichproben, die bei unterschiedlichen Spannungsamplituden „gezogen“ wurden, stellen ein Wöhlerdiagramm dar (**Abb. 2.30**). Die Wöhlerlinie verbindet laut dieser Betrachtungsweise die Punkte gleicher Verteilungsdichte der bedingten statistischen Verteilungen der Lebensdauer auf jedem Spannungshorizont.

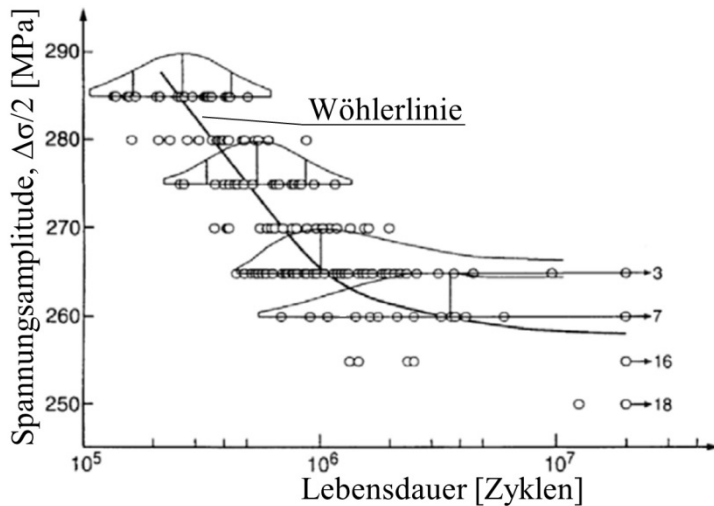


Abb. 2.30: Wöhlerdiagramm mit einer Wöhlerlinie

Zur statistischen Beschreibung der Lebensdauer und Ausfallhäufigkeit hat sich die Weibullverteilung als am besten geeignet erwiesen. Sie wurde von Weibull (1939) auf der Grundlage der Arbeiten von Fischer und Tippett (1928) über die Grenzverteilungen der Extremwerte in Stichproben und Rosin et al. (1933) über die Verteilung gemahlener Substanzen nach ihrer Korngröße entwickelt. Die Weibullverteilung gilt als eine natürliche Verteilung zur Beschreibung der Lebensdauer, weil sie mit der sogenannten Theorie des schwächsten Gliedes (SG-Theorie) theoretisch untermauert ist. Laut der SG-Theorie kann ein Volumen ΔV , das mit einer Spannung σ homogen beansprucht wird und unter dieser Spannung eine bestimmte Anzahl der zum Versagen nach einer Lastspielzahl N führenden Defekte $z(\sigma)$ aufweist, in kleine Volumenelemente dV so unterteilt werden, dass die Wahrscheinlichkeit der Anwesenheit eines Defektes in einem Volumenelement $P = z \cdot dV$ klein ist. Die Überlebenswahrscheinlichkeit der Volumeneinheit ΔV mit der Anzahl der Volumenelemente $m = \Delta V / dV$ wird folgendermaßen ausgedrückt

$$P_U^\sigma = \prod_{i=1}^m (1 - P) = (1 - z(\sigma) \cdot dV)^m \quad (2.34)$$

Unter Berücksichtigung von $m = \Delta V / dV$ ergibt sich

$$P_U^\sigma = \left(1 - \frac{z(\sigma) \cdot \Delta V}{m}\right)^{\frac{m}{z(\sigma) \cdot dV} \cdot z(\sigma) \cdot dV} \quad (2.35)$$

Wenn die Volumenelementgröße dV unendlich klein ist, wird m unendlich groß und **Gl. 2.35** nimmt die exponentielle Form an

$$P_U^\sigma = \exp(-z(\sigma) \cdot \Delta V) \quad (2.36)$$

Zur statistischen Beschreibung der Lebensdauer und Ausfallhäufigkeit hat sich die Weibullverteilung als am besten geeignet erwiesen. Sie wurde von Weibull (1939) auf der Grundlage der Arbeiten von Fischer und Tippett (1928) über die Grenzverteilungen der Extremwerte in Stichproben und Rosin et al. (1933) über die Verteilung gemahlener Substanzen nach ihrer Korngröße entwickelt. Die Weibullverteilung gilt als eine natürliche Verteilung zur Beschreibung der

Weibull (1939) hat gezeigt, dass $z(\sigma)$ mit einer Potenzfunktion in folgender Form beschrieben werden kann

$$z = \frac{1}{\Delta V} \cdot \left(\frac{\sigma}{\beta_\sigma} \right)^{\alpha_\sigma} \quad (2.37)$$

In **Gl. 2.37** ist β_σ der Skalierungsparameter und α_σ der Formparameter der Weibullverteilung, die gemeinsam die Größe der nach der 2-Parameter-Weibullfunktion verteilten Überlebenswahrscheinlichkeit nach dem Zusammenführen der **Gl. 2.36** und **2.37** bestimmen

$$P_{\bar{U}}^\sigma = \exp \left(- \left(\frac{\sigma}{\beta_\sigma} \right)^{\alpha_\sigma} \right) \quad (2.38)$$

Von Weibull (1939) wurde gezeigt, dass die Überlebenswahrscheinlichkeit eines beliebigen Bauteils, das aus einem homogenen Material hergestellt wurde, durch Integration der Spannung über sein Volumen V bestimmt werden kann

$$P_{\bar{U}}^\sigma = \exp \left(- \int_V \left(\frac{\sigma}{\beta_\sigma} \right)^{\alpha_\sigma} \frac{dV}{V_0} \right) \quad (2.39)$$

Nach der Einführung der nominalen Spannung σ_n und dem Teilintegrieren lässt sich die Überlebenswahrscheinlichkeit folgendermaßen berechnen:

$$P_{\bar{U}}^\sigma = \exp \left(- \left(\frac{\sigma_n}{\beta_\sigma} \right)^{\alpha_\sigma} \cdot \frac{V}{V_0} \cdot \frac{1}{V} \int_V \left(\frac{\sigma}{\sigma_n} \right)^{\alpha_\sigma} dV \right) \quad (2.40)$$

Nach der Zuweisung des Weibullschen Spannungsfaktors

$$K_W = \left(\frac{1}{V} \int_V \left(\frac{\sigma}{\sigma_n} \right)^{\alpha_\sigma} dV \right)^{\frac{1}{\alpha_\sigma}} \quad (2.41)$$

gilt:

$$P_{\bar{U}}^\sigma = \exp \left(- \left(K_W \cdot \frac{\sigma_n}{\beta_\sigma} \right)^{\alpha_\sigma} \cdot \frac{V}{V_0} \right) \quad (2.42)$$

Nun wird die Lebensdauer des Bauteils als eine Zufallsgröße N betrachtet, die bei der Beanspruchung σ abgeschätzt wird. Wenn die Verteilung der Ermüdungsfestigkeit $P^S = 1 - P_{\bar{U}}^S$ bekannt ist und die Wöhlerlinie mit der Basquin-Beziehung (**Gl. 2.20**) beschrieben werden kann, dann kann die KVF der Lebensdauer folgendermaßen ausgedrückt werden:

$$P[N(\sigma) \leq n] = P^N(n | \sigma) = 1 - \exp\left(-\left(\frac{N}{\delta}\right)^\gamma \cdot \frac{V}{V_0}\right) \quad (2.43)$$

In **Gl. 2.43** bezeichnen δ und γ den Skalierungs- bzw. den Formparameter der Lebensdauer-Verteilungsfunktion, die auch zur Weibull-Verteilung gehört.

Die Verteilung **2.43** zeigt, dass die erwartete Lebensdauer zweier Bauteile unterschiedlicher Größe sich unterscheidet und mit der folgenden Gleichung abgeschätzt werden kann (Wormsen und Härkegård (2013))

$$\frac{N_1}{N_2} = \left(\frac{V_2}{V_1}\right)^{\frac{1}{\gamma}} \quad (2.44)$$

2.3.3 Statistische Verteilungen zur Beschreibung der Defekteigenschaften

Je nach der Natur der im Material auftretenden Defekte werden unterschiedliche Verteilungsfunktionengenetzt, um sie statistisch zu beschreiben. Dabei werden die Größe, die Position oder die Orientierung der Defekte als Zufallsvariablen behandelt. Wenn eine Zufallsvariable sich von Beobachtung zu Beobachtung regellos verändert, wie z. B. die Orientierung oder die Missorientierung der Körner in einem Erstarrungsgefüge, kann sie als gleichverteilt angenommen werden. Die entsprechende WDF lautet.

$$f_R(x) = \frac{1}{a-b}; \quad a \leq x \leq b \quad (2.45)$$

Die Verteilung der Korngröße nach der Rekristallisation unter vielfältigen Bedingungen in unterschiedlichen Legierungen kann mit der Lognormalverteilung mit der folgenden WDF modelliert werden (Pande (2015)),

$$f_{\text{LogN}}(x) = \frac{1}{x \cdot \gamma \cdot \sqrt{2 \cdot \pi}} \cdot \exp\left(-\frac{(\ln x - \delta)^2}{2 \cdot \gamma^2}\right), \quad x > 0 \quad (2.46)$$

wobei δ und γ der Skalierungsparameter bzw. der Formparameter der Lognormalverteilung sind. Für die Modellierung der Größenverteilung von Einschlüssen oder Poren hat sich die exponentielle Verteilung mit folgender WDF gut bewährt (Cetin und Naess (2012 I), Murakami (2002)),

$$f_{\text{Exp}}(x) = \frac{1}{\theta} \cdot \exp\left(-\frac{x}{\theta}\right), \quad x > 0 \quad (2.47)$$

wobei θ ein Parameter der Exponentialverteilung ist.

Obwohl sich die Größenverteilung der Defekte mit Hilfe der Exponentialverteilung beschreiben lässt (Iwakura et al. (1988), Chino et al. (1991)), ist ihre Verwendung bei der

Beschreibung der Reinheit metallischer Werkstoffe nicht gängig. Unterschiedliche Autoren, z. B. Adachi et al. (1975), haben gezeigt, dass die Reinheit defektbehafteter Werkstoffe, die auf Basis der Messung aller an Schlifflinien beobachteten Defekte bestimmt wird, mit der Ermüdungsfestigkeit der Werkstoffe nicht korreliert. Daher hat Murakami (1994) ein Ratingverfahren vorgeschlagen, das auf der Statistik der Größe der auf ebenen Schlifflinien bzw. Inspektionsflächen beobachteten maximalen Defekte basiert und mit der Ermüdungsfestigkeit korreliert werden kann. Das Ratingverfahren von Murakami wird in Kapitel 2.3.4 ausführlich erklärt.

Die Untersuchungen von mehreren Autoren (Murakami (2002), Beretta und Anderson (2002), Cetin und Naess (2012 I)) zeigen, dass Brüche an maximalen Defekten in den höchst beanspruchten Volumina der Bauteile entstehen und daher eine Verwendung der Extremwertstatistik (EWS) für die Beschreibung und Vorhersage der Größe der bruchrelevanten Defekte notwendig ist. Die Verteilungen der EWS werden als mögliche Grenzverteilungen für das Maximum M_n von n unabhängigen Zufallsvariablen mit Hilfe der linearen Normalisierung hergeleitet (Castillo et al. (2005)). Fischer und Tippet (1928) haben gezeigt, dass bei Existenz einer nichtdegenerierten limitierten Verteilungsfunktion und bei Kenntnis der geeigneten Normalisierungskonstanten $a_n > 0$ und b_n folgende Aussage gültig ist:

$$P\left(\frac{M_n - b_n}{a_n} \leq x\right) \rightarrow F_{VEW}(x), \quad \text{wenn } n \rightarrow \infty \quad (2.48)$$

wobei F_{VEW} als Grenzverteilungsfunktion der Maxima eine verallgemeinerte Extremwertverteilung (VEW-Verteilung) ist. Diese hat die Form

$$F_{VEW}(x) = \exp\left\{-\left[1 + \gamma \cdot \left(\frac{x - \mu}{\delta}\right)\right]^{-\frac{1}{\gamma}}\right\} \quad (2.49)$$

wobei $-\infty < \gamma < \infty$ und $\delta > 0$ ist, $-\infty < x < \mu - \delta/\gamma$ wenn $\gamma < 0$ ist, und $\mu - \delta/\gamma < x < \infty$ wenn $\gamma > 0$ ist. Wenn $\gamma = 0$ ist, nimmt die VEW-Verteilung die Form der Gumbel-Verteilung mit $-\infty < x < \infty$ sowie dem Lageparameter μ und dem Skalierungsparameter δ an.

$$F_G(x) = \exp\left[-\exp\left(-\frac{x - \mu}{\delta}\right)\right] \quad (2.50)$$

In Anlehnung an die im Kapitel 2.3.2 vorgestellte Herleitung der Lebensdauerverteilung kann für die Gumbel-Verteilung gezeigt werden, dass die erwartete maximale Größe des Defekts vom Materialvolumen V abhängt (Wormsen et al. (2007)):

$$F_{VEW}(x) = \exp\left\{-\left[1 + \gamma \cdot \left(\frac{x - \mu}{\delta}\right)\right]^{-\frac{1}{\gamma}} \cdot \frac{V}{V_0}\right\} \quad (2.51)$$

Alternativ kann zur Beschreibung der Defektgröße die verallgemeinerte Pareto-Verteilung (VP-Verteilung) mit Skalierungs- und Formparameter δ bzw. γ und mit folgender WDF verwendet werden.

$$F_{VP}(x) = 1 - \left(1 + \gamma \cdot \frac{(x-u)}{\delta} \right)^{-\frac{1}{\gamma}} \quad (2.52)$$

In **Gl. 2.52** ist $(1 - \gamma \cdot x/\delta) \geq 0$, $\gamma \neq 0$, $\delta > 0$ und u beschreibt einen Schwellenwert der Defektgröße mit $0 < x - u < \infty$, oberhalb dessen Defektgrößen berücksichtigt werden (Shi et al. (1999)). Im Gegensatz zur VEW-Verteilung beschreibt die VP-Verteilung nicht nur die maximalen Defekte, sondern auch die Defekte, deren Größe einen bestimmten Schwellenwert u überschreiten, was zu einer genaueren Abschätzung der Variation der Defektgröße beiträgt. Darüber hinaus gilt die VP-Verteilung aufgrund ihrer Bedingtheit ($x \geq u$) als eine natürliche Verteilung zur Beschreibung der Defektgröße, weil alle Messmethoden üblicherweise eine Detektionsgrenze besitzen (Shi et al. (1999)). Zu den Nachteilen der VP-Verteilung kann eine aufwendigere Erfassung und Vorbereitung metallographischer Informationen zugerechnet werden.

Das Picands-Balkema-de Haan-Theorem gibt eine theoretische Begründung für die Verwendung der VP-Verteilung zur Modellierung der Überschreitungen (Embrechts et al. (2005)). Das Ergebnis zeigt, dass für eine große Gruppe der statistischen Verteilungen die Verteilung einer Zufallsvariable über einen Schwellenwert asymptotisch äquivalent zur VP-Verteilung ist, wenn der Schwellenwert sich dem rechten Endpunkt der Verteilungen nähert. Daher gilt die Wahl der VP-Verteilung bei der Beschreibung der Überschreitungen über einen Schwellenwert als natürlich (Ghosh und Resnick (2010)). Die Auswahl des Schwellenwerts u ist eine große praktische Herausforderung, weil die Verteilungsparameter von der Schwellenwertgröße abhängig sind. Eine vorläufige Auswahl von u kann mit Hilfe des s. g. Diagramms der mittleren Exzesse (engl. mean excess plot) getroffen werden. Die mittlere Exzessfunktion ist definiert als

$$M(u) = E[X - u \mid X > u] \quad (2.53)$$

Die Verteilung der Überschreitungen F_u kann durch eine VP-Verteilung mit dem Skalierungsparameter $\delta(x) = \delta + \gamma \cdot u$ und dem Erwartungswert $E[X] = \delta/(1 - \gamma)$ approximiert werden. Dann stellt der Erwartungswert der Überschreitungen einen linearen Zusammenhang zum Schwellenwert u dar:

$$M(u) = \frac{\delta + \gamma \cdot u}{1 - \gamma} = \frac{\delta}{1 - \gamma} + \frac{\gamma}{1 - \gamma} \cdot u \quad (2.54)$$

Wenn die Beobachtungen tatsächlich aus der VP-Verteilung stammen, dann soll sich die mittlere Exzessfunktion $M(u)$ annähernd linear mit dem variierten Schwellenwert u im Diagramm der mittleren Exzesse ändern (Shi et al. (1999)).

Wenn die Parameter der VP-Verteilung δ , γ und u (Gl. 2.52) bekannt sind, kann die charakteristische Größe des maximalen Defekts, dessen Vorkommen in einem Materialvolumen wahrscheinlich ist, folgendermaßen abgeschätzt werden:

$$x_V = u - \frac{\delta}{\gamma} \cdot \left\{ 1 - (N_V(u) \cdot V)^\gamma \right\} \quad (2.55)$$

In Gl. 2.55 bezeichnet $N_V(u)$ die Defektdichte im Materialvolumen V . $N_V(u)$ kann mittels der Woodhead Analyse (Swinden und Woodhead (1971)) auf Basis der Bearbeitung der zweidimensionalen Schliffaufnahmen ermittelt werden:

$$N_V(u) = \frac{N_V(X > u)}{h(X > u)} \quad (2.56)$$

Dabei bezeichnet $N_V(X > u)$ die Anzahl der Defekte pro Fläche, die größer als der Schwellenwert u sind. $h(X > u)$ steht für relative Häufigkeit des Vorkommens der Defekte, die größer als u sind.

Mischungsmodelle

Alle beschriebenen statistischen Verteilungen können jedoch nur homogene Defektpopulationen modellieren, in denen ausschließlich eine bestimmte Art von Defekten beobachtet wird. Im Fall einer heterogenen Population werden Mischungsmodelle verwendet (Beretta und Anderson (2002)). Ein Mischungsmodell für zwei in einem Volumen nebeneinander vorkommende Defekttypen kann folgendermaßen definiert werden:

$$F_{mix}(x) := P(X \leq x) = P_{I1} \cdot F_1(x) + P_{I2} \cdot F_2(x) \quad (2.57)$$

In Gl. 2.57 bezeichnen $F_1(x)$ und $F_2(x)$ KVF, mit denen die statistischen Verteilungen einzelner Defekttypen beschrieben werden. P_{I1} und P_{I2} sind die Wahrscheinlichkeiten des Vorkommens der mit $F_1(x)$ und $F_2(x)$ modellierten Defekttypen. Im Fall des Vorkommens von nur zwei Defekttypen ist die Summe von P_{I1} und P_{I2} gleich 1. Alternativ kann zur Modellierung der heterogenen Defektpopulationen mit gleicher Effizienz das Modell der konkurrierenden Risiken verwendet werden (Beretta et al. (2006)).

Mischungsmodelle können ebenfalls erfolgreich zur Modellierung von Versagen, beruhend auf unterschiedlichen Mechanismen, verwendet werden. In Harlow et al. (2006) wurde ein Mischungsmodell mit KVF $F_1(x)$ und $F_2(x)$ vom Weibull-Typ (Gl. 2.43) verwendet, um die Probenlebensdauer bei von der Oberfläche bzw. vom Probeninneren ausgehenden Versagen zu modellieren. Die Indikatorfunktionen P_{I1} und P_{I2} bezeichneten dabei relative Probenanteile mit von der Oberfläche bzw. vom Probeninneren ausgehendem Versagen auf einzelnen Lathorizonten.

2.3.4 Statistische Abschätzung der Größe des maximalen Defekts

Eine wichtige Eigenschaft des Ratingverfahrens auf Basis der Beobachtung der großen Defekte ist die Möglichkeit eine Defektverteilung aus relativ kleinen Inspektionsflächen zu nutzen, um die Größe der Defekte abzuschätzen, deren Vorkommen auf einer großen Fläche oder in einem großen Volumen wahrscheinlich ist. Abhängig davon, ob die VEW-Verteilung oder die VP-Verteilung verwendet wird, unterscheiden sich die Ansätze zur Abschätzung der Defektgröße. Der sogenannte "Area maximum" Ansatz, der von Y. Murakami vorgeschlagen wurde, basiert auf der Extrapolation der Gumbel-Verteilung (Gl. 2.50), während im "Threshold exponential" Ansatz die VP-Verteilung für die Abschätzung der maximalen Defektgröße verwendet wird. Shi et al. (1999) haben jedoch gezeigt, dass das Ergebnis beider Ansätze gleich ist, wenn sich die Größe der auf den Inspektionsflächen beobachteten maximalen Defekte mit der Gumbel-Verteilung (Gl. 2.50) modellieren lässt.

In der vorliegenden Arbeit wird der Ansatz von Murakami (siehe z. B. Beretta und Murakami (1998) und Murakami (2002)) für die Abschätzung der maximalen Defektgröße in Ermüdungsproben verwendet. Im Rahmen dieses Ansatzes wird eine bestimmte Anzahl n von Inspektionsflächen (Schliffen) gleicher Größe A_0 mit der Folgennummer $i = 1, 2, \dots, n$ inspiziert und die Größe der auf der Schliffebene sichtbaren maximalen Defekte als Wurzel ihrer Fläche X gemessen. Die sich ergebende Reihe der maximalen Defektgrößen x_1, x_2, \dots, x_n wird ansteigend angeordnet und mit der Gumbel-Extremwertverteilung (Gl. 2.50) modelliert. Die Parameter der Gumbel-Verteilung werden entweder graphisch durch Auftragung der x_1, x_2, \dots, x_n -Reihe in den Koordinaten „ $-\ln(-\ln(i/(n+1)))$ “ – „Defektgröße“ und anschließender Bestimmung der Steigerung $1/\delta$ und des Schnittpunktes der Regressionsgerade mit der Y-Achse $-\mu/\delta$ oder analytisch mittels der Maximum-Likelihood-Methode (ML-Methode) angepasst. Die mit den Parametern μ und δ angepasste Verteilung kann für die Abschätzung der Größe der maximalen Defekte auf Flächen verwendet werden, die größer als die Inspektionsfläche A_0 sind. Dafür wird ein Parameter verwendet, der in Anlehnung an hydrologische und meteorologische Extreme, Wiederholungsperiode T (engl. return period) genannt wird. T ist ein Verhältnis der Vorhersagefläche A , auf der die maximale Defektgröße abgeschätzt wird, zur Inspektionsfläche A_0 . Außerdem ist T proportional zur kumulativen Häufigkeit der maximalen Defekte $F_G(x) = 1/(1-1/T)$ und kann über die gemessene Variable x aufgetragen werden. Zur Abschätzung der Größe des maximalen Defekts x , dessen Vorkommen auf der Fläche A wahrscheinlich ist, kann die folgende Gleichung verwendet werden:

$$x = \mu + \delta \cdot \left(-\ln \left(-\ln \left(1 - \frac{1}{T} \right) \right) \right), \text{ wobei } T = A/A_0 \quad (2.58)$$

Das beschriebene Verfahren kann nicht nur für 2-dimensionale, sondern auch für 3-dimensionale Defekte verwendet werden, wenn sowohl die Größenverteilung der 3-dimensionalen Defekte für Inspektionsvolumina V_0 als auch die volumenbezogene Wiederholungsperiode $T = V/V_0$ bekannt sind.

Die charakteristische maximale Defektgröße in einem Materialvolumen

Die statistische Vorhersage der Größe des maximalen Defekts, dessen Vorkommen in einem Volumen wahrscheinlich ist, wird dadurch erschwert, dass eine direkte Erfassung und anschließende statische Bearbeitung der Größenverteilung der 3-dimensionalen Defekte in einem Materialvolumen wegen ihrer sehr kleinen Größe meistens unmöglich ist. Daher wird ihre Größe aufgrund von 2-dimensionalen Messungen an ebenen und polierten Schlifflinien gemessen. Das damit verbundene Problem der Abschätzung der Größe der 3-dimensionalen Defekte ist in **Abb. 2.31** abgebildet. Die Flächen der an der Schlifflinienoberfläche (**Abb. 2.31a**) gemessenen Defekte S_A sind generell kleiner als die maximalen projizierten Defektflächen S_V , die den rissinitiierenden Effekt der Defekte bestimmen. Das Problem hat S. D. Wicksell (Wicksell (1925)) erstmals für ein Materialvolumen V mit kleiner Defektdichte und sphärischer Defektform formuliert, weswegen es in der Literatur als Wicksell's-Corpuscle-Problem bekannt ist.

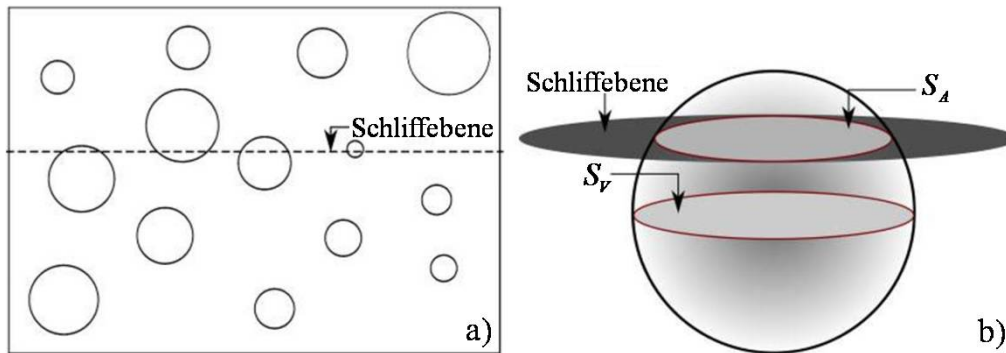


Abb. 2.31: a) Schematische Darstellung eines Materialvolumens mit Defekten, das von einer Schlifflinie geschnitten wird sowie b) einzelner sphärischer Defekt nach Cetin und Naess (2012 II)

Die Wicksellsche Transformation der WDF der auf der Schlifflinie beobachteten Defektverteilung $f_A(u)$ mit dem Erwartungswert $E(S_A^{-1/2})$ in die KVF der maximal projizierten Fläche der sphärischen Defekte $F_V(s)$ hat die folgende Form (Reiss und Thomas (2007)):

$$F_V(s) = 1 - \frac{1}{E(S_A^{-1/2})} \int_s^{\infty} \frac{f_A(u)}{(u-s)^{1/2}} du \quad (2.59)$$

Die **Gl. 2.59** wurde von C.W. Anderson und seinen Koautoren (Anderson et al. (2005)) unter der Annahme gelöst, dass die KVF $F_A(u)$ maximal 2-dimensionale Defekte der Schlifflinie gleicher Fläche A_0 beschreibt und mit der Gumbel-KVF (**Gl. 2.50**) mit den Parametern $\hat{\mu}$ und $\hat{\delta}$ approximiert werden kann. Die Lösung wurde folgendermaßen formuliert:

$$F_V(s) = \exp\left\{-\frac{V}{\hat{\delta} \cdot A_0} \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot \hat{\delta}}{\pi \cdot x}} \exp\left(-\frac{x - \hat{\lambda}}{\hat{\delta}}\right) \cdot I\left(\frac{x}{\hat{\delta}}\right)\right\} \approx \exp\left\{-\frac{V}{\hat{\delta} \cdot A_0} \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot \hat{\delta}}{\pi \cdot x}} \exp\left(-\frac{x - \hat{\lambda}}{\hat{\delta}}\right)\right\} \quad (2.60)$$

Eine ähnliche Lösung erhielten Cetin und Naess (2012 II) für die asymptotische Transformation des Integrals in **Gl. 2.59**.

In Anderson et al. (2005) wurde für unterschiedliche Verhältnisse $\hat{\mu}/\hat{\delta}$ gezeigt, dass die Approximation von Uemura und Murakami (1990) mit einem möglichen Fehler von $\pm 1,5 \cdot \hat{\delta}$ für Ingenieur Anwendungen sinnvoll ist. Nach dem Uemura-Murakami-Ansatz sind die zweidimensionalen Messungen der maximalen Defekte auf einer Fläche äquivalent zu den dreidimensionalen Messungen in einer dünnen Lamelle, die unmittelbar unterhalb der untersuchten Fläche liegen. Die Dicke des resultierenden Inspektionsvolumens (Lamelle) V_0 wird dabei als ein Mittelwert aller gemessenen maximalen Defekte für die gegebene Materialcharge berechnet. Das Inspektionsvolumen wird folgenderweise berechnet:

$$V_0 = A_0 \cdot \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \sqrt{S_{A,i}} \quad (2.61)$$

Zu den Nachteilen der Wicksellschen Transformation sowie des Uemura-Murakami-Ansatzes kann die Tatsache gezählt werden, dass sie unter der Annahme einer sphärischen Form der Defekte entwickelt wurden. Eine kompliziertere Defektform, wie sie bspw. in **Abb. 2.26** dargestellt ist, kann zur Erhöhung der Berechnungsfehler bei der Abschätzung der maximalen Defektgröße in einem Materialvolumen führen. Der Einfluss der Formabweichung von einer Idealsphäre auf die ermittelte Defektgröße wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit genauer untersucht und diskutiert.

2.3.5 Monte-Carlo-Simulation

Die Monte-Carlo-Simulation (MC-Simulation) ist die allgemeine Bezeichnung für eine Gruppe von numerischen Methoden, die die Generierung einer großen Anzahl von Realisierungen eines stochastischen Prozesses ermöglichen. Der Prozess muss so gestaltet werden, dass seine wahrscheinlichkeitstheoretischen Charakteristika mit ähnlichen Größen der zu lösenden Aufgabe übereinstimmen.

Ausgangspunkt ist eine m -dimensionale Zufallsvariable X und eine eindimensionale Zufallsvariable $O(X)$, die zusammen eine eindeutig beschriebene Funktion darstellen. Nach der Definition des Erwartungswertes kann **Gl. 2.32** folgendermaßen dargestellt werden:

$$E(O(X)) = \int O(x) \cdot f(x) d^m x \quad (2.62)$$

wobei $f(x)$ die WDF von X darstellt. Das Integral entspricht dem Mittelwert der Zufallsvariablen $O(X)$. Der Zentrale Grenzwertsatz besagt, dass die Verteilung des arithmetischen Mittels $\frac{1}{N} \sum_i^N O(X)$ für einen hinreichend großen Stichprobenumfang N durch eine Normalverteilung mit dem Erwartungswert $E(O(X))$ approximiert werden kann. Somit können hochdimensionale Integrale vom Typ $\int O(x) \cdot f(x) dx$ aus einer Stichprobe $\{x_1, \dots, x_i\}$ von Zufallszahlen der Verteilung $f(x)$ durch das arithmetische Mittel approximiert werden.

Der zentrale Satz der MC-Rechnung lautet

$$E(O(X)) = \int O(x) \cdot f(x) dx \approx \frac{1}{N} \sum_i^N O(x_i) \quad (2.63)$$

Als Beispiel kann für $f(x)$ die WDF der regelmäßigen Verteilung (**Gl. 2.45**) genommen werden. Durch Einsetzen von **Gl. 2.45** in **Gl. 2.63** folgt

$$\frac{1}{b-a} \int_a^b O(x) dx \approx \frac{1}{N} \sum_i^N O(x_i) \Leftrightarrow \int_a^b O(x) dx \approx \frac{b-a}{N} \sum_i^N O(x_i) \quad (2.64)$$

Also wird das Integrationsgebiet durch Ziehen der Zufallszahlen x_i abgetastet. Der Fall mit der regelmäßigen Verteilung ist der einfachste Fall, in dem eine genaue Abschätzung des Integrals von $O(x)$ schon nach wenigen Stichproben erreicht wird. Die Methode funktioniert auch sehr gut im Fall eines glatten Integrals von $O(x)$ mit begrenzten Integrationsintervallen. Bei Integranden, die stark variieren und unbegrenzt sind, ist eine sehr große Anzahl an Stichprobenerforderlich.

3. Untersuchte Werkstoffe und experimentelle Methoden

3.1 Versuchswerkstoffe

Um den Anwendungsbereich des zukünftigen Lebensdauervorhersagekonzepts zu erweitern, wird es parallel auf der Basis von zwei Werkstoffen aus den nach Mughrabi (2002) unterschiedenen Werkstoffgruppen I und II entwickelt. Die Gruppe I enthält quasi defektfreie, gegläute Metalle und Legierungen ohne fremdartige Defekte. Als Referenzwerkstoff für diese Gruppe wurde die Nickelbasislegierung Nimonic 80A ausgewählt, bei der laut der Untersuchungen von Stöcker (2013) die Rissinitiierung an der Oberfläche interkristallin eingeleitet wird. Der andere Referenzwerkstoff ist der metastabile austenitische Edelstahl 1.4301 mit einem hohen Volumenanteil an verformungsinduziertem Martensit, der laut der Untersuchungen von Müller-Bollenhagen (2011) eine Rissinitiierung an inneren Defekten bzw. Einschlüssen im VHCF-Bereich aufweist und in diesem Zustand der Gruppe II zugeordnet werden kann. Eine besondere Rolle kommt den Defektverteilungsuntersuchungen an Schweißverbindungen einer Aluminiumlegierung EN AW-6082 T651 mit relativ großen Defekten zu, deren Detektion mit modernen röntgenographischen Verfahren gesichert ist. Am Beispiel von größeren Defekten konnten die verwendeten statistischen Verfahren kalibriert und validiert werden, bevor sie zur Abschätzung der Größe und Position der bruchrelevanten Defekte mit anschließender Lebensdauervorhersage herangezogen wurden. Da die verwendete Aluminiumschweißverbindung zahlreiche herstellungsbedingte, fremdartige Defekte in der Schweißnaht aufweist, kann sie ebenfalls nach der Klassifikation von Mughrabi (2002) zur Werkstoffgruppe II gezählt werden.

3.1.1. Nimonic 80A

Die untersuchte polykristalline Nickelbasis-Superlegierung Nimonic 80A (Nicrofer 7520Ti) ist eine Ni-Cr-Knetlegierung der ersten Generation. Die Legierung ist durch eine gute Korrosions- und Oxidationsbeständigkeit sowie eine hohe Zug- und Zeitstandfestigkeit bei Temperaturen unterhalb von 815°C gekennzeichnet. Anwendung findet sie bspw. bei der Herstellung von Gasturbinenkomponenten, wie Schaufeln, Ringen und Scheiben sowie Schrauben und Rohrstützen für kerntechnische Dampferzeuger. Ebenso werden Druckgusseinsätze und -kerne sowie Auslassventile in Verbrennungsmotoren aus Nimonic 80A hergestellt (Special Metals (2015)). Dank einer sehr geringen Menge von Kobalt kommt die Legierung Nimonic 80A sehr oft im Reaktordruckbehälterbau zum Einsatz, weil unter Elektronenbeschuss bei dieser Legierung keine radioaktiven Isotopen ^{60}Co entstehen (Preis (2006)). In der **Tabelle 3.1** ist die chemische Zusammensetzung von Nimonic 80A nach dem Lieferschein angegeben.

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung von Nimonic 80A in Massenprozent

Ni	Cr	Ti	Al	Fe	Mn	Cu	C	Si
Rest	19,91	2,69	1,69	0,12	0,01	<0,01	0,049	0,02

Die Legierung Nimonic 80A ist wegen des Zusatzes von Al und Ti ausscheidungshärtbar, wobei die Festigkeitseigenschaften von dem Ausscheidungstyp und der -größe abhängig sind. Nach Stöcker (2013) entspricht der maximal ausscheidungsgehärtete Zustand der mittleren Ausscheidungsgröße von 20 nm, bei der der Werkstoff die maximale Zugfestigkeit und

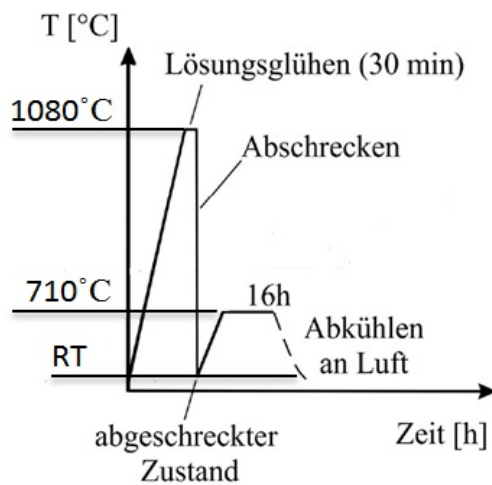


Abb. 3.1: Wärmebehandlung zur Erstellung des maximal ausscheidungsgehärteten Zustands von Nimonic 80A nach Stöcker (2013).

Schwingfestigkeit im LCF- und HCF-Bereich besitzt. Dafür wird in Stöcker (2013) eine zweistufige Wärmebehandlung angewandt (Abb. 3.1). Zuerst wird der Werkstoff einem 30-minütigen Lösungsglühen bei 1080°C zum Abbau der während des Walzens entstehenden Eigenspannungen ausgesetzt, wobei die Härte bis ca. 180 HV 30 herabgesetzt wird. Das Lösungsglühen wird mit einem schnellen Abschrecken in Wasser abgeschlossen. Die zweite Wärmebehandlungsstufe (Ausscheidungshärtung) besteht im 16-stündigen Auslagern des Werkstoffes bei 710°C mit anschließendem Abkühlen an Luft.

Der Werkstoff wurde vom Hersteller warmgewalzt, dynamisch rekristallisiert, geschliffen und in Form von Stangen mit einem

Durchmesser von 15 mm geliefert. Die Untersuchungen der Mikrostruktur sowie die Anpassung der erläuterten Wärmebehandlungsschritte wird in Abhängigkeit vom Lieferzustand des Materials ausgewählt und in Kapitel 4.1.1 beschrieben.

3.1.2. Stahl 1.4301

Der in der vorliegenden Arbeit untersuchte austenitische Edelstahl besitzt die EN-Werkstoffnummer 1.4301 (X5CrNi18-10) und wird nach der amerikanischen Norm AISI 304 bezeichnet. Da die im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchte Charge bereits ausführlich in Müller-Bollenhagen (2011) charakterisiert wurde, werden in diesem Kapitel nur die wichtigsten Parameter aufgeführt, die für die Interpretation der Ergebnisse relevant sind. In **Tabelle 3.2** ist die chemische Zusammensetzung des Stahls 1.4301 angegeben, die anhand einer Spektralanalyse gemessen wurde. Die unterhalb der Raumtemperatur liegende M_{d30} -Temperatur deutet auf eine relativ hohe Austenitstabilität hin. Erst unterhalb dieser Temperatur kann es bei einer Verformung von 30% zu einer Martensitumwandlung von 50% kommen.

Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung in Massenprozent sowie die M_{d30} -Temperatur des Stahls 1.4301 nach Müller-Bollenhagen (2011).

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Ni	V	Co	N	M_{d30} [°C]
Rest	0,024	0,43	1,43	0,021	0,007	0,14	18,3	0,038	8,11	0,1	0,05	0,067	2,8

Der Werkstoff lag in Form von kaltgewalzten Blechen (2000 x 1000 mm, Ausführung 2B) mit einer Dicken von 2 mm vor und wurde nach dem Kaltwalzen vollständig rekristallisiert, so dass eine gleichmäßige Kornorientierung zu erwarten ist. Laut der Korngrößenmessungen von Müller-Bollenhagen (2011) beträgt die durchschnittliche Korngröße ohne Berücksichtigung der zahlreichen Zwillingskorngrenzen 24,6 μm .

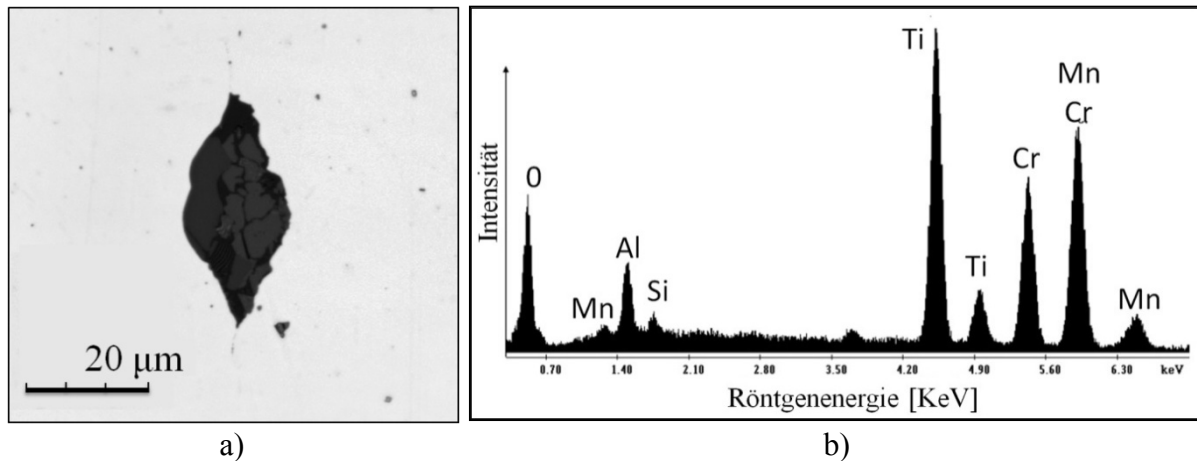


Abb. 3.2: Typische Form eines großen Einschlusses a) und typisches Röntgenspektrum eines Einschlusses nach Müller-Bollenhagen (2011) b).

Anhand eines hochauflösenden Mikroskops konnten nichtmetallische Einschlüsse nachgewiesen werden (**Abb. 3.2a**). Die Einschlüsse enthalten hohe Anteile von Ti, Cr und Mn. Darüber hinaus sind geringe Mengen von Sauerstoff und Al nachweisbar (**Abb. 3.2b**). Die Form der Einschlüsse ändert sich mit ihrer Größe. Während die größeren Einschlüsse eine langgestreckte Form aufweisen, sind die kleineren Einschlüsse eher rund oder in seltenen Fällen auch kantig. Die Häufigkeit des Vorkommens nimmt mit der Zunahme der Einschlussgröße exponentiell ab. Eine ausführlichere Beschreibung der Mikrostruktur des Stahls 1.4301 ist Müller-Bollenhagen (2011) zu entnehmen.

3.1.3. Aluminiumschweißnaht

Zur Herstellung der zu untersuchenden Schweißnähte wurden Bleche mit den Abmessungen von 500x500x6 mm der ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierung EN AW-6082 T651 mittels Schutzgasschweißung und dem Zusatzwerkstoff S Al 5183 auf einem vollautomatischen Schweiß Tisch mittels des Metall-Inertgas-Verfahrens gefügt. Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchte Charge wurde bereits ausführlich in Cremer et al. (2013) charakterisiert. In diesem Kapitel werden nur die wichtigsten Parameter aufgeführt, die für die Interpretation der Ergebnisse relevant sind. In **Tabelle 3.3** ist die chemische Zusammensetzung der Schweißnahtkomponenten angegeben.

Tabelle 3.3: Chemische Zusammensetzung der Schweißnahtkomponenten in Massenprozent nach Cremer et al. (2013).

Material	Al	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cu	Cr	Ti
AlMgSi1 (EN AW-6082)	Rest	1,03	0,56	1,05	0,2	0,03	0,08	0,017	0,015
AlMg4,5Mn0,7 (Al S 5183)	Rest	4,8	0,66	0,05	0,17	0,01	0,01	0,07	0,080

Die beim Schweißvorgang entstehenden hohen Temperaturen führen zu einem unerwünschten lokalen Ausscheidungshärten in der Schweißnahtnähe, was eine wesentliche Reduktion der Härte und Festigkeit zur Folge hat. Der Verlauf der mittleren Härte senkrecht zu einer im Rahmen der vorliegenden Arbeit analysierten Schweißnaht ist in **Abb. 3.3a** dargestellt. Die römischen Ziffern bezeichnen die Stellen der Härtemessungen in der Nahtmitte I, der Schmelzzone II, der Wärmeeinflusszone III und im unbeeinflussten Material IV. Die abgebildeten Härteverläufe in der Naht sind relativ konstant und zeigen eine deutliche Abnahme in der Wärmeeinflusszone, was auf eine niedrigere Festigkeit dieses Bereiches hindeutet. Die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen (siehe **Abb. 2.26**) zeigen jedoch, dass die der Härteverminderung entsprechende Abnahme der Schwingfestigkeit im Vergleich zur defektbedingten Schwingfestigkeitsabnahme geringer ausfällt. Daher gilt die Nahtmitte als die „schwächste“ Stelle in der Naht und wird im weiteren Arbeitsverlauf näher analysiert.

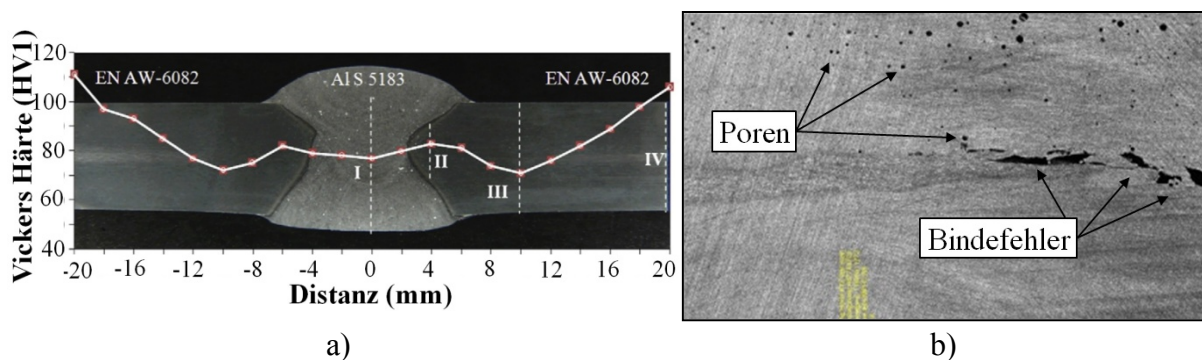


Abb. 3.3: a) Querschliff der Schweißnaht mit dem gemittelten Härteverlauf nach Cremer et al. (2013) (Römische Ziffern bezeichnen die Stellen der Härtemessungen in der Nahtmitte I, der Schmelzzone II, der Wärmeeinflusszone III und im unbeeinflussten Material IV); b) ein Längsschliff der Schweißnaht nahe der Schmelzzone (II).

3.2 Materialprüfsysteme, Probengeometrie und -präparation

Die Durchführung systematischer Ermüdungsversuche im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen erfordert die Verwendung der Ermüdungsprüfstände, die hohe Beanspruchungsfrequenzen gewährleisten. Als solche kamen bei der Vorbereitung der vorliegenden Arbeit drei Prüfstände: der Ultraschallermüdungsprüfstand, die servohydraulische 1kHz-Prüfmaschine und die Resonanzprüfmaschine, in Frage. Die Prüfstände haben unterschiedliche Funktionsprinzipien, Regelungsarten und -genauigkeit, die bei Versuchsdurchführung beachtet werden müssen. Der Ultraschallermüdungsprüfstand besitzt eine Weg-Regelung und ist daher ausschließlich für die Ermüdungsversuche an Werkstoffen mit einem stabilen Wechselverformungsverhalten geeignet. Eine zyklische Ver- oder Entfestigung führt bei dieser Regelungsart zu einer unkontrollierten Änderung der Spannungsamplitude, die bei Durchführung von Wöhlerversuchen unzulässig ist. Darüber hinaus ist die Dimensionierung der Probengeometrie bedingt durch die Verwendung der Ultraschallprüftechnik sehr stark begrenzt. Die zur Verfügung stehende servohydraulische 1kHz-Prüfmaschine ist kraftkontrolliert und lässt die Durchführung der Ermüdungsversuche an beliebigen Materialien zu. Die Prüfmaschine ist jedoch mit einer relativ groben Kraftmessdose ausgestattet, die eine

minimale messbare Nennkraft von 1 kN bei hohen Beanspruchungsfrequenzen (0,7-1 kHz) besitzt und zu relativ großen Regelfehlern bei niedrigen Kraftamplituden von 1-3 kN führt. Daher ist die Prüfmaschine mehr für die Durchführung der Ermüdungsversuche an massiveren Proben bei Kraftamplituden ab 3 kN geeignet. Die Resonanzprüfmaschine ist kraftgeregelt und für die Durchführung der Ermüdungsversuche an relativ kleinen Proben bei Kraftamplituden ab 0,5 kN geeignet. Wegen einer im Vergleich zu den bereits erwähnten Prüfständen niedrigen Beanspruchungsfrequenz war die Versuchsdurchführung an der Resonanzprüfmaschine nur bis 10^8 Lastspielen innerhalb der für die vorgelegte Arbeit vorgesehenen Zeitrahmen möglich. Auf Basis der beschriebenen Eigenschaften der zur Verfügung stehenden Prüfsysteme lässt sich zusammenfassen, dass die Auswahl der Prüfsysteme für die Versuchsdurchführung im VHCF-Bereich in erster Linie von Eigenschaften des untersuchten Werkstoffs und verwendeter Probengeometrie abhängt. Aus diesem Grund wird das vorliegende Unterkapitel nach untersuchten Werkstoffen unterteilt. In jedem werkstoffbezogenen Unterkapitelabschnitt werden die für Ermüdungs- und Zugversuche verwendeten Prüfsysteme mit den verwendeten Probengeometrien und -präparation beschrieben.

3.2.1. Nimonic 80A

Da das Ermüdungsverhalten der Nickelbasis-Superlegierung Nimonic 80A laut der Untersuchungen von Stöcker (2013) von der Beanspruchungsfrequenz unabhängig ist und ein stabiles Wechselverformungsverhalten bei VHCF-relevanten Spannungsamplituden aufweist, wurden für die Aufklärung der Schädigungsmechanismen in Proben mit drei unterschiedlichen Durchschnittskorngrößen sowohl ein Ultraschallermüdungsprüfstand als auch eine servohydraulische 1kHz-Prüfmaschine eingesetzt.

Ultraschallermüdungsprüfstand

Der verwendete Ultraschallermüdungsprüfstand wurde am Institut für Physik und Materialwissenschaft (IPM) der Universität für Bodenkultur in Wien entwickelt und funktioniert nach dem in **Abb. 3.4** schematisch dargestellten Prinzip. Der dargestellte Ultraschallwandler transformiert ein von einem Generator erzeugtes und durch einen Ultraschall-Verstärker geleitetes Signal von 18,5 – 21 kHz in eine mechanische Ultraschallschwingung, mit dem das Prüfhorn angeregt wird. Durch das kegelförmige Prüfhorn wird die mechanische Schwingung verstärkt. Wenn die Schwingungsfrequenz der länglichen Zug-Druck-Eigenfrequenz der eingespannten Probe entspricht, dann kann es bei einer ausreichend großen Schwingungsamplitude, die bei der Eigenfrequenz verstärkt wird, zur Ermüdung in dem mittleren Bereich der Probe kommen. Eine besondere Probengeometrie, bei der die Probenlänge der halben Wellenlänge des anregenden sinusförmigen Signals entspricht, bedingt die Existenz der s. g. Knotenpunkte der Spannungs- bzw. Verschiebungsverläufe (**Abb. 3.4**). Die maximale Spannung und die Null-Verschiebung treten in der Mitte der Probe auf, während die maximale Verschiebung an den spannungsfreien Stirnflächen der Probe auftreten.

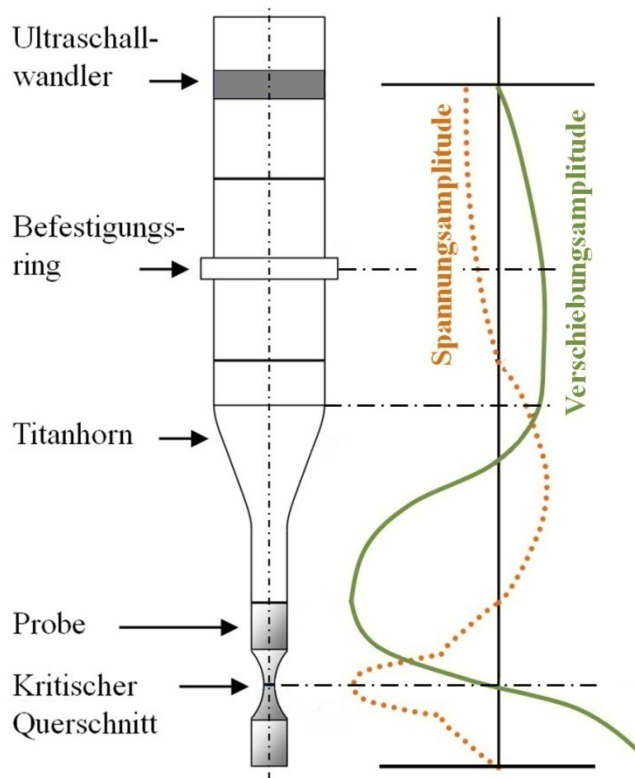


Abb. 3.4: Schematische Darstellung eines Ultraschallermüdungsprüfstands mit dem Verlauf der Spannungs- und Verschiebungsamplitude

wird. Durch Rissinitiierung und -ausbreitung sowie Ver- oder Entfestigung des Prüfwerkstoffs kann sich die Eigenfrequenz der Probe während des Versuchs verändern. Ein definierter Abfall der Eigenfrequenz führt zur Abschaltung des Prüfstands. Trotz eines sehr geringen plastischen Verformungsanteils bei den VHCF-relevanten Spannungsamplituden kann es zu einer starken Probenerwärmung kommen. Zur Reduktion der Prüftemperatur auf 20°C werden die Proben in einem Puls-Pause-Betrieb mit einer intensiven Druckluftkühlung getestet.

Laut Mayer (1999) hängt die Ausbreitung einer Schwingung im Wesentlichen vom E-Modul, der Dichte und der Geometrie der Probe ab. Zur Ermittlung des dynamischen und quasistatischen E-Moduls wurde die totale Dehnung ϵ_t mit Hilfe von DMS an zylindrischen Ermüdungsproben bei unterschiedlicher Spannung gemessen, die sowohl statisch als auch zyklisch mit einer Frequenz von 50 Hz mit Hilfe der servohydraulischen Prüfmaschine angelegt wurde. Die Ergebnisse der Dehnungsmessungen sind in **Abb. 3.5** dargestellt.

Unter der Annahme einer makroskopisch rein elastischen Probenverformung ist ein linearer Zusammenhang zwischen der Eingangsspannung des Ultraschallwandlers und der Spannung im Prüfquerschnitt gegeben. Zur Bestimmung der notwendigen Eingangsspannung am Ultraschallwandler wird die Dehnungsamplitude bei einer kleinen Beanspruchung im Prüfquerschnitt durch einen in der Probenmitte applizierter Dehnungsmessstreifen (DMS) bestimmt. Mit dem Hookeschen Gesetz kann die Spannungsamplitude aus der Dehnungsamplitude und dem E-Modul bestimmt werden. Eine lineare Interpolation führt dann zum benötigten elektrischen Spannungssignal am Ultraschallwandler, um die im Prüfquerschnitt erwünschte mechanische Spannungsamplitude zu erreichen, die von dem Signalgenerator während des Versuchs konstant gehalten

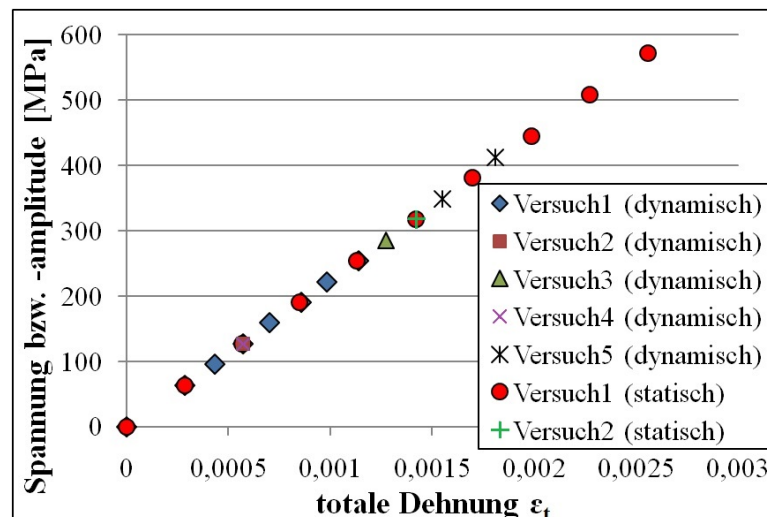


Abb. 3.5: Zusammenhang zwischen totaler Dehnung ϵ_t und Spannung, die sowohl statisch als auch zyklisch (dynamisch) angelegt wurde.

Abb. 3.5 zeigt einen linearen Zusammenhang zwischen der totalen Dehnung und der Spannung bzw. der Spannungsamplitude bis zu 600 MPa sowohl quasistatisch als auch dynamisch, der einem gemittelten E-Modul von 225 GPa entspricht. Laut Special Metals (2015) beträgt die Dichte von Nimonic 80A 8180 kg/m³. Diese Werte wurden zur Entwicklung der Probengeometrie verwendet.

Zur Untersuchung der Rissinitiierung bzw. des Risswachstums wurde eine besondere Probengeometrie mit Hilfe der Finite-Elemente(FE)-Methode entwickelt, bei der die maximale Spannung in der Ultraschall-Ermüdungsprobe auf einen kleinen Bereich beschränkt ist. Dies wird durch ein einseitiges Abflachen der zylindrischen Probe ermöglicht, wodurch eine Kerbe erzeugt wird, an der eine erhöhte Spannung bei mechanischer Beanspruchung wirkt und damit den Rissinitiierungsort im gekerbten Bereich lokalisiert. Die Entwicklung verlief in zwei Schritten. Zuerst wurde die gesamte Probengeometrie mittels der Modalanalyse den Bedingungen der Ultraschallprüftechnik (siehe Mayer (1999)) angepasst. Danach wurde die Kerbgeometrie anhand einer dynamischen Analyse dahingehend präzisiert, dass das Verhältnis der Spannung in der Kerbe zur Spannung an der gegenüberliegenden Oberfläche (weiter Kerbfaktor) einen Wert von ca. 1,2 aufweist. Die Verteilung der von Mises Vergleichsspannung in der entwickelten Probe und der Verlauf des Kerbfaktors senkrecht zur Kerboberfläche sind in **Abb. 3.6** und **3.7** dargestellt. Die Berechnung wurde schließlich auch dahingehend überprüft, dass eine zusätzliche Beanspruchungskomponente (Knickung, Biegung) auf die Probe infolge der asymmetrischen Geometrie für den im Versuch realisierten Resonanzfall ausgeschlossen werden kann.

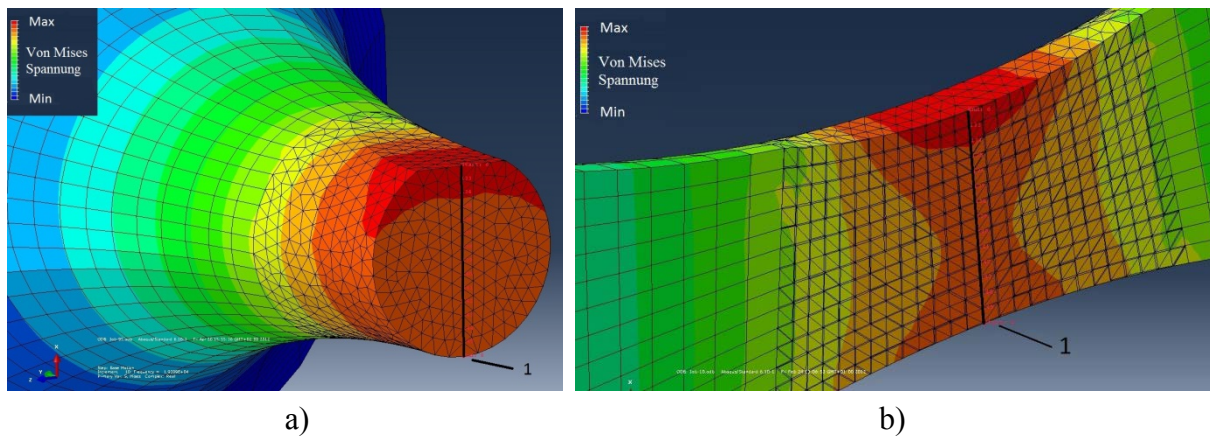


Abb. 3.6: Spannungsverteilung in der entwickelten Probe: (a) Querschnitt, (b) Längsschnitt.

Tabelle 3.4: Berechnete und auf Basis der DMS-Messungen bestimmte Kerbfaktoren bei unterschiedlichen Dehnungsamplituden

Dehnungsamplitude	Kerbfaktor		
	FE-Analyse	Messung	
		Probe 1	Probe 2
$1,0 \cdot 10^{-3}$	1,19	1,24	1,22
$1,5 \cdot 10^{-3}$	1,19	1,24	1,22
$2,0 \cdot 10^{-3}$	1,19	1,24	1,23

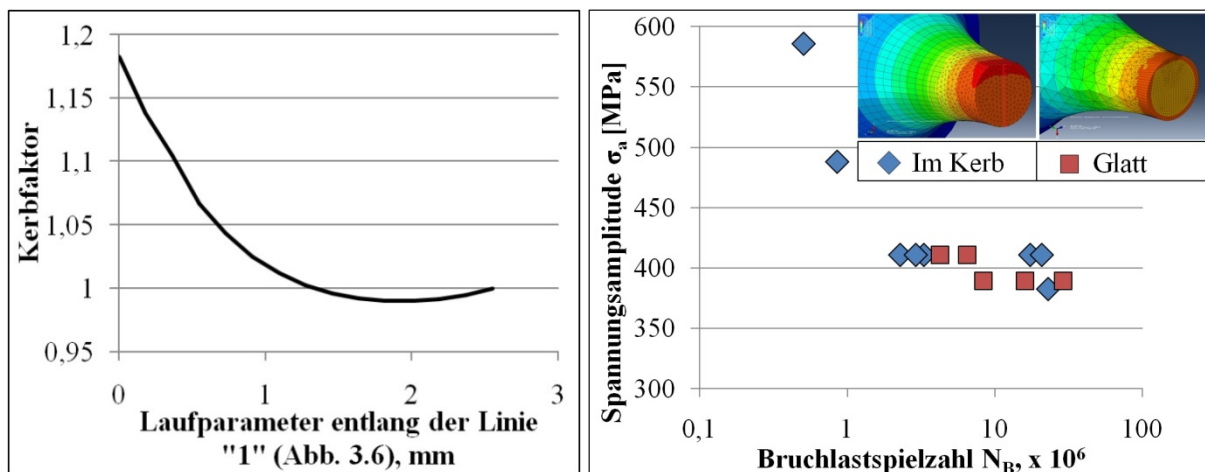


Abb. 3.7: Verlauf der normierten Spannung entlang der Linie „1“ (Abb. 3.6) an gekerbten und glatten Proben

Der anhand der FE-Methode bestimmte Kerbfaktor wurde durch Dehnungsmessungen mit Dehnungsmessstreifen experimentell überprüft. Der experimentell zu bestimmende Kerbfaktor wurde als Verhältnis zwischen den in der Kerbe und an der gegenüberliegenden Oberfläche gemessenen Dehnungen ermittelt. Die experimentell bestimmten Kerbfaktoren sind in **Tabelle 3.4** angegeben. Ein Vergleich der experimentell und rechnerisch ermittelten Kerbfaktoren ergibt, dass die Abweichung zwischen den Ergebnissen der FE-Analyse und der gemessenen Werte unter 5% liegt. Darüber hinaus deutet die Unveränderlichkeit des Kerbfaktors bei unterschiedlichen Dehnungsamplituden darauf hin, dass trotz der

Probenasymmetrie keine zusätzliche Biegebeanspruchung entsteht. Dafür sprechen auch die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen, die an gekerbten und nicht gekerbten Proben durchgeführt wurden (**Abb. 3.8**).

Die entwickelte Probengeometrie ist in **Abb. 3.9a** zu sehen. In **Abb. 3.9b** ist der höchstbeanspruchte Bereich der Ermüdungsprobe markiert. Als solcher wird hier ein Bereich auf der Probenoberfläche betrachtet, in dem die Größe der Spannung nicht kleiner als 97% der Nominalspannung ist (**Abb. 3.9c**).

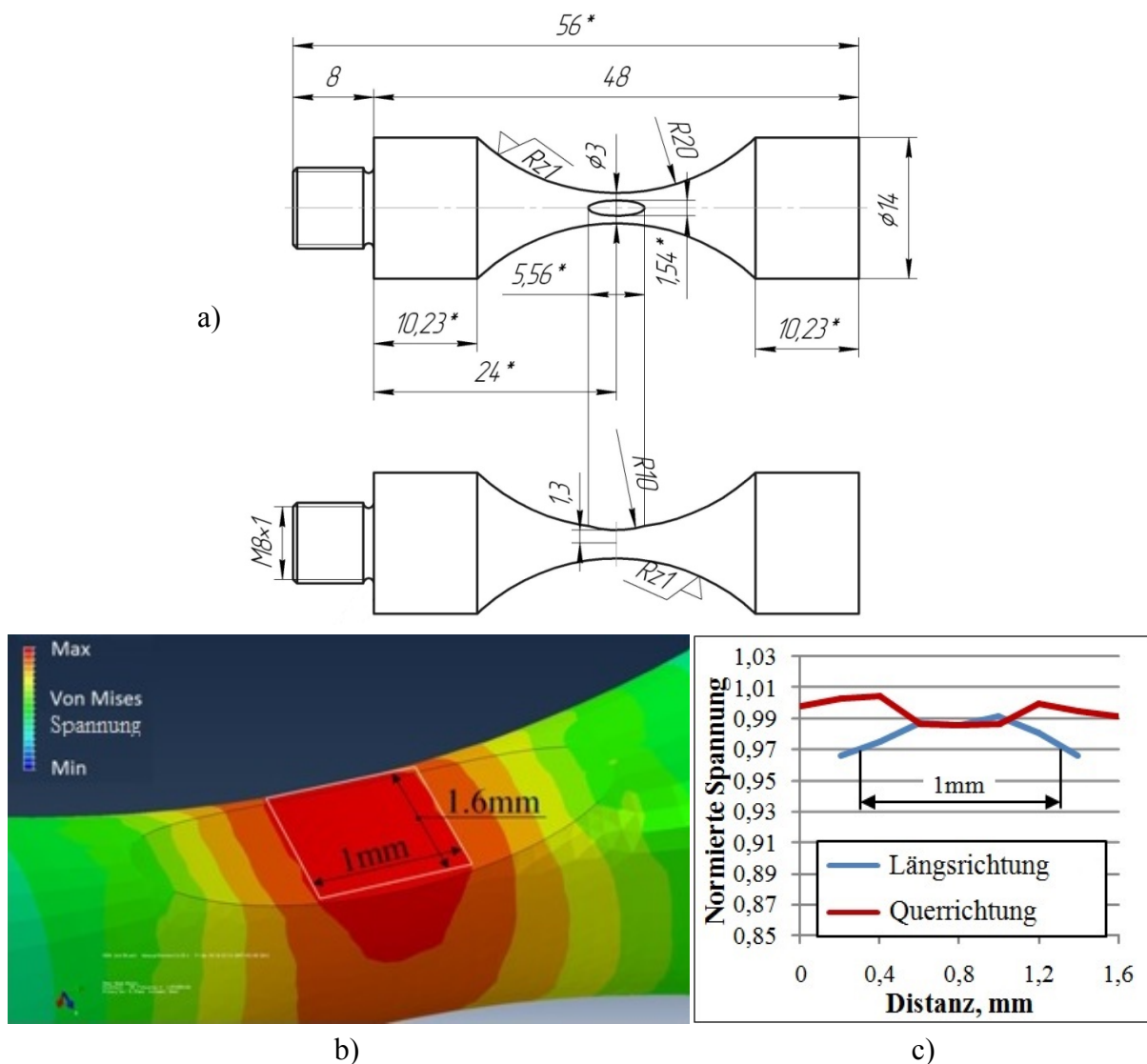


Abb. 3.9: a) Speziell entwickelte Ermüdungsprobengeometrie; berechnete Spannungsverteilung in der Mitte der Probe (b) und auf der Oberfläche des höchstbeanspruchten Bereichs der Kerbe entlang der Längs- und Querachsen der Probe (c)

Servohydraulische 1kHz-Prüfmaschine

Bei der servohydraulischen 1kHz-Prüfmaschine handelt es sich um eine Hochfrequenz-Ermüdungsprüfmaschine der Firma MTS mit einer maximal realisierbaren Prüffrequenz von 1 kHz und der maximal realisierbaren statischen Prüflast von ± 25 kN (**Abb. 3.10**). Derart hohe Frequenzen lassen sich durch eine sehr kompakte Bauweise des Lastrahmens realisieren. So weist diese Hochfrequenz-Ermüdungsmaschine eine verstärkte Sockelausführung zur Erhöhung der Steifigkeit und Verringerung von Vibrationseffekten auf, sowie verkürzte Säulen mit größerem Durchmesser und eine Verbindungsstrebe für eine höhere Stabilität. Das verstärkte Querhaupt dient ebenfalls der Erhöhung der Steifigkeit (Morgan und Milligan (1997)).



Abb. 3.10: Servohydraulische 1kHz-Prüfmaschine nach MTS (2001)

Die Besonderheit dieser Prüfeinrichtung liegt in der Verwendung eines Voice-Coil-Servoventils, welches eine erhöhte Durchflussrate und ein verbessertes Regelverhalten gewährleistet. Dieses Servoventil arbeitet in zwei Stufen: Vorstufe und Hauptstufe. Die elektrodynamische Vorstufe funktioniert wie ein Lautsprecher. Die Hauptstufe dient als eine Art hydraulischer Verstärker der Vorstufe. Die einzigen mechanisch beanspruchten Teile dieses Systems sind Federn der Vorstufe. Damit ist gewährleistet, dass an Bauteilen der Ermüdungsmaschine kein frühzeitiges Ermüdungsversagen auftritt (Morgan und Milligan (1997)).

Da das Regelverhalten dieses servohydraulischen Hochfrequenzprüfstands von Resonanzschwingungen des gesamten Systems aber auch einzelner Komponenten in Verbindung mit den geforderten Lastamplituden und den Probesteifigkeiten abhängt, wurden Untersuchungen an Proben aus einer Aluminiumlegierung sowie einem Duplexstahl durchgeführt, um das Leistungsspektrum und das Regelverhalten des Prüfsystems bei unterschiedlichen Beanspruchungsfrequenzen abzubilden (Zimmermann und Christ (2007)). Diese Untersuchungen bei den im Prüflabor an der Universität Siegen gegebenen Randbedingungen ergaben, dass sich die höchste Regelgenauigkeit unabhängig von der Probensteifigkeit bei einer Frequenz von 760 Hz ergibt. Aus diesem Grund wurden alle Ermüdungsversuche an der servohydraulischen Prüfmaschine bei 760 Hz durchgeführt.

Zur Probeneinspannung wurde eine hydraulische Einspannung an der Seite der feststehenden Kraftmessdose (**Abb. 3.10**) montiert. Die Einspannung der Probe am Servozylinder (untere Einspannung) erfolgt über eine Gewindeverbindung. Trotz einer sehr geringen plastischen Verformung bei den VHCF-relevanten Spannungsamplituden kommt es ebenfalls bei 760 Hz zu einer starken Probenerwärmung. Zur Reduktion der Prüftemperatur auf 20°C wird eine intensive Druckluftkühlung verwendet.

Zur Untersuchung der Rissinitiierung bzw. des Risswachstums wurde eine zweiseitig gekerbte Probengeometrie mithilfe der FE-Methode entwickelt. Im Rahmen einer elastischen Berechnung mit dem im vorherigen Kapitel ermittelten E-Modul und einer Querkontraktionszahl von 0,3 wurde eine Kerbgeometrie einer typischen zylindrischen Probe mit einem Durchmesser von 5mm dahingehend modelliert, dass der Kerbfaktor in Anlehnung an die Ultraschall-Ermüdungsprobe 1,2 beträgt. Die entwickelte Probengeometrie sowie die entsprechende Spannungsverteilung sind in **Abb. 3.11** dargestellt.

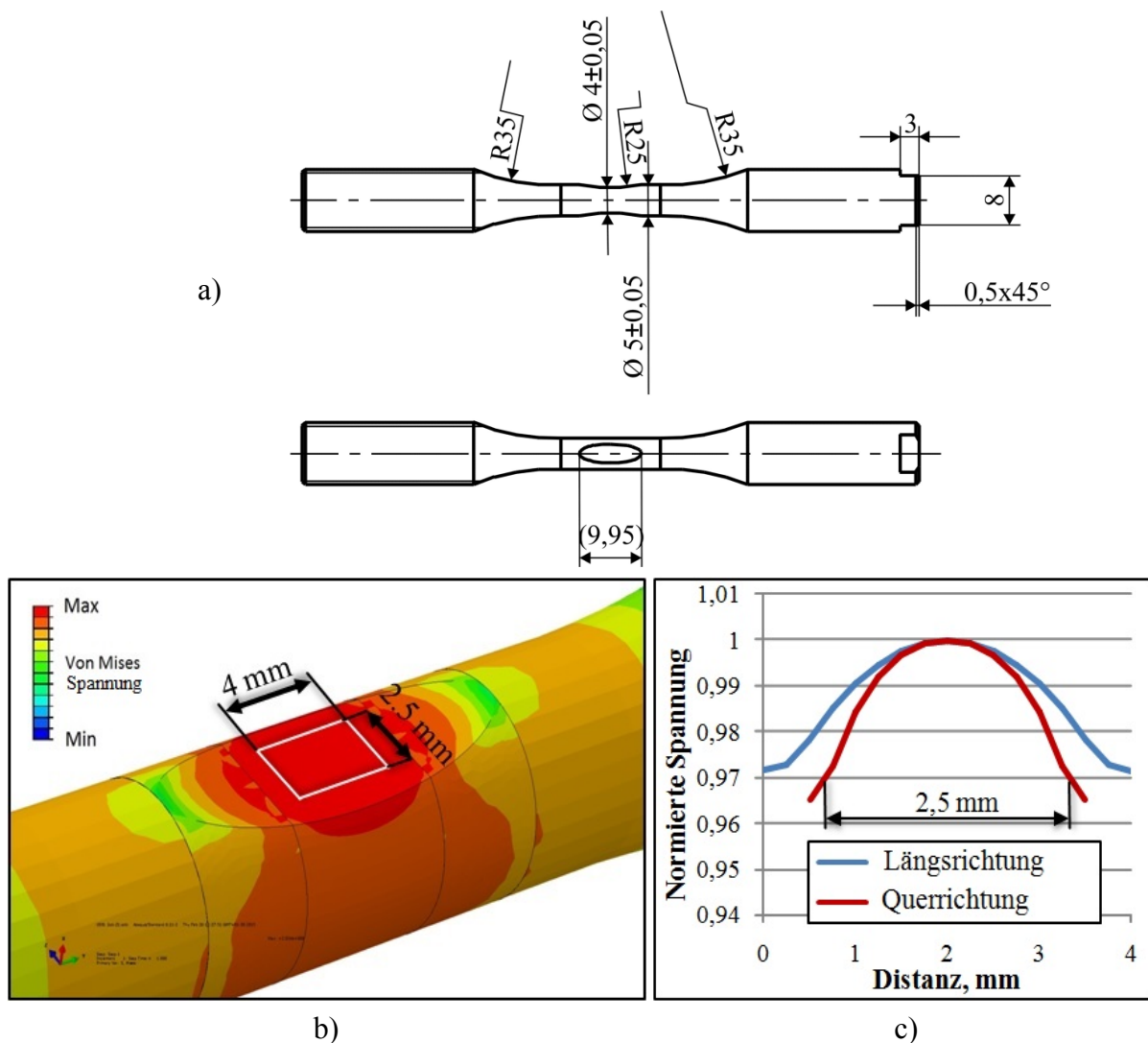


Abb. 3.11: a) Entwickelte Probengeometrie; Spannungsverteilung in der Mitte der Probe (b) und im höchstbeanspruchten Bereich der Kerbe entlang der Längs- und Querrachse der Probe (c)

Probenpräparation

Die Vorbereitung der Probenoberfläche erfolgte in zwei Schritten. Erst wurden die Proben mechanisch und danach elektrolytisch poliert. Das mechanische Polieren (Schleifen) erfolgte mit Schleifpapier der Körnungen von #400, #800, #1200 bis #2500 und diente zur Entfernung der infolge der Probenherstellung eingebrachten Deformationsschichten sowie der entstandenen mikroskopisch sichtbaren Drehriefen. Innerhalb jedes Schleifschrittes mit einer Papierkörnung wurde zunächst die ganze Versuchslänge an einem sich langsam drehenden Bohrfutter geschliffen und danach wurde die Kerbfläche manuell poliert. Für die Verminderung der Oberflächenrauheit sowie der infolge des Schleifvorgangs entstehenden Eigenspannungen wurde das elektrolytische Polieren mit einem gepulsten Arbeitsstrom mit gleicher Puls-/Pausedauer von 1,4 s durchgeführt. Im Vergleich zum elektrolytischen Polieren mit konstantem Arbeitsstrom ermöglicht die periodische Zuführung des Arbeitsstroms eine intensivere Abfuhr der Reduktionsprodukte von der Probenoberfläche, eine höhere Metallionenkonzentration im Elektrolyt und eine Verminderung der Rauheit. Als Elektrolyt wurde eine Mischung aus 10 Teilen 96%-iger Essigsäure und 1 Teil 60%-iger Perchlorsäure verwendet, die bei einer Temperatur von 14°C und einer Spannung von 40 V eingesetzt wurden. Nach jedem Poliervorgang mit einer Dauer von ca. 4 Minuten konnte eine Reduktion des Probendurchmessers um ca. 0,1 mm festgestellt werden. Die Rauheit der Probenoberfläche wurde an einem konfokalen Laser-Rastermikroskop des Typs OLS 4000 der Firma Olympus gemessen. Sie betrug nach dem Schleifen $R_z = 2,4 \mu\text{m}$ bzw. $R_z = 1,0 \mu\text{m}$ nach der Elektropolitur.

3.2.2. Stahl 1.4301

Da das Ermüdungsverhalten des martensithaltigen Stahls 1.4301 von der Beanspruchungsfrequenz abhängig ist und laut der Untersuchungen von Müller-Bollenhagen (2011) einem instabilen Wechselverformungsverhalten bei VHCF-relevanten Spannungsamplituden entspricht, wurde eine Resonanzprüfmaschine bei der Durchführung der Ermüdungsversuche verwendet. Die Resonanzprüfmaschine gewährleistete die Ermittlung von mit anderen Autoren (z. B. Müller-Bollenhagen (2011)) konsistenten Ergebnissen zur Aufklärung der wirkenden Schädigungsmechanismen.

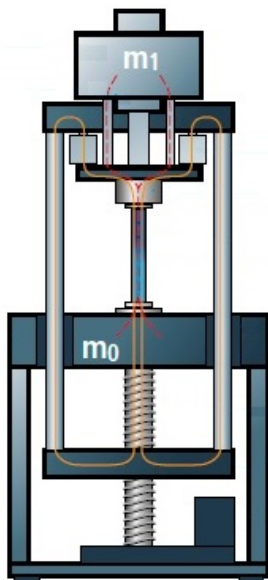


Abb. 3.12: Funktionsprinzip der Resonanzprüfmaschine nach Rumul (2011)

Resonanzprüfmaschine

Bei der Resonanzprüfmaschine handelt es sich um eine Resonanzprüfmaschine des Typs Testronic der Firma Russenberger Prüfmaschinen AG. Die Resonanzprüfmaschine ist wie ein Feder-Masse-System konstruiert, in dem die Probe als Federelement zwischen zwei Massen m_0 und m_1 belastet wird (**Abb. 3.12**). Ein Elektromagnet regt das System zu einer sinusförmigen Schwingung an, wodurch die

beiden Massen in Resonanz gegeneinander schwingen. Die Eigenfrequenz ist von der Querschnittsfläche der Probe, dem Elastizitätsmodul und der Länge, die sich aus Einspannsystem und Probe ergibt, abhängig. Verringert sich die Querschnittsfläche bei der Entstehung eines Risses, so ändert sich auch die Eigenfrequenz des Systems. Die Resonanzprüfmaschine regelt in diesem Fall die Prüffrequenz nach, sodass das System wieder mit Eigenfrequenz schwingen kann (Rumul (2011)). Aus den genannten Parametern ergibt sich für die in **Abb. 3.13a** und **b** aufgeführten Probengeometrien eine Prüffrequenz von ca. 90 Hz. Da die Ermüdung der Proben aus dem Stahl 1.4301 zu einer Erwärmung um ca. 20-30°C führt, wurde zusätzlich eine Druckluftkühlung verwendet.

Die Bestimmung der Spannungsverteilung in der in **Abb. 3.13b** dargestellten Probe erfolgte mit Hilfe der FE-Methode. Die Spannungsverteilung wurde im Rahmen einer elastischen Berechnung mit einem E-Modul von 210 GPa und einer Querkontraktionszahl von 0,3 berechnet und ist in **Abb. 3.13c** und **d** dargestellt. Die relativ kurze Messlänge der Probe soll zur Konzentration aller Rissinitiierungsstellen nahe der Mitte der Probe führen, was die Genauigkeit der Rissausbreitungsmessungen bei der Rissinitiierung an Einschlüssen deutlich verbessert.

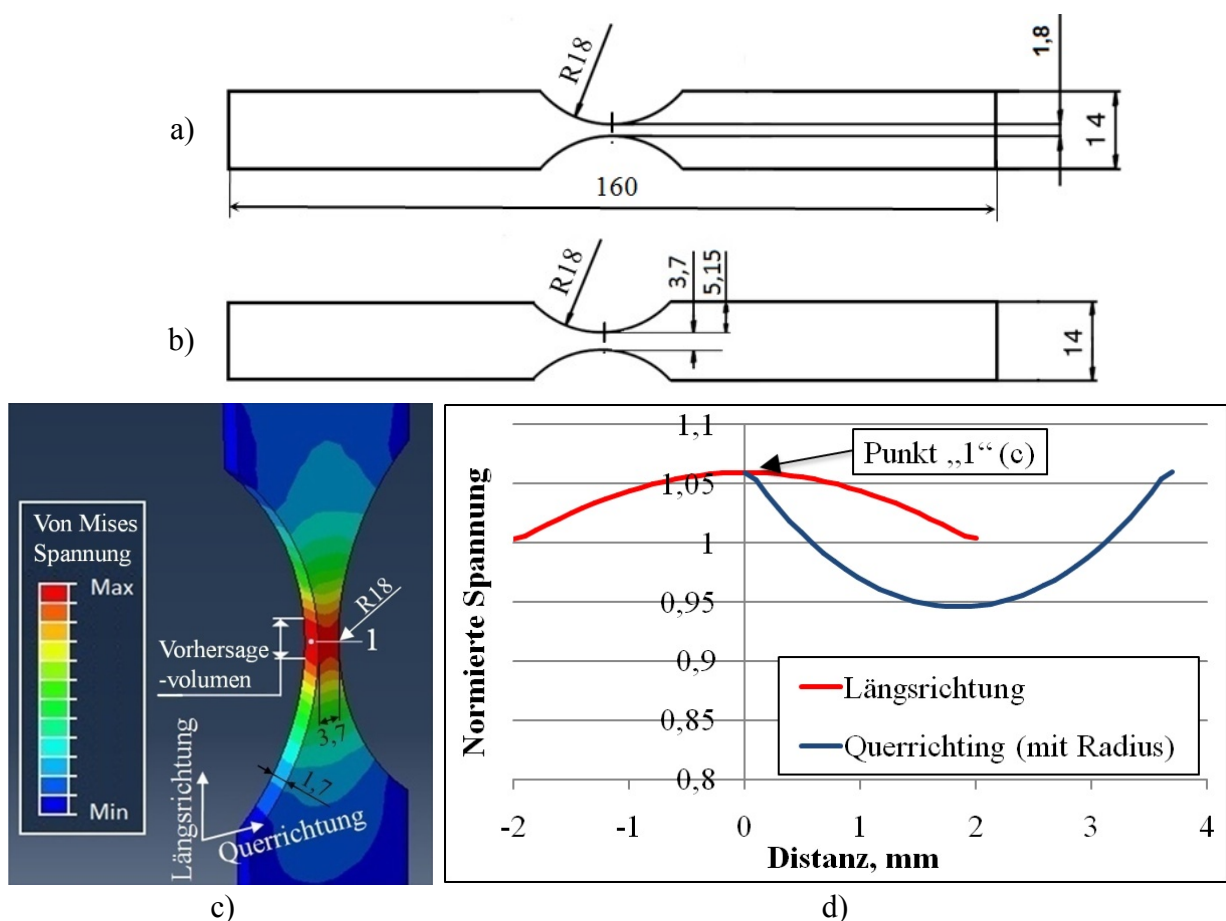


Abb. 3.13: a), b) Geometrie der Ermüdungsproben für die Resonanzprüfmaschine (Probendicke beträgt ca. 1,7 mm); Spannungsverteilung c) in der Probe und d) im höchstbeanspruchten Bereich der Probe entlang der Längs- und Querachsen der Probe

Probenpräparation

Da es sich bei dem Werkstoff um einen metastabilen austenitischen Stahl handelt, kommt es bei der plastischen Verformung zu einer verformungsinduzierten Martensitbildung. In der vorliegenden Arbeit wurden ausschließlich Proben mit einem Martensitvolumenanteil von 60 Vol-% untersucht. Dazu wurden die Probenrohlinge vor dem Fräsen bei einer Temperatur von -90 °C mit einer konstanten Vorschubgeschwindigkeit von 2,5 mm/min auf eine Prüfkraft von 17,3 kN gezogen. Weitere Details zur Martensiterzeugung im Stahl 1.4301 sind der Arbeit von Müller-Bollenhagen (2011) zu entnehmen.

Die vorverformten Rohlinge wurden durch Fräsen nach **Abb. 3.13a** und **b** ausgeformt. Die Proben wurden zuerst mechanisch und danach elektrolytisch poliert. Das mechanische Polieren (Schleifen) erfolgte mit Schleifpapier mit den Körnungen #400, #800, #1200 bis #2500 und diente der Entfernung der infolge der Probenherstellung eingebrachten Deformationsschicht sowie der entstandenen mikroskopisch sichtbaren Fräsriefen. Proben für die Kalibrierungsversuche mit einer Wechselstrompotentialsonde wurden zusätzlich mit einem Startkerb versehen. Dabei wurde unter einem Stereomikroskop Kerben mit einem Diamantdraht der Stärke 0,2 mm mittig in die Proben gesägt. Anschließend wurden die gekerbten und die glatten Proben elektrolytisch poliert, um sowohl die Oberflächenrauheit zu vermindern als auch die infolge des Schleif- und Sägevorgangs auf der Oberfläche entstehenden Eigenspannungen zu entfernen. Der verwendete Elektrolyt setzte sich aus 70 Vol-% Ethanol, 12 Vol-% destilliertem Wasser, 10 Vol-% Diethylenglykolmonobutylether und 8 Vol-% Perchlorsäure (70%) zusammen. Bei einem Poliervorgang wurden die Proben 8 Minuten lang bei einer Elektrolyttemperatur von -20 °C ohne angelegte Spannung gekühlt. Erst danach wurden sie 4 Minuten lang bei einer angelegten Spannung von 20 V poliert. Um ein bestmögliches Ergebnis zu erlangen, wurde die Spannung während der Polierzeit so verändert, dass stets ein Strom von 1,3 A geflossen ist.

3.2.3. Aluminiumschweißnaht

Da sich das Ermüdungsverhalten der Schweißverbindung aus EN AW-6082 T651 als unabhängig von der Beanspruchungsfrequenz erwies (Cremer et al. (2013)), wurde zum Erreichen der angestrebten Grenzlastspielzahl ein Ultraschallermüdungsprüfstand (siehe Abschnitt 3.2.1) verwendet. Die verwendete Probengeometrie sowie die Spannungsverteilung in den Ermüdungsproben sind in **Abb. 3.14** zu sehen. Weitere Details zur Probenvorbereitung und Durchführung der Ermüdungsversuche sind in Cremer et al. (2013) beschrieben.

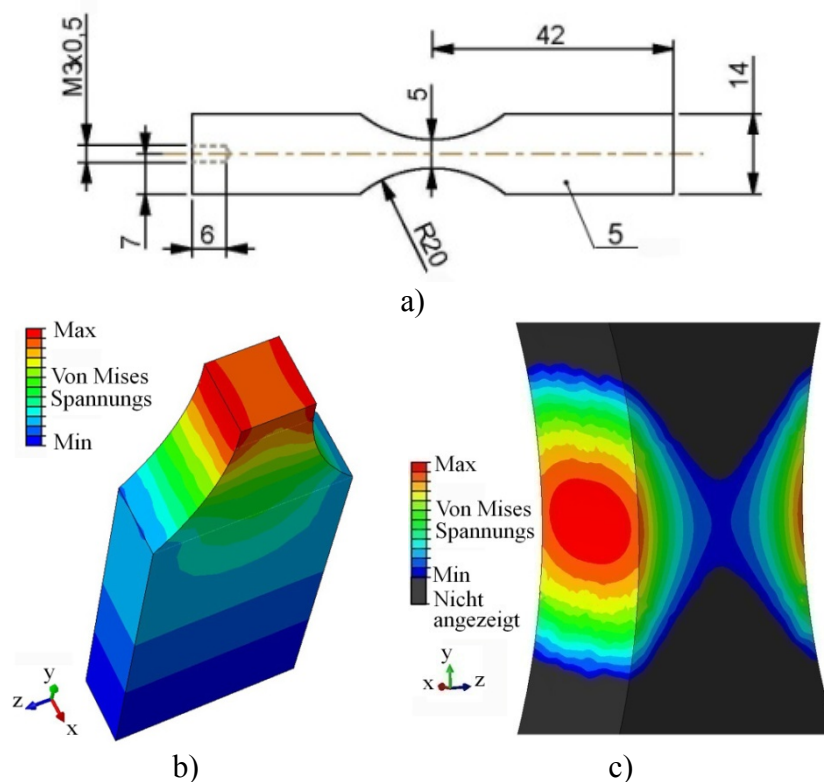


Abb. 3.14: a) Geometrie der Ermüdungsproben für den Ultraschallermüdungsprüfstand; Spannungsverteilung in der Ermüdungsprobe (b) und im Probenvolumen, in dem die Spannung größer als 95% der Nominalspannung ist (c)

3.3 Untersuchungsverfahren

In diesem Kapitel wird das Funktionsprinzip der wichtigsten Geräte und Methoden beschrieben, die für die Charakterisierung der Werkstoffmikrostruktur und Untersuchung der Schädigungsmechanismen zum Einsatz kamen.

3.3.1. Lichtmikroskopie

Zur in-situ Untersuchung der Schädigungsentwicklung an der Oberfläche der gekerbten Proben (**Abb. 3.9**) wurde ein Fernfeldmikroskop eingesetzt. Anschließend konnten die bruchrelevanten Stellen an einem konfokalen Laser-Rastermikroskop genauer untersucht werden. Das konfokale Laser-Rastermikroskop kam ebenfalls bei der Messung der Defektgröße an Schlifflinien zum Einsatz.

Fernfeldmikroskop

Für die optische Risslängenmessung wurden zwei Fernfeldmikroskope des Typs Questar QM 1 bzw. QM 100 verwendet. Beide Fernfeldmikroskope basieren auf dem gleichen Funktionsprinzip, welches in **Abb. 3.15** dargestellt ist. Ein wesentlicher Unterschied liegt nur im Arbeitsabstand der Mikroskope, der für QM1 560-1520 mm und für QM 100 150-335 mm beträgt. Licht fällt durch die Frontlinse und trifft auf einen Hauptspiegel, welcher das Licht auf einen Sekundärspiegel reflektiert. Die zurückgeworfenen Strahlen werden durch eine Bohrung im Zentrum des Hauptspiegels gebündelt und gelangen anschließend über den Axial-Port zur Kamera. Für die Ausrichtung des Mikroskops bzw. der Beleuchtung der

Probenoberfläche ist das Zuschalten eines Umlenkprismas nötig. Die Lichtstrahlen einer externen Lichtquelle werden über den Top-Port eingeleitet und mit Hilfe des Umlenkprismas durch die Bohrung geführt. Nach einer Reflexion am Sekundär- und Hauptspiegel, treten die Strahlen aus der Frontlinse aus und treffen auf den zu untersuchenden Bereich.

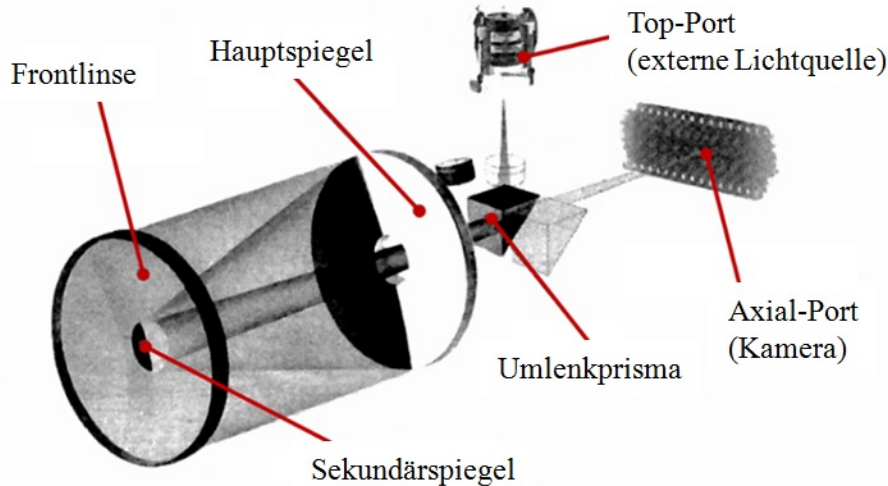


Abb. 3.15: Funktionsprinzip eines Fernfeldmikroskops nach LaVision (2012)

Konfokales Laser-Rastermikroskop

In der vorliegenden Arbeit wurde ein konfokales Laser-Rastermikroskop des Typs OLS 4000 der Firma Olympus verwendet. Bei einem konfokalen Mikroskop wird das Licht von einer Lichtquelle durch eine Lochblende und einen Strahlleiterspiegel auf die untersuchte Probe

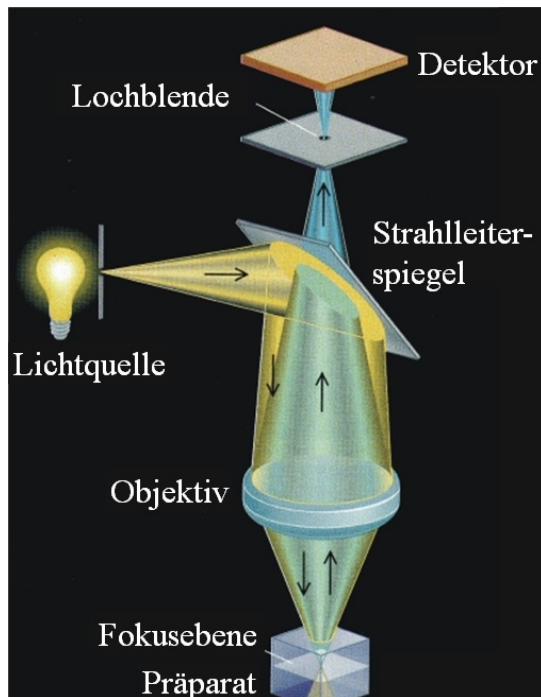


Abb. 3.16: Schematische Darstellung eines konfokalen Laser-Rastermikroskops nach Lichtmann (1994)

geleitet (**Abb. 3.16**). Ein Teil der Licht- oder Laserstrahlen wird von der beleuchteten Stelle der Probe reflektiert und durch ein Objektiv und eine Tubuslinse (nicht dargestellt) in der Mitte der Lochblende fokussiert. Die Lochblende, die zur Fokusebene konjugiert (konfokal) angeordnet ist, sorgt dafür, dass sämtliches Licht, das nicht aus dieser Ebene stammt, nicht vom Detektor erfasst werden kann. Ein Bild von der gesamten Probenoberfläche wird bei einem Laser Scanning Mikroskop aus einer Menge von beleuchteten Stellen mit unterschiedlicher Brennweite zusammengesetzt, wobei die Probe Punkt für Punkt und Zeile für Zeile sequentiell abgetastet wird. Der so erzeugte optische Schnitt ist eine kontrastreiche dreidimensional hochaufgelöste Abbildung der Probenoberfläche. Indem die Fokusebene schrittweise verschoben wird, lassen sich einzelne Bilder (optische Schnitte) zu einem dreidimensionalen Bildstapel zusammensetzen

und anschließend digital verarbeiten. Bei gleicher Wellenlänge des Lichts und gleicher numerischer Apertur des Objektivs ist die laterale Auflösung bei einem Konfokalmikroskop um 40% besser als beim konventionellen Mikroskop (Engelhardt und Knebel (1993))

3.3.2. Elektronenmikroskopie

Zwei Rasterelektronenmikroskope (REM) kamen bei den Untersuchungen zum Einsatz. Das REM des Typs XL 30 der Firma Philips wurde hauptsächlich zur Bestimmung der Korngrößen- und Kornorientierungsverteilungen sowie zur Bruchflächenanalyse verwendet. Das zweite REM vom Typ Helios Nanolab 600 der Firma FEI wurde für eine detaillierte Untersuchung der Gleitbandentwicklung und Mikrorissinitiierung eingesetzt. Dieses Mikroskop ist mit einem fokussierten Ga^+ -Ionenstrahl (engl. Focused Ion Beam, FIB) ausgestattet, mit dem eine Zielpräparation der Proben zur weiteren Untersuchung an einem Transmissionselektronenmikroskop ermöglicht wird.

Beide REM sind sowohl mit Sekundärelektronendetektoren (SE-Detektor oder Everhart-Thornley-Detektor) zur Detektion von niederenergetischen Sekundärelektronen aus der unmittelbaren Probenoberfläche als auch mit Rückstreuelektronendetektoren (BSE-Detektoren) zur Detektion von hochenergetischen Rückstreuelektronen aus tieferen Bereichen unterhalb der Oberfläche ausgestattet. Während SE-Detektoren hauptsächlich zur Untersuchung der Bruchflächentopographie benutzt wurden, gewährleisteten BSE-Detektoren einen besseren Kontrast bei der Abbildung von Korngrenzen und Gleitbändern.

Zur Durchführung der Analyse der Beugung von Rückstreuelektronen (engl. Electron Backscatter Diffraction, kurz EBSD) sind beide Mikroskope mit Phosphorschirmen und CCD-Kameras ausgestattet. Rückstreuelektronen, die bezüglich einer Gitterebene die Braggsche Bedingung erfüllen, wenn das Produkt des zweifachen Gitterabstands und des Sinus des einfallenden Strahlwinkels bezüglich der Oberfläche einem Vielfachen der Strahlwellenlänge entspricht, werden an dieser Ebene gebeugt. Sie erzeugen ein Intensitätsmaximum auf der Mantelfläche eines Beugungskessels (Kosselkegels). Die Schnittpunkte des Kosselkegels mit einem Phosphorschirm, die sogenannten Kikuchi-Pattern, werden von einer CCD-Kamera aufgenommen. Da mehrere Gitterebenen die Braggsche Bedingung gleichzeitig erfüllen können, werden mehrere Kikuchi-Linien gleichzeitig aufgenommen, deren Konstellation einer gewissen Phase und ihrer Orientierung entspricht. Anhand von Kikuchi-Linien kann mittels einer Software die Phase sowie die Kristallorientierung bestimmt werden (Baba-Kishi 2002). Die Aufnahme und Auswertung der Kikuchi-Pattern erfolgte mit dem Softwarepaket OIM der Firma TSL.

Die TEM-Untersuchungen wurden an einem Transmissionselektronenmikroskop vom Typ Talos F200A der Firma FEI durchgeführt. Das Mikroskop ermöglicht die Durchstrahlung von dünnen Metallfolien mit einem Elektronenstrahl, der mit einer Spannung von 200 kV beschleunigt wird. Auf Basis des Verhaltens der transmittierten Elektronen können Rückschlüsse über Nanostruktureigenschaften der durchstrahlten Probe sowie ihre Defekte, wie z. B. einzelne Versetzungen oder Korngrenzen gezogen werden. Die TEM-

Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit wurden an Mikroproben mit Abmessungen von ca. $30 \times 20 \times 0,2 \mu\text{m}$ durchgeführt, die mittels FIB aus relevanten Stellen geschnitten wurden.

3.3.3. Widerstandsmessungen

Zur in-situ Untersuchung der Rissinitiierung und -ausbreitung wurde eine Wechselstrompotentialsonde (WSPS) des Typs CGM7 der Firma Matelect verwendet. Die WSPS besteht aus einer mikroprozessorgesteuerten Stromversorgungseinheit und einem Zweikanalverstärker (**Abb. 3.17**). Der Typ CGM7 kann einen kontinuierlichen Wechselstrom von bis zu 5 A über einem variablen Frequenzbereich von 0,3 bis 500 kHz zur Verfügung stellen. Durch die Wahl von verschiedenen Betriebsfrequenzen in den Messreihen lässt sich die Hauttiefe des Stromflusses auf Basis der Skineffekttheorie einstellen (siehe Horstmann et al. (1993)). Der Zweikanalverstärker wird aus einer phasenempfindlichen Detektorschaltung gebildet, die eine Zerlegung des WSPS-Signals in reale und imaginäre Vektorkomponenten ermöglicht. Für die vorliegende Arbeit ist ausschließlich die reale Vektorkomponente von Bedeutung. Zusätzlich zur CGM7 werden Hoch- und Tiefpassfilter geschaltet, um Fremdgeräusche zu unterdrücken und damit die Signalempfindlichkeit zu verbessern. (Matelect (2014))

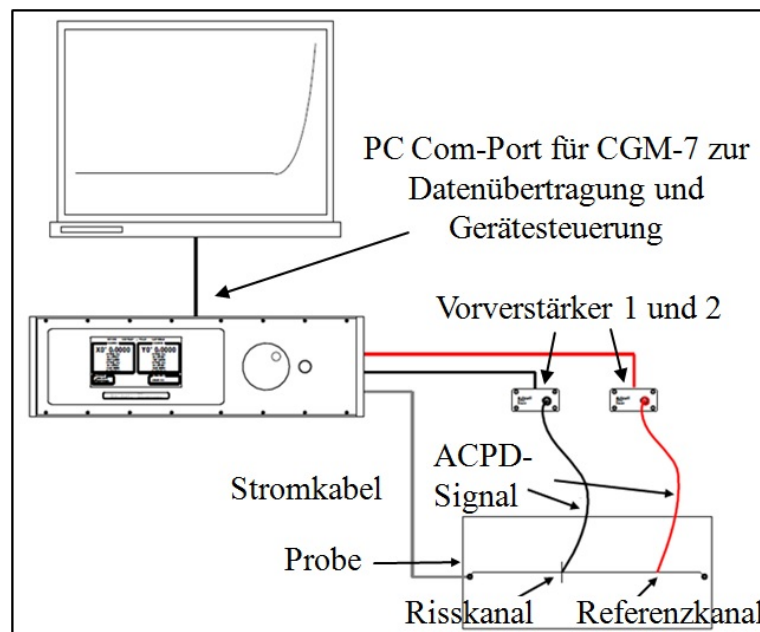


Abb. 3.17: Schematische Darstellung der Funktionsweise der Wechselstrompotentialsonde (Matelect (2014))

Wie in **Abb. 3.17** abgebildet, wird die CGM7 über eine serielle Schnittstelle mit einem externen PC zur Erfassung der Messdaten verbunden. Mit der dazugehörigen Software PDsoft können am PC die Versuchsparameter Stromstärke, Frequenz des Stroms, Verstärkung und Filter eingestellt werden. Ausgehend von der CGM7 werden Strom- und Spannungskabel zur Probe geführt. Die WSPS verfügt über zwei parallele Messkanäle, die der Messung des elektrischen Potentials in einer beanspruchten Probe und einer freiliegenden Referenzprobe dienen. Die Signalmessung in der Referenzprobe soll der Registrierung von Signalschwankungen dienen, die beispielsweise durch Umgebungseinflüsse entstehen. Da die Ermüdungsproben in der vorliegenden Arbeit mit Druckluft gekühlt wurden, deren Einfluss an

einer Referenzprobe nicht äquivalent wiedergegeben werden konnte, wurde nur ein Messkanal benutzt.

Für die Messung des WSPS-Signals werden mindestens vier elektrische Kontakte auf der Probenoberfläche benötigt: zwei Kontakte, um die Probe mit Strom zu speisen und zwei andere, um die entstehende elektrische Spannung im Bereich eines möglichen Defekts zu messen. Eine feste leitende Verbindung zwischen dem Kabel der WSPS und der Probenoberfläche wurde durch eine Klebeverbindung realisiert.

4. Ergebnisse und Diskussion

Zum Erreichen des Projektziels bzw. zur Entwicklung eines Konzepts für eine Lebensdauervorhersage höchster Genauigkeit für den Bereich sehr hoher Lastspielzahlen sowie deren experimentelle Validierung waren experimentelle Untersuchungen erforderlich. Die Durchführung der Ermüdungsversuche an unterschiedlichen Referenzwerkstoffen und anschließende Untersuchung der Rissinitiierungsorte lieferten Informationen über die in den beiden Werkstoffgruppen wirkenden Schädigungsmechanismen und die versagensrelevanten mikrostrukturellen Merkmalsgrößen, wie z. B. die Orientierung und Länge der versagensrelevanten Korngrenzen (Referenzwerkstoff I) oder die Größe und Lage der versagensrelevanten Defekte (Referenzwerkstoff II), die einen direkten Einfluss auf die Lebensdauer ausüben. Während der Zusammenhang zwischen den mikrostrukturellen Merkmalsgrößen und der Lebensdauer auf Basis der aus Ermüdungsversuchen gewonnenen Ergebnisse bestimmt wird, erfolgt die Analyse und die statistische Modellierung der für den jeweiligen Werkstoffzustand zu erwartenden mikrostrukturellen Merkmalsgrößen durch metallographische Untersuchungen im nicht ermüdeten Zustand. Eine solche Vorgehensweise bei der Informationserfassung in relativ kleinen Materialvolumina ermöglicht eine genaue Beschreibung der schädigungsrelevanten mikrostrukturellen Merkmalsgrößen sowie die Abschätzung ihrer Größe in größeren Materialvolumina oder Bauteilen. Die Lebensdauer der Bauteile beliebiger Größe soll auf Basis der modellierten schädigungsrelevanten Merkmalsgrößen und deren Eigenschaften bestimmt werden.

4.1 Einstellung der gewünschten Legierungszustände und Charakterisierung der Mikrostruktur

Im vorliegenden Kapitel wird das Gefüge der ausgewählten Referenzwerkstoffe nach den entsprechenden Wärmebehandlungsvorgängen charakterisiert. Diese Informationen stellen eine Grundlage des angestrebten Lebensdauervorhersagekonzepts dar.

4.1.1 Nimonic 80A

Der Werkstoff mit der in **Tabelle 3.1** angegebenen Zusammensetzung wurde vom Hersteller warmgewalzt, dynamisch rekristallisiert, geschliffen und in Form zylindrischer Stangen mit einem Durchmesser von 15 mm geliefert. Zum Abbau etwaiger infolge der dynamischen Rekristallisation und dem nachfolgenden Schleifvorgang entstandener Eigenspannungen sowie der Einstellung der gewünschten Korn- und Ausscheidungsgröße war eine zusätzliche Wärmebehandlung erforderlich. Da die vom Hersteller empfohlene Wärmebehandlung keine genauen Angaben bezüglich der Temperatur der einzelnen Wärmebehandlungsschritte sowie der erzielten Mikrostruktur enthielt, wurden die gelieferten Stangen einer Wärmebehandlung nach den Parametern von Stöcker (2013) (**Abb. 3.1**) unterzogen. Obwohl die chemischen Zusammensetzungen der in Stöcker (2013) und der in der vorliegenden Arbeit untersuchten Legierungen keine großen Unterschiede aufweisen, waren die Lieferzustände und Abmessungen der gelieferten Rohlinge unterschiedlich (Stöcker (2013) - Ø23, warmgewalzt,

ungeglüht und verzundert). Diese Tatsache erforderte eine zusätzliche Anpassung des ersten Wärmebehandlungsschrittes bzw. der Rekristallisation an den gelieferten Werkstoffzustand.

Die Auswahl der Rekristallisationsparameter wurde an zylindrischen Proben mit einem Durchmesser von 15 mm und einer Länge von 100 mm durchgeführt. Das Ziel der Rekristallisation war die Einstellung eines eigenspannungsarmen Legierungszustandes, der nach Angaben von Stöcker (2013) eine Härte von 180 HV30 aufwies. Gemäß der Empfehlungen des Herstellers wurde zum Lösungsglühen eine Temperatur von 1080°C ausgewählt. Die Verwendung auch nur wenig höherer Temperaturen führte zu einem rasanten und ungleichmäßigen Kornwachstum, wobei niedrigere Temperaturen die Senkung der Härte beim Lösungsglühen enorm verlangsamten. Die Abhängigkeit der einzelnen Härtewerte, die sowohl am Rand als auch in der Mitte der ausgelagerten Rohlinge gemessen wurden sind **Abb. 4.1a** zu entnehmen, während **Abb. 4.1b** die mittlere Härte in Abhängigkeit von der Glühzeit bei 1080°C dargestellt.

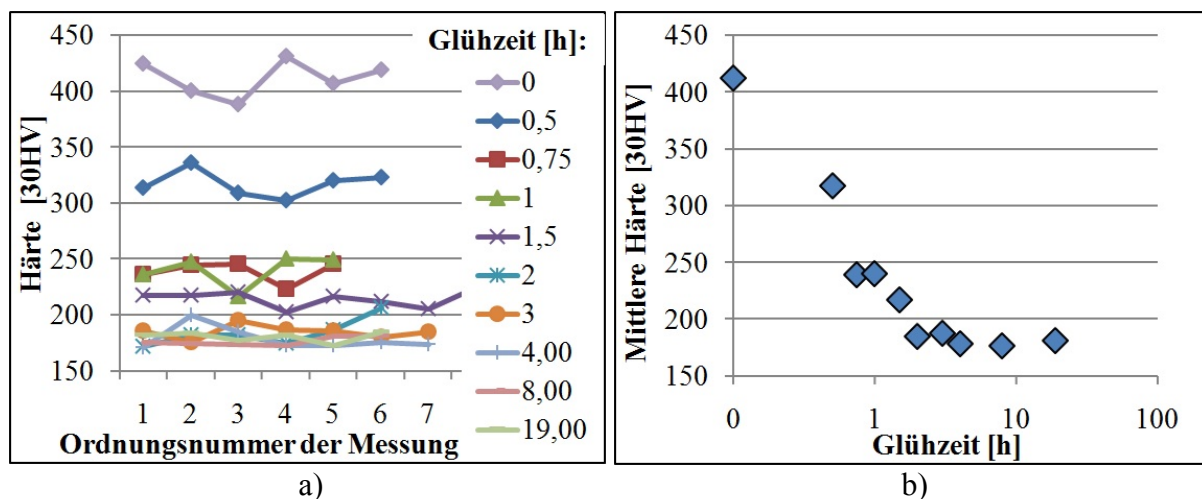


Abb. 4.1: Abhängigkeit **a)** der einzelnen Härtewerte, die sowohl am Rand als auch in der Mitte der ausgelagerten Rohlinge gemessen wurden, sowie **b)** mittleren Härte von der Glühzeit bei 1080°C.

Abb. 4.1 zeigt, dass die an der Stirnfläche der ausgelagerten Proben gemessene Härte mit der Verlängerung der Glühzeit abfällt. Der Abfall findet jedoch nur bis zum Erreichen der von Stöcker (201) angegebenen Härte von 180 HV30 statt. Diese Tatsache deutet auf den vollständigen Abbau der herstellungsbedingten Eigenspannungen hin. Ebenso deutet eine geringe Streuung der Härtemessungen an unterschiedlichen Stellen der Probenstirnflächen auf die Erhaltung eines eigenspannungsfreien Gefüges hin. **Abb. 4.1a** zeigt, dass die Streuung der gemessenen Härte mit der Verlängerung der Glühzeit kleiner wird, was mit dem Abbau des herstellungsbedingten Eigenspannungsgradienten von der Probenoberfläche hin zum Probeninneren und der Einstellung eines homogenen Gefüges bei größeren Glühzeiten erklärt werden kann. Der leichte Abfall der mittleren Härte, der nach 2-stündiger Glühzeit und dem Erreichen der angestrebten 180 HV30 zu beobachten ist (siehe **Abb. 4.1b**), kann mit einem Kornvergrößerungsvorgang erklärt werden. **Abb. 4.2a** zeigt, dass es nach einer leichten Veränderung der mittleren Korngröße während des Stadiums der raschen Härtereduktion (bis 2 h Glühzeit in **Abb. 4.1b**) zu einer schnellen Kornvergrößerung kommt. Die Abhängigkeit

zwischen der Glühzeit und der entsprechenden mittleren Korngröße kann nach 2-stündiger Auslagerung mit einem Potenzgesetz mit dem Exponenten $\approx 0,77$ beschrieben werden.

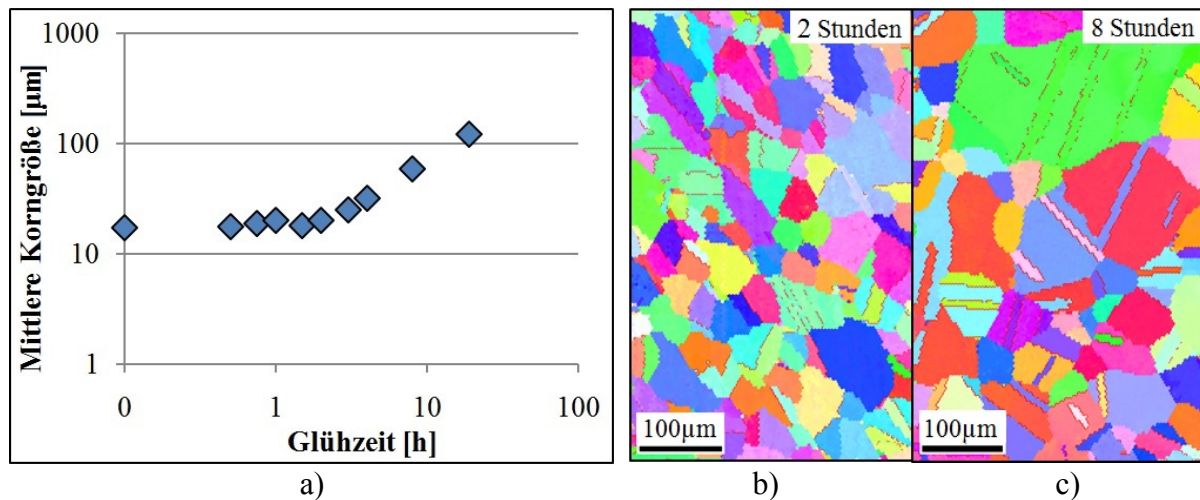


Abb. 4.2: Einfluss der Glühzeit bei 1080°C auf a) die mittlere Korngröße sowie die Beschaffenheit der Körner b) nach 2 h und c) nach 8 h Glühen. Bereiche mit unterschiedlichen Farben kennzeichnen Körner, rote Linien kennzeichnen $\{111\}$ -Zwillingskorn Grenzen.

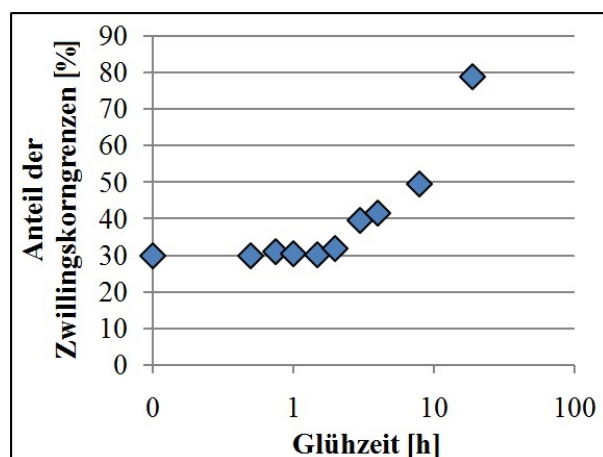


Abb. 4.3: Einfluss der Glühzeit bei 1080°C auf den Anteil der $\{111\}$ -Zwillingskorn Grenzen.

fortschreitender Kornvergrößerung (**Abb. 4.3**).

Auf Basis der ermittelten Zusammenhänge wurden für die Durchführung des Lösungsglühens am zu untersuchenden Werkstoff Glühzeiten von 2 und 4 h ausgewählt. **Abb. 4.4** veranschaulicht die Korngrößenverteilung sowie die Verteilung des Missorientierungswinkels in den beiden Gefügen. Jede Korngrößenverteilung wurde mit **Gl. 2.46** modelliert. Der Lage- und Skalierungsparameter der Lognormalverteilung betragen 3,018 und 0,309 für 2-stündiges bzw. 3,268 und 0,415 für 4-stündiges Glühen. Obwohl die Korngrößenverteilung nach 4 h Glühzeit infolge der ungleichmäßigen Kornvergrößerung immer mehr von der Lognormalverteilung abweicht (**Abb. 4.4a** und **b**), ist die Anpassung in beiden Fällen

Abb. 4.2b und **c** veranschaulichen die Korngrößenverteilung nach zweistündiger bzw. achtstündiger Auslagerung bei 1080°C . Aus den dargestellten Abbildungen geht hervor, dass sich die Korngrößenverteilung mit der Glühzeit ändert. Bei Glühzeiten ab 2 h findet bevorzugt das Wachstum von größeren Körnern statt, wobei die Größe der kleineren Körner fast unverändert bleibt. Dieses Verhalten erklärt den überhöhten Exponenten bei der Beschreibung der Kornwachstumsrate. Ein besonderes Verhalten weist der Anteil der $\{111\}$ -Zwillingskorn Grenzen auf. Der Anteil der $\{111\}$ -Zwillingskorn Grenzen wächst mit

befriedigend. Die dargestellten Verteilungen weisen durchschnittliche Korngrößen von 20 und 32 μm für 2- bzw. 4-stündiges Lösungsglühen auf.

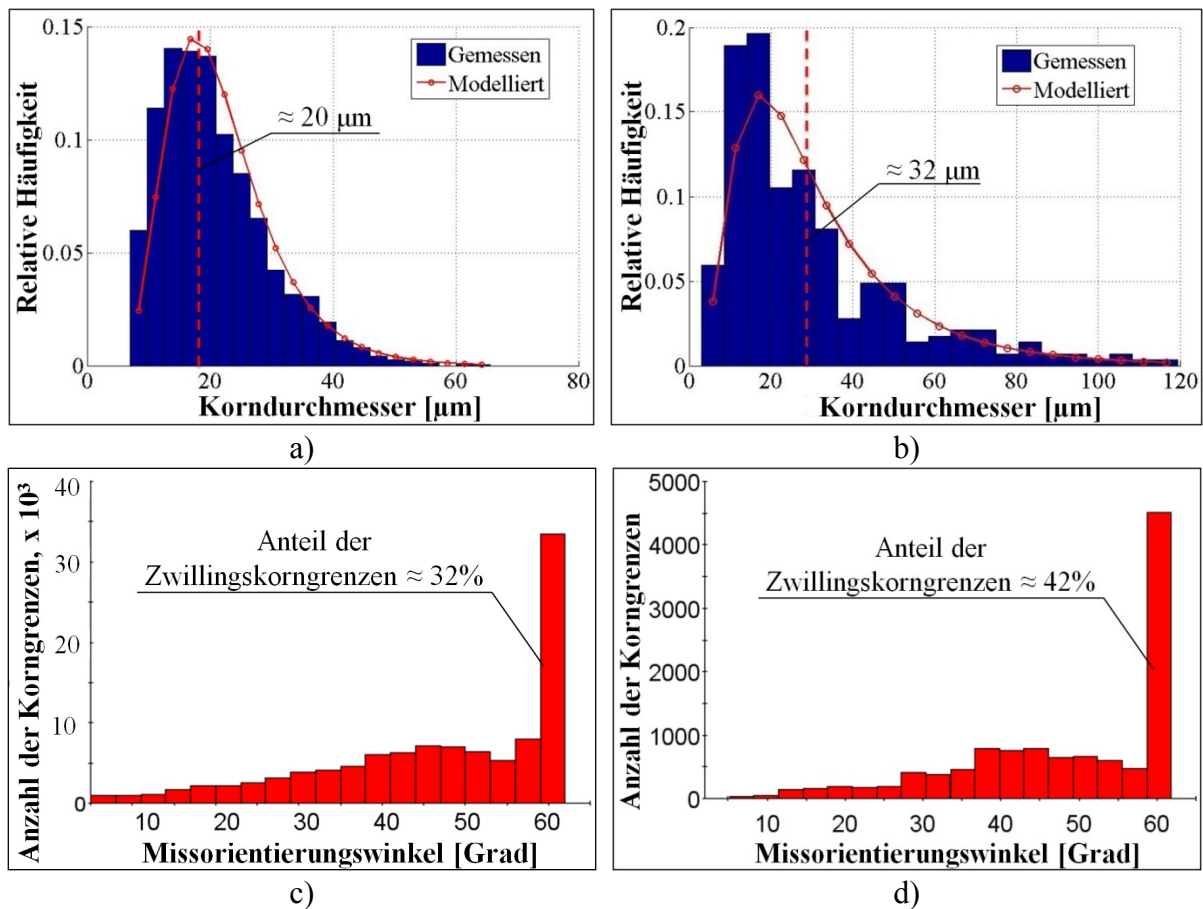


Abb. 4.4: Korngrößenverteilungen **a)** nach 2 und **b)** 4 h Lösungsglühen mit angepassten Lognormalverteilungen (Gl. 2.46) bzw. **c)**, **d)** die entsprechenden Verteilungen des Missorientierungswinkels an unterschiedlichen Korngrenzen.

Die Verteilungen des Missorientierungswinkels (**Abb. 4.4c** und **d**) deuten auf eine geringe Anzahl der Kleinwinkelkorngrenzen und einen großen Großwinkelkorngrenzenanteil hin. Besonders hoch ist der Anteil der $\{111\}$ -Zwillingskorngrenzen, die den Missorientierungswinkel von 60° besitzen. Die Verteilung der Kornorientierung weist keine Vorzugsorientierungen für die beiden Glühzeiten auf (**Abb. 4.5**)

Zur Abschätzung der Größe der Anisotropiespannungen an Zwillingskorngrenzen wurden ebenfalls Ermüdungsversuche an einzelnen Proben mit 60 μm Durchschnittskorngröße durchgeführt. Dieser Zustand wurde infolge des 8-stündigen Glühens bei 1080°C eingestellt. Wie aus **Abb. 4.2c** hervorgeht, unterscheidet sich die Größe einiger Körner in diesem Zustand von der Durchschnittsgröße drastisch, so dass die Länge einiger Zwillingskorngrenzen 200-300 μm betragen kann.

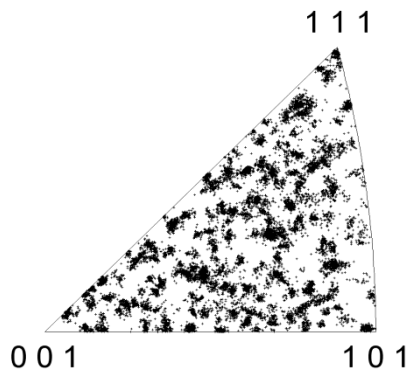


Abb. 4.5: Kornorientierungsverteilung in Nimonic 80A nach zweistündigem Lösungsglühen.

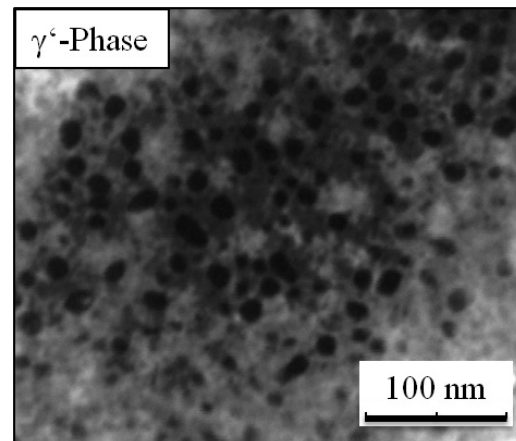


Abb. 4.6: TEM-Aufnahme des Mikrogefüges von Nimonic 80A nach dem 16-stündigen Ausscheidungshärten.

Nach dem Erreichen der gewünschten Härte von 180 HV30 wurden die beiden Probenchargen gemäß Stöcker (2013) einer 16-stündigen Ausscheidungshärtung bei 710°C unterzogen. Nach diesem Wärmebehandlungsschritt konnte ein gleichmäßiger Härteanstieg um ca. 200 HV30 an den Stirnflächen der wärmebehandelten Proben gemessen werden. Darüber hinaus konnte mittels TEM die Ausscheidungsgröße von ca. 20 nm nachgewiesen werden (**Abb. 4.6**). Laut Stöcker (2013) entsprechen diese Parameter dem maximal ausscheidungsgehärteten Zustand von Nimonic 80A.

4.1.2 Stahl 1.4301

Der Stahl 1.4301 wurde in Blechform (1000 x 2000 mm, Ausführung 2B) mit einer Dicke von 2 mm nach einem Warmwalzvorgang im lösungsgeglühten Zustand angeliefert, so dass keine zusätzliche Wärmebehandlung zum Abbau der herstellungsbedingten Eigenspannungen oder zur Einstellung einer gleichmäßigen Kornorientierungsverteilung erforderlich war. Die Charakterisierung der räumlichen Verteilung sowie der Größenverteilung der Einschlüsse erfolgte an Schliffrichtungen, die parallel und senkrecht zur Walzrichtung (RD) (**Abb. 4.7**) im Lieferungszustand (ohne Vorverformung) entnommen wurden.

Insgesamt wurden 80 Schliffrichtungen mit den Abmessungen 2 x 14 mm bzw. einer Inspektionsfläche von 28 mm² gefertigt, an denen die Größe und Position aller Einschlüsse anschließend gemessen wurde. Die Messungen wurden mittels des konfokalen Mikroskops Olympus LEXT OLS4000 durchgeführt und durch die Bildbearbeitungssoftware ImageJ ausgewertet. Zur Quantifizierung der Größe der gemessenen zweidimensionalen Defekte wurde der Parameter $\sqrt{\text{Fläche}}$ unter Berücksichtigung der Regeln zur Idealisierung der Fehlergeometrie verwendet (Murakami (2002)).

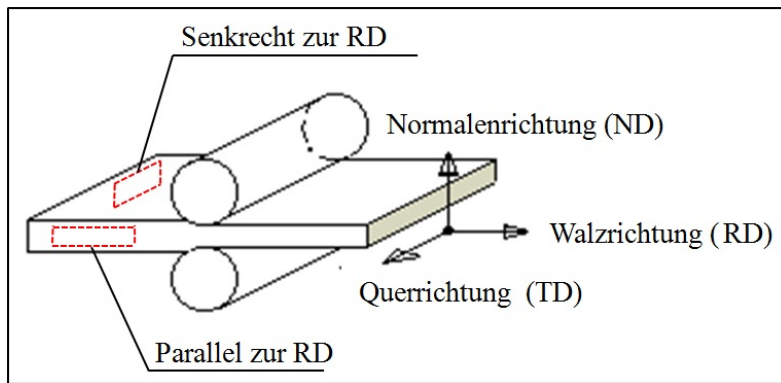


Abb. 4.7: Probenentnahme aus einem Blech des Stahls 1.4301 zur Charakterisierung der Defektverteilung.

Die Größe der maximalen Einschlüsse von jedem inspizierten Querschliff ist im sogenannten Gumbel-Diagramm in **Abb. 4.8** dargestellt. Auf der Y-Achse des Gumbel-Diagramms werden reduzierte Variablen bzw. Doppellogarithmen der nach **Gl. 2.28** berechneten relativen Häufigkeiten aufgetragen, die in einem linearen Zusammenhang zu den Gumbel-verteilten Zufallsvariablen stehen. Bei Vorhandensein einer Streuung weisen alle berechneten und reduzierten Variablen der Gumbel-Verteilung eine lineare Abhängigkeit zur Größe der gemessenen maximalen Einschlüsse auf, was für die Zugehörigkeit der gemessenen Werte zu den Gumbel-Verteilungen mit den Lageparametern $\mu = 14,48$ bzw. $10,37$ und den Skalierungsparametern $\delta = 2,02$ und $1,52$ für parallel bzw. senkrecht zur Walzrichtung entnommenen Proben spricht.

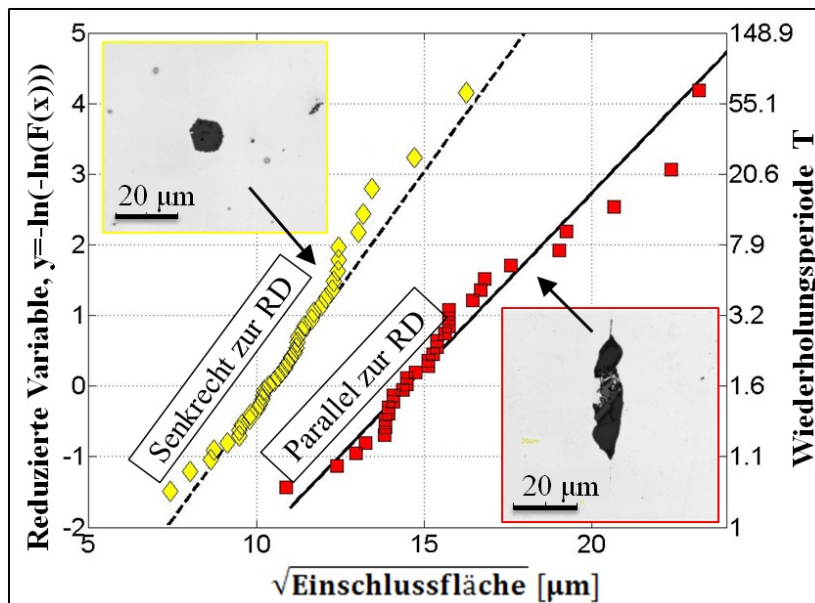
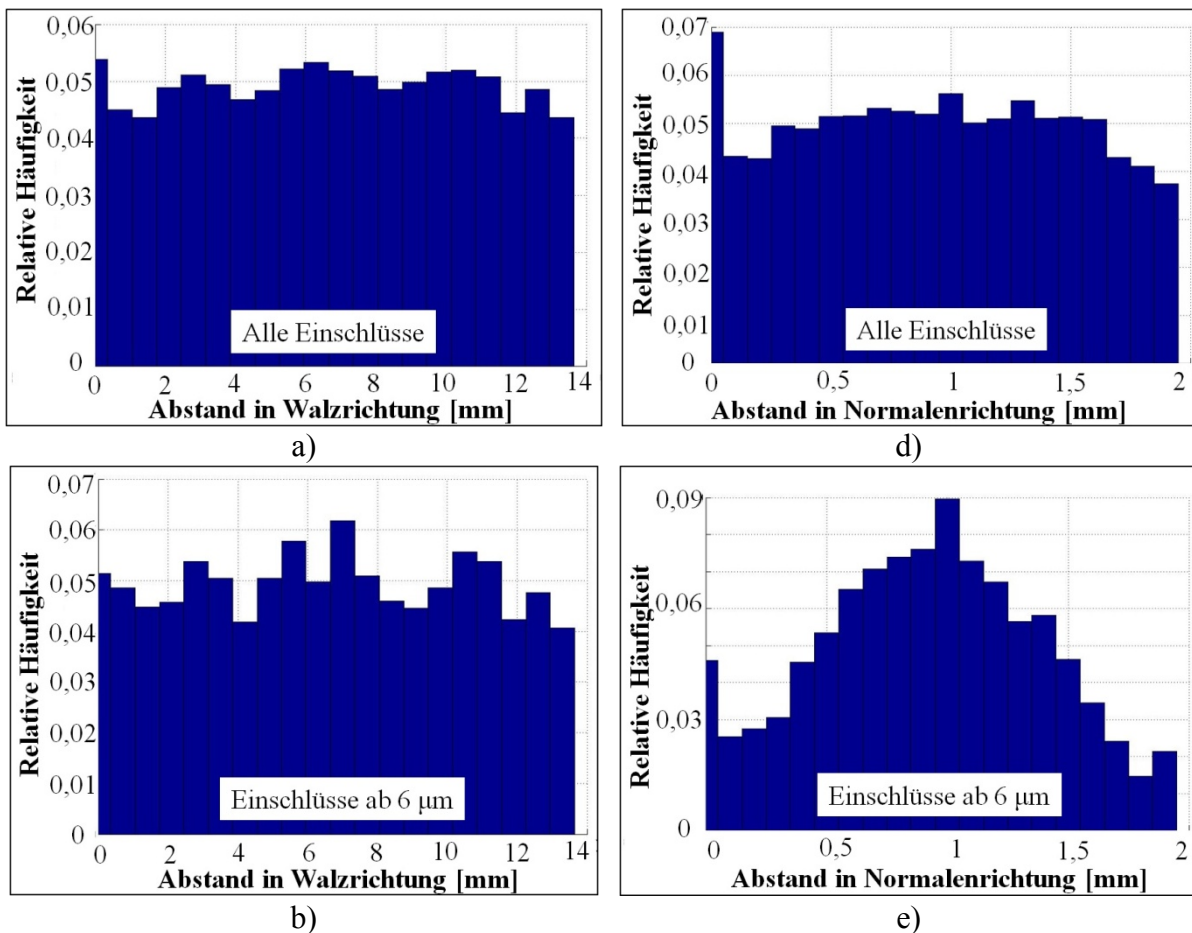


Abb. 4.8: Die Größe der maximalen Defekte von jedem inspizierten Querschliff im Gumbel-Diagramm.

Die größten Einschlüsse der parallel zur Walzrichtung entnommenen Schliffe liegen im dargestellten Diagramm rechts und sind somit generell größer als die Ergebnisse der gleichen Messungen an den senkrecht zur Walzrichtung entnommenen Schliffen. Darüber hinaus besitzen die größeren Einschlüsse eine parallel zur Walzrichtung langgestreckte Form, was mit den Beobachtungen von Müller-Bollenhagen (2011) übereinstimmt. Die in **Abb. 4.8**

präsentierten Verteilungen der maximalen Einschlüsse entsprechen ebenfalls den Ergebnissen von Grigorescu et al. (2014) und geben damit bereits einen ersten Hinweis, warum die Schwingfestigkeit der parallel zur Walzrichtung entnommenen, d. h. senkrecht zur Walzrichtung versagten, Ermüdungsproben im Vergleich zu den gleichen senkrecht zur Walzrichtung entnommenen Proben höher ist.

Die räumliche Verteilung aller gemessenen Einschlüsse sowie der Einschlüsse, deren Größe einen gewissen Schwellenwert überschreitet, sind entlang der Walz- und der Normalenrichtung in **Abb. 4.9** dargestellt. Während die räumlichen Einschlussverteilungen entlang der Walz- und der Querrichtung (hier nicht aufgeführt) unabhängig von der ausgewählten Schwellenwertgröße relativ gleichmäßig bleiben, verjüngt sich die relative Häufigkeit der gemessenen Einschlüsse an der Schliffmitte mit der Zunahme der ausgewählten Schwellenwertgröße. Dieses Verteilungsverhalten veranschaulicht die Tendenz der größeren Einschlüsse, sich in der Mitte des Stahlblechs zu konzentrieren, was auf eine herstellungsbedingte allmähliche Erstarrung der Blechrohlinge aus der Schmelze zurückgeführt werden kann. Die in der Schmelze anfänglich gleichmäßig verteilten Begleitelemente und Einschlüsse werden von den schneller abkühlenden Rändern ausgehend vor der Erstarrungsfront hergeschoben und in der Restschmelze in der Mitte des Rohlings angereichert (Janssen (2003)). Anschließend wird den sich in der Mitte des Rohlings konzentrierenden Einschlüssen durch hohen Druck und Verformungsgrad beim Kaltwalzenvorgang die in **Abb. 3.2a** dargestellte langgestreckte Form verliehen. Da das Walzen nur entlang einer Richtung erfolgte, ist die gestreckte Form der großen Einschlüsse ebenfalls nur entlang einer Richtung zu sehen.



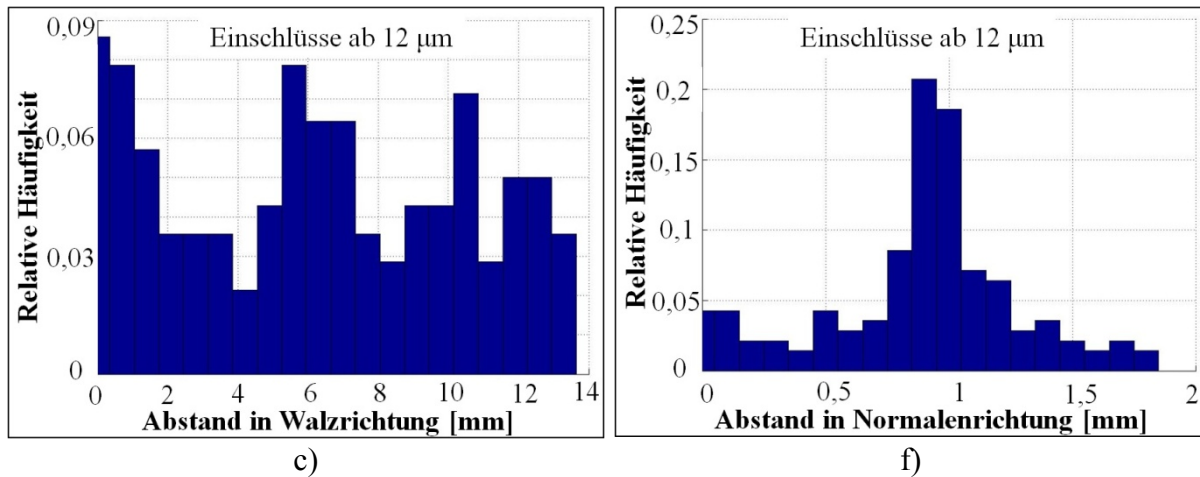


Abb. 4.9: Räumliche Verteilung gemessener Einschlüsse entlang der Walzrichtung und Normalenrichtung (Abb. 4.7).

Da sowohl die Positions- als auch die Größenverteilung der Einschlüsse bei parallel und senkrecht zur Walzrichtung entnommenen Schlifften ein ähnliches Verhalten aufweisen, wird die Modellierung der Einschlussverteilung in diesem Kapitel am Beispiel der parallel zur Walzrichtung gemessenen, größeren Einschlüsse beschrieben. Entsprechende Positionsverteilungen der senkrecht zur Walzrichtung gemessenen, kleineren Einschlüsse sind in **Anhang A1** aufgeführt.

Die VP-Verteilung (Gl. 2.52) ist eine Standardfamilie von statistischen Verteilungen und stellt eine Basis zur Modellierung von Beobachtungen dar, die Überschreitungen über einen gewissen Schwellenwert darstellen (Shi et al. (1999)). Zur Bestimmung des Schwellenwertes der anzupassenden VP-Verteilung wurde ein Diagramm der mittleren Überschreitungen erstellt (Abb. 4.10). Abgesehen von einer relativ großen Streuung geht aus dem Diagramm hervor, dass eine annähernd lineare Abhängigkeit des Mittelwerts der Überschreitungen sowie

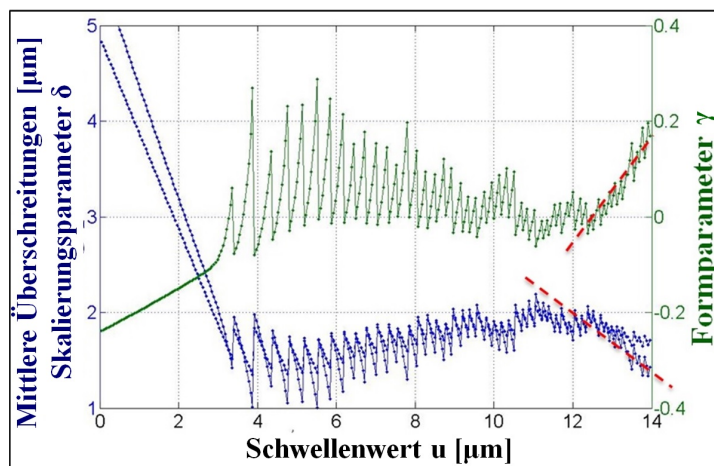


Abb. 4.10: Mittlere Überschreitungen sowie der Skalierungs- und Formparameter der an die gemessenen Einschlussgrößen angepassten VP-Verteilung abhängig von der Schwellenwertgröße u .

Parameter $\gamma = 0,0571$ und $\delta = 1,71$ bestimmt. Die relativ kleine Größe des Formparameters deutet auf die Ähnlichkeit der dargestellten Einschlussverteilung mit einer exponentiellen

der Parameter der VP-Verteilung von dem Schwellenwert u nur dann zustande kommt, wenn ein Schwellenwert von $12 \mu\text{m}$ überschritten wird. Das deutet auf die Zugehörigkeit der Messwerte ab $12 \mu\text{m}$ zur VP-Verteilung hin. Daher wurden für die weitere Modellierung der versagensrelevanten Einschlüsse nur die gemessenen Einschlüsse ab dem Schwellenwert $12 \mu\text{m}$ verwendet. Die Größe der gemessenen Einschlüsse ab $12 \mu\text{m}$ im Pareto-Wahrscheinlichkeitsnetz ist in **Abb. 4.11** dargestellt. Anhand des ML-Schätzers wurden die

Verteilung hin, was die relativ kleine Abweichung der gemessenen maximalen Einschlüsse von der angepassten Gumbel-Verteilung erklärt (**Abb. 4.8**).

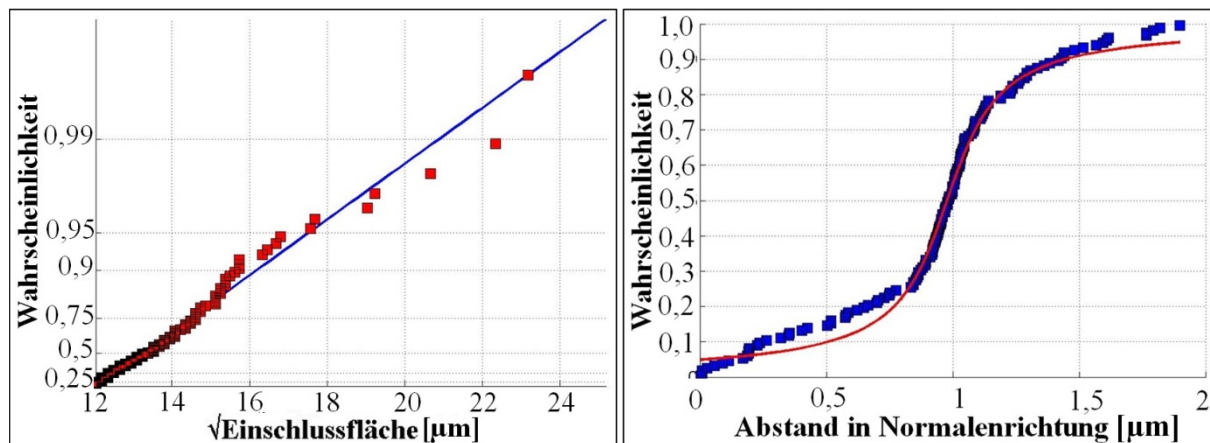


Abb. 4.11: Größe der Einschlüsse ab 12 μm im Pareto-Wahrscheinlichkeitsnetz.

Abb. 4.12: Kumulative Frequenz der Position von gemessenen Einschlüssen ab 12 μm entlang der Normalenrichtung mit angepasster Cauchy-KVF.

Die Auswahl der Funktion zur Beschreibung der räumlichen Verteilung der Einschlüsse ab 12 μm entlang der Normalenrichtung erfolgte auf Basis der Minimum-Bedingung der Summe von Abweichungsquadraten der ausgewählten Funktion von den Messwerten. Unter dieser Bedingung wurde die Cauchy-Verteilung ausgewählt. Die kumulative Frequenz der Position der gemessenen Einschlüsse ab 12 μm entlang der Normalenrichtung mit angepasster Cauchy-KVF ist in **Abb. 4.12** dargestellt. Einen relativ steilen Anstieg bzw. Abfall der Funktionsdichte nahe dem Mittelwert der beschreibenden Zufallsvariable erlaubt eine angemessene Beschreibung der gemessenen Einschlussposition entlang der Normalenrichtung des Stahlblechs. Für die Beschreibung der Position der Einschlüsse ab 12 μm entlang der Walz- (**Abb. 4.9c**) und der Querrichtung (hier nicht aufgeführt) wird die Gleichverteilung (**Gl. 2.45**) verwendet.

4.1.3 Aluminiumschweißnaht

Bleche mit den Abmessungen von 500 x 500 x 6 mm der ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierung EN AW-6082 T651 wurden mittels Schutzgasschweißung und dem Zusatzwerkstoff S Al 5183 auf einem vollautomatischen Schweißbisch im MIG-Verfahren gefügt. Die Nahtgeometrie mit einem Härteverlauf quer zur Naht ist in **Abb. 4.13** zu sehen. Durch Veränderung der Schweißparameter wurden zwei Schweißnahtausführungen mit unterschiedlicher Nahtqualität hergestellt. Die Qualität der Nähte wurde nach DIN EN ISO 10042 unter Berücksichtigung der Größe und des Volumenanteils der in den Schweißnähten detektierten Defekte bewertet. Für die Bewertung der Nahtqualität wurden für beide Nahtqualitäten jeweils drei rechteckige Proben 8 x 9 x 34,5 mm (**Abb. 4.13**) an unterschiedlichen Stellen der Naht entnommen und einer röntgenographischen Analyse unterzogen. Die Röntgenaufnahmen mit den Abmessungen der maximalen Defektgröße sind in **Anhang A2** aufgeführt. Deren Analyse ergab, dass eine Variante Poren mit einem maxi-

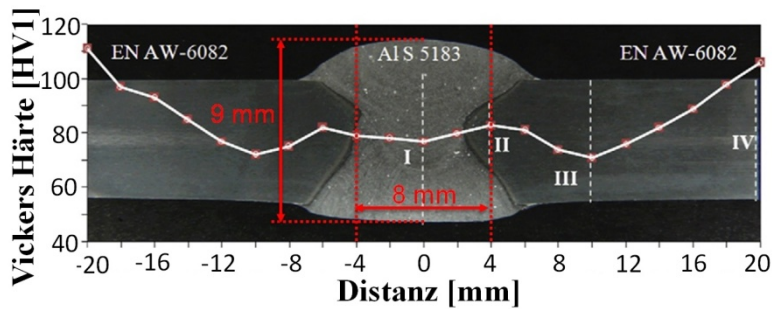


Abb. 4.13: Querschliff der Schweißnaht mit dem gemittelten Härteverlauf nach Cremer et al. (2014). Die roten Linien bezeichnen die Probenabmessungen für röntgenographische Untersuchungen.

Variante betrug $\approx 0,22$ mm ($\sqrt{\text{Fläche}} = 195$ μm) mit einem Porenvolumenanteil von $\approx 0,01\%$. Darüber hinaus wurden dabei keine Bindefehler detektiert, wodurch diese Variante der Qualitätsgruppe B (QGB) für „qualitativ hochbeanspruchte Schweißnähte“ zugeordnet werden kann.

Die Vorhersage der Größe der bruchrelevanten Defekte wird auf der Basis der Defektmessungen an rechteckigen Querschliffen der Abmessungen 9mm x 34,5mm mit Hilfe röntgenographischer Untersuchungen durchgeführt. Jede Probe wurde parallel zur Schweißnahtichtung gleichmäßig in 15 Querschliffe mit einem Abstand von $\approx 0,5$ mm mit anschließender Messung der Größe und Position aller Defekte aufgeteilt. Die Messungen wurden mit dem konfokalen Laser-Rastermikroskop und der Bildbearbeitungssoftware ImageJ durchgeführt bzw. ausgewertet. Der Parameter $\sqrt{\text{Fläche}}$ wurde zur Abschätzung der Größe der zweidimensionalen Defekte unter Berücksichtigung der Regeln zur Idealisierung und Aufbereitung der Fehlergeometrie verwendet (Zerbst und Hübner (2004)).

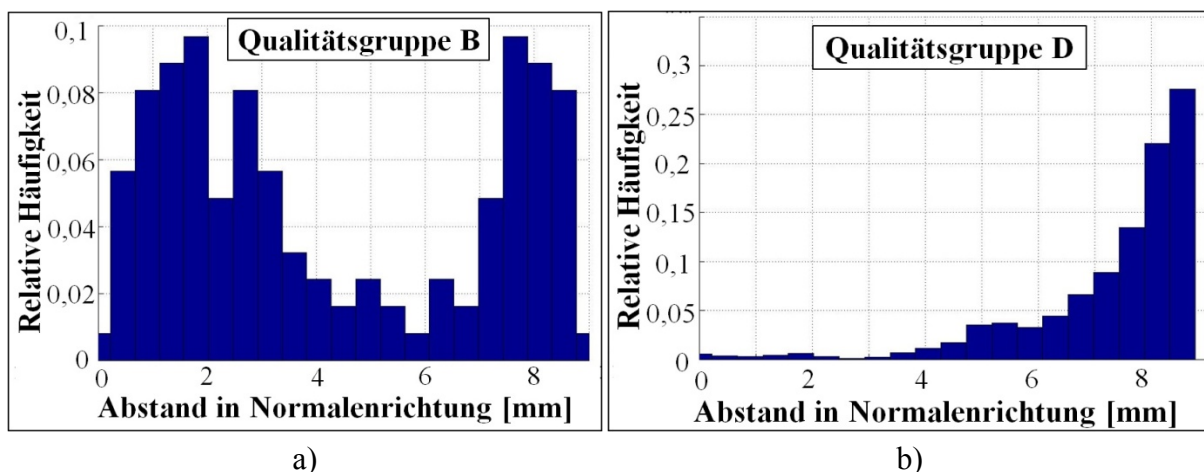


Abb. 4.14: Verteilung aller Defekte entlang der Normalenrichtung der Schweißnähte der QGB- (a) und QGD-Variante (b).

Die Verteilungen aller Defekte entlang der Normalenrichtung der Schweißnähte beider Qualitätsgruppen sind in **Abb. 4.14** dargestellt. Während die Verteilung aller Defekte in der QGB-Variante keine markante Form aufweist und mit der Gleichverteilung beschrieben

malen Durchmesser von ca. 1,1 mm ($\sqrt{\text{Fläche}} = 975$ μm) sowie Bindefehler mit einer maximalen Breite von ca. 0,4 mm enthält und ihre Porosität bei $\approx 0,5\%$ liegt. Diese Werte lassen diese Variante in die Qualitätsgruppe D (QGD) einordnen. Dies entspricht der Qualitätsklasse „konstruktive Schweißnähte mit moderaten Beanspruchungen“. Der maximale Porendurchmesser in der zweiten

werden kann, konzentriert sich die überwiegende Anzahl an Defekten bei der QGD-Variante an der oberen Nahtoberfläche (**Abb. 4.14b**), was vermutlich auf die hohe Erstarrungsgeschwindigkeit und die damit verbundene Verhinderung der Entgasung während des Schweißprozesses zurückzuführen ist. Die in **Abb. 4.14b** dargestellte Defektverteilung sowie unregelmäßige Spannungsverteilung im Querschnitt der in **Abb. 3.14b** und **c** dargestellten Ermüdungsproben erklärt die bevorzugte Rissinitiierung an der Probenoberfläche.

Ebenso wie die räumliche Verteilung unterscheiden sich die beiden Schweißnahtqualitäten auch hinsichtlich der Art der Defekte. In den Querschliffen aus der QGB-Variante wurden ausschließlich Poren detektiert, während durch die Untersuchungen der QGD-Variante sowohl Poren als auch Bindefehler nachgewiesen werden konnten (**Abb. 4.15a** und **b**). Für die Modellierung der Größe der maximalen Poren der QGB wurde die Gumbel-Verteilung (**Gl. 2.50**) mit $\mu = 27,7$ und $\delta = 83,7$ verwendet. Da die Querschliffe der QGD zwei Arten von Defekten aufweisen, wurde ein Modell der konkurrierenden Risiken (competing risk) für die Modellierung der maximalen Defekte verwendet:

$$F_{QGD}(x) := \Pr(\sqrt{\text{Fläche}}_{\max,i} \leq x) = F_1(x) \cdot F_2(x) \quad (4.1)$$

mit der Gumbel-Verteilungsfunktion $F_i(x)$ (**Gl. 2.50**). Die Anpassungsparameter betragen $\mu_1 = 192$, $\mu_2 = 45,7$, $\delta_1 = -824$ und $\delta_2 = 590$. Die maximale Defektgröße aus jedem untersuchten Querschliff von der QGB- und QGD-Variante mit den angepassten Funktionen F_{QGB} und F_{QGD} sind in **Abb. 4.15c** bzw. **d** im Gumbel-Wahrscheinlichkeitsnetz dargestellt.

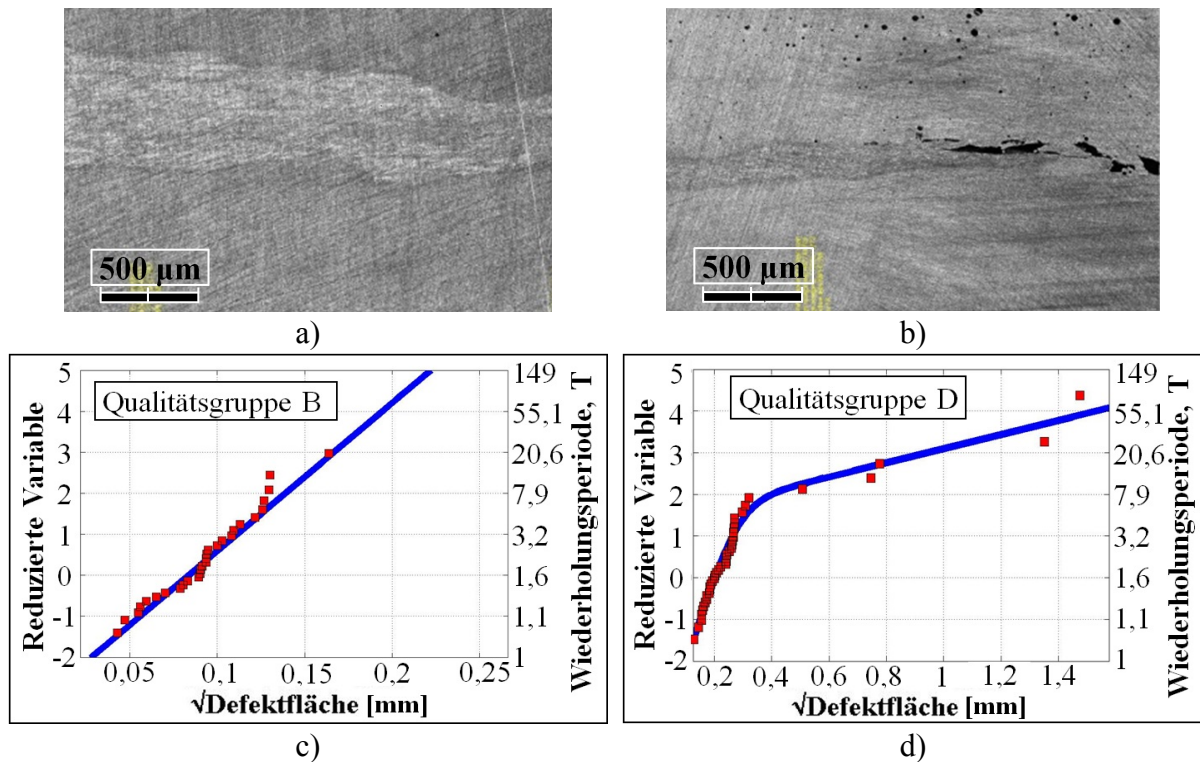


Abb. 4.15: Schliiffabschnitte der Schweißnähte der a) QGB- bzw. b) QGD-Variante; maximale Defektgröße aus jedem untersuchten Querschliff der c) QGB- bzw. d) QGD-Variante mit den jeweiligen angepassten statistischen Verteilungen im Gumbel-Wahrscheinlichkeitsnetz.

Die verwendeten statistischen Verteilungen stellen eine Basis zur Abschätzung der Größe und Position der bruchrelevanten Defekte auf größeren Flächen oder in größeren Volumina dar, die zur anschließenden Abschätzung der Lebensdauer verwendet werden.

4.2 Ermüdungsverhalten nach 10^6 Lastspielen

In diesem Unterkapitel werden alle Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen mit Angabe der Versuchsbedingungen vorgestellt. Um das Hauptziel der vorliegenden Arbeit zu erreichen, wurden bei jeder ermüdeten Probe die zum Versagen führenden Schädigungsmechanismen bestimmt und mit speziellen Merkmalsgrößen charakterisiert. Aufgrund der vorliegenden Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen sowie der Größe der versagensrelevanten Merkmale wird das Ermüdungsverhalten der in den Unterkapiteln 3.1 und 4.1 charakterisierten Werkstoffe beschrieben.

4.2.1 Nimonic 80A

Die Versuche zur Aufklärung des Ermüdungsverhaltens der Nickelbasis-Superlegierung Nimonic 80A wurden an drei Probenchargen mit unterschiedlicher mittlerer Korngröße durchgeführt.

Nimonic 80A mit einer mittleren Korngröße von 20 μm

Um die geplanten Ermüdungsversuche im zeitlich vertretbaren Rahmen durchführen zu können, kam ein Ultraschallermüdungsprüfstand zur Anwendung. Ermüdungsproben mit der in **Abb. 3.9a** dargestellten Probengeometrie wurden bei ca. 19 kHz in Laborluftatmosphäre ermüdet. Um eine unzulässige Erwärmung der Proben zu vermeiden, wurde die Beanspruchung im Puls-Pause Betrieb (250 ms zu 650 ms) und unter Verwendung einer Druckluft-Kühlung durchgeführt.

Das verwendete Fernfeldmikroskop des Typs Questar QM 1 ermöglichte eine in-situ Beobachtung der Rissinitiierung bzw. des Risswachstums in dem in **Abb. 3.9b** dargestellten markierten Bereich der gekerbten Oberfläche. Die Auflösung des Fernfeldmikroskops reicht aus, um Risse ab einer Größe von ca. 40 μm sicher zu detektieren, was ungefähr der Größenordnung eines Korns entspricht.

Für die Durchführung der Ermüdungsversuche zur Untersuchung der Rissinitiierung und des Risswachstums wurden Spannungsamplituden ausgewählt, bei denen die Mehrheit der Brüche im Übergangsbereich zwischen HCF-VHCF bzw. im VHCF-Bereich zu erwarten sind. Auf der Basis der Ergebnisse von Stöcker (2013) wurde die Lastspielzahl 5×10^8 als Grenzlastspielzahl für die Versuchsreihe angenommen. Um auch für Proben, welche die Grenzlastspielzahl ohne detektierbare Rissinitiierung (=Durchläufer) erreichten, die versagensrelevante Merkmalsgröße im Werkstoffgefüge bestimmen zu können, wurden diese Proben hochgesetzt, d. h. die bei der Grenzlastspielzahl abgebrochenen Versuche wurden bei einer höheren Spannungsamplitude weiter bis zum Bruch durchgeführt.

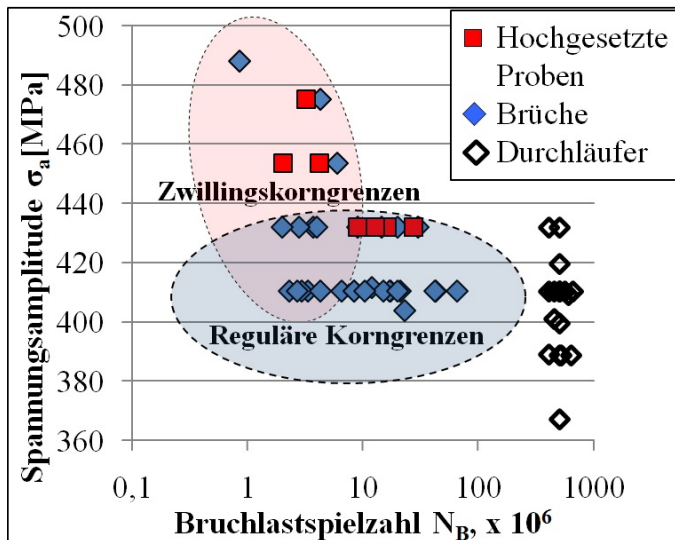


Abb. 4.16: Ergebnisse der Ermüdungsversuche für Nimonic 80A mit 20 μm mittlerer Korngröße und Gruppierung nach der Rissinitiierungsart.

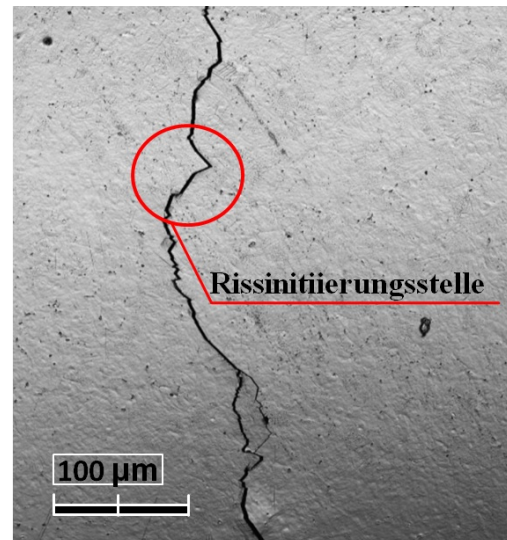


Abb. 4.17: Konfokalmikroskop-Aufnahme einer Rissinitiierungsstelle in Nimonic 80A.

Die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen sind in **Abb. 4.16** zu sehen. Bei einer Spannungsamplitude von 410 MPa weisen die Ergebnisse ein breites Streuband auf und Probenversagen tritt bereits bei Lastspielzahlen $< 5 \times 10^6$ auf. Gleichzeitig sind auch Durchläufer bis zur definierten Grenzlastspielzahl zu verzeichnen. Ein typischer Rissverlauf mit Rissinitiierung im VHCF-Bereich ist in **Abb. 4.17** dargestellt. Der Riss entstand an einer zufälligen Stelle der gekerbten Probenoberfläche, ohne jedoch im Umfeld der Rissinitiierung Spuren von persistenten Gleitbändern aufzuweisen. Vereinzelt Gleitbänder konnten jedoch mittels REM mit Rückstreuelektronen sowohl in durchgelaufenen als auch in gebrochenen Proben nachgewiesen werden. Das Vorhandensein von vereinzelt Gleitbändern in durchgelaufenen Proben hatte keinen bemerkbaren Einfluss auf ihr Ermüdungsverhalten bei höheren Spannungsamplituden, so dass ihre Lebensdauer im Streuband der nicht vorermüdeten Proben liegt.

Um die Lage der Rissursprünge hinsichtlich der Kornmorphologie an der Oberfläche zu bestimmen, wurden die entsprechenden Stellen am Rasterelektronenmikroskop mittels des Softwarepakets OIM untersucht. Zwei Beispiele typischer Rissinitiierungsorte (siehe **Abb. 4.16**) sind in **Abb. 4.18** und **4.19** zu sehen. **Abb. 4.18a** und **4.19a** zeigen für die Nickelbasis-Superlegierungen typische Rissinitiierungen an relativ langen Zwillingskornsgrenzen ohne ausgeprägte Spuren der plastischen Verformung, wie sie in vergleichbarer Form ebenfalls von anderen Autoren im HCF-Bereich und im Übergangsbereich zwischen HCF und VHCF beobachtet wurde (siehe bspw. Miao et al. (2009) und (2012), Davidson et al. (2007)). Eine andere Rissinitiierungsart in Nimonic 80A kommt bei VHCF-relevanten Spannungsamplituden vor und ist in **Abb. 4.18b** und **4.19b** dargestellt. Hier entstehen die Ermüdungsriss interkristallin an beliebig großen Körnern mit regulären Großwinkelkornsgrenzen. In **Abb. 4.18b** sind leicht ausgeprägte Gleitbänder zu sehen, die zu bruchrelevanten Kornsgrenzen führen und auf eine Akkumulation der plastischen Dehnung vor der Rissinitiierung hindeuten.

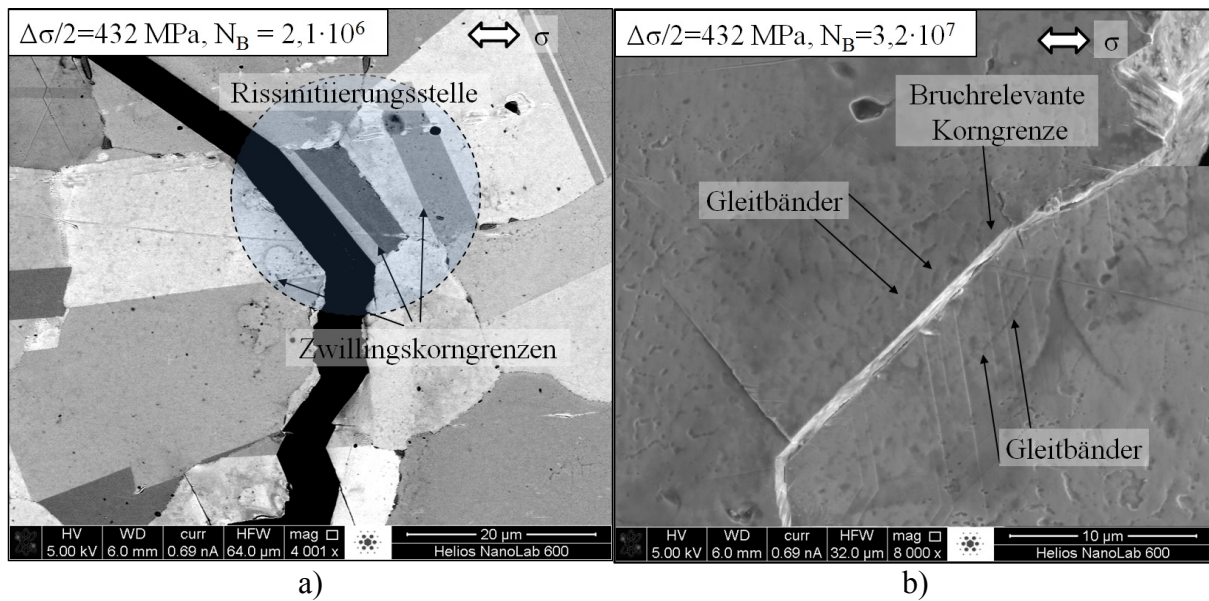


Abb. 4.18: REM-Aufnahmen der Rissinitiierungsstellen mit Rissinitiierung an a) einer Zwillingskorngrenze und b) einer regulären Korngrenze.

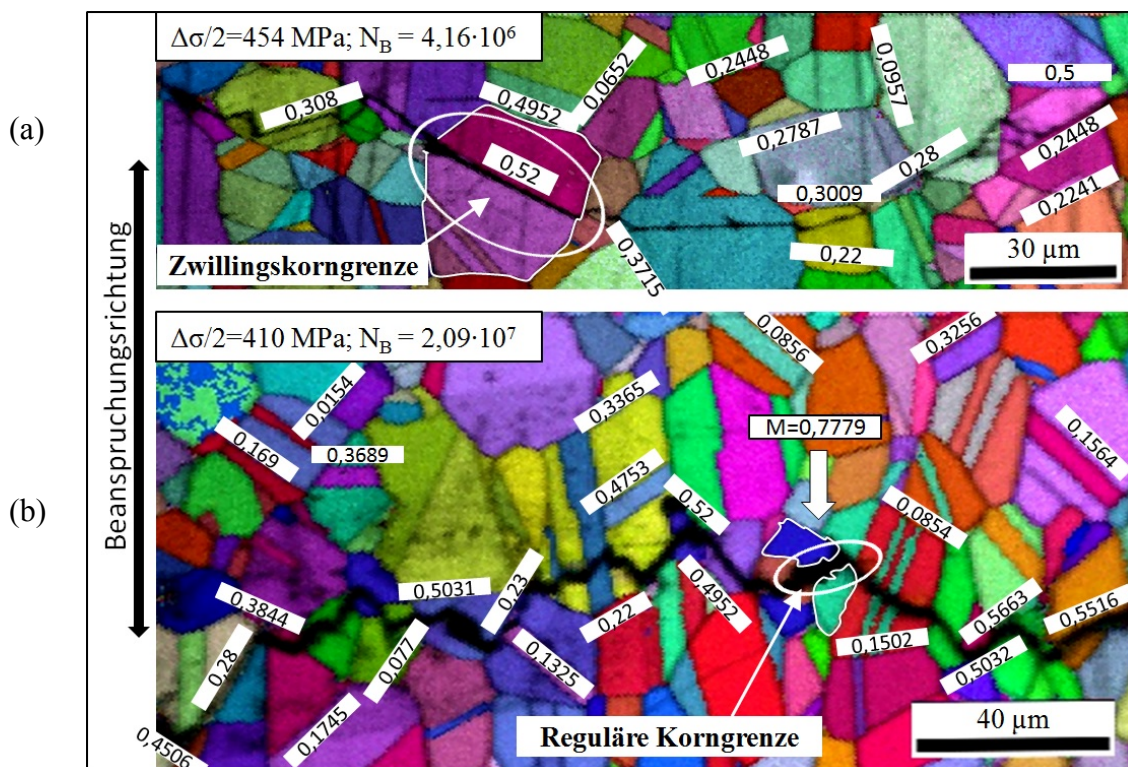


Abb. 4.19: EBSD-Charakterisierung der typischen Rissinitiierungsstellen. Entstehung des Risses an a) einer Zwillingskorngrenze und b) einer regulären Korngrenze.

In **Tabelle 4.1** ist das Verhältnis der Anzahl der Fälle mit Rissinitiierung an Zwillingskorngrenzen zur Anzahl der Rissinitiierungen an regulären Korngrenzen in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude aufgeführt.

Tabelle 4.1: Verhältnis der Anzahl der Fälle mit Rissinitiierung an Zwillingskorngrenzen zur Gesamtzahl der versagten Proben bei unterschiedlichen Spannungsamplituden.

Spannungsamplitude [MPa]	475	454	432	410	390
Verhältnis	1	1	0,6	0,3	0

Auf der Oberfläche der bei höher als 430 MPa getesteten Proben konnten vereinzelte geradlinige Mikrorisse mit einer Länge von 10-25 μm nachgewiesen werden (**Abb. 4.20**). Die OIM-Charakterisierung aller bei höher als 430 MPa entstandenen und nicht wachstumsfähigen Mikrorisse zeigte, dass diese an Zwillingskorngrenzen oder in deren unmittelbarer Nähe entstanden sind und an benachbarten Korngrenzen gestoppt wurden.

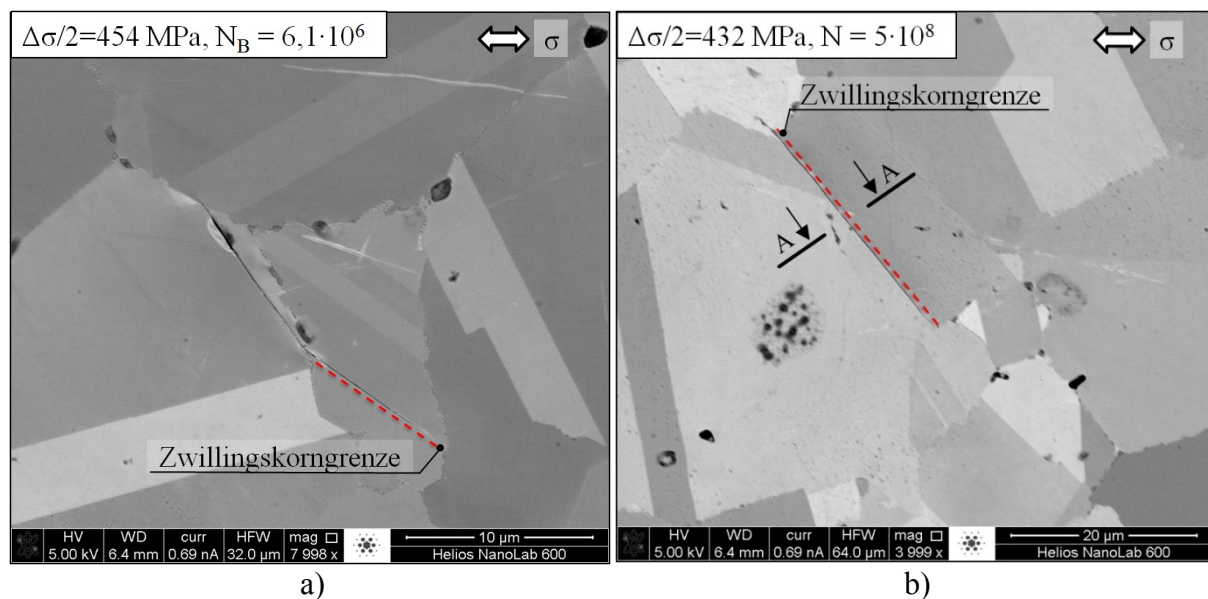


Abb. 4.20: REM-Aufnahmen der Rissinitiierungstellen bei Spannungsamplituden oberhalb von 430 MPa. In **b)** kennzeichnet A-A die Schnittlinie, entlang der eine Lamelle mittels FIB senkrecht zur Oberfläche entnommen wurde.

Entlang der in **Abb. 4.20b** gekennzeichneten Schnittlinie wurde eine Lamelle mittels FIB senkrecht zur Probenoberfläche entnommen und mittels TEM untersucht (**Abb. 4.21**). Die Aufnahmen zeigen einen schrägen Verlauf der Zwillingskorngrenzen ins Probeninnere. Der an einer der abgebildeten Zwillingskorngrenzen entstandene Riss (**Abb. 4.21b**) breitet sich streng entlang der Korngrenzenebene aus. Obwohl die Länge des Risses bereits 20 μm überschritt, beträgt seine Tiefe nur etwa 200 nm, was auf eine Spannungsüberhöhung knapp unterhalb der Oberfläche hindeutet.

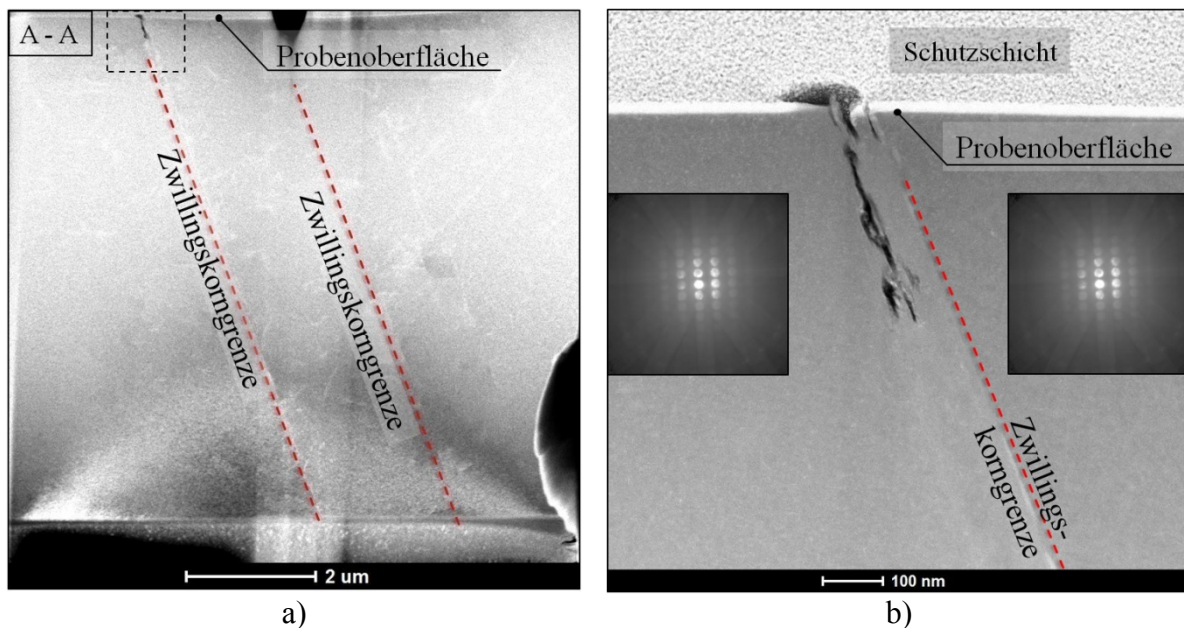


Abb. 4.21: TEM-Aufnahme einer an der in **Abb. 4.20** gekennzeichneten Stelle entnommenen FIB-Lamelle. **a)** ganze Lamelle; **b)** vergrößerte Aufnahme des Mikrorisses (Position gekennzeichnet mit dem gestrichelten Rechteck in **a)**).

Mit Hilfe der Fernfeldmikroskopaufnahmen konnte die Länge der Mikro- bzw. Makrorisse nach bestimmten Zeitintervallen gemessen werden. Die gemessenen Risslängen, aufgetragen über der Lastspielzahl, sind für unterschiedliche Ermüdungsproben in **Abb. 4.22** dargestellt. **Abb. 4.22** zeigt, dass die Risswachstumszyklenzahl bei Spannungsamplituden von 410 bis 454 MPa zwischen zwei und sechs Millionen Lastspielen betragen kann und keine systematische Abhängigkeit von der Beanspruchungsamplitude aufweisen. Darüber hinaus zeigen die gemessenen Risslängen unabhängig von der Beanspruchungsamplitude ein kontinuierliches Wachstum, was darauf hindeutet, dass das Probenversagen bei einer konstant gehaltenen Spannungsamplitude unumgänglich ist, sobald eine bestimmte kritische Risslänge erreicht wird. Die kritische Risslänge sollte zwischen der größten gemessenen nicht wachstumsfähigen Risslänge von 25 μm und der kleinsten, anhand des Fernfeldmikroskops sicher detektierten Risslänge von 40 μm liegen. Im Vergleich zu den Lebensdauerdaten variiert die Risswachstumszyklenzahl bei unterschiedlichen Beanspruchungsamplituden relativ wenig. Diese Beobachtung entspricht der Vorstellung, dass die für den VHCF-Bereich typische enorme Streuung nicht infolge der unterschiedlichen Dauer der Rissausbreitungsphase entsteht, sondern eine Folge der Wirkung der Mikrostruktur während der Rissinitiierungsphase ist.

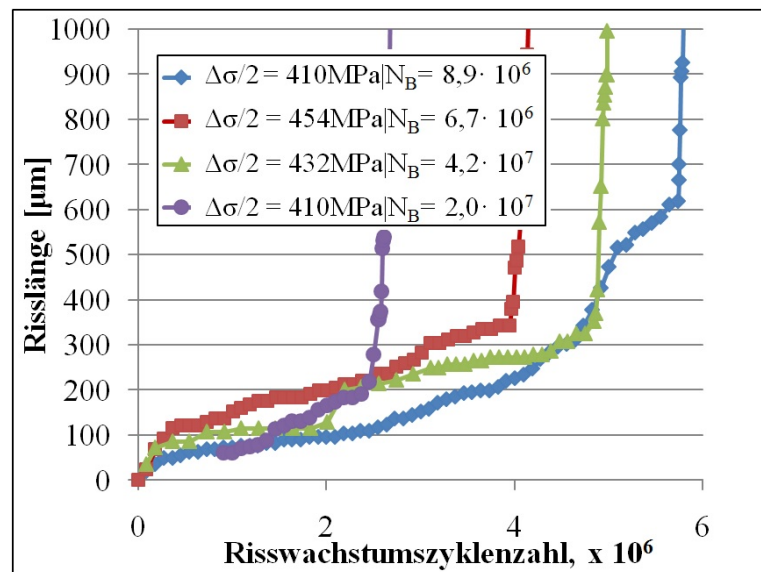


Abb. 4.22: Rissausbreitung nach der Rissinitiierung (20-40 µm) bis zum endgültigen Bruch.

Nimonic 80A mit einer Durchschnittskorngröße von 32 µm

Die Ermüdungsversuche an Proben aus Nimonic 80A mit durchschnittlicher Korngröße von 32 µm wurden an einer servohydraulischen Prüfmaschine (**Abb. 3.10**) bei einer Beanspruchungsfrequenz von 760 Hz in Laborluftatmosphäre durchgeführt. Um eine unzulässige Erwärmung der Proben zu vermeiden, wurde eine Druckluftkühlung verwendet. Wegen der hohen Schwingungsamplitude und Frequenz erwies sich die Detektion der Rissinitiierungsstellen anhand eines Fernfeldmikroskops als unmöglich. Daher wurden die Rissinitiierungsorte während Versuchsunterbrechungen nach dem Ausbau der Proben charakterisiert. Für die Durchführung der Ermüdungsversuche zur Untersuchung der Rissinitiierung und des Risswachstums wurden Spannungsamplituden ausgewählt, bei der die Mehrheit der Brüche im Übergangsbereich zwischen HCF-VHCF bzw. im VHCF-Bereich zu erwarten waren. Die Grenzlastspielzahl wurde auf 10^8 Lastspiele gesetzt.

Die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen sind in **Abb. 4.23a** zu sehen. Im Vergleich zum Zustand mit einer Korngröße von 20 µm weist das Material eine deutlich niedrigere Schwingfestigkeit und eine geringere Streuung der Lebensdauer auf. Die geringere Streuung kann teilweise durch die Existenz vieler potentieller Rissinitiierungsstellen erklärt werden. Im Gegensatz zum Werkstoffzustand mit einer Durchschnittskorngröße von 20 µm konnten bereits nach $5 \cdot 10^5$ Lastspielen mehrere Mikrorisse nachgewiesen werden (**Abb. 4.23b**), die im Laufe der weiteren Wechselbeanspruchung bis zur Bildung eines technischen Langrisses mit anschließend endgültigem Versagen wuchsen. Die Anzahl der Mikrorisse ist von der Beanspruchungsamplitude abhängig und fällt mit der Abnahme der Belastung ab. Bei der Spannungsamplitude von 270 MPa konnten Mikrorisse nicht nachgewiesen werden. Die OIM-Charakterisierung der bei höher als 270 MPa entstandenen Mikrorisse zeigte, dass sie an (oder in der unmittelbarer Nähe von) Zwillingskorn Grenzen entstehen und transkristallin wachsen.

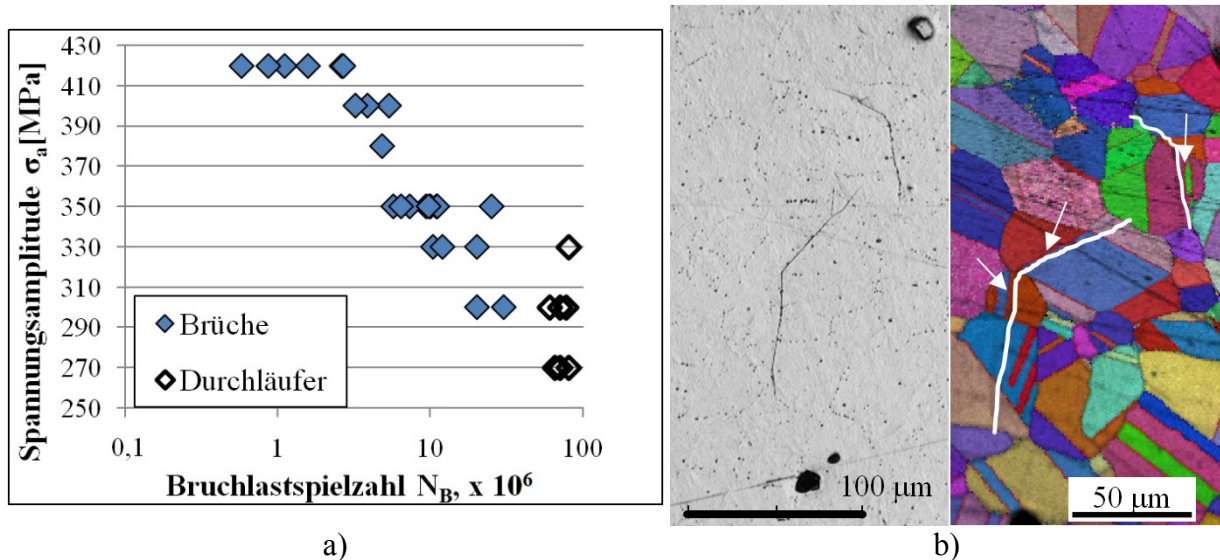


Abb. 4.23: a) Ergebnisse der Ermüdungsversuche für Nimonic 80A mit einer mittleren Korngröße von 32 μm b) typische Rissinitiiertstellen bei einer niedrigen Spannungsamplituden in Nimonic 80A ($\sigma_a = 330 \text{ MPa}$; $N_B = 2,07 \cdot 10^7$). Die Pfeile kennzeichnen die Zwillingskorngrenzen, an denen Rissinitiiierung stattfand.

Nimonic 80A mit einer Durchschnittskorngröße von 60 μm

Die Ermüdungsversuche an Proben mit einer durchschnittlichen Korngröße von 60 μm wurden unter denselben Bedingungen wie die Versuche mit einer Durchschnittskorngröße von 20 μm durchgeführt. Wegen der geringen Anzahl an getesteten Proben geben diese Ergebnisse nur eine bedingte Vorstellung über das Ermüdungsverhalten von Nimonic 80A mit gegebener Korngröße wieder (siehe **Abb. 4.24a**).

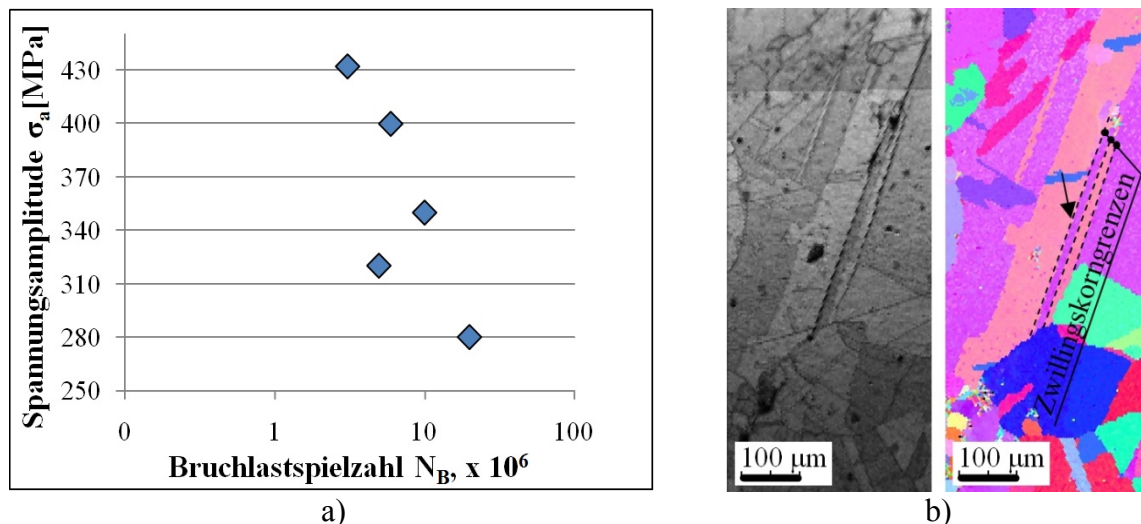


Abb. 4.24: a) Ergebnisse der Ermüdungsversuche für Nimonic 80A mit einer Durchschnittskorngröße von 60 μm ; b) typische Rissinitiiertstelle bei einer niedrigen Spannungsamplitude in Nimonic 80A ($\sigma_a = 280 \text{ MPa}$; $N_B = 2,01 \cdot 10^7$). Die Pfeile kennzeichnen die Zwillingskorngrenze, an der Rissinitiiierung stattfand.

Die Untersuchung der Rissinitiierung anhand des Fernfeldmikroskops deutet auf eine sehr große Rolle von s. g. Superkörnern, d. h. größeren Körnern, die im Laufe des Lösungsglühens mehr als alle andere gewachsen sind, hin. Solche Körner enthalten oder grenzen an lange $\Sigma 3$ -Zwillingskorngrenzen an, an denen Rissinitiierung stattfindet (**Abb. 4.2c**, **Abb. 4.24b**).

Quantitative Beschreibung der lokalen Spannung an Rissinitiierungsstellen

In diesem Abschnitt werden die bereits im Kapitel 2 beschriebenen kristallographischen Ansätze verwendet, um die an unterschiedlichen Korngrenzen entstehende und zur Rissinitiierung führende Spannungskonzentration quantitativ abzuschätzen.

Um das Maß der Spannungskonzentration an unterschiedlichen Korngrenzen quantitativ zu bestimmen, wurde eine Simulation auf der Basis der FE-Methode durchgeführt. Im Rahmen der Simulation wird die von Mises Vergleichsspannung in einem Bikristall in Abhängigkeit

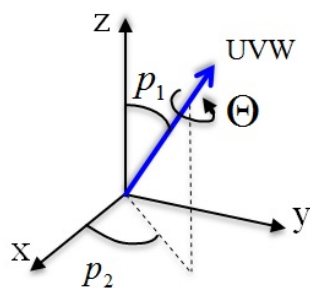


Abb. 4.25: Polarkoordinaten zur Beschreibung der Missorientierung der Bikristallhälften.

von der Missorientierung seiner Hälften berechnet. Die Orientierung der ersten Hälfte (Korn 1) wurde konstant gehalten und die Orientierung der zweiten Hälfte (Korn 2) wurde nach der Achsen-Winkel-Darstellung (siehe Abschnitt 2.1.1) geändert, um den Einfluss der Orientierung der Missorientierungsachse ($\langle UVW \rangle$ -Achse) und des Missorientierungswinkels θ zu untersuchen (**Abb. 4.25**). Dem Bikristall wurden elastische anisotrope Eigenschaften mit den Steifigkeitskonstanten $C_{11} = 210.6$ GPa, $C_{12} = 138.6$ GPa und $C_{44} = 105.5$ GPa nach Pollock und Argon (1994) zugeordnet. Die Vernetzungsparameter sowie die Randbedingungen der FE-Simulation wurden anhand des analytischen Modells von Gemperlova et al. (1989) kalibriert. Das Modell wurde mit einem Druck von 1 beansprucht.

Abb. 4.26 zeigt die Spannungsverteilungen im modellierten Bikristall mit unterschiedlicher Missorientierung seiner Hälften. Bereits relativ kleine Diskrepanzen der $\langle UVW \rangle$ -Achsen in Kombination mit dem kleinen Missorientierungswinkel verursachen eine Spannungskonzentration an der Korngrenze (**Abb. 4.26a**). Größere Diskrepanzen der $\langle UVW \rangle$ -Achsen und große Missorientierungswinkel (mehr als $\approx 40^\circ$) führen zur Verschiebung des Ortes der maximalen Spannung von der Korngrenze weg, wie in **Abb. 4.26b** zu sehen ist. Dieses Phänomen wurde bereits von Davidson et al. (2007) und Miao et al. (2012) beobachtet und verursachte vermutlich ebenfalls die in **Abb. 4.18a** dargestellte Rissinitiierung in der Nähe der Zwillingskorngrenze. Der Zusammenhang zwischen dem Missorientierungswinkel θ und der entsprechenden Spannungskonzentration, die an Korngrenzen und Stellen mit maximaler Spannung für unterschiedliche Orientierungen der $\langle UVW \rangle$ -Achse berechnet wurde, ist in **Abb. 4.27** zu sehen. Laut der vorgestellten Ergebnisse tritt die maximale Spannungskonzentration bei einer Missorientierung auf, die der Orientierung der UVW-Achse (111) ($p_1 = 55^\circ$, $p_2 = 45^\circ$) und dem Missorientierungswinkel von 60° entspricht. Der Ort der maximalen Spannung ist dabei von der Korngrenze entfernt. Die Spannungskonzentration an der Korngrenze bleibt im Bereich der Missorientierungswinkel von 44° bis 76° relativ konstant und kann auf den Wert 1,37 gemittelt werden.

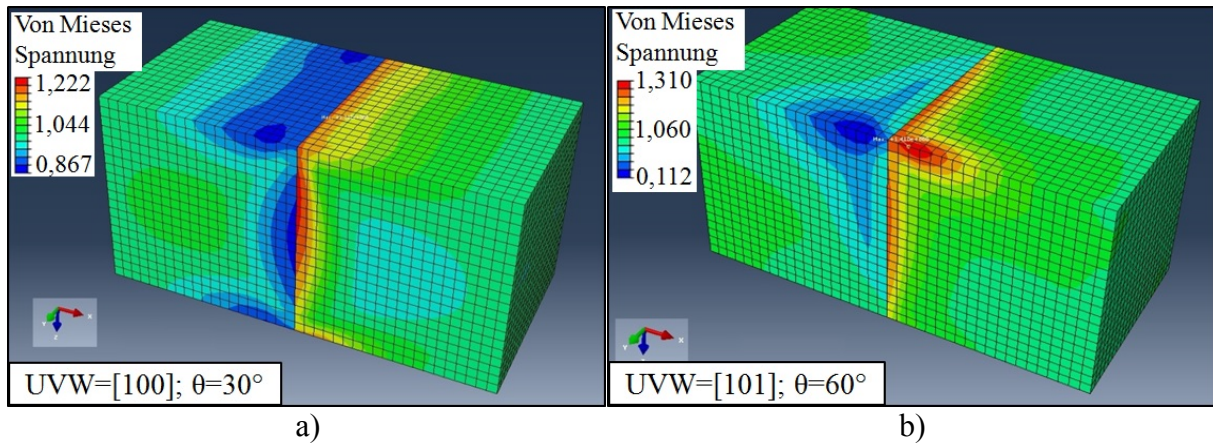


Abb. 4.26: Spannungsverteilung an Korngrenzen mit der Missorientierung $UVW=[100]$, $\theta=30^\circ$ (a) und $UVW=[101]$, $\theta=60^\circ$ (b).

Die ermittelte Spannungskonzentration stimmt sehr gut mit den Ergebnissen der Untersuchungen von Miao et al. (2012) überein, die zeigten, dass die Inkompatibilitätsspannungen an Zwillingskorngrenzen die Nominalspannungen um 30% überschreiten können. Die Tatsache, dass die Rissinitiierung an regulären Korngrenzen bei niedrigeren Spannungsamplituden stattfand, führt zu der Annahme, dass die Inkompatibilitätsspannungen im Moment der Rissinitiierung an regulären Korngrenzen noch höher waren. Höhere Spannungskonzentration tritt während der zyklischen Beanspruchung voraussichtlich infolge des Zusammenwirkens der entstehenden Gleitbänder mit benachbarten Korngrenzen auf. Dieser Mechanismus wurde bereits im Rahmen des EGM-Modells beschrieben und kann durch in **Abb. 4.18b** dargestellte experimentelle Ergebnisse bestätigt werden.

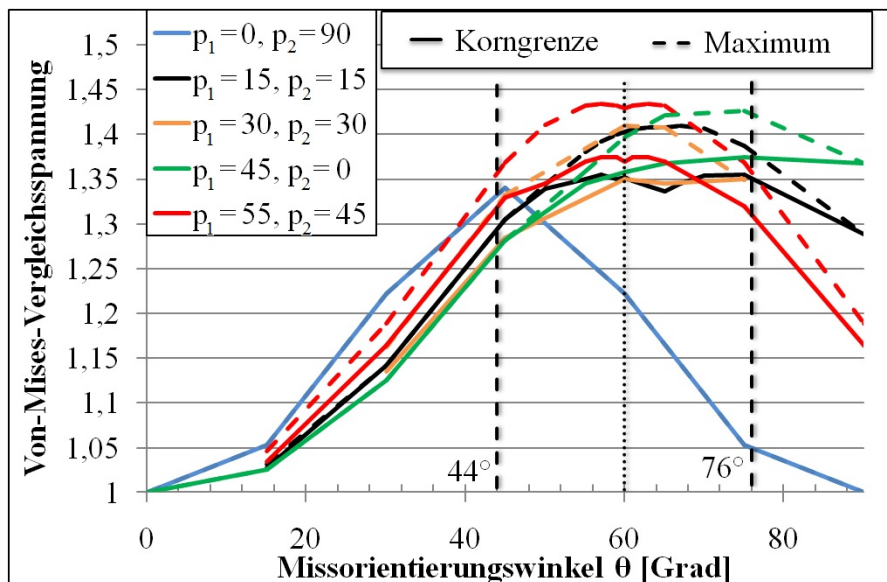


Abb. 4.27: Zusammenhang zwischen dem Missorientierungswinkel θ und der entsprechenden Spannungskonzentration, die an Korngrenzen und Stellen mit maximaler Spannung für unterschiedliche Orientierungen der $\langle UVW \rangle$ -Achse (siehe **Abb. 4.25**) berechnet wurde.

Reguläre Korngrenzen

Auf Basis des beobachteten Rissinitiierungsmechanismus, der durch Akkumulation der plastischen Verformung mittels Gleitbandausbildung an Großwinkelkorngrenzen gekennzeichnet ist, wird zur Beschreibung der Rissinitiierung an regulären Korngrenzen die Erweiterung des EGM-Modells für polykristalline Werkstoffe (Essmann et al. (1981)) verwendet. Nach dem EGM-Modell können die wichtigsten Faktoren identifiziert werden, die eine Rissinitiierung an einer Korngrenze hervorrufen können:

1. die Größe der Schubspannung bzw. des Schmidfaktors in Gleitebenen benachbarter Körner;
2. der Missorientierungswinkel zu angrenzenden Nachbarkörnern und
3. die Lage der Korngrenzen in Bezug auf die Beanspruchungsrichtung.

Da das kfz-Gitter 12 im Raum gleichmäßig verteilte Gleitsysteme besitzt, ist die Anwesenheit eines Gleitsystems mit einem großen Schmidfaktor (größer als 0,4) in einem der benachbarten Körner sehr wahrscheinlich. Daher ist die Berücksichtigung der Größe des Schmidfaktors bei einem quantitativen Vergleich der Beanspruchung unterschiedlicher Korngrenzen nicht zielführend. Laut des EGM-Modells hängt die Größe der Spannungskonzentration an einer Korngrenze von der plastischen Inkompatibilität der sie angrenzenden, benachbarten Körner ab und kann auf Basis der Größe des Missorientierungswinkels bestimmt werden. Die Orientierung der Korngrenze bestimmt dabei die Größe der auf die Korngrenze wirkenden Normalspannungskomponente σ_n , die die Öffnung des an der Korngrenze entstehenden Risses während des Zuganteils des Beanspruchungszyklus verursacht. Daher wird der Ansatz von Blochwitz et al. (1997) für die quantitative Abschätzung der Spannung an einer regulären Korngrenze verwendet. Der von Blochwitz et al. (1997) vorgeschlagene Missorientierungsfaktor (MOF) beinhaltet die beiden relevanten Parameter und kann als Maß der Spannungskonzentration an einer Korngrenze betrachtet werden.

Der MOF (**Gl. 2.23**) beinhaltet einerseits den Unterschied zwischen den Rotationsvektoren der primären Gleitsysteme benachbarter Körner mit dem Normalenvektor \vec{n} und dem Richtungsvektor \vec{s} des jeweiligen primären Gleitsystems und andererseits den Winkel β zwischen der betroffenen Korngrenzenspur e_{KG} auf der Oberfläche und der Beanspruchungsrichtung. Die Rotationsvektoren der benachbarten Körner wurden unter der Annahme bestimmt, dass die primären Gleitsysteme die Gleitebenen mit maximalem Schmidfaktor sind. Ihre Lage ist abhängig von der Kornorientierung. Sie wurde in Bezug auf die Beanspruchungsrichtung mittels der OIM-Analyse bestimmt. Die Werte des MOF wurden für unterschiedliche Korngrenzen nach **Gl. 2.23** berechnet. Die Nummern in **Abb. 4.19** veranschaulichen die typischen Werte für den berechneten MOF. Es zeigt sich, dass die Rissinitiierung im Fall niedriger Spannungsamplituden (**Abb. 4.16**) an den Korngrenzen mit größeren MOF-Werten erfolgt (**Abb. 4.19b**).

Die MOF-Verteilung in der Kerbe einer der verwendeten Ermüdungsproben (**Abb. 3.9**), die im VHCF-Bereich mit dem Rissursprung an einer regulären Korngrenze gebrochen ist, ist in **Abb. 4.28** dargestellt. Aus **Abb. 4.19** und **4.28a** geht hervor, dass die Rissinitiierung an den Korngrenzen mit dem maximalen MOF bzw. der maximalen Spannungskonzentration stattfindet und die meisten Korngrenzen relativ niedrige MOF-Werte besitzen, die viel kleiner

als der maximale Wert sind. Die MOF-Verteilung einer hochgesetzten Probe, die bei der anfänglich ausgewählten Spannungsamplitude von 410 MPa bis $5 \cdot 10^8$ Lastspiele keine Spuren der plastischen Verformung aufwies und daher bei einer Spannungsamplitude von 432 MPa weiter getestet wurde, ist in **Abb. 4.28b** dargestellt. Die Abbildung zeigt, dass die Rissinitiierung an einer Korngrenze mit einem relativ großen Wert des MOF erfolgte. Alle untersuchten Korngrenzen weisen jedoch kleinere Werte des MOF im Vergleich zur **Abb. 4.28a** auf. Dieses Ergebnis führt zu der Annahme, dass das Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich von s. g. mikrostrukturellen Extremen abhängt. Die Brüche entstehen an den Korngrenzen mit dem maximalen MOF (bzw. mit der maximalen Spannungskonzentration), wenn dieser einen kritischen Schwellenwert überschreitet. Wenn der maximale MOF unterhalb des kritischen Schwellenwerts liegt, brechen die Proben nicht.

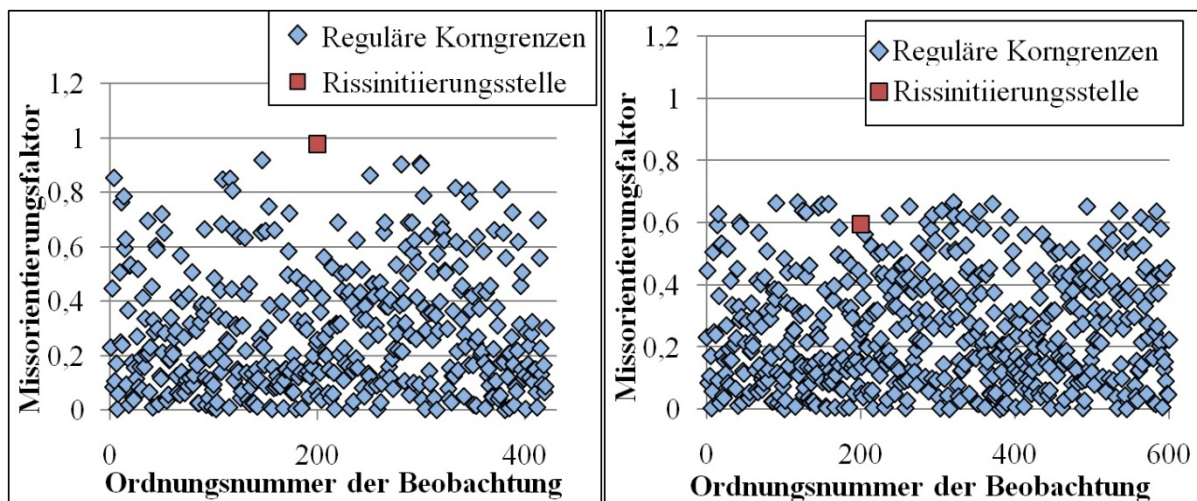


Abb. 4.28: MOF-Werte für unterschiedliche Korngrenzen einer gebrochenen (a) und einer hochgesetzten (b) Probe.

Der MOF wurde für alle während der Ermüdungsversuche (**Abb. 4.16**) detektierten Rissinitiierungsstellen bei unterschiedlichen Spannungsamplituden ermittelt. Das Ergebnis ist in **Abb. 4.29** dargestellt. Daraus geht hervor, dass sich die großen Unterschiede der Lebensdauer auf einem Beanspruchungshorizont durch die Änderung des MOF erklären lassen. Während die Proben mit einem großen MOF (mehr als $\approx 0,65$) und damit einer ausgeprägten Inkompatibilität bereits bei niedrigeren Lastniveaus die bruchrelevante Rissinitiierung aufweisen, zeigen die Durchläufer auf dem gleichen Lastniveau einen kleineren Wert des MOFs und es kommt erst bei einer höheren Spannungsamplitude zur Ausbildung eines Ermüdungsrisses. Darüber hinaus nimmt die Lebensdauer der ohne die Erhöhung der Beanspruchung gebrochenen Proben mit Abnahme des MOF zu und kann mit einem Potenzgesetz beschrieben werden. Die Rissinitiierung an Zwillingkorngrenzen lässt sich aufgrund des MOF nicht beschreiben und bildet in **Abb. 4.29** eine separate Gruppe.

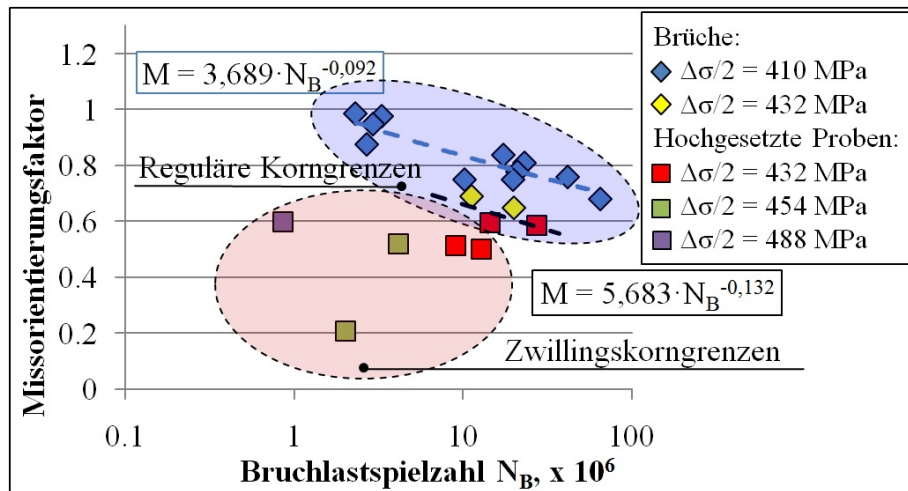


Abb. 4.29: Abhängigkeit der bruchrelevanten Missorientierungsfaktoren von der Bruchlastspielzahl bei unterschiedlichen Spannungsamplituden.

Zwillingskorngrenzen

Auf Basis der zahlreichen Beobachtungen der Rissinitiierung an Zwillingskorngrenzen (bspw. **Abb. 4.18a, 4.19a, 4.20, 4.21, 4.23b, 4.24b**) können die gemeinsamen Merkmale dieses Rissinitiierungsmechanismus wie folgt zusammengefasst werden:

1. Risse entstehen an oder in der Nähe der schräg zur äußeren Kraft liegenden Zwillingskorngrenzen vom $\langle 111 \rangle$ -Typ und breiten sich entlang ihrer Ebenen aus.
2. In Proben mit einer Durchschnittskorngröße von $20 \mu\text{m}$ weisen alle untersuchten Zwillingskorngrenzebenen, an denen Risse entstanden sind, maximale Schmidfaktoren von mehr als 0,44 auf.
3. Anfänglich entsteht an einer Zwillingskorngrenze während der zyklischen Beanspruchung nur ein Gleitband, das sich anschließend zu einem Riss entwickelt.
4. Risse entstehen vorzüglich an längeren Zwillingskorngrenzen.

In **Abb. 4.30** ist schematisch ein Stapel von Körnern dargestellt, der durch Zwillingskorngrenzen getrennt wird. Im unteren Bereich der Abbildung ist eine mögliche Orientierung des Gitters der dargestellten Körner angezeigt. Unter der Bedingung, dass jedes Korn in Bezug auf das Nachbarkorn um eine $\langle 111 \rangle$ -Achse um $\theta = 60^\circ$ gedreht wird, bilden die benachbarten Körner parallele (111)-Ebenen mit einer identisch orientierten [110]-Gleitrichtung. An den Kornrändern treffen die Ebenen aufeinander und bilden Zwillingskorngrenzen. Untersuchungen der rissinitiierungsrelevanten Zwillingskorngrenzen zeigten, dass die gemeinsame Gleitrichtung der in Bezug auf einander um eine $\langle 111 \rangle$ -Achse um $\theta = 60^\circ$ gedrehten Körner einen relativ hohen Schmidfaktor aufweist, der bspw. für die Probencharge mit der Durchschnittskorngröße von $20 \mu\text{m}$ immer größer als 0,44 Werte war.

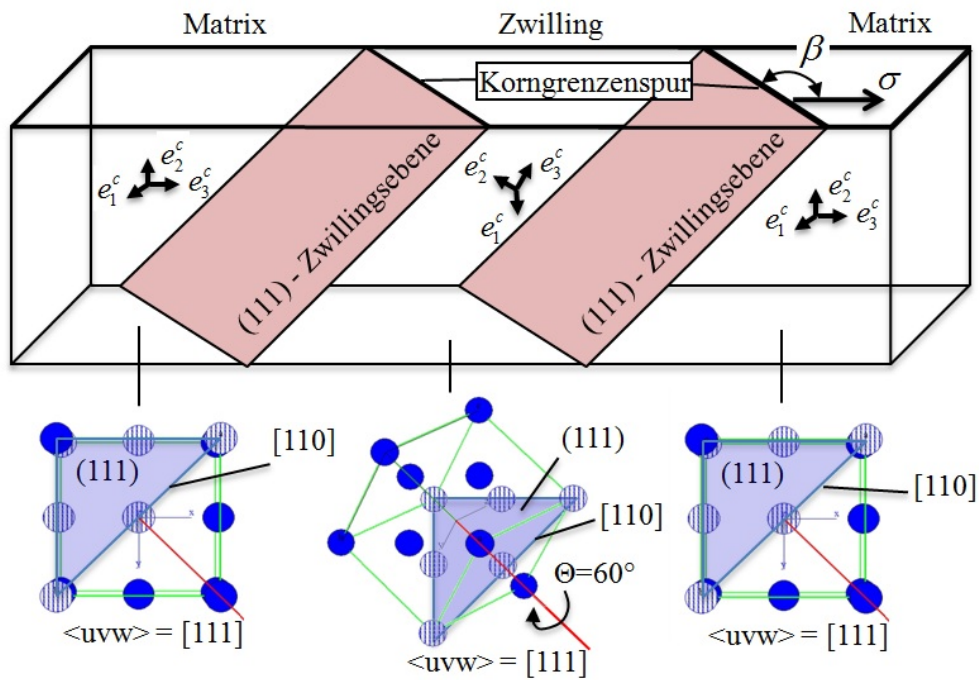


Abb. 4.30: Kristallgitterorientierung an Zwillingskorngrenzen.

Da die Kristallebenen parallel zueinander ausgerichtet sind und gleichen Schubspannungen sowohl in der Mitte als auch am Rand der Körner ausgesetzt sind, können die großen Schmidfaktoren bzw. Schubspannungen in den Zwillingskornebenen nicht die Tatsache erklären, dass Risse ausschließlich an Korngrenzen entstehen. Dieses Phänomen kann durch die Berücksichtigung der Anisotropiespannungen erklärt werden, die nach den in **Abb. 4.27** dargestellten Ergebnissen die größten Werte an bzw. in der Nähe der Zwillingskorngrenzen annehmen und zu einer lokalen Erhöhung der wirkenden Schubspannungen beitragen.

Zur Berechnung der Größe der effektiven Schubspannung τ_{eff} , die infolge der Addition von Schub- und Anisotropiespannungen entsteht und entlang der Zwillingskorngrenzen wirkt, wurde das Modell von Heinz und Neumann (1990) verwendet, das bereits im Unterkapitel 2.1.2 beschrieben ist. Auf Basis dieses Modells wurde die effektive Spannung τ_{eff} in den Zwillingskorngrenzebenen entlang der gemeinsamen $[110]$ -Gleitrichtungen berechnet. Das Verhältnis der berechneten τ_{eff} -Werte zur wirkenden globalen Spannungsamplitude ist in Abhängigkeit von der Rissinitiierungszyklenzahl für jede rissinitiierungsrelevante Zwillingskorngrenze bestimmt worden und in **Abb. 4.31** dargestellt. In Anlehnung an die Ergebnisse von Heinz und Neumann (1990) besitzen die meisten Zwillingskorngrenzen, an denen Rissinitiierung stattfand, einen größeren Wert des effektiven Schmidfaktors als 0,46, was auf einen hohen Wert der Projektion der Anisotropiespannungen auf die gemeinsame $[110]$ -Gleitrichtung des an den untersuchten Zwillingskorngrenzen gespiegeltes Kristallgitters hindeutet. Aus der Abbildung geht hervor, dass kleinere Werte des berechneten effektiven Schmidfaktors allgemein den größeren Rissinitiierungszyklenzahlen der Ermüdungsproben entsprechen. Darüber hinaus bildet der effektive Schmidfaktor unterschiedliche Teilmengen für die unterschiedlichen Durchschnittskorngrößen. Bei der in einer Größenordnung liegenden Rissinitiierungszyklenzahl entstehen Ermüdungsriss im Gefüge mit größeren Körnern an Zwillingskorngrenzen, die deutlich kleinere Werte des effektiven Schmidfaktors im Vergleich zum feinkörnigeren Gefüge aufweisen. Diese

Beobachtung deutet auf einen starken Einfluss der Korngröße hin, der zusammen mit der wirkenden Schubspannung die Lastspielzahl bis zur Rissinitiierung bestimmt.

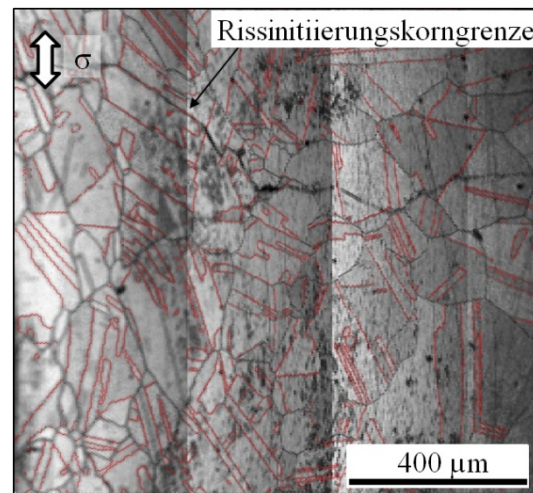
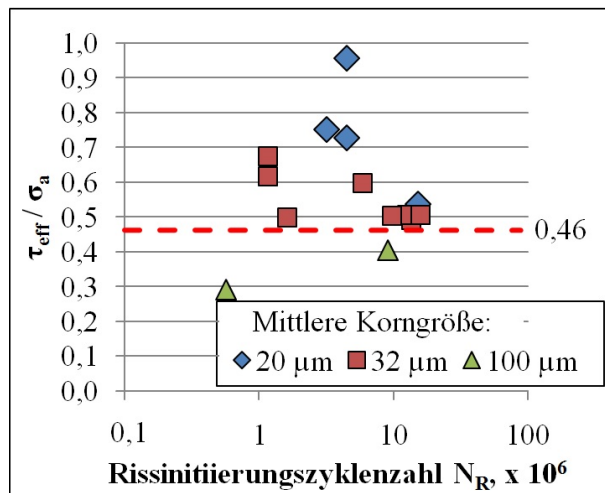


Abb. 4.31: Verhältnis des berechneten τ_{eff} Wertes für jede rissinitiierungsrelevante Zwillingskorngrenze zur wirkenden Spannungsamplitude in Abhängigkeit von der Rissinitiierungszyklenzahl.

Abb. 4.32: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme des Gefügeausschnitts einer ermüdeten Probe mit 60 μm Durchschnittskorngröße. Rote Linien kennzeichnen Zwillingskorngrenzen.

Die Hall-Petch-Beziehung (Gl. 2.18) beschreibt die Effizienz der Schubspannungen im Hinblick auf die Überwindung der Barrierewirkung der Korngrenzen und Ausbreitung der plastischen Verformung auf Nachbarkörner, die für die Rissinitiierung und die anschließende Rissausbreitung notwendig ist. Die Höhe der auf eine Korngrenze wirkenden Schubspannung hängt dabei von der Anzahl der an der Korngrenze aufgestauten Versetzungen ab, die ihrerseits von der Länge ihres Gleitsystems beeinflusst wird. In Anlehnung an die Hall-Petch-Beziehung wird der Einfluss der Korngröße auf die wirkende Schubspannung in der vorliegenden Arbeit als Wurzel der Länge des betroffenen Gleitsystems abgeschätzt. Wegen der zweidimensionalen Untersuchungen wurde jedoch anstelle der Länge des Gleitsystems die Länge der Korngrenzenspur auf der Probenoberfläche L_Z (Abb. 4.30) berücksichtigt.

Das Zusammenspiel der Schubspannungen, Anisotropiespannungen sowie des verstärkenden Einflusses der Korngröße kann als Produkt der effektiven Schubspannung τ_{eff} und der Zwillingskorngrenzenlänge (auf der Oberfläche) in einem Rissinitiierungsparameter (RIP) $\tau_{\text{eff}} \times L_Z$ zusammengefasst werden. Die RIP-Verteilung an unterschiedlichen Zwillingskorngrenzen des in Abb. 4.32 dargestellten Gefügeausschnittes, der in der Mitte einer gekerbten Ermüdungsprobe (Abb. 3.9) mit einer Durchschnittskorngröße von 60 μm aufgenommen wurde, ist in Abb. 4.33 dargestellt. Aus Abb. 4.33 geht hervor, dass die Rissinitiierung an den Korngrenzen mit dem maximalen RIP bzw. der maximalen Spannungskonzentration stattfindet und die meisten Korngrenzen relativ niedrige RIP-Werte aufweisen, die viel kleiner als der maximale Wert sind.

Die Abhängigkeit der Rissinitiierungszyklenzahl vom RIP ist in Abb. 4.34 dargestellt. Die Abbildung zeigt eine deutliche Korrelation zwischen den beiden Größen, die mit einem Potenzgesetz beschrieben werden kann. Da bei allen untersuchten Ermüdungsproben keine Rissinitiierung an Zwillingskorngrenzen oberhalb von ca. $2,5 \cdot 10^7$ Lastzyklen beobachtet

wurde, wird der dieser Lastspielzahl entsprechende RIP-Wert von $40 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ als Schwellenwert des RIP definiert. Im weiteren Verlauf der vorliegenden Arbeit wird angenommen, dass keine Rissinitiierung an Zwillingskorngrenzen stattfinden kann, wenn die Beanspruchungshöhe in ihrer Nähe einem kleineren RIP-Wert entspricht.

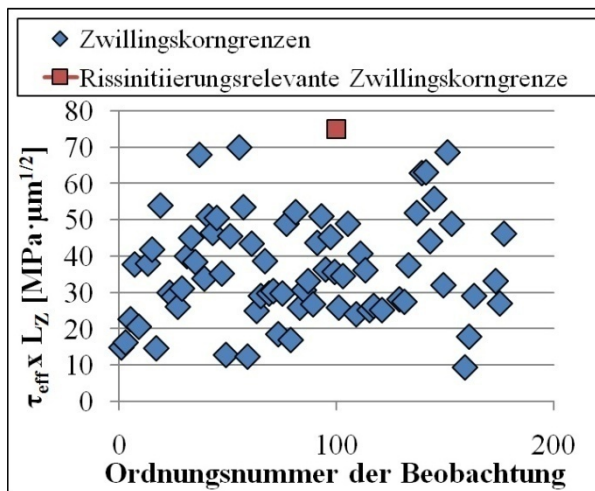


Abb. 4.33: Verteilung des Rissinitiierungsparameters an unterschiedlichen Zwillingskorngrenzen des in **Abb. 4.32** dargestellten Gefügeausschnittes.

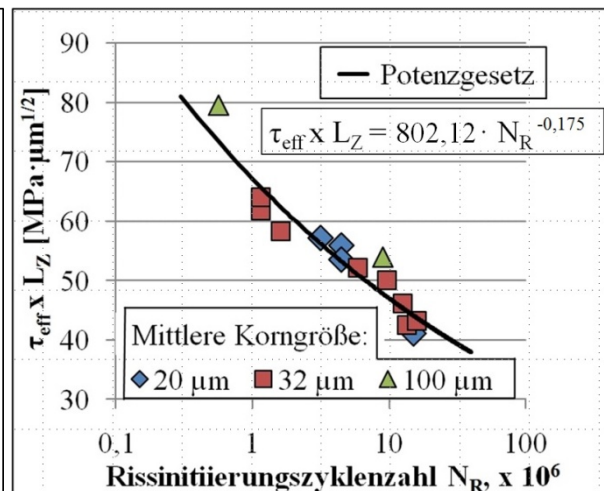


Abb. 4.34: Korrelation zwischen dem Rissinitiierungsparameter $\tau_{\text{eff}} \times L_z$ und der entsprechenden Zyklenzahl bis zur Rissinitiierung.

4.2.2 Stahl 1.4301

Die Ermüdungsversuche am metastabilen Austenitstahl 1.4301 wurden im vorverformten Zustand mit einem verformungsinduzierten Martensitvolumenanteil von 60% durchgeführt. Ermüdungsproben mit der in **Abb. 3.13b** dargestellten Geometrie wurden in Laborluftatmosphäre senkrecht zur Walzrichtung (siehe **Abb. 4.7**) an einer Resonanzprüfmaschine der Firma Russenberger Prüfmaschinen AG des Typs Testronic (**Abb. 3.12**) getestet, die eine kraftgeregelte zyklische Belastung mit einem Spannungsverhältnis $R = -1$ bei einer Belastungsfrequenz von ca. 90 Hz ermöglichte. Um eine unzulässige Erwärmung der Ermüdungsproben zu vermeiden, wurde die Belastung unter Verwendung einer Druckluftkühlung durchgeführt. Für die Durchführung von Ermüdungsversuchen zur Untersuchung der Rissinitiierung und des Risswachstums wurden Spannungsamplituden ausgewählt, bei der die Mehrheit der Brüche im Übergangsbereich zwischen HCF-VHCF bzw. im VHCF-Bereich zu erwarten sind. Dabei wurde infolge der relativ niedrigen Beanspruchungsfrequenz des Ermüdungsprüfstands die Lastspielzahl 1×10^8 als Grenzlastspielzahl für die Versuchsreihe angenommen.

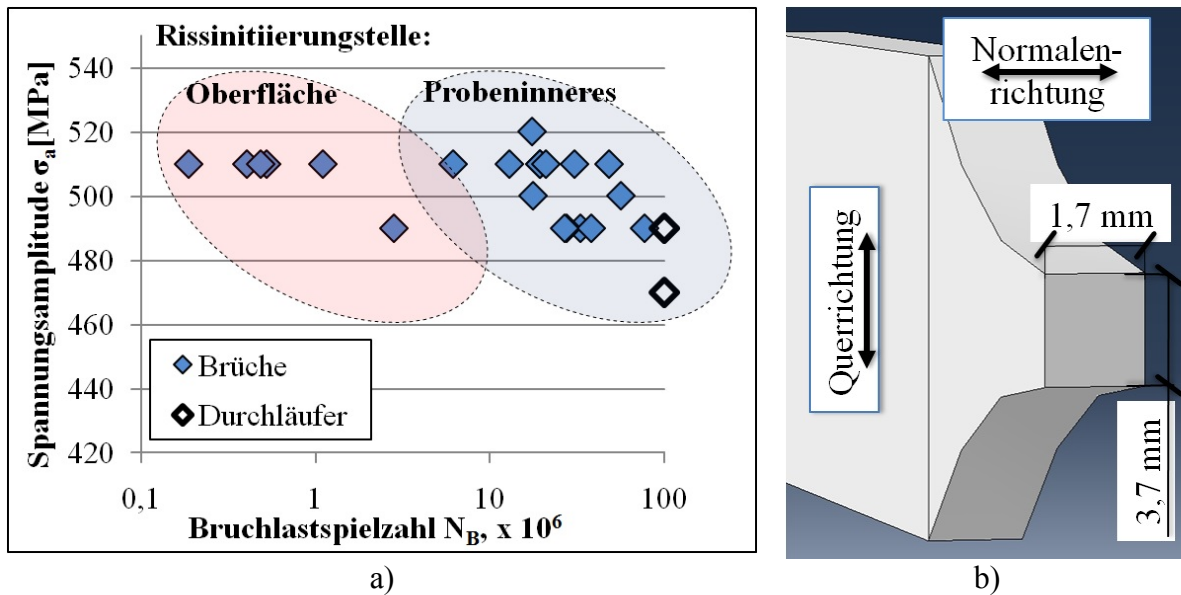


Abb. 4.35: a) Ergebnisse der Ermüdungsversuche am Stahl 1.4301 mit Gruppierung nach dem Ort der Rissinitiierung; b) Richtungen in der Ermüdungsprobe.

Die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen am Stahl 1.4301 sind in **Abb. 4.35a** dargestellt. Bei einer Spannungsamplitude von 510 MPa weisen die Ergebnisse ein breites Streuband auf, das sich auf 3 Dekaden des Diagramms erstreckt. Die Ergebnisse lassen sich in zwei Gruppen unterteilen. Die Proben der ersten Gruppe (Gruppe 1) sind nach einer Lastzyklenzahl von $2 \cdot 10^5$ - $5 \cdot 10^6$ gebrochen. Die Rissinitiierung fand dabei an an die Probenoberfläche angrenzenden Einschlüssen statt. Bei den Proben der anderen Gruppe (Gruppe 2) erfolgte die Rissinitiierung an im Probeninneren liegenden Einschlüssen und führte zum Versagen zwischen $1,2 \cdot 10^7$ und $1 \cdot 10^8$ Lastspielen. Beispiele der entsprechenden Bruchflächen sind in **Abb. 4.36** dargestellt.

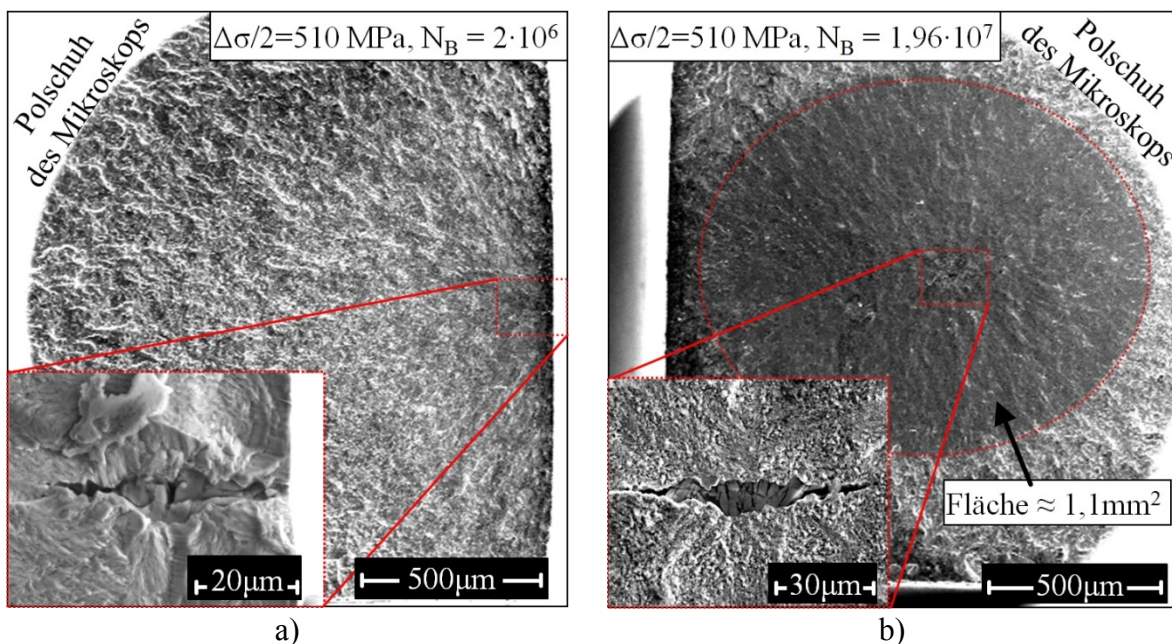


Abb. 4.36: Rissinitiierung a) an einem an die Probenoberfläche angrenzenden Einschluss (Gruppe 1) und b) an einem inneren Einschluss (Gruppe 2).

Die Bruchflächenaufnahmen zeigen eine langgezogene Form der bruchrelevanten Einschlüsse, die mit einem gemittelten Verhältnis $v_E = 10$ der Länge zur Breite abgeschätzt werden kann. Darüber hinaus ist die Ausbildung einer FGA sowie eines Fischauges in **Abb. 4.36b** zu erkennen. Da die Lastzyklen bis zum Bruch zu nah an der Grenzlastspielzahl liegen, ist keine Aussage über die Dauerfestigkeit möglich.

Die Position aller bruchrelevanten Einschlüsse, die an Bruchflächen der bei unterschiedlichen Spannungsamplituden getesteten Ermüdungsproben gemessen wurde, ist in **Abb. 4.37** dargestellt. Zur Veranschaulichung des Unterschieds beider Verteilungen, wurden ebenfalls die Informationen über die Position der bruchrelevanten Einschlüsse der parallel zur Walzrichtung getesteten Proben aus Kolyshkin et al. (2014) verwendet, die eine ähnliche räumliche Einschlussverteilung aufweisen (siehe **Anhang A1**).

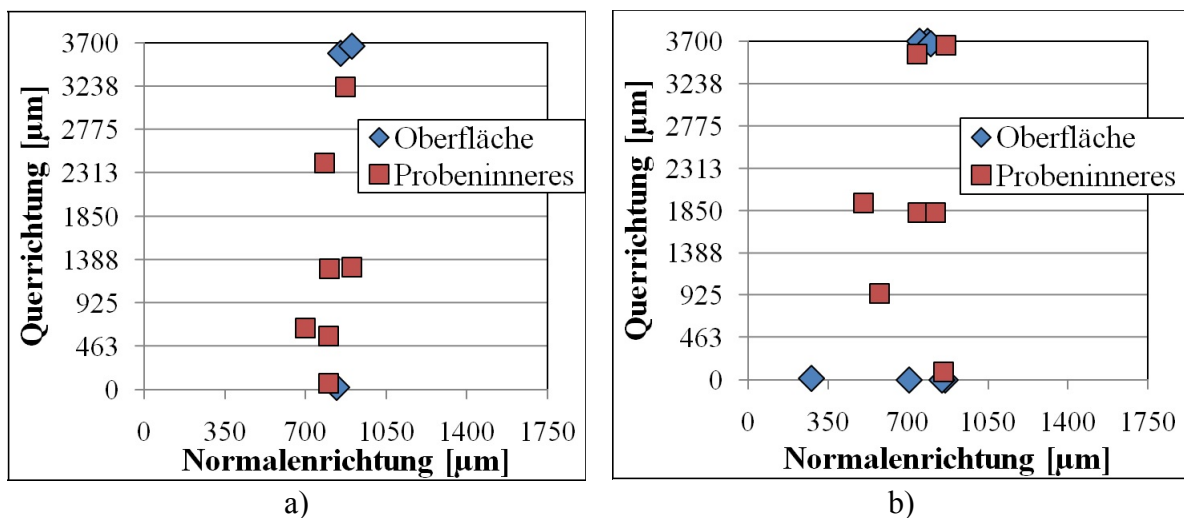


Abb. 4.37: Position der bruchrelevanten Einschlüsse auf Bruchflächen der Ermüdungsproben (nach **Abb. 4.35b**), die bei 490 MPa (a) und 510 MPa (b) getestet wurden.

Aus **Abb. 4.37** geht hervor, dass die Position der bruchrelevanten Einschlüsse sich mit der Veränderung der Spannungsamplitude ändert. Während die Anteile der Ermüdungsproben mit der Rissinitiierung an der Oberfläche und im Probeninneren bei 510 MPa ungefähr gleich sind, weisen nur ungefähr 30% der Ermüdungsproben bei 490 MPa die Rissinitiierung an der Oberfläche auf. Dieses Ergebnis entspricht der bekannten Vorstellung, dass sich der Rissinitiierungsort mit der Reduktion der Spannungsamplitude auf die VHCF-relevanten Werte ins Probeninnere verlagert (siehe bspw. Harlow et al. (2006)).

Abb. 4.38 zeigt, dass alle bruchrelevanten Einschlüsse über eine Länge von 3 mm entlang der Probenlängsachse um den verzögerten Querschnitt konzentriert auftreten. Aufgrund der in **Abb. 3.13** dargestellten berechneten Spannungsverteilung konnte festgestellt werden, dass dieser Bereich der höchsten Spannungsamplitude ausgesetzt ist, die größer als ca. 95% der Nominalspannung ist. Die in den Unterkapiteln 2.2.5 und 2.3.4 beschriebenen Studien deuten darauf hin, dass Rissinitiierung an maximalen Defekten stattfindet. Dementsprechend wurde die gemessene Größe der bruchrelevanten Einschlüsse mit einer VEW-Verteilung (Gl. 2.49) mit den Parametern $\mu = 16,36$, $\delta = 3,64$ und $\gamma = -0,26$ modelliert. Die Größe der bruchrelevanten Einschlüsse im VEW-Wahrscheinlichkeitsnetz ist in **Abb. 4.39** dargestellt. Die negative Größe des Formparameters deutet auf die Zugehörigkeit der gemessenen

Einschlussgröße zur Weibull-Verteilung hin. Die Größe des Formparameters ist jedoch relativ klein, so dass die gemessene Einschlussgröße mit angemessener Genauigkeit ebenfalls mit der Gumbel-Verteilung modelliert werden kann.

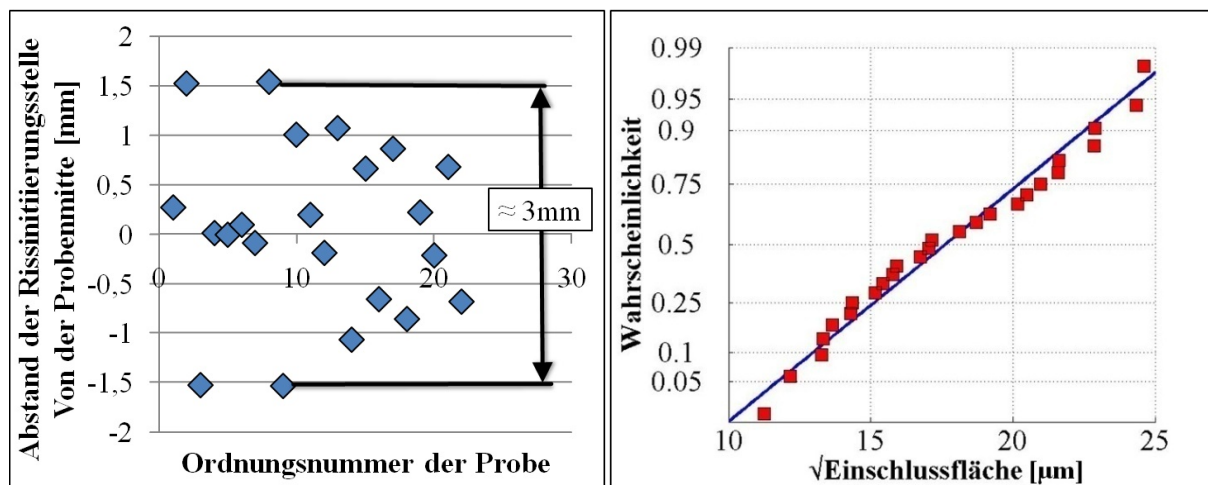


Abb. 4.38: Abstand der Bruchstelle von der Probenmitte bei unterschiedlichen Proben.

Abb. 4.39: Größe der bruchrelevanten Einschlüsse im VEV-Wahrscheinlichkeitsnetz.

Für die Beschreibung des Einflusses der Größe und Position der bruchrelevanten Einschlüsse auf das Ermüdungsverhalten der Ermüdungsproben wurde der bruchmechanische Ansatz nach Murakami (2002) verwendet. Diesem Ansatz gemäß können die Größe und Position der Einschlüsse sowie die Größe der angelegten Belastung mit der SIF-Schwingbreite nach **Gl. 2.25** beschrieben werden. Wegen des vorhandenen Spannungsgradienten entlang der Querrichtung der verwendeten Ermüdungsproben (siehe **Abb. 3.13**), der voraussichtlich einen Einfluss auf die Rissinitiierungsposition ausübt, wurde bei der Berechnung der SIF-Schwingbreite nicht die nominale Spannung der Probe, sondern die lokale Spannung an jedem bruchrelevanten Einschluss berücksichtigt. Die lokale Spannung an den bruchrelevanten Einschlüssen wurde durch eine lineare Interpolation der in **Abb. 3.13c** dargestellten Ergebnisse der FE-Simulation ermittelt. **Abb. 4.40** veranschaulicht den Zusammenhang zwischen den für jeden bruchrelevanten Einschluss berechneten SIF-Schwingbreite und den entsprechenden Bruchlastspielzahlen der Ermüdungsproben, die ausschließlich bei 510 MPa getestet wurden.

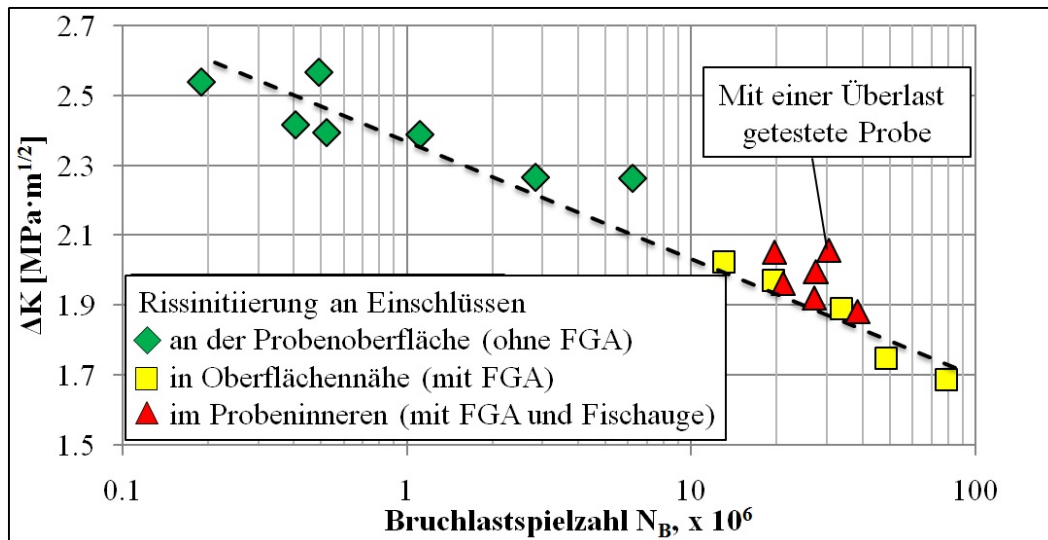


Abb. 4.40: Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl der bei $\sigma_a = 510$ MPa (siehe **Abb. 4.35a**) getesteten Ermüdungsproben von der berechneten SIF-Schwingbreite der bruchrelevanten Einschlüsse.

Abb. 4.40 deutet auf eine direkte Abhängigkeit der Lebensdauer der Ermüdungsproben von der SIF-Größe hin. Aufgrund der Bruchflächenuntersuchungen konnten 3 Typen der Proben identifiziert werden, die unterschiedliche Teilmengen im dargestellten Diagramm bilden. Die erste Gruppe stellt die Proben dar, die eine Rissinitiierung im HCF-Bereich an den an die Probenoberfläche angrenzenden Einschlüssen bei großen SIF-Werten aufweisen (**Abb. 4.36a**). Das in **Abb. 4.36b** und **4.41b** dargestellte Rissinitiierungsverhalten mit der Ausbildung sowohl einer FGA in weiter Entfernung von der Probenoberfläche als auch eines Fischauges charakterisiert die zweite Probengruppe. In der Menge der im VHCF-Bereich versagten Proben kann noch eine dritte Gruppe der Proben beobachtet werden, bei denen eine Rissinitiierung an nahe der Oberfläche liegenden Einschlüssen mit einer FGA-Bildung stattfand (**Abb. 4.41a**). Die dritte Probengruppe zeigt generell eine im Vergleich zu der zweiten Probengruppe größere Lebensdauer, was voraussichtlich an der Abwesenheit des mit der Fischaugenbildung gekennzeichneten Rissausbreitungsanteils liegt.

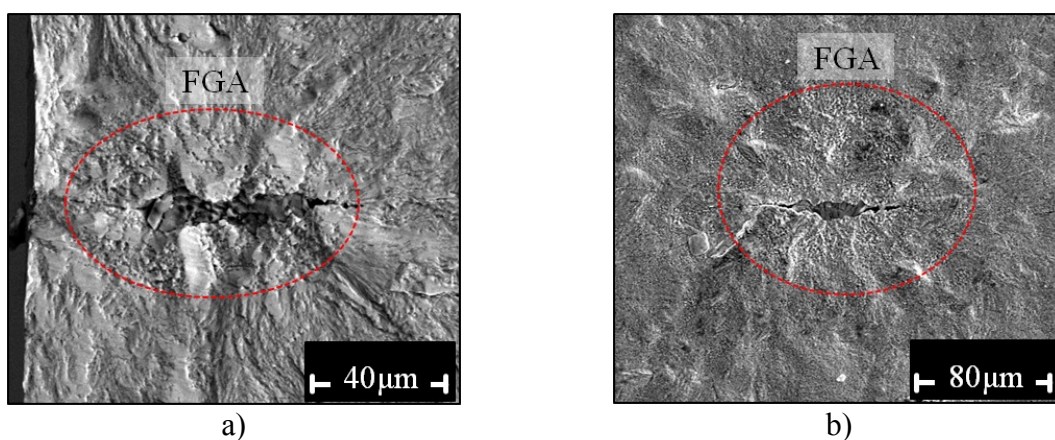


Abb. 4.41: Bruchflächenaufnahmen von Rissinitiierungsstellen in Oberflächennähe (a) und tief im Probeninneren (b). Proben wurden bei $\sigma_a = 510$ MPa getestet.

Im Gegensatz zu den Ergebnissen der Dauerfestigkeitsuntersuchungen an hochfesten Stählen wie 52100 (Burkart et al (2014)) oder SUJ2 (Sakai (2009)) konnte bei den präsentierten Ergebnissen keine deutliche Abhängigkeit zwischen FGA und der Höhe der angelegten Spannung sowie der erreichten Bruchlastspielzahl der Ermüdungsproben festgestellt werden.

Untersuchung der Rissinitiierung und -ausbreitung mittels Wechselstrompotentialsonde

Für eine detaillierte Untersuchung der unter der zyklischen Belastung fortschreitenden Schädigung wurde bei der Durchführung der am Anfang des vorliegenden Kapitels beschriebenen Versuche eine Wechselstrompotentialsonde (WSPS) des Typs Matelect CGM7 eingesetzt. Die Beobachtung der WSPS-Signaländerung ermöglichte zum einen eine in-situ Detektion der Rissinitiierung sowohl an der Probenoberfläche als auch im Probeninneren,

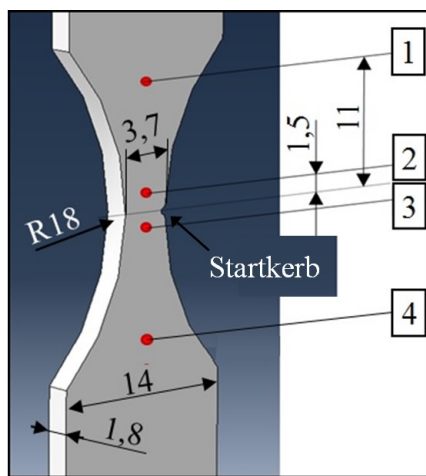


Abb. 4.42: Probengeometrie und Position der Verbindungskabel der Wechselstrompotentialsonde.

zum anderen die Messung der Änderung des elektrischen Potentials, der in direkter Korrelation mit der Rissflächenänderung bei der Rissausbreitung steht. Die Verbindung zwischen der WSPS und der Probenoberfläche erfolgte über 4 Verbindungskabel (**Abb. 4.42**). Kabel 1 und 4 wurden jeweils in einem Abstand von 11 mm zur Probenmitte punktgeschweißt und dienten der Einleitung eines konstanten Wechselstroms von 1A in die Probe. Die elektrische Potentialänderung wurde mit den Kabeln 2 und 3 im mittleren Bereich von 3 mm Breite gemessen, in dem die wirkende mechanische Spannung größer als 95 % der Maximalspannung ist und daher die absolute Mehrheit der Proben versagt (siehe **Abb. 4.38**). Die Kabel 2 und 3 wurden mittels einer Klebverbindung kontaktiert, die keine zusätzliche Spannungskonzentration bewirken sollte. Tritt eine Rissinitiierung bzw. ein Risswachstum zwischen den Kabeln 2 und 3 auf, erfolgt proportional zur Reduzierung der intakten Querschnittsfläche ein Anstieg des elektrischen Potentials. Der Zusammenhang zwischen der Rissflächenänderung und einer entsprechenden Änderung des elektrischen Potentials ΔU kann folgendermaßen ausgedrückt werden (Bentele et al. (2014)):

$$\Delta U = k_w \cdot \left(\frac{1}{A_p - A_r} - \frac{1}{A_p} \right) \quad (4.2)$$

In **Gl. 4.2** ist k_w eine Materialkonstante, die vom spezifischen elektrischen Widerstand des Materials, den Probenabmessungen und von der Stromstärke abhängt. A_p steht für die gemittelte Querschnittsfläche des Prüfbereichs (zwischen Kabel 2 und 3) und A_r bezeichnet die Rissfläche. Obwohl der Parameter A_p von Probe zu Probe leicht variiert, wurde er in der vorliegenden Arbeit zur Vereinfachung als eine Konstante behandelt.

Kalibrierungsversuche

Zur Bestimmung des Zusammenhangs zwischen der Fläche eines während des Versuchs entstandenen Risses A_r und einer entsprechenden Potentialänderung ΔU bzw. zur Bestimmung

der materialabhängigen Konstante k_w wurden Kalibrierungsversuche an artgleichen Proben mit einem Startkerb (Abb. 4.42) durchgeführt. Die Bestimmung der Rissfläche erfolgte mithilfe der optischen Erfassung des Risspfads auf den zwei gegenüberliegenden Probenoberflächen mit Hilfe zweier Fernfeldmikroskope während des Versuchs und einer fraktographischen Auswertung der Bruchflächen im Anschluss an den Versuch. Hierzu wurden die Risswachstumsversuche in bestimmten Zeitabständen unterbrochen und die jeweils aktuelle Bruchfront durch eine 0,5-stündige Auslagerung bei 250°C zur nachträglichen fraktographischen Auswertung kenntlich gemacht. In Abb. 4.43 ist die Korrelation zwischen der Änderung des Messsignals der WSPS und dem mittels Fernfeldmikroskop aufgenommenen Ermüdungsrisswachstum erkennbar. Der Anfang der kontinuierlichen Zunahme des WSPS-Signals mit anschließendem Versagen der Ermüdungsprobe wird als Rissinitiierung interpretiert. Anhand der durchgeführten Kalibrierversuche kann festgestellt werden, dass die mit der WSPS detektierbare minimale Risslänge ca. 15 μm beträgt, was der Größenordnung eines rissinitiierenden Einschlusses entspricht.

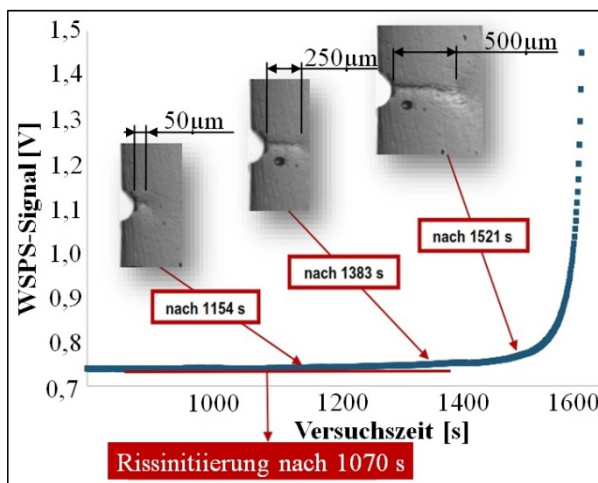


Abb. 4.43: Änderung des Signals der Wechselstrompotentialsonde in Abhängigkeit von der Rissfläche.

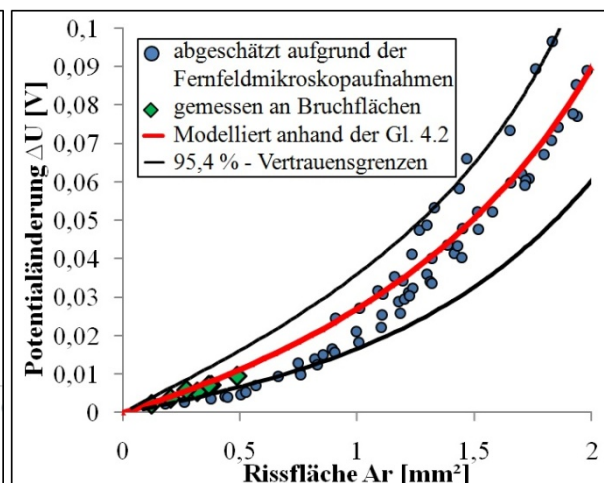


Abb. 4.44: Zusammenhang zwischen der Rissfläche und der entsprechenden Änderung des Signals der Wechselstrompotentialsonde.

Abb. 4.44 veranschaulicht den Zusammenhang zwischen der Rissflächenänderung und der entsprechenden Änderung des WSPS-Signals. Die Versuche wurden an mehreren Proben bei unterschiedlicher Stromfrequenz und verschiedenen Spannungsverhältnissen zyklisch und quasistatisch durchgeführt, sodass der Einfluss dieser Faktoren bei der Bestimmung des Zusammenhangs berücksichtigt wurde. Der Grund für die große Streuung der auf Basis der Fernfeldmikroskopaufnahmen berechneten Rissflächen ist der fehlenden Information über die Form der Rissfront bei unterschiedlichen Risspfadlängen auf den Probenoberflächen zuzuschreiben. Das bestätigen die direkten Messungen der Rissfläche, die nach der Beendigung des Versuchs an den Bruchflächen durchgeführt wurden. Weitere Details zur Durchführung der Kalibrierungsversuche sind in Steier (2014) beschrieben. Die festgestellte Korrelation zwischen dem WSPS-Signal und der Rissflächenänderung belegen die grundsätzliche Anwendbarkeit des Versuchsaufbaus zur Detektion der defektbedingten Rissinitiierung und quantitativen Beschreibung der anschließenden Rissausbreitung des Stahls 1.4301 bei unterschiedlichen Spannungsamplituden und -verhältnissen (Abb. 4.44). Auf Basis

der durchgeführten Kalibrierungsversuche wurden die Parameter $k_w = 0,2415 \Omega \cdot A \cdot \text{mm}^2$ und $A_p = 3,524 \text{ mm}^2$ für den vorgestellten Versuchsaufbau ermittelt.

Zur Validierung des bestimmten Zusammenhangs zwischen der Rissfläche und der entsprechenden Änderung des Signals der Wechselstrompotentialsonde unabhängig von den Versuchsbedingungen wurden Versuche mit einer Überlast sowie unter reduziertem Umgebungsluftdruck und verringerter Beanspruchungsfrequenz durchgeführt.

Ermüdungsversuch mit Überlast

Zur Durchführung des Ermüdungsversuchs mit Überlast (siehe **Abb. 4.40**) wurden die bereits

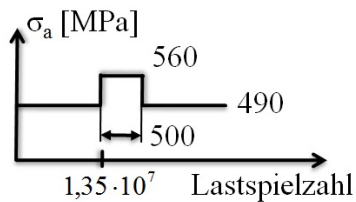
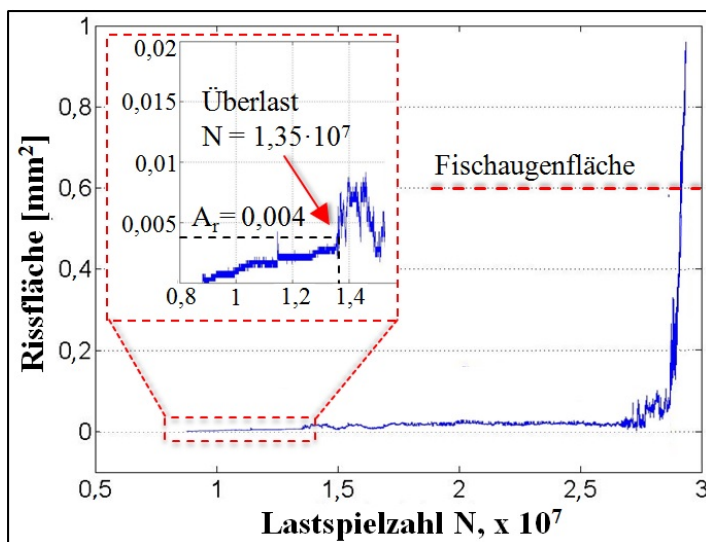


Abb. 4.45: Spannungsverlauf bei der Überlast.

am Anfang dieses Kapitels beschriebenen Apparaturen unter den dort erwähnten Bedingungen verwendet. Nach dem Ablauf von $1,35 \cdot 10^7$ Belastungszyklen mit einer Spannungsamplitude von 490 MPa wurde eine Überlast in Form von ca. 500 Belastungszyklen mit einer um 13,7% erhöhten Spannungsamplitude aufgebracht (**Abb. 4.45**). Nach der Beendigung der Überlastzyklen wurde die erhöhte Spannungsamplitude auf die ursprünglichen 490 MPa reduziert. Der entsprechende Verlauf des WSPS-Signals ist in **Anhang A3** dargestellt. Die aufgrund der gemessenen

Änderung des WSPS-Signals ermittelte Rissflächenänderung sowie die entsprechende Bruchflächenaufnahme sind in **Abb. 4.46** dargestellt.



a)

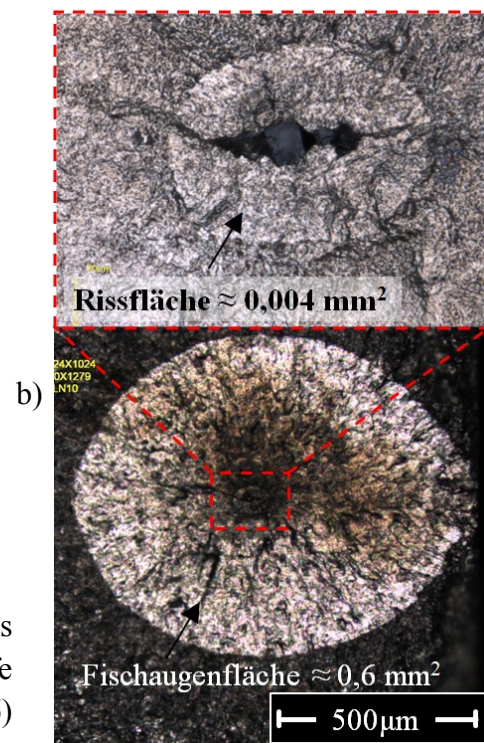


Abb. 4.46: Auf Basis der gemessenen Änderung des WSPS-Signals ermittelte Rissflächenänderung im Laufe des Ermüdungsversuchs mit Überlast (siehe **Abb. 4.45**) (a) und entsprechende Bruchflächenaufnahme (b).

Eine kontinuierliche Zunahme des WSPS-Signals konnte bereits nach $0,7 \cdot 10^7$ Belastungszyklen detektiert werden (siehe **Anhang A3**). Diese Lastspielzahl wird als Moment der Rissinitiation interpretiert. Eine Beanspruchung mit weiteren $0,65 \cdot 10^7$ Belastungszyklen

wird durch eine Zunahme des WSPS-Signals begleitet, die nach Beendigung der Überlastzyklen einer Rissfläche von ungefähr $0,004 \text{ mm}^2$ entspricht. Die ermittelte Rissfläche zeigt eine elliptische Rissspur auf der Probenbruchfläche (**Abb. 4.46b**), die vermutlich während der Überlastzyklen infolge der Änderung der Rissausbreitungsraten entstand. Die Reduktion der Spannungsamplitude nach der Beendigung der Überlastzyklen führte zu einer starken Abnahme der WSPS-Signaländerung, die auf eine Verzögerung der Rissausbreitung für die nächsten ca. $1,3 \cdot 10^7$ Belastungszyklen zurückgeführt werden kann. Die Verzögerung des Rissfortschrittes nach einem Sprung von hoher zu niedriger zyklischer Belastung wurde bereits von mehreren Autoren untersucht und ist bspw. in Haibach (2006) detailliert begründet. Nach dem Erreichen der Rissfläche von ca. $0,1 \text{ mm}^2$, die einer FGA-Fläche entspricht (hier nicht dargestellt), erfolgte eine intensive Zunahme der Rissausbreitungsrate, die eine Fischaugenfläche von $0,6 \text{ mm}^2$ (**Abb. 4.46b**) innerhalb der nächsten ca. $0,2 \cdot 10^7$ Belastungszyklen verursachte. Die nächste Erhöhung der Rissausbreitungsrate erfolgte, nachdem die Probenoberfläche von der Rissfront erreicht wurde. Danach erfolgte das Probenversagen. Aus dem Diagramm **4.46** ist zu entnehmen, dass die ermittelten Rissflächen von einer großen Streuung behaftet sind. Daher sind alle in diesem Unterkapitel angegebenen Größen nur bedingt zu entnehmen.

Rissausbreitungsversuch mit reduziertem Umgebungsluftdruck

Zur Durchführung eines Rissausbreitungsversuchs mit reduziertem Umgebungsluftdruck wurden ebenfalls Proben mit der in **Abb. 3.13b** dargestellten Geometrie aus dem metastabilen Austenitstahl 1.4301 im vorverformten Zustand mit einem verformungsinduzierten Martensitvolumenanteil von 60% Martensitvolumenanteil verwendet. Die zyklische Beanspruchung mit einer Frequenz von 30 Hz und einem Spannungsverhältnis von $R = -1$ erfolgte an einem servohydraulischen Prüfstand des Typs MTS 810. Der Prüfstand ist mit einem Vakuumrezipienten ausgestattet, in dem Ermüdungsproben bei einem Vakuumdruck von ca. $1 \cdot 10^{-4} \text{ mbar}$ getestet wurden. Die Rissausbreitung wurde nach der Rissinitiierung an einem Startkerb mit der in **Abb. 4.47** dargestellten Geometrie beobachtet. Die Fläche des Kerbs betrug $0,004 \text{ mm}^2$, die zusammen mit der Fläche des entstehenden Anrisses einer typischen FGA-Fläche entspricht.

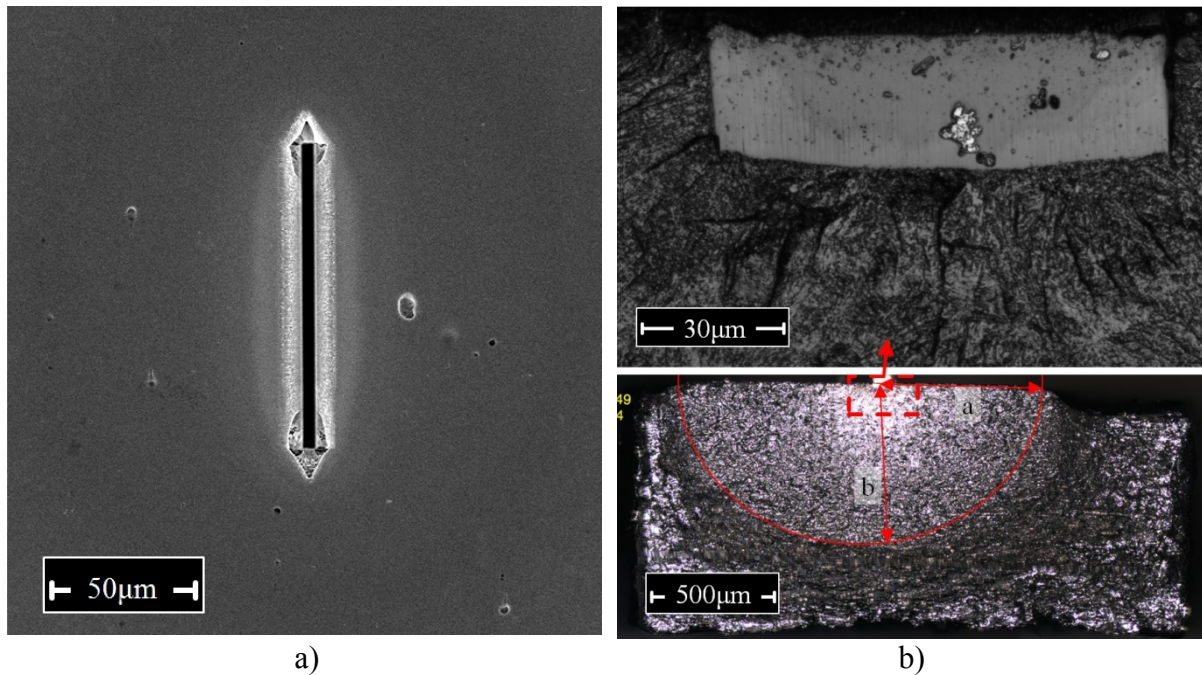


Abb. 4.47: REM-Aufnahmen der Startkerbgeometrie a) Oberfläche vor der Ermüdung; b) Bruchfläche .

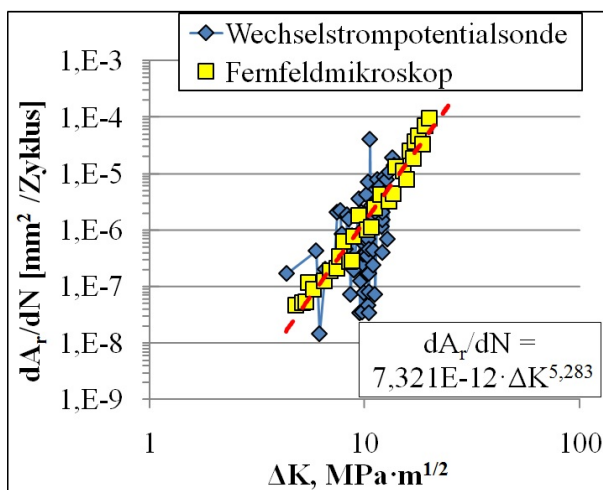


Abb. 4.48: Rissausbreitungsrate im Vakuum, die auf Basis der Fernfeldmikroskop-aufnahmen und Potentialänderungsmessungen bestimmt wurden.

abgeschätzten Rissausbreitungsrate (siehe **Abb. 4.48**) weisen eine sehr große Streuung auf, die voraussichtlich an einer nachlassenden Haftung der Verbindungskabel (**Abb. 4.42**) lag. Jedoch zeigen die aufgrund der unterschiedlichen Methoden ermittelten $dA_r/dN - \Delta K$ -Zusammenhänge die gleichen Gesetzmäßigkeiten und lassen sich mit dem Paris-Gesetz (**Gl. 2.26**) mit den Parametern $C_p = 7,321 \cdot 10^{-12}$ und $m_p = 5,283$ modellieren.

Zur Untersuchung der Rissausbreitung nach der Entstehung eines Risses von ca. 150 μm wurde sowohl das Fernfeldmikroskop des Typs Questar QM 1 als auch die WSPS des Typs Matelect CGM7 eingesetzt. **Abb. 4.48** veranschaulicht die Änderung der Rissausbreitungsrate in Abhängigkeit von der SIF-Größe, die mit **Gl. 2.25** bestimmt wurde. Die beiden Parameter wurden sowohl durch die fernfeldmikroskopischen Aufnahmen als auch die WSPS-Signalbearbeitung ermittelt. Die Abschätzung der Rissfläche A_r aufgrund der Fernfeldmikroskop-aufnahmen erfolgte auf Basis der Bruchflächenanalyse (**Abb. 4.47b**) mit der Annahme, dass $a \approx b$ ist. Die aufgrund der Potentialänderungsmessungen

WSPS-Messungen während der Ermüdungsversuche

Abgesehen von einer großen Streuung des WSPS-Signals, die auf Temperaturschwankungen der Umgebungsluft und eine nachlassende Haftung der Klebeverbindung der Kabel 2 und 3 (**Abb. 4.42**) zurückgeführt werden kann, zeigen die Ergebnisse der WSPS-Messungen für die beiden zuvor spezifizierten Gruppen unterschiedliche Verläufe des WSPS-Signals während der Ermüdungsversuche. Zwei Beispiele solcher Verläufe, die den in **Abb. 4.36** abgebildeten Bruchflächenaufnahmen entsprechen, sind in **Abb. 4.49a** dargestellt. In **Abb. 4.49a** ist zu erkennen, dass die erste kontinuierlich ansteigende Signaländerung nach $2,65 \cdot 10^6$ Lastspielen (94% der Gesamtlebensdauer) in Probe 1 stattfindet. Dieser Signalverlauf ist für die Probengruppe 1 typisch. Ein für die Probengruppe 2 charakteristischer Verlauf des WSPS-Signals ist in **Abb. 4.49a** mit einer blauen Linie gekennzeichnet. Die erste kontinuierlich wachsende Signaländerung ist hier bei $1,05 \cdot 10^7$ Lastspielen zu sehen, was ca. 53% der Gesamtlebensdauer entspricht.

Die Rissflächenänderung wurde auf der Basis der berechneten Potentialänderung $\Delta U = \text{WSPS-Signal}_{\text{momentan}} - \text{WSPS-Signal}_{\text{anfänglich}}$ und der mit Hilfe der Kalibrierungsversuche festgestellten Korrelation der Potentialänderung ΔU und der Rissfläche A_r (**Gl. 4.2**) modelliert. Die modellierten Rissänderungsverläufe, die den Bruchflächen in **Abb. 4.36** und Signalverläufen in **Abb. 4.49a** entsprechen, sind in **Abb. 4.49b** dargestellt. Während die Rissausbreitungsphase bei den an der Probenoberfläche entstehenden Ermüdungsrissen einen unwesentlichen Anteil an der Gesamtlebensdauer ausmacht und durch eine relativ große Wachstumsrate (ca. $2,2 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^2/\text{Zyklus}$ (bis $0,3 \text{ mm}^2$ Rissfläche) - $7 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{Zyklus}$ (nach $0,3 \text{ mm}^2$ Rissfläche)) gekennzeichnet ist, weisen die an den Einschlüssen im Probeninneren entstandenen Risse laut den WSPS-Messungen geringere Risswachstumsraten auf, die bis zu einer Rissfläche von $0,1 \text{ mm}^2$ ca. $0,2 \cdot 10^{-8}/\text{Zyklus}$ und ca. $3,25 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^2/\text{Zyklus}$ bei einer Rissfläche größer $0,1 \text{ mm}^2$ betragen. Sobald das Fischauge die Probenoberfläche erreicht (**Abb. 4.36**), gleichen sich die Risswachstumsraten der beiden Probentypen an und betragen ca. $7 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{Zyklus}$ (**Abb. 4.49b**).

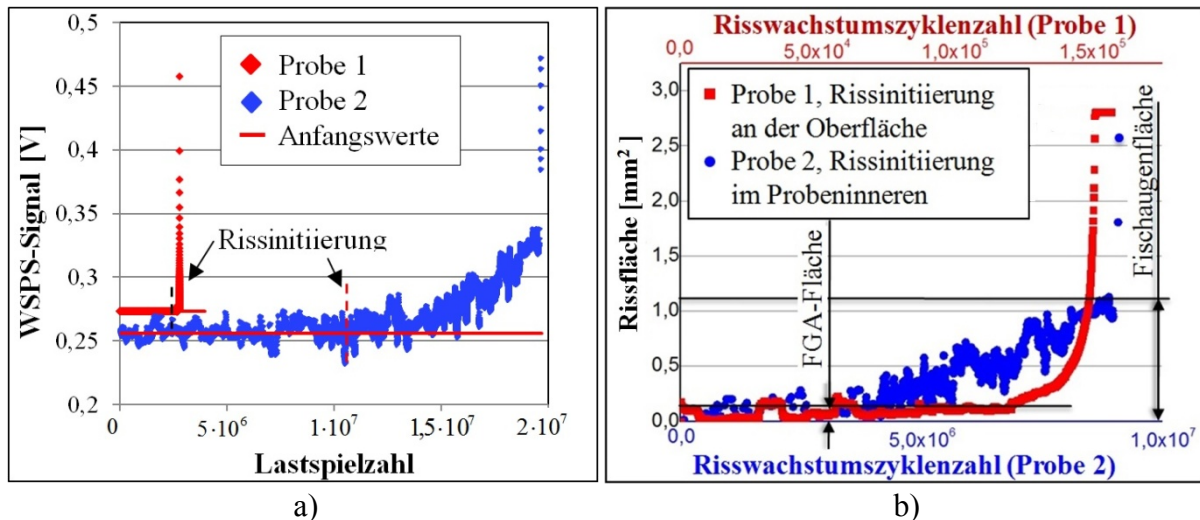


Abb. 4.49: a) Änderung des Signals der Wechselstrompotentialsonde bei der Rissinitiierung an der Oberfläche (Gruppe 1, **Abb. 4.36a**) und im Probeninneren (Gruppe 2, **Abb. 4.36b**); b) auf Basis des in **Abb. 4.49a** dargestellten Signals und der Kalibrierungsversuche modellierte Rissflächenänderung.

Die Rissausbreitungsverhalten unterschiedlicher Proben, die eine Rissinitiierung sowohl an der Oberfläche als auch im Probeninneren liegenden Einschlüssen aufweisen, sowie einer unter Vakuumdruck ermüdeten Probe sind in **Abb. 4.50** zusammengefasst. Zur Reduktion der Streuung, die sich bei der Differenzierung vervielfacht, wurden die aufgrund des WSPS-Signals ermittelten Rissflächenänderungen (siehe z. B. **Abb. 4.49b**) anhand der Methode von Savitzky und Golay (1964) mit einer Fenstergröße von 5000 geglättet. Die sich aus den Schwankungen des Messsignals ergebenden negativen oder sehr kleinen Rissausbreitungsraten (weniger als $1 \cdot 10^{-9} \text{ mm}^2/\text{Zyklus}$) wurden nicht berücksichtigt.

Alle in **Abb. 4.50** dargestellten Verläufe weisen einen ausgeprägten Paris-Bereich bei $\Delta K = 4 - 14 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ auf. Der Wert $\Delta K = 4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ stimmt mit den Ergebnissen von Roth (2011) und Mei und Morris (1990) an einem ähnlichen metastabilen austenitischen Edelstahl überein und kann als ΔK_{th} -Wert für die Langrissausbreitung für die untersuchte Legierung gelten. Laut der in **Abb. 4.50** dargestellten Ergebnisse erfolgt die Kurzrissausbreitung mit einer annähernd konstanten Rissausbreitungsrate unterhalb von $\Delta K = 4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. Da der Ansatz von Murakami (**Gl. 2.25**), der für die Berechnung der SIF-Schwingbreite verwendet wurde, die Probengeometrie nicht berücksichtigt, weichen alle dargestellten $dA_r/dN - \Delta K$ -Zusammenhänge nach dem Erreichen von ca. $14 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ von einem geradlinigen Verlauf ab. Aus dem Diagramm geht hervor, dass die Rissausbreitungsrate der ausgehend von der Oberfläche versagten Proben um ca. ein 10-faches größer im Vergleich zur Rissausbreitungsrate bei der inneren Rissinitiierung ist. Die Rissausbreitungsrate im Probeninneren entspricht der Rissausbreitungsgeschwindigkeit unter dem reduzierten Umgebungsluftdruck und kann ebenfalls durch das Paris-Gesetz mit den Konstanten $C_p = 7,321 \cdot 10^{-12}$ und $m_p = 5,283$ modelliert werden. Die dargestellten Ergebnisse entsprechen der allgemeinen Vorstellung, dass die innere Rissausbreitung ohne den beschleunigenden Einfluss der sauerstoff- und wasserdampfhaltigen Umgebungsluft erfolgt und deswegen eine um eine Größenordnung geringere Ausbreitungsrate aufweist (Ogawa et al. (2014)).

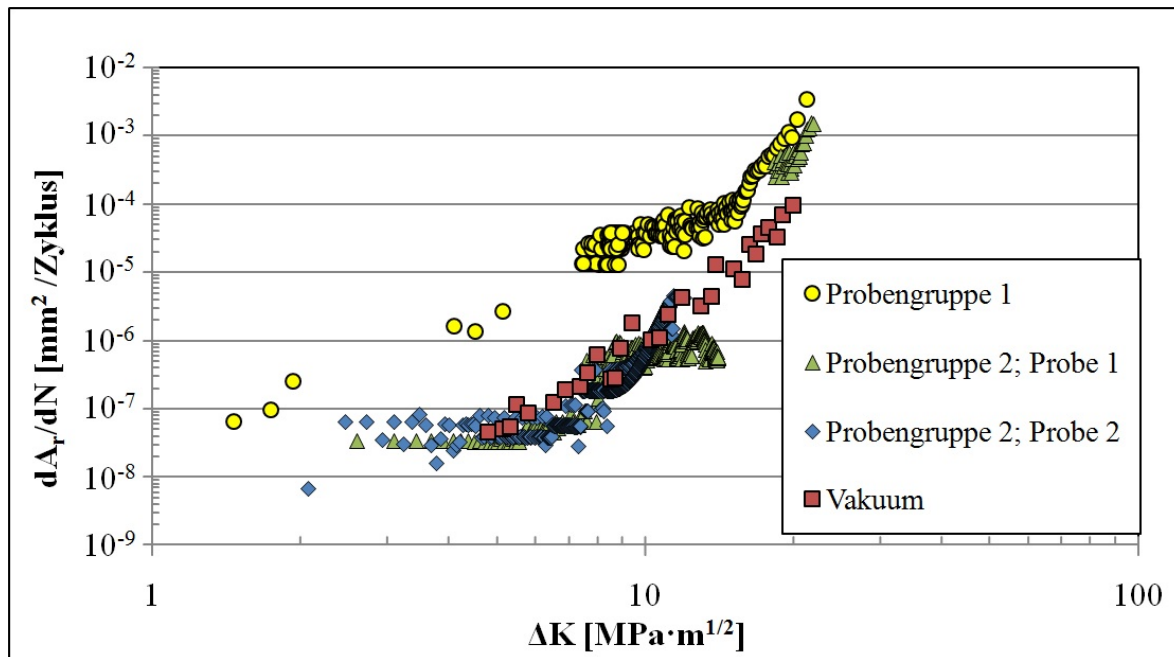


Abb. 4.50: Rissausbreitungsraten in Ermüdungsproben, die eine Rissinitiierung an Einschlüssen sowohl an der Oberfläche (Probengruppe 1) als auch im Probeninneren (Probengruppe 2) aufweisen, sowie in einer Probe mit Startkerb, die unter Vakuumbedingungen beansprucht wurde.

Modellierung der Versuchsergebnisse

Die Ergebnisse der Untersuchungen des Rissausbreitungsverhaltens bestätigen die Beobachtung, dass die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen drei unterschiedliche Teilmengen bei der Auftragung der Bruchlastspielzahl über die SIF-Größe bilden. Zur ersten Teilmenge gehören die Proben, die eine Rissinitiierung an der Oberfläche und relativ große Rissausbreitungsraten (Probengruppe 1, **Abb. 4.50**) aufwiesen. Die zweite Teilmenge bilden die Proben, die mit der inneren Rissinitiierung und anschließenden FGA-Ausbildung behaftet sind und eine relativ langsame Langrissausbreitung aufwiesen. Die beiden Teilmengen konnten mit einem Potenzgesetz modelliert werden (**Abb. 4.51**).

Die dritte Teilmenge wird von den Proben gebildet, die eine innere Rissinitiierung mit der Ausbildung von FGA und Fischaugen aufwiesen. Bei gleichen SIF-Größen zeigen solche Proben generell eine höhere Lebensdauer im Vergleich zu den in der Oberflächennähe versagten Proben. Vermutlich kommen die Unterschiede in der Lebensdauer infolge einer durch Fischaugenbildung verlangsamten Rissausbreitungsgeschwindigkeit zustande. Die Fischaugengröße bzw. die Länge der Rissausbreitungsphase hängen von der Position des bruchrelevanten Einschlusses ab. Da die Position der Einschlüsse eine zufällige Größe ist, kann die Lebensdauer der tief im Probeninneren versagten Ermüdungsproben nicht mit einem Gesetz modelliert werden.

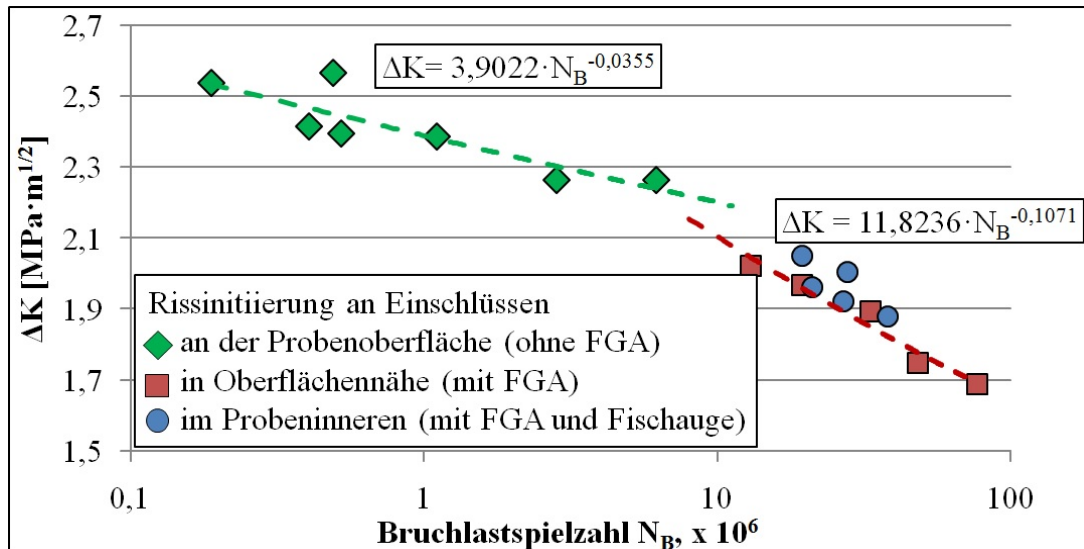


Abb. 4.51: Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl der getesteten Ermüdungsproben von der berechneten SIF-Größe der bruchrelevanten Einschlüsse. Die Gleichungen stellen Potenzgesetze dar, mit denen die Bruchlastspielzahl der an der Probenoberfläche und in Oberflächennähe versagten Proben modelliert wurde.

4.2.3 Aluminiumschweißnaht

Für die Untersuchungen der Ermüdungseigenschaften beider in Unterkapitel 4.1.3 charakterisierten Schweißnahtvarianten wurden Ermüdungsproben gezielt aus den Bereichen Basismaterial, Wärmeeinflusszone und Nahtmitte entnommen und an einem Ultraschallermüdungsprüfstand bis zum Bruch getestet. Die verwendete Probengeometrie, sowie die Spannungsverteilung in den Ermüdungsproben sind in **Abb. 3.14** zu sehen. Weitere Details zur Probenvorbereitung und Durchführung der Ermüdungsversuche sind in Cremer et al. (2014) beschrieben. Die Ermüdungsversuche ergaben, dass die schwächste Stelle der Schweißverbindung beider Varianten die Nahtmitte ist. Jedoch erfolgt die Rissinitiierung der QGB an der Probenoberfläche und ist auf die Akkumulation der plastischen Verformung in Gleitbänder zurückzuführen. Die Variante QGD weist hingegen vornehmlich Rissinitiierungen an Defekten auf, die nahe der Oberfläche liegen oder an diese angrenzen. Die Schwingfestigkeiten der Variante QGB liegen dicht unterhalb der Werte für den Grundwerkstoff, wohingegen die Schwingfestigkeitswerte für QGD deutlich reduziert sind. Darüber hinaus weisen die Daten aus den Ermüdungsversuchen an QGD eine enorme Streuung auf, was auf einen deutlichen Einfluss der Größe der bruchrelevanten Defekte wie Poren, Porennester und Bindefehler zurückzuführen ist (Cremer et al. (2014)).

Eine Abschätzung der sich aus den Schweißnahtdefekten ergebenden Kerbspannungen mittels FE-Analyse in Cremer et al. (2014) zeigte, dass die Berücksichtigung der lokalen Spannung auf der Basis des Kerbspannungskonzepts an versagensrelevanten Defekten zu keiner eindeutigen Aufklärung des enormen Streubands im Wöhlerdiagramm führt. Alternativ wird zur Beschreibung der Lebensdauer in Abhängigkeit von der Defektgröße der QGD-Variante der von Y. Murakami vorgeschlagene bruchmechanische Ansatz verwendet. Zur Beschreibung der lokalen Beanspruchung eines rissähnlichen Defekts wurde die Schwingbreite des SIF (**Gl. 2.25**) verwendet. Die Projektionsfläche der bruchrelevanten

Defekte wurde an Bruchflächen der Ermüdungsproben unter Berücksichtigung der Regeln zur Idealisierung der Fehlergeometrie nach Murakami (2002) ermittelt.

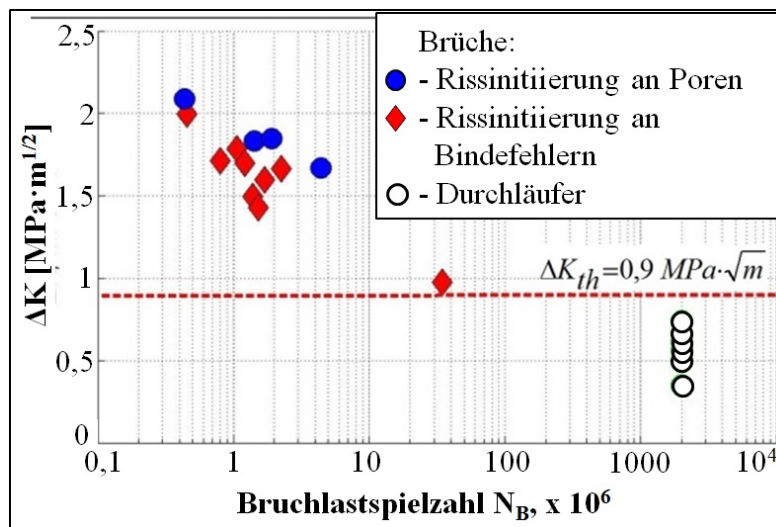


Abb. 4.52: Korrelation zwischen der auf die Ausgangsdefektfläche bezogenen SIF-Schwingbreite und der Bruchzyklenzahl für die Ermüdungsproben aus der QGD-Variante.

In **Abb. 4.52** sind die auf die Projektionsfläche des versagensrelevanten Defekts bezogenen SIF-Schwingbreiten in Abhängigkeit von der Bruchlastspielzahl der QGD-Variante dargestellt. Es ist eine deutliche Korrelation zwischen SIF-Schwingbreite und erreichter Bruchlastspielzahl erkennbar und unterhalb eines Schwellenwerts von $\Delta K_{th} \approx 0,9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ konnte bis zum Erreichen der vorgegebenen Grenzlasterlastspielzahl $N_G = 2 \cdot 10^9$ kein Versagen beobachtet werden. Die Proben mit Rissinitiierung an Poren erreichen geringfügig höhere Bruchlastspielzahlen als Proben mit Rissinitiierung an Bindefehlern. Erklären lässt sich dies durch eine größere Kerbschärfe der scharfkantigen, mehr rissähnlichen Bindefehler. Die Ergebnisse lassen vermuten, dass die versagensrelevanten Defekte von Beginn an lebensdauerbestimmend sind, da sie als quasi technische Anrisse betrachtet werden können. Unter dieser Annahme kann eine Lebensdauerabschätzung auf der Basis eines stabilen Ermüdungsrisswachstums erfolgen. Es wurden gemittelte Paris-Konstanten $C_p = 8 \times 10^{-13}$ und $m_p = 7$ im Bereich von $\Delta K = \Delta K_A$ (entspricht der Anfangsdefektfläche) bis zum $\Delta K = \Delta K_B$ (entspricht dem Anteil der Ermüdungsbruchfläche an der Gesamtbruchfläche beim endgültigen Stoppen des Ultraschallermüdungsprüfstands oder ca. 60% der Bruchfläche) für die untersuchte Variante angepasst.

4.3 Statistische Modellierung der bruchrelevanten Merkmalsgröße

Da es sich bei den Defektgrößen bzw. -orientierungen um zufällige Werte handelt, ist zur Entwicklung eines Lebensdauervorhersagekonzepts sowohl im Fall der quasi-defektfreien Nickelbasislegierungen als auch bei defektbehafteten Werkstoffen wie dem Stahl 1.4301 und der Schweißnahtmitte die Anwendung statistischer Methoden erforderlich.

Trotz der unterschiedlichen Schädigungsmechanismen, die zum Bruch in den beiden Werkstoffgruppen führen, haben die schädigungsrelevanten mikrostrukturellen Merkmale ähnliche Zielgrößen. Sowohl im Fall der Nickelbasis-Superlegierungen, an denen der größte

Missorientierungsfaktor bzw. Rissinitiierungparameter für die Lebensdauer bei einer gleichen Schwingungsbeanspruchung entscheidend ist, als auch bei austenitischen Stählen und Schweißnähten, deren Lebensdauer von der Defektgröße abhängt, sind nur die Höchstwerte der beobachteten Merkmale von Interesse (siehe **Abb. 4.15, 4.28** und **4.33**). Diese Tatsache bedingt die Verwendung von Methoden der Extremwertstatistik zur Modellierung der Höchstwerte dieser Merkmale und der quantitativen Analyse der Lebensdauer im VHCF-Bereich

Im vorliegenden Unterkapitel erfolgt eine statistische Abschätzung bzw. Vorhersage der bruchrelevanten Merkmalsgrößen, die während der Auswertung der Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen für jeden untersuchten Werkstoff bestimmt wurden. Die verwendeten statistischen Methoden zur Abschätzung der maximalen Defektgröße wurden mit Hilfe der röntgenographischen Aufnahmen (**Anhang A2**) der Aluminiumschweißnähte validiert. Daher beginnt das vorliegende Unterkapitel mit der statistischen Modellierung der bruchrelevanten Merkmalsgröße in der Aluminiumschweißnaht. Im weiteren Verlauf werden die bruchrelevanten Merkmalsgrößen im Stahl 1.4301 und in der Legierung Nimonic 80A modelliert.

4.3.1 Aluminiumschweißnaht

Die statistische Abschätzung der Größe der maximalen, dreidimensionalen Defekte in Aluminiumschweißnähten erfolgte auf Basis des Uemura-Murakami-Ansatzes (1990) durch die im Abschnitt 4.1.3 beschriebenen zweidimensionalen Defektmessungen. Der Mittelwert aller gemessenen maximalen Defekte beträgt 96 μm für die Naht der QGB und 313 μm für die QGD, was einem Inspektionsvolumen von 29,7 bzw. 95,1 mm^3 nach der **Gl. 2.60** für die untersuchten Chargen entspricht.

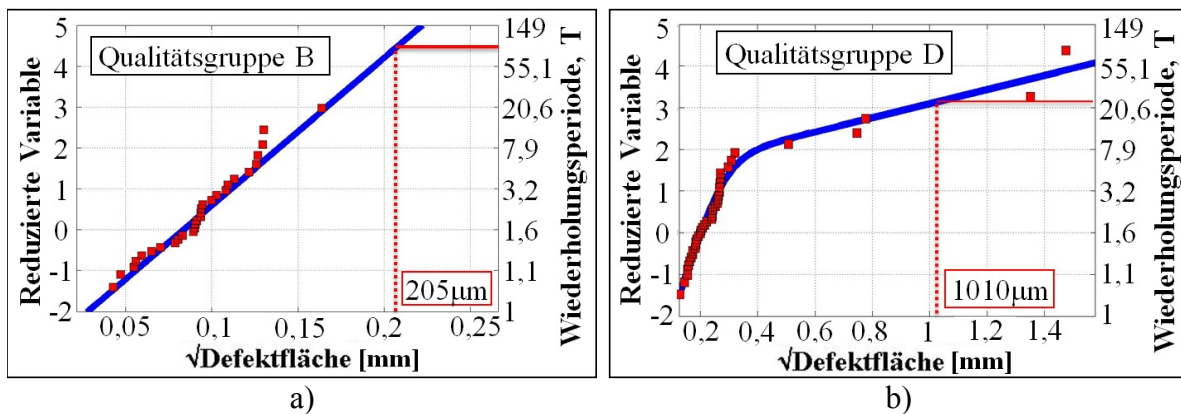


Abb. 4.53: Maximale Defektgröße aus jedem untersuchten Querschliff der QGB- bzw. QGD-Variante mit den jeweiligen angepassten statistischen Verteilungen und den aufgrund der berechneten Wiederholungsperioden abgeschätzten maximalen Defektgrößen im Gumbel-Wahrscheinlichkeitsnetz.

Für die Bewertung der Genauigkeit der beschriebenen Methode wurde die Größe der maximalen Defekte in den für die Röntgenuntersuchungen entnommenen Proben abgeschätzt. Aus dem im Unterkapitel 4.1.3 angegebenen Probenvolumen ergeben sich Wiederholungsperioden von 83,6 und 25,6 für die Nähte der QGB bzw. QGD. Die den

Wiederholungsperioden entsprechenden maximalen Defektgrößen sind in **Abb. 4.53a** bzw. **4.53b** zu sehen. Ein quantitativer Vergleich der anhand von **Gl. 2.57** abgeschätzten Defektgrößen mit den mittels der Röntgenanalyse gemessenen Defekte (siehe **Anhang 2**) zeigt, dass der Berechnungsfehler bei der Verwendung des Uemura-Murakami-Ansatzes (1990) im Falle einer beliebigen Defektform bei 5% liegt, was auch den Untersuchungen von Anderson et al. (2005) entspricht.

Das Vorhersagevolumen für die verwendete Ermüdungsprobengeometrie wurde anhand der Finite-Elemente-Methode als ein Volumen berechnet, in dem die Spannung mehr als 95% der Nominalspannung beträgt (**Abb. 3.14b, c**). Da die Größe des maximalen Defekts in einer Charge der Ermüdungsproben von der Anzahl der Proben abhängt und mit jeder untersuchten Probe ansteigen sollte, wurde das berechnete Vorhersagevolumen mit der Ordnungsnummer der Probe in der Charge multipliziert. Aufgrund der angepassten Verteilungen (**Abb. 4.53a** und **b**) und der für jede Probe berechneten Wiederholungsperioden wurde die maximale Defektgröße in 32 Proben beider modellierten Chargen abgeschätzt. Die Gegenüberstellung der vorhergesagten Defektgröße mit der Größe der bruchrelevanten Defekte von den Ermüdungsproben der QGD ist in **Abb. 4.54** dargestellt. Das Bild zeigt, dass der Berechnungsfehler in diesem Fall 20% erreichen kann, was voraussichtlich an der komplizierten im unterschiedlichen Maße idealisierten Defektgeometrie liegt.

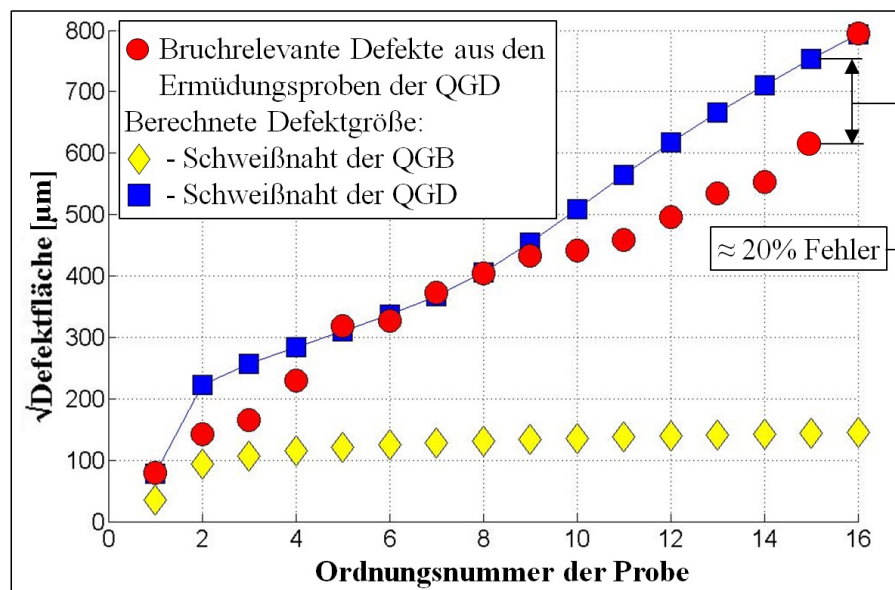


Abb. 4.54: Vorhergesagte und gemessene Größe der bruchrelevanten Defekte.

Aufgrund der vorgestellten Ergebnisse kann zusammengefasst werden, dass die Abschätzung der Größe der bruchrelevanten Defekte auf Basis der metallographischen Untersuchungen des nicht ermüdeten Materials mit Hilfe von extremwerttheoretischen Ansätzen möglich ist. In Falle der runderförmigen Defekte (siehe Kolyshkin et al. (2014)) liegt der Berechnungsfehler bei 5%. Am Beispiel einer komplizierteren Fehlergeometrie wie bei Bindefehlern wird deutlich, dass der Berechnungsfehler bei der Modellierung von bruchrelevanten Defekten einer Charge mit 16 Ermüdungsproben 20 % erreichen kann.

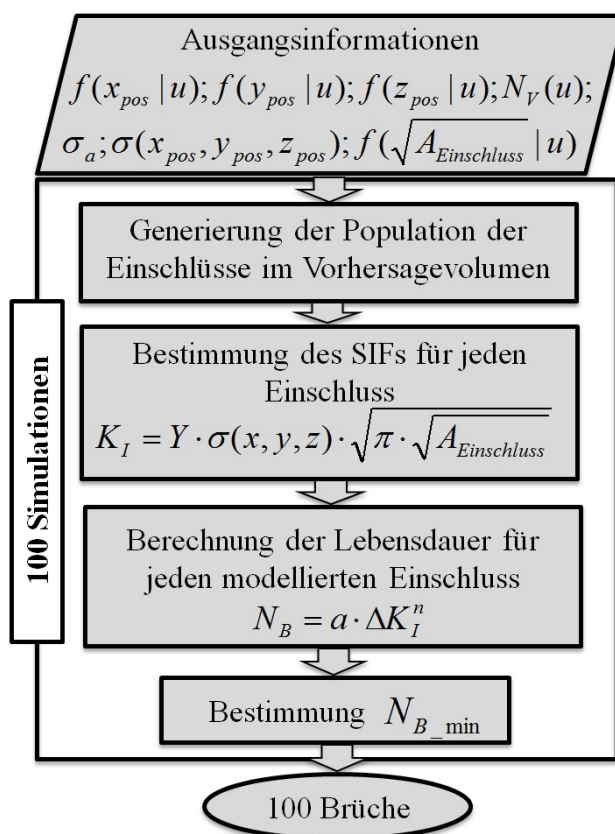
4.3.2 Stahl 1.4301

Da bei der Durchführung von Ermüdungsversuchen an Proben aus dem Stahl 1.4301 sowohl die Größe als auch die Position der bruchrelevanten Defekte einen großen Einfluss auf die Lebensdauer aufwies, werden die beiden Merkmalsgrößen auf Basis von metallographischen Informationen modelliert. Als Ausgangsinformationen dienen dabei die in **Abb. 4.9c** und **f** dargestellten räumlichen Einschlussverteilungen, die in **Abb. 4.11** aufgeführte Verteilung der größeren Einschlüsse sowie die Spannungsverteilung in den verwendeten Ermüdungsproben (**Abb. 3.13**). Da der Einschlussvolumenanteil in dem untersuchten Material (berechnet mit **Gl. 2.56**) weniger als 0,1% beträgt, wurde angenommen, dass die Möglichkeit einer Interaktion mehrerer Einschlüsse unwahrscheinlich ist. Zur Abschätzung der Größe und Position der bruchrelevanten Einschlüsse wurden probabilistische MC-Simulationen durchgeführt.

Simulationsalgorithmus

Der Algorithmus der 100 MC-Simulationen ist in **Abb. 4.55** dargestellt. Jede Simulation bestand aus den folgenden Schritten:

1. Generierung einer Population von Einschlüssen im Vorhersagevolumen. Dabei bezeichnen



x_{pos} und y_{pos} den Abstand vom Rand des Volumens zu den modellierten Einschlüssen entlang der Walz- bzw. der Querrichtung (**Abb. 4.7**), die mit einer Gleichverteilung modelliert wurde. Die Position in Normalenrichtung z_{pos} wurde mit der Cauchy-Verteilung (**Abb. 4.12**) modelliert und die Einschlussdichte N_V aufgrund der Woodhead Analyse (**Gl. 2.56**) bestimmt. Die lokale Spannung an jedem modellierten Einschluss wurde durch eine lineare Interpolation der in **Abb. 3.13** dargestellten Ergebnisse der FE-Simulation ermittelt. Die Größe der modellierten Einschlüsse wurde nach der angepassten VP-KVF verteilt (**Abb. 4.11**). Die Anzahl aller modellierten Einschlüsse wurde als Produkt der ermittelten Einschlussdichte N_V und des Vorhersagevolumens bestimmt, dessen Größe einem 3 mm hohen Volumen in der Mitte der verwendeten Ermüdungsprobe entsprach. In diesem Volumen fanden die meisten Brüche statt (siehe

Abb. 4.55: Algorithmus der MC-Simulation.

Abb. 4.38).

2. Aufgrund der modellierten Position und Größe der Einschlüsse sowie der berechneten lokalen Spannung wurde der ΔSIF mittels **Gl. 2.25** für jede modellierte Einschlussposition

und eine gegebene nominale Spannung σ_a berechnet. Zur Bestimmung der Funktion Y wurde die folgende Bedingung verwendet:

$$\text{Wenn } x_{pos} \leq \sqrt{\frac{A_{Einschluss}}{\pi}} \cdot v_E \vee z_{pos} \leq \sqrt{\frac{A_{Einschluss}}{\pi}}, \text{ dann } Y = 0,65; \text{ anderenfalls } Y = 0,5 \quad (4.3)$$

Dabei ist v_E das gemittelte Verhältnis der Länge zur Breite der bruchrelevanten Einschlüsse.

- Aufgrund der berechneten SIF wurde für jeden modellierten Einschluss die Anzahl der Belastungszyklen bis zu einem möglichen Versagen nach den in **Abb. 4.51** gegebenen Gesetzmäßigkeiten ermittelt. Um die Zyklenzahl bis zum möglichen Versagen von Einschlüssen mit $Y = 0,5$ zu berechnen, wurde zur ermittelten Zyklenzahl die Rissausbreitungszyklenzahl zugerechnet, die der Ausbildung einer Fischaugenfläche entspricht. Die Rissausbreitungszyklenzahl wurde nach **Gl. 2.26** mit den Paris-Konstanten ermittelt, die infolge des Rissausbreitungsversuchs unter dem reduzierten Umgebungsluftdruck bestimmt wurden. Als Anfangsrissfläche l_1 diente eine gemittelte FGA-Fläche von $0,01 \text{ mm}^2$. Die kritische Rissfläche entsprach der Fläche eines kreisförmigen Risses, dessen Radius der x_{pos} oder y_{pos} gleich war.
- Der Einschluss mit der minimalen berechneten Lastspielzahl bis zum möglichen Versagen wurde als bruchrelevanter Einschluss in einer Ermüdungsprobe ausgewählt.

Auf Basis des vorgestellten Algorithmus wurden jeweils 100 Simulationen bei unterschiedlichen Spannungsamplituden durchgeführt. Die Verteilung der Position der bruchrelevanten Einschlüsse im mittleren Querschnitt der Ermüdungsprobe bei unterschiedlichen Spannungsamplituden ist in **Abb. 4.56** dargestellt. Die Simulationsergebnisse stimmen mit den experimentellen Ergebnissen überein (siehe **Abb. 4.37**) und entsprechen der verbreiteten Vorstellung, dass sich der typische Rissinitiiierungsort mit der Abnahme der Spannungsamplitude von der Oberfläche ins Probeninnere verschiebt. Darüber hinaus konzentriert sich die absolute Mehrheit der modellierten bruchrelevanten Einschlüsse in der Mitte entlang der Normalenrichtung der Probe, was ebenfalls den experimentellen Ergebnissen entspricht und auf die Verteilungsform der Position der größeren Einschlüsse (**Abb. 4.9f**) zurückzuführen ist.

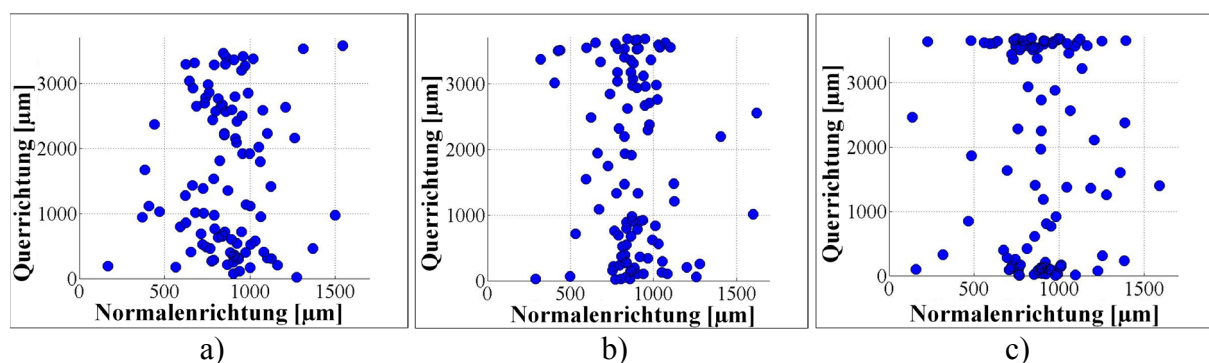


Abb. 4.56: Position der modellierten bruchrelevanten Einschlüsse auf Bruchflächen der Ermüdungsproben bei 440 MPa (a), 490 MPa (b) und 530 MPa (c).

Ein quantitativer Vergleich der Probenanteile mit innerer Rissinitiiierung in ermüdeten und modellierten Proben bei unterschiedlichen Spannungsamplituden ist in **Abb. 4.57a** dargestellt.

Die Größen der bruchrelevanten Einschlüsse, die an Bruchflächen der ermüdeten Proben gemessen und auf der Basis der metallographischen Informationen modelliert wurden, sind in **Abb. 4.57b** im Gumbel-Wahrscheinlichkeitsnetz gegenübergestellt. Die dargestellten Verteilungen der Einschlussgröße weisen einen ähnlichen Verlauf auf und bilden eine gemeinsame Menge.

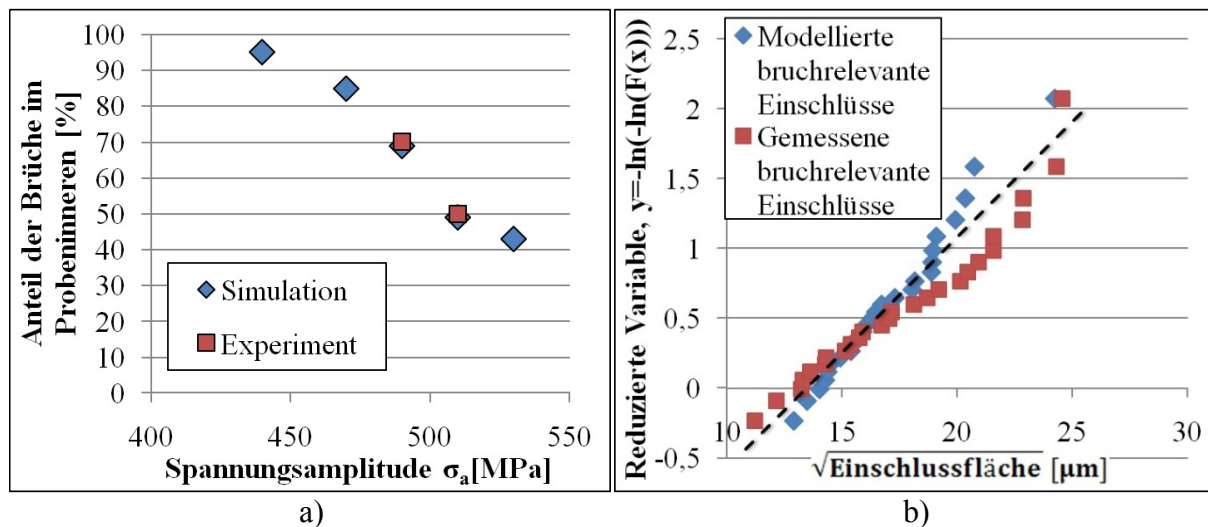


Abb. 4.57: Quantitativer Vergleich der experimentellen und modellierten Ergebnisse: a) Anteil der Proben mit innerer Rissinitiierung abhängig von der Spannungsamplitude; b) Größe der bruchrelevanten Einschlüsse.

4.3.3 Nimonic 80A

Da bei der Durchführung der Ermüdungsversuche an Proben aus Nimonic 80A die probabilistischen Größen des maximalen MOF und des maximalen RIP einen großen Einfluss auf die Lebensdauer aufweisen, werden die beiden Merkmalsgrößen mit Hilfe der Extremwertstatistik modelliert.

Modellierung des Rissinitiierungsparameters

Die Modellierung der RIP-Verteilung erfolgte auf der Basis von metallographischen Informationen, die im Abschnitt 4.1.1. in **Abb. 4.4** und **4.5** dargestellt sind. Die Korngrößenverteilung, Kornorientierungsverteilung, der Anteil der Zwillingskorngrenzen und die Geometrie der verwendeten Ermüdungsproben (**Abb. 3.9**, **3.11**) dienen als Ausgangsinformationen für eine MC-Simulation. Die Simulation bestand aus den folgenden Schritten (**Abb. 4.58**):

1. Generierung der Population der Körner im höchstbeanspruchten Bereich einer Ermüdungsprobe. Als solcher wird hier ein Bereich auf der Probenoberfläche betrachtet, in dem die Größe der Spannung nicht kleiner als 97% der Nominalspannung ist. Die Korngrößen werden als Stichproben aus der Korngrößenverteilung solange gezogen, bis ihre Gesamtfläche der Fläche des höchstbeanspruchten Bereichs entspricht. Jedem Korn werden 2 Korngrenzen zugeordnet, deren Länge dem Durchmesser des Kornes entspricht.

Die Orientierung aller Körner entspricht der in **Abb. 4.5** aufgeführten Kornorientierungsverteilung. Der Anteil der Zwillingskorn Grenzen ist **Abb. 4.4** zu entnehmen. Aufgrund der Tatsache, dass nicht alle Zwillingskorn Grenzen eine günstige Orientierung zur äußeren Kraft besitzen, wird der ermittelte Zwillingskorn Grenzenanteil mit einem Faktor von 0,125 multipliziert. Anschließend wird die Orientierung jedes zweiten Korns an jeder modellierten Zwillingskorn Grenze so geändert, dass die Missorientierung in Bezug auf das erste Korn gleich $\Theta = 60^\circ$ um $\langle UVW \rangle = [111]$ ist.

2. Aufgrund der modellierten Länge der Zwillingskorn Grenzen und der Orientierung ihrer Ebenen hinsichtlich der Beanspruchungsrichtung wird die RIP-Größe für jede modellierte

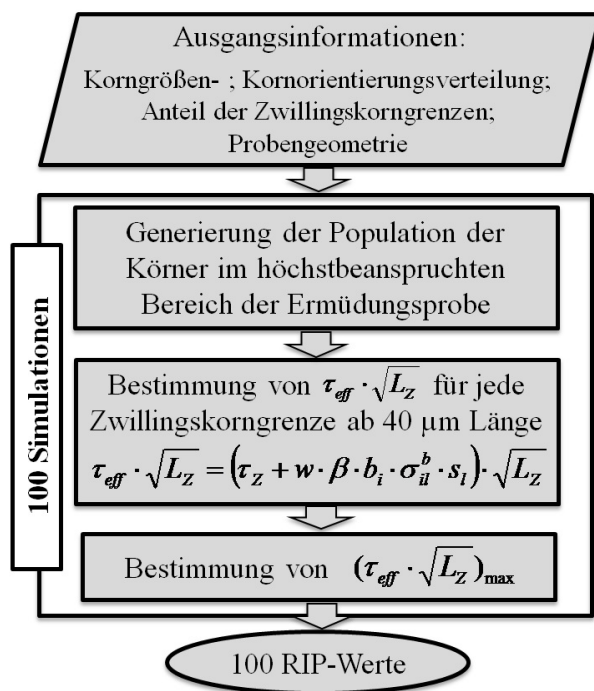


Abb. 4.58: Algorithmus der MC-Simulation.

korngröße von 32 μm (**Abb. 4.4b, d**) verwendet. Das Verhältnis der RIP-Größe zur Spannungsamplitude für die zwei Gefügevarianten ist im VEW-Wahrscheinlichkeitsnetz in **Abb. 4.59** dargestellt. Die Parameter der dargestellten Wahrscheinlichkeitsnetze für Durchschnittskorngrößen von 20 und 32 μm lauten $\gamma = -0,3908$, $\delta = 0,0279$ und $\mu = 0,1106$ bzw. $\gamma = -0,2998$, $\delta = 0,0192$ und $\mu = 0,1457$.

Zwillingskorn Grenze berechnet. Da sich nur kurze Risse an längeren Korn Grenzen ($> 40 \mu\text{m}$) als wachstumsfähig erwiesen, werden ausschließlich RIP-Werte von längeren Korn Grenzen berücksichtigt.

3. Aus der berechneten RIP-Menge wird der maximale Wert ausgewählt.

Auf Basis des vorgestellten Algorithmus wurden 100 Simulationen bei unterschiedlichen Spannungsamplituden von 340 bis 505 MPa durchgeführt. In Anlehnung an die durchgeführten Ermüdungsversuche wurde das Gefüge mit der Durchschnittskorngröße von 20 μm (**Abb. 4.4a, c**) mit der in **Abb. 3.9** aufgeführten Probengeometrie modelliert. Zur Modellierung der maximalen RIP-Größe in den Proben mit der in **Abb. 3.11** dargestellten Probengeometrie wurde die Gefügevariante mit der Durchschnittskorngröße von 32 μm (**Abb. 4.4b, d**) verwendet.

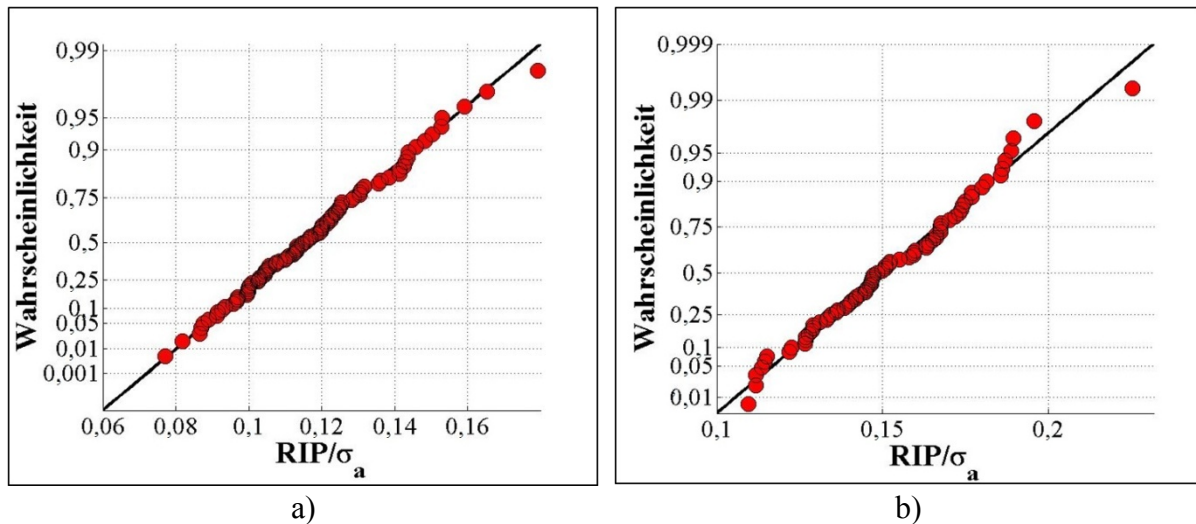


Abb. 4.59: Verhältnis der RIP-Größe zur Spannungsamplitude für die Gefügevarianten mit Durchschnittskorngrößen von **a)** 20 **b)** 32 μm im VEW-Wahrscheinlichkeitsnetz.

Die **Abb. 4.59** zeigt, dass die Erhöhung der Durchschnittskorngröße und der Fläche des maximalbeanspruchten Bereichs der Ermüdungsprobe zur Verschiebung der maximalen RIP-Verteilung in Richtung höherer Werte bei der gleichen Beanspruchungsgröße führt. Die negativen Werte des Formparameters deuten auf die Zugehörigkeit der angepassten KVF zum maximalen Anziehungsbereich der Weibull-Verteilung (Castillo et al. (2005)).

Modellierung des Missorientierungsfaktors

Der MOF beschreibt den zufälligen Einfluss der Mikrostruktur auf die Lebensdauer der Ermüdungsproben und kann ebenfalls statistisch modelliert werden. Unter Berücksichtigung der Beobachtung, dass die Rissinitiierung an Korngrenzen mit dem maximalen MOF stattfindet, kann die Extremwerttheorie verwendet werden. Daher wurden alle ermittelten MOF-Werte mittels der VEW-Verteilung (**Gl. 2.49**) modelliert. **Abb. 4.60** veranschaulicht die MOF-Verteilung im VEW-Wahrscheinlichkeitsnetz mit den Parametern $\mu = 0,7924$, $\delta = 0,0878$ und $\gamma = -0,1587$. Der negative Wert des Formparameters deutet auf die Zugehörigkeit der angepassten KVF zum maximalen Anziehungsbereich der Weibull-Verteilung hin (Castillo et al. (2005)).

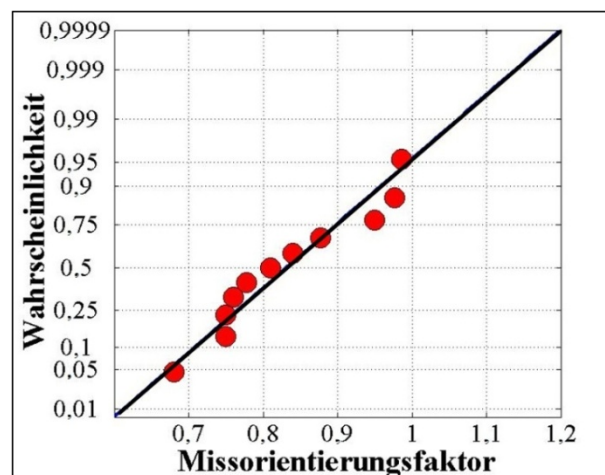


Abb. 4.60: Werte des ermittelten Missorientierungsfaktors im VEW-Wahrscheinlichkeitsnetz.

4.4 Aufbau des statistischen Lebensdauervorhersagekonzepts auf Basis modellierter Merkmalsgrößen

In diesem Kapitel werden alle modellierten lebensdauerbestimmenden Merkmalsgrößen verwendet, um die Vertrauensgrenzen auf den VHCF-relevanten Spannungshorizonten festzulegen und auf diese Weise die Lebensdauer abzuschätzen. Anschließend werden die berechneten Vertrauensgrenzen mit den experimentellen Ergebnissen verglichen.

4.4.1 Nimonic 80A

Die Vorhersage der Lebensdauer für die beiden Gefügevarianten erfolgt auf Basis der in Abschnitt 4.3.3 modellierten Verteilungen der Merkmalsgrößen. Da in den Proben mit unterschiedlichen Korndurchmessern unterschiedliche Rissinitiierungsmechanismen nachgewiesen werden konnten, unterscheidet sich die Vorgehensweise von der Lebensdauervorhersage für die beiden Varianten

Lebensdauervorhersage für Proben mit einem mittleren Korndurchmesser von 32 µm

Da in den Proben mit einem Korndurchmesser von 32 µm eine Rissinitiierung ausschließlich an den Zwillingskorngrenzen nachgewiesen werden konnte, kann die Lebensdauer basierend auf der in **Abb. 4.59b** aufgeführten RIP-Verteilung vorhergesagt werden. Die Berechnung der Vertrauensgrenzen jedes Lasthorizontes erfolgte auf der Basis der bestimmten 0,1, 0,5 und 0,9-Quantile P_{VG} der modellierten RIP-Verteilung und des ermittelten Zusammenhangs zwischen der RIP-Größe und der entsprechenden Rissinitiierungszyklenzahl, der mit einem Potenzgesetz mit dem Vorfaktor b_R und dem Exponenten n_R modelliert wurde (**Abb. 4.34**). Alle Berechnungsschritte können in der folgenden Formel zusammengefasst werden:

$$N_R(\sigma_a) = \left\{ \frac{\sigma_a \cdot \left[\mu - \delta \cdot \left(\ln(1 - P_{VG}) \right)^{-\gamma} + 1 \right]}{b_R \cdot \gamma} \right\}^{\frac{1}{n_R}} \quad (4.4)$$

In der **Gl. 4.4** bezeichnen γ , δ und μ den Form-, Skalierungs- bzw. den Lageparameter der VEW-Verteilung, die für die Beschreibung der maximalen RIP-Werte verwendet wurde. Die Vertrauensgrenzen wurden anhand der aufgeführten Formel bei unterschiedlichen Spannungsamplituden σ_a berechnet, die der Höhe der zyklischen Belastung bei den durchgeführten Ermüdungsversuchen entsprechen (**Abb. 4.61**). Für die Überprüfung der Effizienz der verwendeten Lebensdauervorhersagemethode wurden ebenfalls die Vertrauensgrenzen für die untersuchte Gefügevariante mit der Durchschnittskorngröße von 20 µm berechnet.

Abb. 4.61 zeigt, dass die Lebensdauer der absoluten Mehrheit der ermüdeten Proben mit einer Durchschnittskorngröße von 20 bzw. 32 µm, die eine versagensrelevante Rissinitiierung an Zwillingskorngrenzen aufwies, innerhalb der ermittelten 10%- und 90%-Vertrauensgrenzen liegt. Darüber hinaus entsprechen die für die beiden Gefügevarianten ermittelten 50%-Vertrauensgrenzen auf den meisten Lasthorizonten den Medianen der aufgeführten

Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen. Die roten Strichlinien bezeichnen Abschnitte der 90%-Vertrauensgrenzen, die ohne Berücksichtigung der Annahme berechnet wurden, dass keine Rissinitiierung an Zwillingskorngrenzen mit einem kleineren RIP als $40 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ stattfindet.

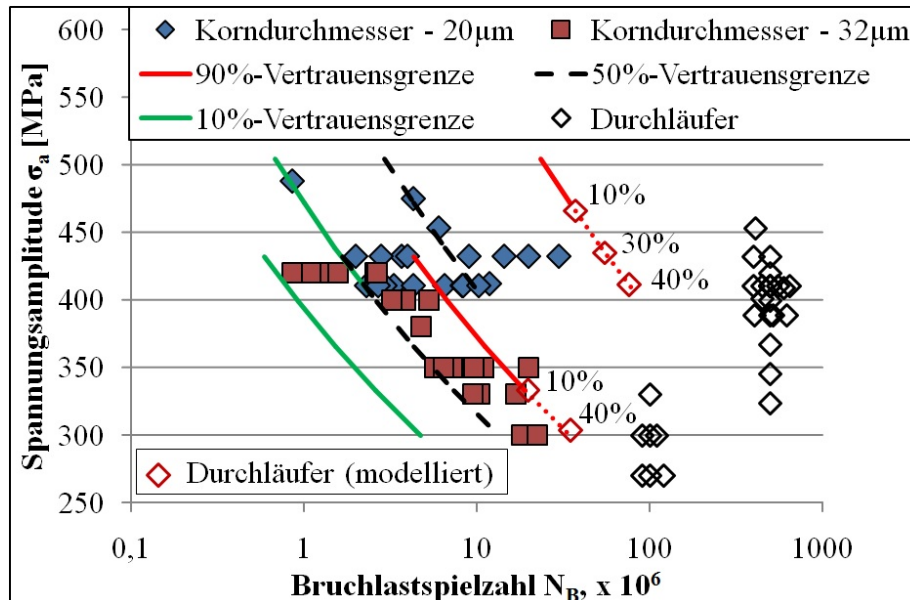


Abb. 4.61: Ergebnisse der Ermüdungsversuche an Proben mit 20 und 32 μm Durchschnittskorngröße, die die versagensrelevante Rissinitiierung an Zwillingskorngrenzen aufwiesen. Die Linien bezeichnen die berechneten Vertrauensgrenzen.

Um die Anteile der möglichen Durchläufer auf den Lastniveaus zu bestimmen, bei denen die berechneten 90%-Vertrauensgrenzen die kritische $2,5 \cdot 10^7$ -Lastspielzahlgrenze (entspricht $\text{RIP}_{\text{th}} = 40 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$) für die Rissinitiierung an Zwillingskorngrenzen überschritten, waren zusätzliche MC-Simulationen notwendig. Jeweils 100 MC-Simulationen wurden nach dem in **Abb. 4.58** aufgeführten Algorithmus auf jedem Lasthorizont mit der punktierten 90%-Vertrauensgrenze durchgeführt. Die in **Abb. 4.61** dargestellten Zahlen bezeichnen den Anteil der Simulationen, die einen kleineren RIP-Maximalwert als $40 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ zur Folge hatten. Der in **Tabelle 4.1** vorgestellte Trend zur Reduktion der Anzahl der Rissinitiierungsfälle an den Zwillingskorngrenzen mit abnehmender Spannungsamplitude ist ebenfalls in **Abb. 4.61** zu erkennen. Da die berechneten Vertrauensgrenzen nur Lastspielzahlen bis zur Entstehung eines Risses mit einer Länge von $40 \mu\text{m}$ berücksichtigen, erweist sich das verwendete Lebensdauervorhersagekonzept als konservativ. Zu einer genauen Lebensdauerabschätzung können zu den anhand der **Gl. 4.4** berechneten Abszissen der Vertrauensgrenzen noch der gemittelte Rissausbreitungsanteil von ca. $3 \cdot 10^6$ Zyklen addiert werden. Zusätzliche MC-Simulationen bei niedrigeren Spannungsamplituden zeigten, dass die Bruchwahrscheinlichkeit mit Abnahme der Belastungsgröße sinkt und bei Spannungsamplituden von 350 und 250 MPa für das Gefüge mit einer Durchschnittskorngröße von 20 bzw. 32 μm kleiner als 1% wird. Diese Spannungsamplituden können als Dauerfestigkeitsgrenzen für die untersuchten Gefügevarianten angesehen werden.

Lebensdauervorhersage für Proben mit 20 µm mittleren Korndurchmesser

Da in den Proben mit dem Korndurchmesser von 20 µm eine Rissinitiierung sowohl an Zwillingskorngrenzen als auch an regulären Korngrenzen nachgewiesen werden konnte, werden die Wahrscheinlichkeitsverteilungen beider entsprechender Merkmalsgrößen für die Lebensdauerabschätzung verwendet. Die parallele Wirkung der versagensrelevanten Merkmalsgrößen wird auf Basis eines statistischen Mischungsmodells (**Gl. 2.57**) beschrieben. Der Zusammenhang zwischen der totalen Wahrscheinlichkeit eines Versagens wegen unterschiedlicher Rissinitiierungsmechanismen P_t und der entsprechenden Lastspielzahl N bei unterschiedlichen Spannungsamplituden σ_a kann folgendermaßen ausgedrückt werden:

$$P_t(N | \sigma_a) = 1 - \exp \left\{ - \left[1 + \gamma_R \cdot \left(\frac{b_R \cdot N^{n_R} - \mu_R}{\delta_R} \right)^{-\frac{1}{\gamma_R}} \right] \right\} \cdot P_{IR} - \exp \left\{ - \left[1 + \gamma_M \cdot \left(\frac{b_M \cdot N^{n_M} - \gamma_M}{\delta_M} \right)^{-\frac{1}{\lambda_M}} \right] \right\} \cdot P_{IM} \quad (4.5)$$

In **Gl. 4.5** bezeichnen γ , δ und μ den Form-, Skalierung- bzw. den Lageparameter der VEW-Verteilung, die zur Beschreibung der maximalen Werte der beobachteten Merkmalsgrößen verwendet wurden, wobei die Indizes R und M den Bezug zu dem Rissinitiierungsparameter bzw. Missorientierungsfaktor wiedergeben. Die gleichen Indizes werden ebenfalls bei der Bezeichnung des Vorfaktors b und des Exponenten n der Potenzgesetze verwendet, die den Zusammenhang der modellierten Merkmalsgrößen mit der Lastspielzahl beschreiben. P_{IR} und P_{IM} sind Indikatorfunktionen, die die Wahrscheinlichkeiten der Rissinitiierung an den Zwillingskorngrenzen bzw. regulären Korngrenzen berücksichtigen. Da insgesamt 2 Rissinitiierungsmechanismen nachgewiesen werden konnten, entspricht die Summe von P_{IR} und P_{IM} auf jedem Belastungsniveau 1. Die Größe von P_{IR} und P_{IM} wurde aufgrund der Ergebnisse der im vorherigen Abschnitt beschriebenen MC-Simulationen auf den Belastungsniveaus mit den beiden beobachteten Rissinitiierungsmechanismen bestimmt, wobei P_{IR} und P_{IM} als Anteile der versagten bzw. nicht versagten Proben definiert wurden. Die verwendeten P_{IR} - und P_{IM} -Werte sind in **Tabelle 4.2** aufgeführt.

Tabelle 4.2: Werte der Indikatorfunktionen P_{IR} und P_{IM} in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude.

Spannungsamplitude [MPa]	475	454	432	410
P_{IR}	1	1	0,7	0,6
P_{IM}	0	0	0,3	0,4

Die Abhängigkeit der nach Formel 4.5 berechneten totalen Wahrscheinlichkeit eines Versagens von der Lastspielzahl bei unterschiedlichen Spannungsamplituden ist in **Abb. 4.62** dargestellt. Die Abbildung zeigt, dass die dargestellten Abhängigkeiten mit Abnahme der Belastungsgröße flacher werden und bei unterschiedlichen P_t -Werten in Plateaubereiche übergehen. Die maximale Wahrscheinlichkeit des Versagens wird auf unterschiedlichen Lastniveaus erreicht, wenn die zugrundeliegenden MOF- und RIP-Größen ihre kritischen Größen von 0,65 bzw. 40 $\text{MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ unterschreiten.

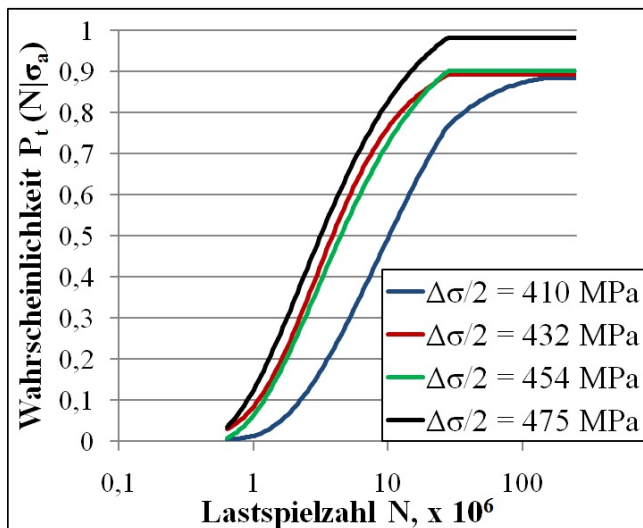


Abb. 4.62: Abhängigkeit der totalen Wahrscheinlichkeit eines Versagens von der Lastspielzahl bei unterschiedlichen Spannungsamplituden.

Aufgrund der dargestellten Verläufe der totalen Wahrscheinlichkeit des Versagens wurden 0,1, 0,5 und 0,9-Vertrauensgrenzen ermittelt und in das in **Abb. 4.16** dargestellte Wöhlerdiagramm eingetragen (**Abb. 4.63**). Bei den Spannungsamplituden, bei denen die maximale berechnete totale Wahrscheinlichkeit P_t kleiner als 0,9 ist, werden die Vertrauensgrenzen mit einer punktierten Linie gezeichnet. **Abb. 4.63** zeigt, dass die Lebensdauer aller ermüdeten Proben mit einer Durchschnittskorngröße von 20 μm innerhalb der ermittelten 10%- und 90%-Vertrauensgrenzen liegt. Darüber hinaus entsprechen die für die beiden Gefügevarianten ermittelten 50%-Vertrauensgrenzen auf den meisten Lashorizonten

den Medianen der aufgeführten Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen. Eine relativ große Diskrepanz zwischen der maximalen Lebensdauer, die von einer Probe bei 410 MPa erreicht wurde und einer relativen Häufigkeit von 0,84 entspricht, und der minimalen Lebensdauer, die einer berechneten totalen Wahrscheinlichkeit von 0,87 bei 410 MPa entspricht, kommt dadurch zustande, dass bei der Berechnung der Vertrauensgrenzen die modellierten Indikatorfunktionen aus **Tabelle 4.2** verwendet wurden. Wenn die Indikatorfunktionen auf Basis der experimentellen Ergebnisse aus **Tabelle 4.1** bestimmt werden, dann ergibt sich nach Berechnung der maximalen totalen Wahrscheinlichkeit ein Wert von 0,85, der bei ca. $7,5 \cdot 10^7$ Lastspielen liegt und damit sehr gut mit den experimentellen Ergebnissen übereinstimmt.

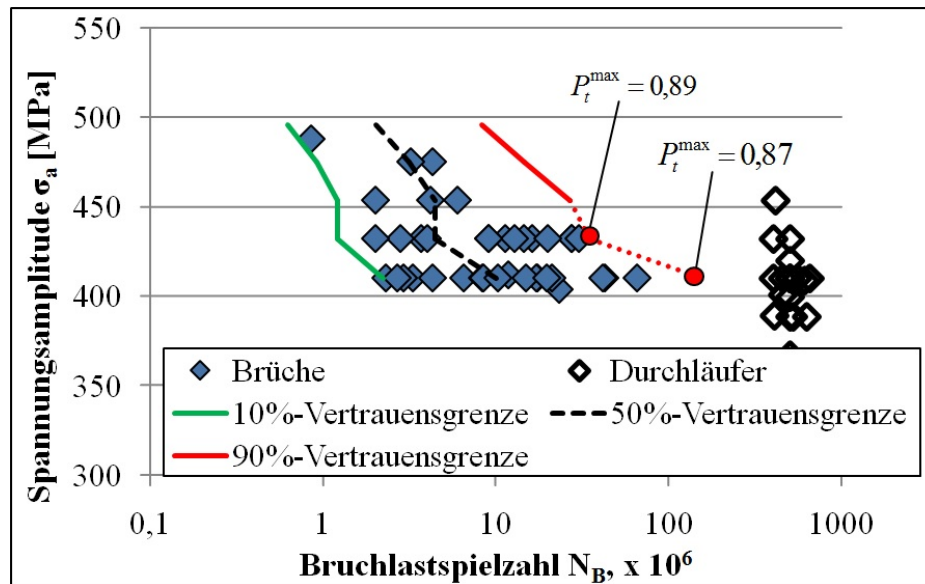


Abb. 4.63: Ergebnisse der Ermüdungsversuche an Proben mit einer Durchschnittskorngröße von 20 μm und berechnete Vertrauensgrenzen.

Da keine Rissinitiierung an regulären Korngrenzen bei kleineren Spannungsamplituden als 400 MPa nachgewiesen werden konnte, kann die Spannungsamplitude mit einer kleineren Bruchwahrscheinlichkeit als 1% auf Basis der Simulationsergebnisse der Rissinitiierung an Zwillingkorngrenzen ermittelt werden.

4.4.2 Stahl 1.4301

Die Lebensdauervorhersage für den Stahl 1.4301 mit einem verformungsinduzierten Martensitvolumenanteil von 60% erfolgt auf Basis des im Unterkapitel 4.3.2 dargestellten Simulationsalgorithmus. Es wurden jeweils 100 MC-Simulationen auf unterschiedlichen Spannungshorizonten von 440 bis 530 MPa durchgeführt. Dabei wurde die Lebensdauer jeder modellierten Probe ermittelt und die Lebensdauern ansteigend auf jedem Lasthorizont angeordnet. Die in **Abb. 4.64** aufgetragenen Vertrauensgrenzen entsprechen dem jeweils 10., 50. und 90. Wert der berechneten Lebensdauer auf jedem ausgewählten Spannungshorizont.

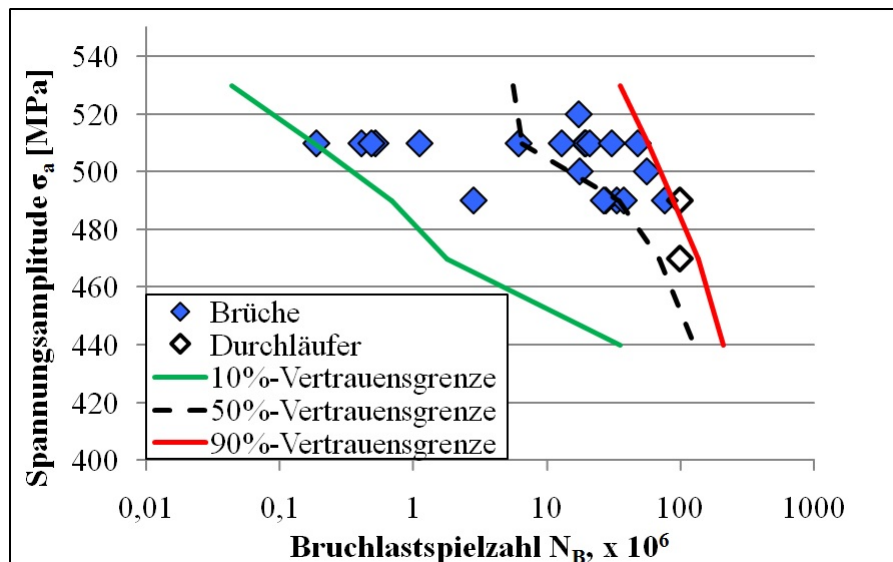


Abb. 4.64: Ergebnisse der Ermüdungsversuche an Proben aus Stahl 1.4301 mit berechneten Vertrauensgrenzen.

Abb. 4.64 zeigt, dass die Lebensdauer aller ermüdeten Proben aus dem Stahl 1.4301 innerhalb der ermittelten 10%- und 90%-Vertrauensgrenzen liegt. Darüber hinaus entsprechen die für die beiden Gefügevarianten ermittelten 50%-Vertrauensgrenzen auf den meisten Lasthorizonten den Medianen der aufgeführten Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen. Die berechneten Vertrauensgrenzen entsprechen der im Kapitel 2 beschriebenen verbreiteten Vorstellung, dass die enorme Streuung der Lebensdauer der Typ-II-Werkstoffe in dem HCF-VHCF-Übergangsbereich eine Folge zweier gemeinsam wirkender Rissinitiierungsmechanismen ist. Im VHCF-Bereich, wenn nur ein Rissinitiierungsmechanismus wirksam ist, ist die Streuung kleiner. Aufgrund der Simulationsergebnisse tritt die Wahrscheinlichkeit, dass weniger als 1% der Brüche bei weniger als 10^9 Lastspielen stattfinden, erst unterhalb von einer Spannungsamplitude von 350 MPa auf.

4.4.3 Aluminiumschweißnaht

Unter der Annahme, dass die Rissinitiierungsphase bei zyklischer Beanspruchung der defektbehafteten Ermüdungsproben gering war und die gesamte Lebensdauer als ein Risswachstumsvorgang betrachtet werden kann, wurde die Risswachstumzyklenzahl der Ermüdungsproben auf Basis der vorhergesagten maximalen Defektgrößen beider Chargen modelliert. Die Modellierung erfolgte nach dem Paris-Erdogan Gesetz mit den im Abschnitt 4.2.3 angegebenen Paris-Konstanten. Der Anfangswert der SIF-Schwingbreite ΔK_A entsprach der modellierten Defektgröße und der für die jeweilige Probe bei den Ermüdungsversuchen verwendeten Spannungsamplitude. Die Bruchzyklenzahl entsprach der Rissfläche, die ungefähr 60% des minimalen Querschnitts der Probe betrug. Die berechneten Anfangswerte der SIF-Schwingbreiten sind über die modellierte Bruchzyklenzahl zusammen mit den Ergebnissen aus den Ermüdungsversuchen in **Abb. 4.65** dargestellt. Die SIF-Schwingbreite aller Defekte, die basierend auf metallographischen Untersuchungen der Schweißnähte der QGB vorhergesagt wurden, liegen unter dem Schwellenwert K_{kr} und

entsprechen den nicht gebrochenen Proben. Dieses Ergebnis stimmt mit den experimentellen Beobachtungen der QGB Charge überein, die eine Rissinitiierung nicht durch Schweißnahtdefekte, sondern durch die klassische Ermüdungsrissinitiierung infolge der Akkumulation der plastischen Verformung in Gleitbänder an der Probenoberfläche bei erhöhten Spannungsamplituden nachwies. Die für die Schweißnähte der QGD vorhergesagte Lebensdauer liegt im Streuband der experimentellen Ergebnisse. Die vorhergesagte Lebensdauer kann jedoch in einzelnen Fällen um des 4,5-fache unterschätzt werden. Grund dafür ist eine komplizierte Form der bruchrelevanten Defekte sowie die Vernachlässigung der tatsächlichen Rissausbreitungsgesetze in verwendeten Ermüdungsproben (**Abb. 4.65**).

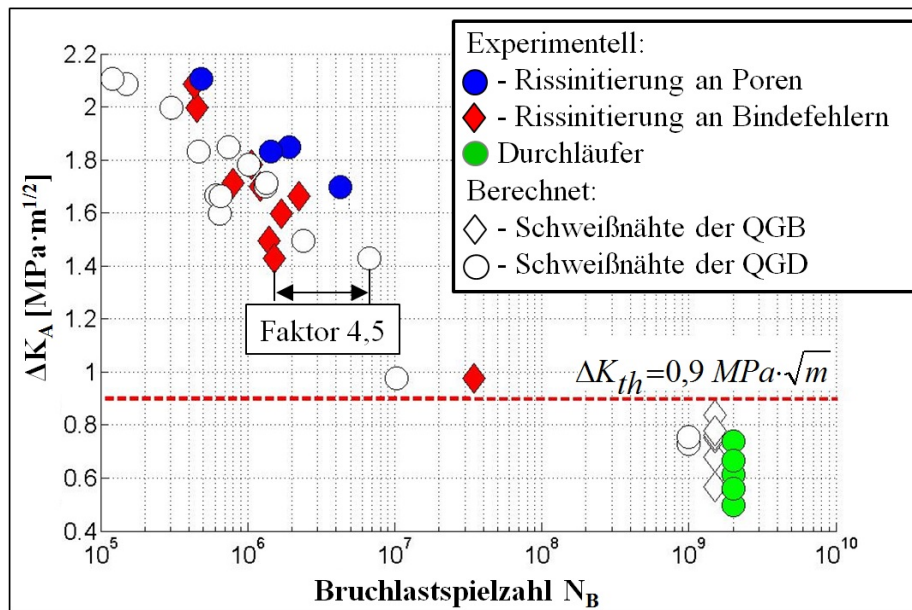


Abb. 4.65: Lebensdauervorhersage auf Basis von metallographischen Untersuchungen der QGB und QGD zusammen mit Ergebnissen aus Ermüdungsversuchen.

5. Zusammenfassende Diskussion

Es werden nun die wesentlichen Ergebnisse der vorliegenden Arbeit bezüglich der statistischen und analytischen Beschreibung der Mikrostruktur dreier unterschiedlicher Werkstoffe sowie der im VHCF-Bereich wirkenden mikrostrukturellen Schädigungsmechanismen zusammenfassend diskutiert. Die Diskussion beinhaltet ebenfalls die Entwicklung eines Lebensdauervorhersagekonzepts sowie seine Anwendung bei verschiedenen Werkstoffzuständen.

Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Experimente und mikrostrukturellen Untersuchungen heben die große Bedeutung der Mikrostruktur und mikrostruktureller schädigungsrelevanter Merkmalsgrößen bei der Lebensdauervorhersage im VHCF-Bereich hervor. Mit dem Einfluss der zyklischen Beanspruchung auf die unterschiedlich orientierten und positionierten mikrostrukturellen Inhomogenitäten, wie z. B. einzelne Körner, Korngrenzen, Mikrodefekte usw., lassen sich die Mechanismen der Rissinitiierung und Kurzrissausbreitung beschreiben, die im VHCF-Bereich häufig lebensdauerbestimmend sind.

Allgemein kann die Lebensdauer der zyklisch beanspruchten Werkstoffe in die Rissinitiierungsphase (bis zur Entstehung des technischen Anrisses) und Rissausbreitungsphase unterteilt werden. Die Dominanz der ersten oder zweiten Phase unter Wirkung einer global elastischen Verformung im VHCF-Bereich hängt vorwiegend von der Größe der angelegten Spannung sowie der sich im Werkstoff befindenden Defekte ab, die die Größe der Spannungskonzentration bestimmen. Unter Wirkung einer relativ hohen Nominalspannungsamplitude und vergleichsweise kleiner Defekte nimmt die Rissinitiierungsphase den größten Anteil der Lebensdauer an. Bei relativ großen Defekten und einer vergleichsweise geringen Nominalspannung gewinnt die Rissausbreitungsphase sehr an Bedeutung und wird lebensdauerbestimmend.

Im Hinblick auf die beschriebene Klassifizierung stellen die untersuchten Werkstoffe, d. h. die Nickelbasis-Superlegierung Nimonic 80A und die untersuchte Schweißnaht, Extremfälle dar. Nimonic 80A mit einer Spannungsüberhöhung von bis zu ca. 37 % (**Abb. 4.26**) an relativ kleinen Korngrenzen weist einen vergleichsweise hohen Anteil der Rissinitiierung an der Gesamtlebensdauer (ca. 90%) im VHCF-Bereich auf (**Abb. 4.22**). Die Poren und Bindefehler der untersuchten Schweißnaht sind dagegen relativ groß (**Abb. 4.15c** und **d**) und führen zu einer vergleichsweise frühen Rissinitiierung, an die sich eine relativ lange lebensdauerbestimmende Rissausbreitungsphase bei moderaten Spannungsamplituden anschließt. Das Ermüdungsverhalten des Stahls 1.4301 lässt sich aufgrund der relativ kleinen Defektgröße (**Abb 4.8**) und hohen Rissausbreitungsrate im Falle einer Rissinitiierung an der Oberfläche (**Abb. 4.50**) in die Werkstoffgruppe mit der dominanten Rissinitiierungsphase einteilen. Bei Rissinitiierung im Werkstoffinneren kann die Rissausbreitung unter stark reduziertem Umgebungslufteinfluss jedoch verlangsamt werden, so dass in diesem Fall die Rissausbreitungsphase im Stahl 1.4301 an Bedeutung gewinnt (**Abb. 4.50**).

Bei einer Rissausbreitung, die sowohl an untersuchten Schweißnahtdefekten als auch an inneren Defekten des Stahls 1.4301 nach der FGA-Bildung einsetzt, handelt es sich um eine Langrissausbreitung, deren Dauer nach dem Paris-Gesetz (**Gl. 2.27**) vorhergesagt werden kann. Daher liegt der Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit auf der Vorhersage der

Lastspielzahl bis zur versagensrelevanten Rissinitiierung, die ausschließlich von mikrostrukturellen, schädigungsrelevanten Merkmalsgrößen bestimmt wird.

Die Durchführung der Ermüdungsversuche an ausgewählten Werkstoffen und die anschließende Untersuchung der Rissinitiierungsorte lieferten Informationen über die in allen untersuchten Werkstoffen wirkenden Schädigungsmechanismen und versagensrelevanten mikrostrukturellen Merkmalsgrößen, die einen direkten Einfluss auf die Lebensdauer ausüben. Analog zur Klassifizierung von Mughrabi (2006) lassen sich die untersuchten Werkstoffe auf Basis der Art der bruchrelevanten Defekte in zwei Gruppen unterteilen. Die Nickelbasis-Superlegierung Nimonic 80A gehört zu der Werkstoffgruppe I, die eine Rissinitiierung an werkstoffeigenen Defekten wie z. B. Korngrenzen, aufweist. Der Stahl 1.4301 und die untersuchte Schweißnaht wies eine Rissinitiierung an fremdartigen Defekten auf und gehören zu der Gruppe II. Aufgrund der vorgestellten Unterteilung werden die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit in Bezug auf die Rissinitiierung separat diskutiert.

5.1 Werkstoffgruppe I (Nimonic 80A)

Die Schädigungsentwicklung auf der Oberfläche der Ermüdungsproben aus der Nickelbasis-Superlegierung Nimonic 80A wurde in-situ mit Hilfe der Fernfeldmikroskopie sowie ex-situ mit Hilfe der konfokalen Laser-Raster-, Rasterelektronen- und Transmissionselektronenmikroskopie an Proben mit unterschiedlicher Durchschnittskorngröße bei diversen HCF- und VHCF-relevanten Spannungsamplituden untersucht (siehe bspw. **Abb. 4.18, 4.32, 4.47**). Die aufgeführten Diagramme bestätigen die Existenz einer Dauerfestigkeitsgrenze, die für die untersuchte Legierung analog zu den Ergebnissen von Stöcker (2013) bei $1 \cdot 10^8$ Lastspielen liegt. Die mikrostrukturellen Untersuchungen für jedes Spannungsniveau zeigen eine moderate Erscheinung der plastischen Verformung in Form von Gleitbändern auf der Probenoberfläche. Bei jeder untersuchten Probencharge mit unterschiedlichen Durchschnittskorngrößen ist die Anzahl der aktivierten Gleitbänder von der Spannungsamplitude abhängig. Bei relativ kleinen VHCF-relevanten Spannungsamplituden, wie z. B. $\sigma_a = 410$ MPa bei $20 \mu\text{m}$ und $\sigma_a = 300$ MPa bei $32 \mu\text{m}$ Durchschnittskorngröße, beträgt die Anzahl der aktivierten Gleitbänder etwa 1-2 Stück pro $0.1 \times 0.1 \text{ mm}^2$ Oberfläche, wobei die Gleitbänder ausschließlich an den bezüglich der Beanspruchungsrichtung schräg liegenden $\{111\}$ -Zwillingskorngrenzen der relativ großen Körner detektiert werden konnten. Die geringe Anzahl der aktivierten Gleitbänder kann mit der Lage der ausgewählten Spannungsamplituden weit unterhalb der ermittelten Streckgrenze von 990 MPa (Kolyshkin et al. (2015)) erklärt werden. Mit Zunahme der Beanspruchungsgröße erhöht sich die Anzahl der Gleitbänder. Bei den Spannungsamplituden von $\sigma_a + 30..40$ MPa sind die aktivierten Gleitbänder ebenfalls in Körnern mit einem großen Schmidfaktor zu detektieren. Die Ausbildung kleiner Mikrorisse mit einer Erscheinungshäufigkeit von durchschnittlich 2-3 Mikrorissen pro Ermüdungsprobe konnten in Proben nachgewiesen werden, die bei höheren Spannungsamplituden als $\sigma_a + 30..40$ MPa (siehe **Abb. 4.16, 4.23a**) nicht gebrochen sind. Die Rissinitiierung findet dabei ausschließlich an $\{111\}$ -Zwillingskorngrenzen mit einer Länge von $10\text{-}25 \mu\text{m}$ (siehe **Abb. 4.20**) statt. Die weitere zyklische Beanspruchung der rissbehafteten Proben zeigt, dass die detektierten Kurzrisse nicht wachstumsfähig sind.

Die Rissinitiierung an Zwillingskorn Grenzen länger als 25-40 μm (**Abb. 4.19a, 4.23b, 4.24b**) führt dagegen in den meisten Fällen zur Entstehung von wachstumsfähigen Rissen, die nach einer gewissen Anzahl von Beanspruchungszyklen die natürlichen Barrieren in Form anliegender Korn Grenzen überwinden konnten und üblicherweise zu einem kontinuierlichen Risswachstum (**Abb. 4.22**) führen. Das Risswachstum, ausgehend von bruchrelevanten Zwillingskorn Grenzen mit einer maximalen Bruchlastspielzahl von ungefähr $2,5 \cdot 10^7$ Zyklen konnte dabei auf fallenden Lasthorizonten (**Abb. 4.16, 4.23a, 4.24a**) nachgewiesen werden.

Die vorgestellten Ergebnisse stimmen sehr gut mit den bereits in Kapitel 2 beschriebenen Ergebnissen von Miao et al. (2012) und Chen et al. (2005) überein, die ebenfalls eine Rissinitiierung an Zwillingskorn Grenzen auf der Oberfläche in den Nickelbasis-Superlegierungen René 88DT bzw. Inconel 718 feststellten. Darüber hinaus konnten die Beobachtungen von Miao et al. (2012) und Davidson et al. (2007) (an WASPALOY) bestätigt werden, dass die bruchrelevante Rissinitiierung an überdurchschnittlich langen Korn Grenzen stattfindet. Die in Miao et al. (2012) und Davidson et al. (2007) geäußerte Hypothese über Superkörner, d. h. Gruppen von Körnern mit einer ähnlichen Orientierung, deren innere Korn Grenzen einen sehr geringen Widerstand gegen Kurzrissausbreitung leisten, konnte hingegen nicht bestätigt werden. Dies liegt vermutlich an einem relativ geringen Anteil der Kleinwinkelkorn Grenzen in den untersuchten Legierungszuständen (**Abb. 4.4c, d**).

5.1.1 Korngrößeneinfluss

Abgesehen vom Auftreten der Rissinitiierung an Zwillingskorn Grenzen bei jedem untersuchten Gefüge konnte anhand der Ergebnisse der durchgeführten Ermüdungsversuche gezeigt werden, dass dieser Rissinitiierungsmechanismus von der Korngröße abhängig ist. Mit Zunahme der Durchschnittskorngröße bzw. der mittleren Zwillingskorn Grenzenlänge fällt die Schwingfestigkeit der Ermüdungsproben drastisch ab (**Abb. 4.23a, 4.24a**). Dieser Effekt wird sowohl direkt aufgrund der Verlängerung aller Zwillingskorn Grenzen als auch indirekt wegen der Erhöhung der Anzahl von längeren Zwillingskorn Grenzen erreicht. Mit dem indirekten Einfluss der Korngröße kann die Reduktion der Streuung in den Wöhlerdiagrammen für die Legierungszustände einer Durchschnittskorngröße von 32 und 60 μm erklärt werden. In den gegebenen Zuständen überschreitet der Korndurchmesser der meisten Körner bzw. Zwillingskorn Grenzen die experimentell bestimmte Mindestlänge von 25 μm , die für die weitere kontinuierliche Rissausbreitung notwendig ist. Eine große Anzahl der potentiellen Rissinitiierungstellen (siehe **Anhang A4**) führt zu einer Erhöhung der Bruchwahrscheinlichkeit sowie zu einer Reduktion der Streuung der Bruchlastspielzahl auf denselben Lasthorizonten. Einen ähnlichen Effekt zeigt die Erhöhung der Dimension von Ermüdungsproben. Ein qualitativer Vergleich der Wöhlerdiagramme für die Legierungszustände mit 32 μm (**Abb. 4.23a**) und 60 μm (**Abb. 4.24a**) Durchschnittskorngröße zeigte, dass eine sechsfache Erhöhung des maximalbeanspruchten Bereichs der Ermüdungsprobe zu einer vergleichbaren Schwingfestigkeit wie eine Verdopplung der Durchschnittskorngröße führt. Jedoch sind die erwähnten Wöhlerdiagramme nur bedingt zu vergleichen, weil der Legierungszustand bei einer Durchschnittskorngröße von 60 μm eine inhomogene Korngrößenverteilung aufweist (**Abb. 4.2c**).

Im Falle eines Gefüges mit einer Durchschnittskorngröße von $20\ \mu\text{m}$ liegt die Länge der meisten Zwillingskorngrenzen unterhalb der experimentell bestimmten Mindestlänge von $25\ \mu\text{m}$, die für die weitere, kontinuierliche Rissausbreitung notwendig ist. Daher wird die Anzahl der möglichen bruchrelevanten Rissinitiierungsstellen deutlich reduziert, was eine erhöhte Streuung und Reduktion der Bruchwahrscheinlichkeit auf denselben Lasthorizonten verursacht. Bei den Spannungsamplituden von 410 und $432\ \text{MPa}$ beträgt die relative Häufigkeit der bruchrelevanten Rissinitiierung an Zwillingskorngrenzen $0,2$ bzw. $0,5$. Die restlichen Probenversagen bei den gegebenen Spannungsamplituden wiesen einen anderen Rissinitiierungsmechanismus bei höheren Lastspielzahlen auf. Bei höheren Lastspielzahlen fand die Rissinitiierung an regulären Großwinkelkorngrenzen statt, in deren Nähe leicht ausgeprägte Gleitbänder nachgewiesen wurden. Die Gleitbänder stauen sich an den bruchrelevanten Korngrenzen auf und ihre Anwesenheit deutet auf die Akkumulation der plastischen Dehnung hin, die zur Rissinitiierung führt (**Abb. 4.18b**). Allgemein entspricht die Rissinitiierung an regulären Korngrenzen längeren Lastspielzahlen bis zur Rissinitiierung und erhöhte damit die Streuung bei 410 und $432\ \text{MPa}$ im aufgeführten Wöhlerdiagramm (**Abb. 4.16**) deutlich.

Die höchsten Spannungsamplituden, bei denen Ermüdungsproben keine Brüche aufweisen, wurden als Dauerfestigkeitsgrenzen bei einer Grenzlastspielzahl von $5 \cdot 10^8$ für die jeweilige Durchschnittskorngröße angenommen. Zur Veranschaulichung des experimentell ermittelten Korngrößeneinflusses auf die beschriebenen Rissinitiierungsmechanismen sowie die Dauerfestigkeit von Nimonic 80A dient das in **Abb. 5.1** aufgeführte Schema. **Abb. 5.1** zeigt, dass der Rissinitiierungsmechanismus an Zwillingskorngrenzen für die untersuchte Legierung dominant ist. Die Rissinitiierung an regulären Korngrenzen sollte ausschließlich im Falle einer relativ kleinen Korngröße bei VHCF-relevanten Spannungsamplituden vorkommen, wenn die Länge der meisten Zwillingskorngrenzen zu klein ist, um eine Rissinitiierung mit anschließend kontinuierlicher Rissausbreitung zu gewährleisten.

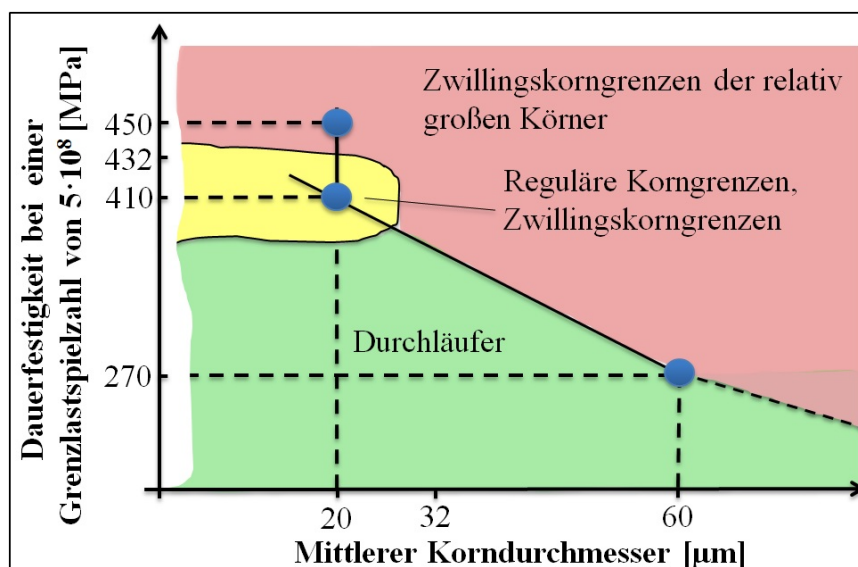


Abb. 5.1: Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen der Dauerfestigkeit bei einer Grenzlastspielzahl von $5 \cdot 10^8$ und der Durchschnittskorngröße.

5.1.2 Statistische Modellierung der Rissinitiierungsmechanismen

Auf Basis der zahlreichen Beobachtungen der Rissinitiierung an Zwillingskorngrenzen (bspw. **Abb. 4.18a, 4.19a, 4.20, 4.21, 4.23b, 4.24b**) können folgende gemeinsame Merkmale einer solchen Rissinitiierung zusammengefasst werden:

1. Die Risse entstehen an oder in der Nähe der schräg zur äußeren Kraft liegenden Zwillingskorngrenzen vom $\langle 111 \rangle$ - Typ und breiten sich entlang ihrer Ebenen aus.
2. In den Proben mit einer Durchschnittskorngröße von 20 μm weisen alle untersuchten Zwillingskorngrenzenebenen, an denen Risse entstanden sind, maximale Schmidfaktoren von mehr als 0,44 auf.
3. Anfänglich entsteht an einer Zwillingskorngrenze während der zyklischen Beanspruchung nur ein Gleitband, das sich anschließend zu einem Riss entwickelt.
4. Risse entstehen bevorzugt an längeren Zwillingskorngrenzen.

Zur Berechnung der Größe der effektiven Schubspannung τ_{eff} , die infolge der Addition von Schub- und Anisotropiespannungen entsteht und entlang der Zwillingskorngrenzen wirkt, wurde das Modell von Heinz und Neumann (1990) verwendet (siehe Abschnitt 2.1.2). Aufgrund des Modells wurde die effektive Spannung τ_{eff} in Zwillingskorngrenzenebenen entlang der für die anliegenden Körner gemeinsamen $[110]$ -Gleitrichtungen (**Abb. 4.30**) berechnet. In Anlehnung an die Hall-Petch-Beziehung (Hall (1951), Petch (1953)) wurde der Einfluss der Korngröße auf die wirkende Schubspannung in der vorliegenden Arbeit als Wurzel der Länge des betroffenen Gleitsystems abgeschätzt. Das Produkt von τ_{eff} und Lz wurde in einem Rissinitiierungsparameter (RIP) zusammengefasst.

Aufgrund des beobachteten Rissinitiierungsmechanismus wurde für die Beschreibung der Rissinitiierung an regulären Korngrenzen die Erweiterung des EGM-Modells für polykristalline Werkstoffe (Essmann et al. (1981)) verwendet. Laut des EGM-Modells hängt die Größe der Spannungskonzentration an einer Korngrenze von der plastischen Inkompatibilität der sie angrenzenden benachbarten Körner ab und kann auf Basis der Größe des Missorientierungswinkels bestimmt werden. Die Orientierung der Korngrenze bestimmt dabei die Größe der auf die Korngrenze wirkenden normalen Spannungskomponente σ_n , die die Öffnung der Korngrenze während des Zuganteils des Beanspruchungszyklus verursacht. Die beiden Einflussfaktoren werden im von Blochwitz et al. (1997) vorgeschlagenen Missorientierungsfaktor (MOF) zusammengefasst.

Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit zeigen, dass Risse bevorzugt an den Korngrenzen mit maximalen Werten von RIP und MOF in Ermüdungsproben entstehen (**Abb. 4.28a, Abb. 4.33**). Darüber hinaus haben die Maximalwerte der eingeführten Parameter deutliche Zusammenhänge zur Lastspielzahl bis zur Rissinitiierung aufgewiesen, die mit Potenzgesetzen beschrieben werden konnten (**Abb. 4.29, 4.34**). Aufgrund des Vergleichs der RIP- und MOF-Werte sowohl in gebrochenen als auch in durchgelaufenen Proben konnten die Schwellenwerte von beiden Parametern bestimmt werden, unterhalb derer keine bruchrelevante Rissinitiierung vorkommen sollte. Da RIP und MOF den zufälligen Einfluss der Mikrostruktur auf die Lebensdauer der Ermüdungsproben beschreiben, wurden sie statistisch modelliert. Unter Berücksichtigung der Beobachtung, dass die Rissinitiierung an Korngrenzen mit den Maximalwerten von RIP und MOF stattfand, wurde eine VEW-

Verteilung (Gl. 2.49) zur Modellierung verwendet. Die in Abb. 4.59, 4.60 aufgeführten Diagramme zeigen eine gute Übereinstimmung zwischen den eingetragenen RIP- und MOF-Maximalwerten und den angepassten VEW-KWF.

5.1.3 Lebensdauervorhersage

Die Vorhersage der Lebensdauer erfolgte auf Basis der modellierten Verteilungen der schädigungsrelevanten Merkmalsgrößen RIP und MOF. Da in den Proben zwei unterschiedliche bruchrelevante Rissinitiierungsmechanismen nachgewiesen wurden, wurde die Bruchwahrscheinlichkeit auf Basis eines statistischen Mischungsmodells (Gl. 4.5) beschrieben. Das Mischungsmodell beinhaltet die Extremwertverteilungen der beiden schädigungsrelevanten Merkmalsgrößen, die mit Indikatorfunktionen der Erscheinungshäufigkeit der Rissinitiierung an Zwillingskorngrenzen P_{IR} bzw. regulären Korngrenzen P_{IM} auf den einzelnen Lasthorizonten skaliert sind. Auf Lasthorizonten, auf denen keine Rissinitiierung an regulären Korngrenzen nachgewiesen wurde, nimmt die Indikatorfunktion P_{IM} den Nullwert an. Die Modellierung der MOF-Extremwerte erfolgte dabei auf Basis der lokalen Mikrostrukturorientierung nahe der unmittelbaren Rissinitiierungsstellen. Für die Modellierung der RIP-Extremwertverteilung wurden mikrostrukturbasierte MC-Simulationen nach dem in Abb. 4.58 aufgeführten Algorithmus durchgeführt. Die modellierten RIP-Maximalwerte berücksichtigten den Einfluss der mikrostrukturellen Eigenschaften, wie z. B. Korngrößen-, Kornorientierungsverteilung, Anteil der Zwillingskorngrenzen, sowie der Probengeometrie auf die maximal erreichbare lokale Spannungskonzentration und weisen einen direkten Zusammenhang zur Lastspielzahl bis zur Rissinitiierung auf. Die anhand von Gl. 4.5 für die beiden untersuchten Gefügevarianten berechneten Vertrauensgrenzen zeigen eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen.

Zur Überprüfung der Effizienz der verwendeten Methode wurde das Ermüdungsverhalten von Nimonic 80A in einem anderen Wärmebehandlungszustand modelliert. Der Werkstoff mit der in Tabelle 3.1 angegebenen Zusammensetzung wurde vom Hersteller warmgewalzt, verzündert und in Form zylindrischer Stangen mit einem Durchmesser von 23 mm geliefert. Zur Einstellung des gewünschten maximal ausscheidungsgehärteten Zustands wurde ein halbstündiges Lösungsglühen bei 1050°C mit anschließender 16-stündiger Ausscheidungshärtung bei 710°C durchgeführt. Weitere Details zur durchgeführten Wärmebehandlung sind in Stöcker (2013) beschrieben. Die Berechnung der Vertrauensgrenzen für das Wöhlerdiagramm der gegebenen Gefügevariante erfolgte auf Basis der metallographischen Untersuchungen. Dazu wurden die Korngrößen- und Kornorientierungsverteilungen sowie der Zwillingskorngrenzenanteil in einem repräsentativen Gefügausschnitt von 0,5 x 0,5 mm² anhand von EBSD-Analysen bestimmt. Die Kornorientierungsverteilung erwies sich als gleichmäßig. Die Korngrößenverteilung mit einer mittleren Korngröße von ca. 50 µm wurde mit einer Lognormalverteilung (Gl. 2.46) mit den Parametern $\mu = 3,688$ und $\sigma = 0,415$ modelliert. Der Zwillingskorngrenzenanteil betrug 30%. Die RIP/ σ_a -Extremwertverteilung wurde mit der MC-Simulationen nach dem in Abb. 4.58 dargestellten Algorithmus in einer Probenoberfläche von 12,5 x 2 mm² (entspricht dem maximal beanspruchten Bereich einer zylindrischen Probe mit einem Durchmesser von 4

mm) modelliert. Da bei Untersuchungen der Rissinitiierungsorte in den Gefügevarianten mit Durchschnittskorngrößen von 32 und 60 μm keine Rissinitiierung an regulären Korngrenzen nachgewiesen wurde, wurden die Vertrauensgrenzen auf Basis der ermittelten RIP/σ_a - Extremwertverteilung für das gegebene Gefüge mit **Gl. 4.4** berechnet. Die berechneten Vertrauensgrenzen sind zusammen mit den Ergebnissen der Wöhlerversuche aus Stöcker (2013) in **Abb. 5.2** dargestellt.

Abb. 5.2 zeigt, dass die Lebensdauer der absoluten Mehrheit der getesteten Ermüdungsproben aus Nimonic 80A innerhalb der ermittelten 10%- und 90%-Vertrauensgrenzen liegt. Darüber hinaus entsprechen die für die beiden Gefügevarianten ermittelten 50%-Vertrauensgrenzen auf den meisten Lasthorizonten den Medianen der aufgeführten Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen. Die größten Abweichungen kommen im Bereich zwischen 340 und 360 MPa vor. Darüber hinaus beschreiben die berechneten Vertrauensgrenzen die Reduktion der Streuung bei höheren Spannungsamplituden nicht, was ebenfalls in **Abb. 4.61** zu sehen ist. Diese Unstimmigkeit kommt dadurch zustande, dass die für die MC-Simulationen (**Abb. 4.58**) verwendete kritische Zwillingkorngrößenlänge von $40\mu\text{m}$, die eine weitere kontinuierliche Rissausbreitung gewährleistet, bei moderaten VHCF-relevanten Spannungsamplituden bestimmt wurde und mit der Erhöhung der Spannungsamplitude sinkt.

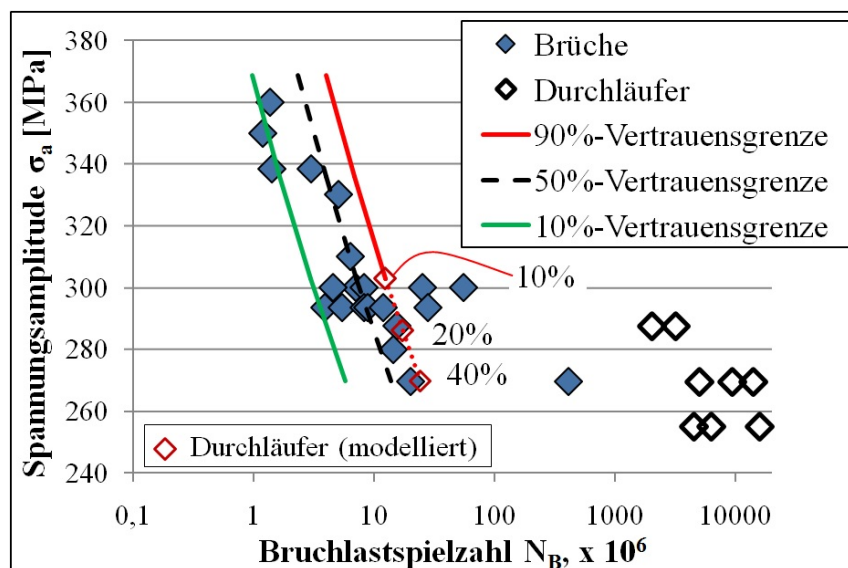


Abb. 5.2: Ergebnisse der Wöhlerversuche an Nimonic 80A im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand aus Stöcker (2013) mit Vertrauensgrenzen, die aufgrund der Annahme berechnet wurden, dass die versagensrelevante Rissinitiierung ausschließlich an Zwillingkorngrößen stattfand.

Die berechneten 10%- und 90%-Vertrauensgrenzen (**Abb. 5.2**) schließen die vier tief im VHCF-Bereich versagten Ermüdungsproben nicht ein. Vermutlich entsteht diese Unstimmigkeit dadurch, dass manche Proben in der gegebenen Charge eine Rissinitiierung an regulären Korngrenzen aufwiesen, die im Unterkapitel 4.2.1 beschrieben ist. Für eine genaue Modellierung des Ermüdungsverhaltens sollten die Rissinitiierungsstellen in der gegebenen Gefügevariante zusätzlich untersucht werden. Gegebenenfalls sollte die Abhängigkeit der MOF-Maximalwerte von der Bruchlastspielzahl für eine genauere Lebensdauerabschätzung auf jedem Spannungshorizont in Anlehnung an **Abb. 4.29** beschrieben werden. In der

präsentierten Lebensdauervorhersage werden die nach $2,5 \cdot 10^7$ Lastspielen entstandenen Brüche (**Abb. 5.2**) als Durchläufer eingeschätzt.

5.2 Werkstoffgruppe II (Stahl 1.4301 und die Aluminiumschweißnaht)

Als Vertreter der Werkstoffgruppe II wiesen der Stahl 1.4301 mit einem verformungsinduzierten Martensitvolumenanteil von 60% und die untersuchte Schweißnaht eine Rissinitiierung an fremdartigen Defekten bei VHCF-relevanten Spannungsamplituden auf (**Abb. 4.36, 4.41**). Die durchgeführten Untersuchungen zeigen, dass das Ermüdungsverhalten dieser Werkstoffgruppe hauptsächlich von der räumlichen Verteilung der fremdartigen Defekte sowie ihrer Art und Größe abhängt. Im Folgenden wird auf den Einfluss der erwähnten Faktoren näher eingegangen.

Die Art der Defekte steht in unmittelbarer Verbindung mit ihrer räumlichen Verteilung und hängt von den Herstellungsprozessen ab. Alle untersuchten Defekte waren das Resultat einer ungleichmäßigen Abkühlung bei Erstarrungsvorgängen und daher hängt ihre Position von der Orientierung der Erstarrungsfront ab. Die anfänglich in der Schmelze gleichmäßig verteilten Begleitelemente und Ausscheidungen werden bei der Erstarrung eines Brammenrohlings aus Stahl 1.4301 von den schneller abkühlenden Rändern vor der Erstarrungsfront hergeschoben und zum Schluss in der Restschmelze in der Mitte des Rohlings angereichert. Dieser Prozess bedingt die Anhäufung der größten Defekte bzw. Ausscheidungen in der Mitte des hergestellten Stahlblechs bzw. mittig entlang der Normalenrichtung (**Abb. 4.35b**) der Ermüdungsproben (**Abb. 4.7**). Die Erstarrungsfront bei Schweißprozessen bewegt sich von der Blechmitte zum Rand hin und verursacht die Ausbildung von relativ großen Defekten bzw. Poren nahe der erstarrten Blechoberfläche bzw. der Oberfläche der Ermüdungsproben (**Abb. 4.14**). Die Bindefehler wurden hauptsächlich an der Grenzfläche zwischen der Schmelzzone und der Wärmeeinflusszone (**Abb. 3.3b**) in den der Oberfläche naheliegenden Bereichen detektiert. Gemäß der Lage der größeren Defekte entsteht die absolute Mehrheit der bruchrelevanten Risse im Stahl 1.4301 sowohl an der Oberfläche als auch im Probeninneren mittig entlang der Normalenrichtung der Ermüdungsproben (**Abb. 4.37**) und in der untersuchten Schweißnaht auf der Oberfläche. Die gleichmäßige Lage der bruchrelevanten Defekte entlang der Walz- und Querrichtung des Blechs bedingt die Entstehung der Ermüdungsrisse im Stahl 1.4301 sowohl an der Probenoberfläche als auch im Probeninneren, während die Rissinitiierung in der untersuchten Schweißnaht hauptsächlich an der Oberfläche stattfand.

Die in **Abb. 4.35a, 4.36, 4.49, 4.50** dargestellten Ergebnisse zeigen, dass innere Rissinitiierung zu einer deutlichen Verlängerung der Rissinitiierungs- sowie Rissausbreitungsphase führt. Die Verlängerung der Rissausbreitungsphase kann mit einemeingeschränktem Verformungsvermögen der die inneren Defekte umgebenden Matrix sowie der Ausbildung der FGA (**Abb. 4.36b, 4.41**) erklärt werden. Die Verlängerung der Rissausbreitungsphase der inneren Risse ist auf eine mangelnde Sauerstoff- und Wasserstoffkonzentration im Probeninneren zurückzuführen. Sobald die inneren Risse die Probenoberfläche erreichen, erhöht sich die Rissausbreitungsrate vielfach (**Abb. 4.49b, 4.50**). Die in **Abb. 4.49** aufgeführten Ergebnisse der WSPS-Messungen haben gezeigt, dass die

Ausbildung der FGA an einem inneren Einschluss mit anschließender Rissausbreitung bis zum endgültigen Versagen bei VHCF-relevanten Spannungsamplituden ungefähr die Hälfte der Gesamtlebensdauer einer Ermüdungsprobe einnehmen kann, während die Rissausbreitungsphase bei der Rissinitiierung auf der Probenoberfläche nur ca. 1% der Gesamtlebensdauer ausmacht. Die dargestellten Aussagen treffen jedoch nur auf den Stahl 1.4301 zu, dessen bruchrelevante Defekte bei den verwendeten Spannungsamplituden kleinere SIF-Werte als $\Delta K_{th} \approx 4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (Mei und Morris (1990)) aufweisen. Die Größen der meisten bruchrelevanten Defekte in der untersuchten Schweißnahtentsprechen SIF-Werten, die größer als der in Pippan et al. (2007) und Cremer et al. (2014) bestimmte Wert von $\Delta K_{cr} = 0,9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ für eine bruchrelevante Rissausbreitung sind und damit eine langsame Rissausbreitung bei den um ca. 50% im Vergleich zum defektfreien Grundmaterial reduzierten Spannungsamplituden (**Abb. 2.29**) verursachen.

Der Einfluss der Defektart bei Ermüdung im VHCF-Bereich kann auf Basis des untersuchten Einflusses der unterschiedlichen Defekte auf das Ermüdungsverhalten der Aluminiumschweißnaht diskutiert werden. Bei annähernd gleichen SIF-Werten erreichten die Ermüdungsproben bei einer Rissinitiierung an Poren geringfügig höhere Bruchlastspielzahlen als Proben mit einer Rissinitiierung an Bindefehlern (**Abb. 4.52**). Erklären lässt sich dies durch eine größere Kerbschärfe der scharfkantigen, mehr rissähnlichen Bindefehler, die vermutlich weniger Belastungszyklen bis zur Rissinitiierung erfordern.

Die Größe der bruchrelevanten Defekte ist ebenfalls von ihrer Art und dem Herstellungsprozess der Rohlinge abhängig und spielt eine wichtige Rolle beim Ermüdungsverhalten der defektbehafteten Werkstoffe im VHCF-Bereich. Die Relevanz der Größe der bruchrelevanten Defekte heben die in Kapitel 4.4.3. beschriebenen Berechnungsergebnisse hervor. **Abb. 4.65** zeigt, dass die Nahtvarianten QGB und QGD wegen der unterschiedlichen Größe ihrer herstellungsbedingten bruchrelevanten Defekte ein unterschiedliches Ermüdungsverhalten aufweisen.

Der Einfluss der Größe und Position der bruchrelevanten Defekte im Stahl 1.4301 wurde mit SIF-Werten nach **Gl. 2.25** quantifiziert. Zur Berücksichtigung der ungleichmäßigen Spannungsverteilung im maximal beanspruchten Bereich der Ermüdungsproben (**Abb. 3.13**) wurde eine lokale Spannung bei der Berechnung des SIF verwendet, die der Position jedes behandelten Einschlusses entspricht. Da ΔSIF nur den lokalen Spannungszustand im am Defektangrenzenden Bereich beschreibt, kann er nur mit der Lebensdauer bis zur Initiierung eines Mikrorisses korreliert werden. Diese Tatsache erklärt die Korrelation zwischen der Bruchlastspielzahl und der ΔSIF -Größe, die für die an der Probenoberfläche liegenden bruchrelevanten Einschlüsse berechnet wurde und einer kurzen Rissausbreitungsphase (weniger als 1%) entspricht (**Abb. 4.49**). Die in **Abb. 4.51** dargestellten Zusammenhänge zeigen, dass ΔSIF ebenfalls mit der Lastspielzahl bis zur Entstehung der FGA korreliert werden kann. Darauf deutet eine deutliche Korrelation zwischen der Bruchlastspielzahl und der ΔSIF -Größe hin, die für die in der Oberflächennähe liegenden bruchrelevanten Einschlüsse zusammengestellt wurde. Erklären lässt sich dies durch ein kontinuierliches FGA-Wachstum von der bruchrelevanten Einschlussgröße bis zur endgültigen FGA, die einer typischen SIF-Größe von 3-4 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (**Abb. 4.50**) entspricht. In diesem Fall sollte die Dauer der FGA-Ausbildung jedoch von der Größe des bruchrelevanten Einschlusses abhängen, was in **Abb. 4.51** bestätigt wird.

Nachdem die kritische Rissfläche erreicht wird, die ungefähr einer typischen FGA von $0,01 \text{ mm}^2$ oder einer SIF-Größe von $3\text{-}4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ entspricht, erfolgt eine kontinuierliche Rissausbreitung (**Abb. 4.50**), die mit dem Paris-Gesetz (**Gl. 2.26**) modelliert wurde. Die durchgeführten Messungen der Rissflächenänderung bestätigen die Ergebnisse von Ogawa et al. (2014) und zeigen, dass Rissausbreitungsraten im Probeninneren ca. 10 Mal langsamer im Vergleich zur Rissausbreitung an der Oberfläche und vergleichbar mit der Rissausbreitungsrate unter einem Vakuumdruck von ca. $1\cdot 10^{-4}$ mbar sind. Vermutlich deswegen besitzen die Ermüdungsproben, die eine innere Rissinitiierung an tief unterhalb der Oberfläche liegenden bruchrelevanten Einschlüssen mit der Ausbildung von FGA und Fischaugen aufweisen, eine generell höhere Bruchlastspielzahl im Vergleich zu den in der Oberflächennähe versagten Proben (**Abb. 4.51**).

5.2.1 Statistische Modellierung der Rissinitiierungsmechanismen

Alle untersuchten Defekte waren anhand der metallographischen Analysen nachweisbar. Die in **Abb. 4.8**, **4.15c**, **4.39** und **4.53a** dargestellten Ergebnisse bestätigen die Effizienz sowohl des "Area maximum"-Ansatzes, der auf der Extrapolation der Gumbel-Verteilung (**Gl. 2.50**) basiert, als auch des "Threshold exponential"-Ansatzes, der die VP-Verteilung für die Abschätzung der maximalen Defektgröße verwendet. Eine Ausnahme bilden mehrere Arten von Defekten, die in einem Gefüge nebeneinander existieren (**Abb. 4.15b**). In diesem Fall bewährte sich die Verwendung von Mischungsmodellen auf Basis der Gumbel-Verteilung (**Abb. 4.53b**).

Im Falle der untersuchten Schweißnaht lag die Größe der maximalen Defekte oberhalb des Auflösungsvermögens der Röntgenmethode. Diese Eigenschaft wurde genutzt, um die in der Literatur vorhandenen Methoden zur Abschätzung der maximalen Defektgröße in einem Werkstoffvolumen aufgrund der Ergebnisse der zweidimensionalen Defektmessungen auf ebenen Schliffen zu validieren. Der im Abschnitt 4.3.1 durchgeführte quantitative Vergleich bestätigt die Effizienz des Ansatzes von Uemura und Murakami (1990) und zeigt, dass der Berechnungsfehler bei der Abschätzung der maximalen Defektgröße auf Basis des gegebenen Ansatzes unterhalb von 5% liegt. Die Abschätzung der maximalen Defektgröße im maximal beanspruchten Bereich der Ermüdungsproben aus dem Stahl 1.4301 wird jedoch auf Basis der Skalierung der VP-KWF durchgeführt, die laut der Analysen von Shi et al. (1999) mit dem Ansatz von Uemura und Murakami (1990) konsistent ist.

Da bei der Durchführung der Ermüdungsversuche an Proben aus dem Stahl 1.4301 sowohl die Größe als auch die Position der bruchrelevanten Defekte einen großen Einfluss auf die Lebensdauer aufweisen, wurden die beiden Merkmalsgrößen auf Basis der metallographischen Informationen und den im vorherigen Kapitel bestimmten Gesetzmäßigkeiten modelliert. Als Ausgangsinformationen dienten dabei die in **Abb. 4.9c** und **f** dargestellten räumlichen Einschlussverteilungen, die in **Abb. 4.11** aufgeführte Verteilung der größeren Einschlüsse sowie die Spannungsverteilung in den verwendeten Ermüdungsproben (**Abb. 3.13**). Auf Basis der gegebenen Verteilungen wurden Einschlusspopulationen im Rahmen der probabilistischen MC-Simulationen nach dem in **Abb. 4.55** aufgeführten Algorithmus mit anschließender Berechnung der Lastspielzahl bis zu

einem möglichen Versagen von jedem Einschluss modelliert. **Abb. 4.56** und **4.57b** zeigen die Verteilungen der Einschlüsse, die der kürzesten Lebensdauer in jeder durchgeführten Simulation entsprachen. Die in **Abb. 4.56** dargestellten Verteilungen der Position der bruchrelevanten Einschlüsse im mittleren Querschnitt der Ermüdungsprobe bei unterschiedlichen Spannungsamplituden stimmen mit den experimentellen Ergebnissen überein (siehe **Abb. 4.37**) und entsprechen der verbreiteten Vorstellung, dass der typische Rissinitiierungsort sich mit der Abnahme der Spannungsamplitude von der Oberfläche ins Probeninnere verschiebt. Darüber hinaus konzentriert sich die absolute Mehrheit der modellierten bruchrelevanten Einschlüsse in der Mitte entlang der Tiefenrichtung der Probe, was ebenfalls den experimentellen Ergebnissen entspricht und auf die Verteilungsform der Position der größeren Einschlüsse (**Abb. 4.9f**) zurückzuführen ist. Die Größen der bruchrelevanten Einschlüsse, die an Bruchflächen der ermüdeten Proben gemessen und basierend auf metallographischen Informationen modelliert wurden, sind in **Abb. 4.57b** im Gumbel-Wahrscheinlichkeitsnetz gegenübergestellt. Die dargestellten Verteilungen der Einschlussgröße weisen einen ähnlichen Verlauf auf und bilden eine gemeinsame Menge.

Da die Rissinitiierung in der untersuchten Schweißnaht hauptsächlich an der Oberfläche stattfand und daher die Position der bruchrelevanten Defekte keinen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten ausübte, wurde nur die Größe der bruchrelevanten Defekte auf Basis von metallographischen Informationen modelliert. Die Abschätzung der maximalen Defektgröße für die beiden untersuchten Schweißnahtvariantenerfolgte auf Basis des "Area maximum"-Ansatzes und zeigt eine gute Übereinstimmung mit der Größe der bruchrelevanten Defekte (**Abb. 4.54**).

5.2.2 Lebensdauervorhersage

Da die Lebensdauer der Proben aus dem Stahl 1.4301 eine Folge der zufälligen Konstellation der Größe und Position der bruchrelevanten Defekte sowie der Spannungsverteilung im maximal beanspruchten Bereich der Proben war, erwies sich die Herleitung eines expliziten Zusammenhangs zwischen der Defektverteilung und der Bruchwahrscheinlichkeit als unmöglich. Daher erfolgte die Vorhersage der Lebensdauer im Falle des Stahls 1.4301 auf Basis von probabilistischen MC-Simulationen, die auf unterschiedlichen Spannungshorizonten von 440 bis 530 MPa durchgeführt wurden.

Abb. 4.64 zeigt, dass die Lebensdauer aller ermüdeten Proben aus dem Stahl 1.4301 innerhalb der ermittelten 10%- und 90%-Vertrauensgrenzen liegt. Darüber hinaus entsprechen die für die beiden Gefügevarianten ermittelten 50%-Vertrauensgrenzen auf den meisten Lasthorizonten den Medianen der aufgeführten Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen. Die berechneten Vertrauensgrenzen entsprechen der im Kapitel 2 beschriebenen, verbreiteten Vorstellung, dass die enorme Streuung der Lebensdauer der Typ-II-Werkstoffe in dem HCF-VHCF-Übergangsbereich eine Folge zweier gemeinsam wirkenden Rissinitiierungsmechanismen ist. Im VHCF-Bereich, wenn nur ein Rissinitiierungsmechanismus wirksam ist, ist die Streuung kleiner.

Im Fall der Aluminiumschweißverbindungen ist eine gute Übereinstimmung zwischen der auf Basis der abgeschätzten maximalen Defektgrößen berechneten Lebensdauer und der

Bruchlastspielzahl der Ermüdungsproben in **Abb. 4.65** erkennbar. Die für die Schweißnähte der QGD vorhergesagte Lebensdauer liegt im Streuband der experimentellen Ergebnisse, und die für die QGB vorhergesagte Lebensdauer entspricht der Qualität der Wärmeeinflusszone und weist keine Brüche bei den modellierten moderaten Spannungsamplituden auf. Jedoch kann die vorhergesagte Lebensdauer in einzelnen Fällen um einen Faktor von etwa 4,5 unterschätzt werden. Der Grund dafür ist eine komplizierte Form der bruchrelevanten Defekte und die Vernachlässigung der tatsächlichen Rissausbreitungsgesetze in den verwendeten Ermüdungsproben.

6. Zusammenfassung und Ausblick

Die vorliegende Arbeit leistet einen Beitrag zur Erforschung der Ermüdungsmechanismen in unterschiedlichen Typen von metallischen Werkstoffen sowie ihres Einflusses auf die Lebensdauer bei moderaten VHCF-relevanten Spannungsamplituden. Die Untersuchungen wurden am Beispiel dreier Referenzwerkstoffe bzw. Werkstoffverbunde – der Nickelbasis-Superlegierung Nimonic 80A, dem austenitischen Edelstahl 1.4301 mit einem verformungsinduzierten Martensitvolumenanteil von 60% und einer Schweißverbindung der Aluminiumbleche aus EN AW-6082 T651 - untersucht, die unterschiedliche Arten und Größen von bruchrelevanten Defekten aufweisen. Alle Defekte werden in werkstoffeigene und fremdartige Defekte unterteilt, die unterschiedliche Ermüdungsverhalten aufweisen.

Der Einfluss der werkstoffeigenen Defekte, wie z. B. unterschiedlicher Korngrenzenarten, wurde in Nimonic 80A bei unterschiedlicher Durchschnittskorngröße untersucht. Die Untersuchungen heben die große Bedeutung des Mikrostruktureinflusses auf die Rissinitiierungsphase bei der Lebensdauervorhersage im VHCF-Bereich hervor. Bei einem vergleichbaren Mikrogefüge und gleicher Beanspruchungsgröße kann die Lebensdauer abhängig von der lokalen Konstellation der benachbarten Körner sowie ihrer gemeinsamen Korngrenze um 2 Dekaden des Wöhlerdiagramms variieren. Die Dauer der Rissausbreitungsphase variiert bei moderaten Spannungsamplituden in geringem Maße und spielt eine zweitrangige Rolle bei der Bestimmung der Lebensdauer, wenn Risse eine kritische Länge von ca. 40 μm erreichen.

Größere Körner in Kombination mit höheren HCF-relevanten Spannungsamplituden bewirken die Rissinitiierung an Zwillingkorngrenzen der relativ großen Körner. Mit Abnahme der Spannungsamplitude bis zu den VHCF-relevanten Werten und der Verfeinerung der mittleren Korngröße auf 20 μm verschiebt sich die typische Rissinitiierungsstelle auf reguläre Korngrenzen mit großen Missorientierungswinkeln. Zur Berechnung der effektiven Schubspannung an Zwillingkorngrenzen wird der auf Basis des Modells von Heinz und Neumann (1990) entwickelte Rissinitiierungsparameter (RIP) verwendet, der zusätzlich den Einfluss der Länge der aktivierten Gleitebene berücksichtigt. Der Beanspruchungszustand an den regulären Korngrenzen mit großen Missorientierungswinkeln lässt sich anhand des Missorientierungsfaktors (MOF) von Blochwitz et al. (1997) quantifizieren. Der Missorientierungsfaktor berücksichtigt sowohl die Orientierung zweier benachbarter Körner zueinander als auch die Lage ihrer Korngrenze in Bezug auf die Beanspruchungsrichtung und kann als Maß für die Spannungskonzentration an einer Korngrenze betrachtet werden. Sowohl der RIP als auch der MOF beschreiben die wirkenden Schädigungsmechanismen und dienen als Grundlage eines Lebensdauervorsagenkonzepts für Nickelbasis-Superlegierungen im VHCF-Bereich.

Der Einfluss der fremdartigen Defekte, wie z. B. Einschlüsse, Poren und Bindefehler, wird am Beispiel des Stahls 1.4301 und einer Aluminiumschweißnaht untersucht. Die Ergebnisse zeigen einen großen Einfluss der Beanspruchungsgröße sowie der Größe und Position der bruchrelevanten Defekte auf die Rissinitiierung, die über die Größe der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors (ΔSIF) modelliert werden kann. Unterhalb der kritischen ΔSIF -Größe beginnt die lebensdauerbestimmende Rissinitiierungsphase. Wird die kritische SIF-Größe überschritten, dann breiten sich die Ermüdungsriss kontinuierlich mit einer

zunehmenden Geschwindigkeit aus. Diese Phase macht dabei üblicherweise etwa 1% der Gesamtlebensdauer aus. Eine Ausnahme bildet hier jedoch die innere Rissinitiierung, bei der die Rissausbreitung unter einem mangelnden Umgebungslufteinfluss erfolgt und bis zu 30 % der Gesamtlebensdauer der Ermüdungsproben betragen kann.

Trotz der unterschiedlichen Schädigungsmechanismen, die zum Bruch in den beiden Werkstoffgruppen führen, haben die schädigungsrelevanten mikrostrukturellen Merkmale ähnliche Zielgrößen. Sowohl im Falle der Nickelbasis-Superlegierungen, in denen der größte Missorientierungsfaktor bzw. Rissinitiierungsparameter für die Lebensdauer bei einer gleichen Schwingungsbeanspruchung entscheidend ist, als auch bei austenitischen Stählen und Schweißnähten, deren Lebensdauer bis zur kontinuierlichen Rissausbreitung von der SIF-Größe abhängt, sind nur die Höchstwerte der beobachteten Merkmale von Interesse. Diese Tatsache bedingt die Verwendung von Methoden der Extremwertstatistik zur Modellierung der Höchstwerte dieser Merkmale und einer Vorhersage der Lebensdauer im VHCF-Bereich.

Während der Zusammenhang zwischen den bruchrelevanten mikrostrukturellen Merkmalsgrößen und der Lebensdauer auf Basis der Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen bestimmt wird, erfolgt die Analyse und die statistische Modellierung der eigentlichen mikrostrukturellen Merkmalsgrößen auf Basis metallographischer Untersuchungen aller Werkstoffe im Lieferzustand. Eine solche Vorgehensweise bei der Informationserfassung in relativ kleinen Materialvolumina ermöglichte eine genauere Beschreibung der bruchrelevanten mikrostrukturellen Merkmalsgrößen sowie die Abschätzung ihrer Größe in größeren Materialvolumina oder Ermüdungsproben. Zu diesem Zweck erwiesen sich sowohl der "Threshold exponential"-Ansatz als auch der "Area maximum"-Ansatz als geeignet.

Die Vertrauensgrenzen der Wöhlerdiagramme für Proben aus unterschiedlichen Materialien und beliebiger Größe wurden auf Basis der modellierten bruchrelevanten Merkmalsgrößen und ihren Eigenschaften sowie der modellierten Rissausbreitungsmechanismen abgeschätzt. Die Gegenüberstellung der berechneten Vertrauensgrenzen mit experimentellen Ergebnissen zeigt, dass die Lebensdauer der absoluten Mehrheit der getesteten Ermüdungsproben innerhalb der ermittelten 10%- und 90%-Vertrauensgrenzen liegt. Darüber hinaus entsprechen die für die beiden Gefügevarianten ermittelten 50%-Vertrauensgrenzen auf den meisten Lasthorizonten den Medianen der aufgeführten Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen. Es war ebenfalls möglich, aufgrund der Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen die Spannungsamplituden festzustellen, unterhalb derer die Bruchwahrscheinlichkeit kleiner als 1% ist. Die Überprüfung der Simulationsergebnisse erfordert jedoch eine sehr zeit- und kostenaufwendige Untersuchung von Hunderten an Ermüdungsproben bei Belastungszyklen von $5 \cdot 10^8$ oder $1 \cdot 10^9$, was im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht vorgesehen war.

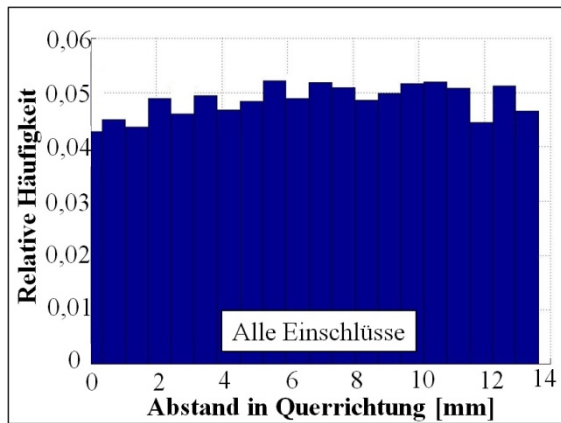
Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit stellen ein Lebensdauervorhersagekonzept vor, das ermöglicht, die Anzahl der durchzuführenden Versuche zur Bewertung der statistischen Unsicherheit auf unterschiedlichen Lasthorizonten deutlich zu reduzieren. Jedoch erfolgt die Reduktion der Versuchsmenge auf Kosten zusätzlicher metallographischer Analysen. Die Vorhersage der Lebensdauer im VHCF-Bereich erfordert eine detaillierte Untersuchung der Eigenschaften von bruchrelevanten Defekten und der sie umgebenden Mikrostruktur sowie der Schädigungsmechanismen, die durch das Zusammenwirken bruchrelevanter Defekte mit

dem restlichen Gefüge entstehen. Als Beispiel kann an dieser Stelle die Vorhersage der Lebensdauer für Proben aus Nimonic 80A mit einer Durchschnittskorngröße von 50 μm erwähnt werden, deren Ergebnisse in **Abb. 5.2** aufgeführt sind. Eine mangelhafte Kenntnis über den schädigungsrelevanten Mechanismus im VHCF-Bereich erlaubt nur eine bedingte Aussage über die Lebensdauer im VHCF-Bereich. Zu einer genauen Ermittlung der Lebensdauer, die höheren Bruchwahrscheinlichkeiten im VHCF-Bereich entspricht, ist eine detaillierte Untersuchung der in Nimonic 80A bei moderaten Spannungsamplituden wirkenden Schädigungsmechanismen in Abhängigkeit von der Korngröße erforderlich.

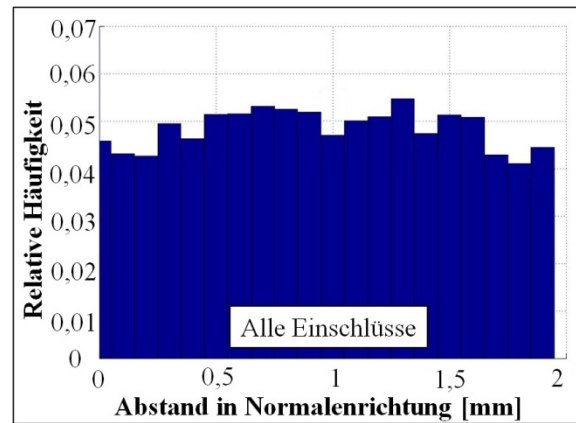
7. Anhang

A1

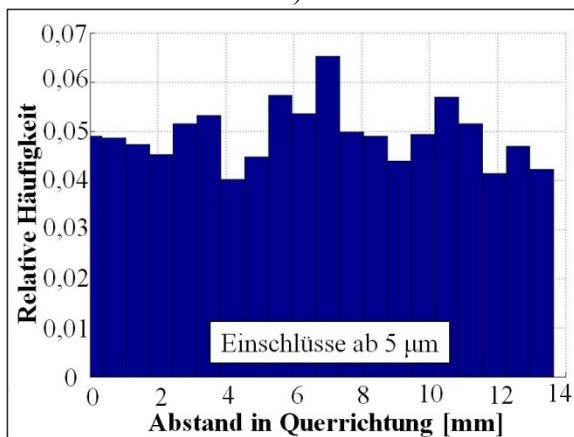
Räumliche Verteilung der Einschlüsse, die an senkrecht zur RD entnommenen Schlifflinien entlang der Quer- und Normalenrichtung gemessen wurde (siehe **Abb. 4.7**).



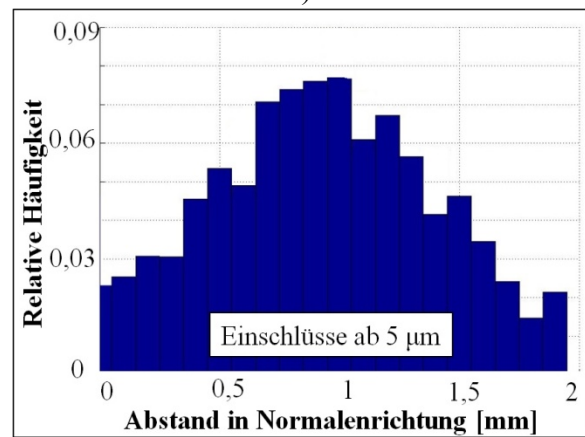
a)



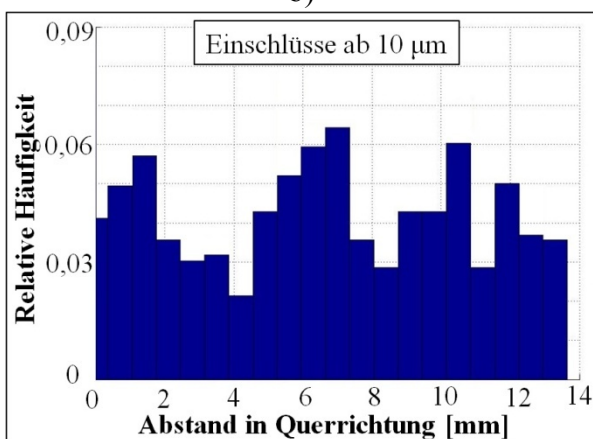
d)



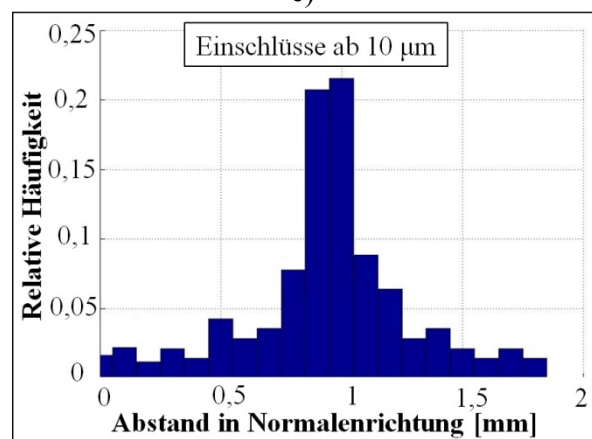
b)



e)



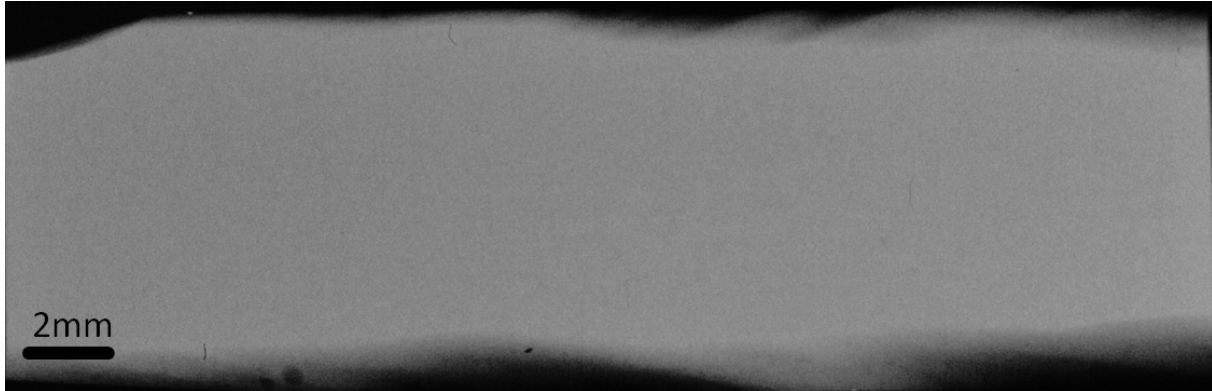
c)



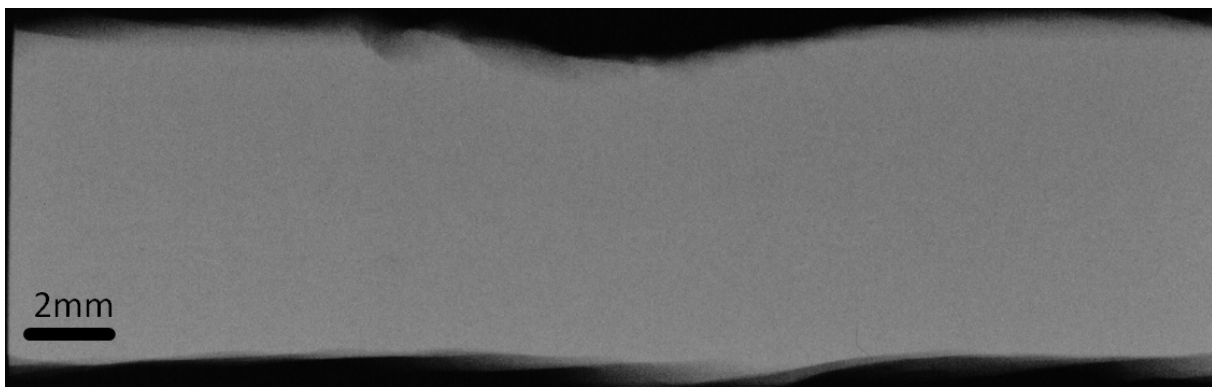
f)

A2

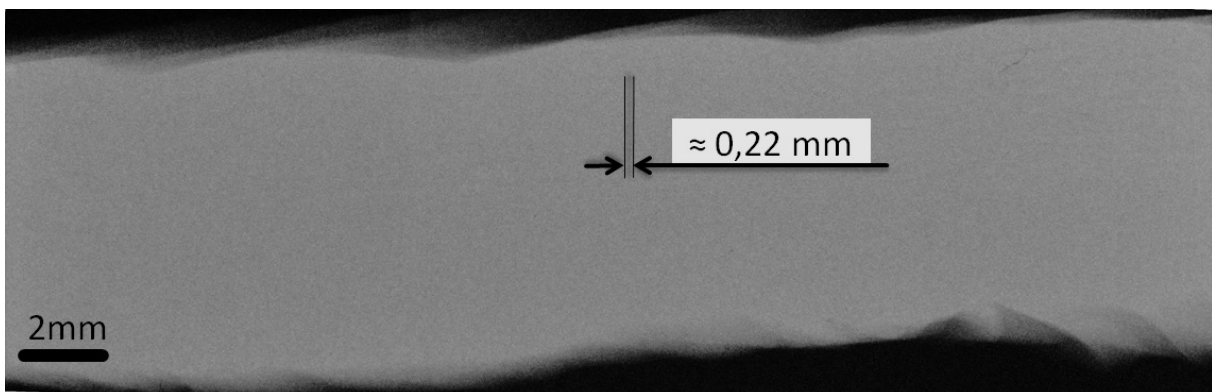
a-c: Röntgenographische Aufnahmen der Aluminiumschweißnaht, deren Qualität der Qualitätsgruppe B entspricht.



a)



b)



c)

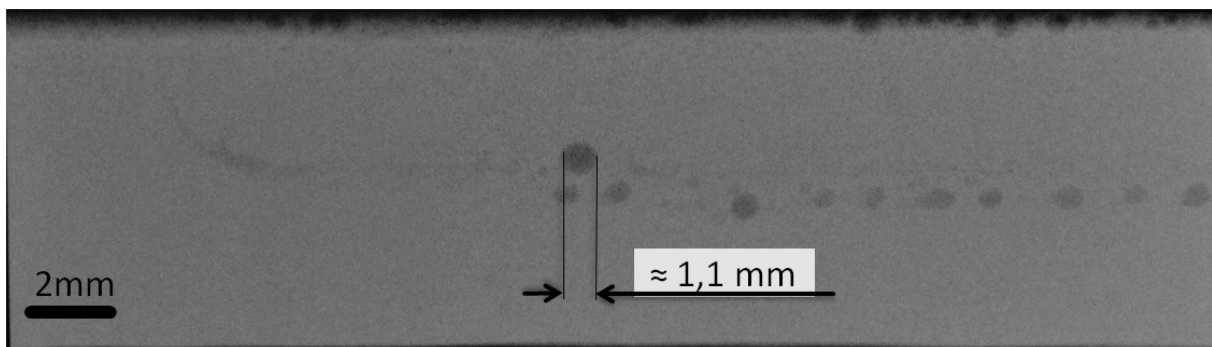
d-e: Röntgenographische Aufnahmen der Aluminiumschweißnaht, deren Qualität der Qualitätsgruppe D entspricht.



d)



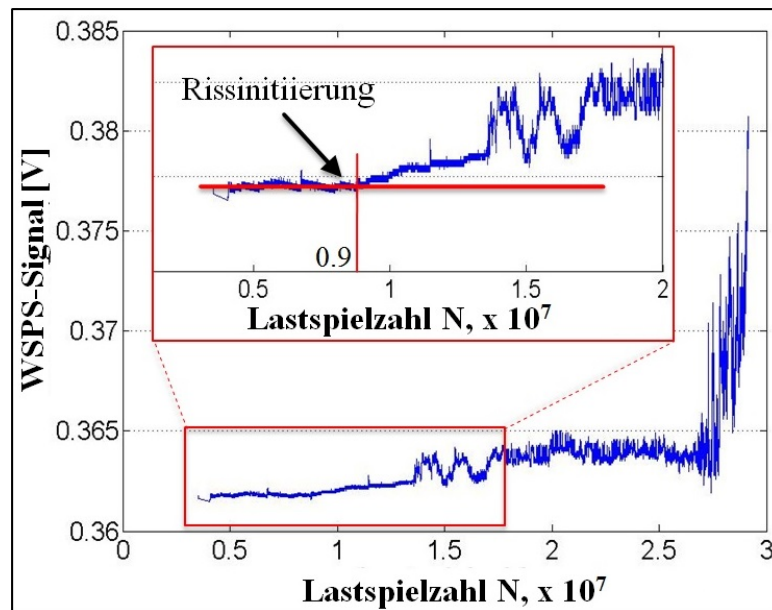
e)



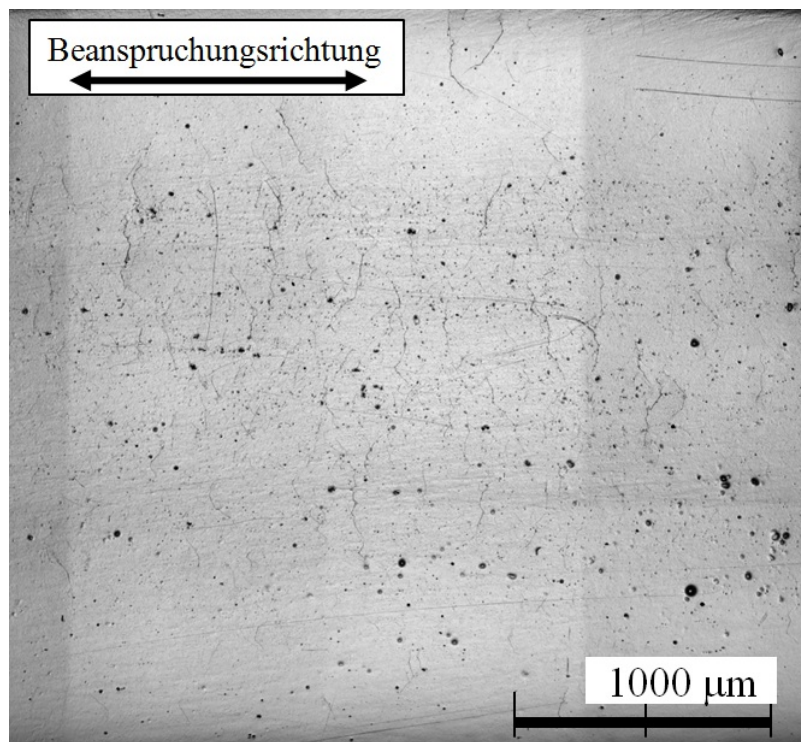
f)

A3

Anderung des Signals der Wechselstrompotentialsonde im Laufe des Ermüdungsversuchs mit Überlast

**A4**

Konfokalmikroskopaufnahme der Oberfläche einer bei einer Spannungsamplitude von 350 MPa getesteten Ermüdungsprobe aus der Nimonic 80A mit einer Durchschnittskorngröße von 32 μm



8. Literatur

- Anderson, C. W., de Maré, J. und Rootzén, H. (2005).** *Methods for estimating the sizes of large inclusions in clean steels.* Acta Materialia 53(8), 2295-2304.
- Adachi, A., Shoji, H., Kuwabara, A. und Inoue, Y. (1975).** *Rotating bending fatigue phenomenon of JIS SUJ2 Bearing Steel.* Electric Furnace Steel 46(3), 176-182.
- Antonopoulos, J. G., Brown, L. M. und Winter, A. T. (1976).** *Vacancy dipoles in fatigued copper.* Philosophical Magazine 34(4), 549-563.
- Baba-Kishi, K. Z. (2002).** *Review: Electron backscatter Kikuchi diffraction in the scanning electron microscope for crystallographic analysis,* Journal of Materials Science 37, 1715-1746.
- Basquin, O. H. (1910).** *The exponential law of endurance tests,* In: Proceedings of ASTM 10, 625-630.
- Bathias, C. und Paris, P. C. (2004).** *Gigacycle fatigue in mechanical practice,* Marcel Dekker, New York.
- Bathias, C. und Paris, P. C. (2010).** *Gigacycle fatigue of metallic aircraft components.* International Journal of Fatigue 32(6), 894-897.
- Bentele, R., Burget, S. und Sommer, S. (2014).** *Rissfortschrittmessungen mittels Potentialsondenverfahren an Punktschweißverbindungen in hochfesten Stählen,* In: W. Grellmann und H. Frenz (Hrsg.): Werkstoffprüfung 2014: Fortschritte in der Werkstoffprüfung für Forschung und Praxis, DVM e.V., Berlin, 193-198.
- Berger, C. und Christ, H.-J. (Hrsg.) (2011).** *5th International Conference on Very High Cycle Fatigue,* DVM, Berlin, Germany.
- Beretta, S. und Anderson, C. W. (2002).** *Extreme value statistics in metal fatigue.* In: Proceedings of XLI SIS Meeting, Milan, 251-260.
- Beretta, S. und Murakami, Y. (1998).** *Statistical analysis of defects for fatigue strength prediction and quality control of materials.* Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 21(9), 1049-1065.
- Beretta, S., Anderson, C. und Murakami, Y. (2006).** *Extreme value models for the assessment of steels containing multiple types of inclusion.* Acta Materialia 54(8), 2277-2289.
- Blochwitz, C., Richter, R., Tirschler, W. und Obrtlík, K. (1997).** *The effect of local textures on microcrack propagation in fatigued fcc metals.* Materials Science and Engineering: A 234, 563-566.
- Bühl, A. und Zöfel, P. (2003).** *SPSS 11. Einführung in die moderne Datenanalyse unter Windows.* München, Deutschland.
- Burkart, K., Bomas, H., Clausen, B. und Zoch, H.-W. (2014).** *Evaluation of multiple-flaw failure of bearing steel 52100 in the VHCF regime.* In: Wang, Q. und Hong, Y. (Hrsg.): 6th International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-6), Chengdu, China

- Castillo, E., Hadi, A. S., Balakrishnan, N. und Sarabia, J. M. (2005).** *Extreme value and related models with applications in engineering and science*. Wiley, Hoboken, NJ.
- Cetin, A. und Naess, A. (2012, I).** *Towards a proper statistical description of defects*. International Journal of Fatigue 38, 100-107.
- Cetin, A. und Naess, A. (2012, II).** *Statistical characterisation of inclusions in metals: from 2D to 3D*. Materials Science and Technology 28(8), 965-970.
- Chai, G. (2006).** *The formation of subsurface non-defect fatigue crack origins*. International Journal of Fatigue 28(11), 1533-1539.
- Chai, G., Zhou, N., Ciurea, S., Andersson, M. und Peng, R. L. (2012).** *Local plasticity exhaustion in a very high cycle fatigue regime*. Scripta Materialia 66(10), 769-772.
- Chan, K. S. (2010).** *Roles of microstructure in fatigue crack initiation*. International Journal of Fatigue 32(9), 1428-1447.
- Chapetti, M. D., Tagawa, T., und Miyata, T. (2003).** *Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part I: review and analysis of the mechanism of failure*. Materials Science and Engineering: A 356(1), 227-235.
- Chen, Q., Kawagoishi, N., Wang, Q. Y., Yan, N., Ono, T. und Hashiguchi, G. (2005).** *Small crack behavior and fracture of nickel-based superalloy under ultrasonic fatigue*. International Journal of Fatigue 27(10), 1227-1232.
- Chino, A., Iwata, H. und Ihida, M. (1991).** *The measurement of particle size distribution of Al₂O₃ inclusions in ultra low oxygen steel*. Tetsu-To-Hagane/Journal of the Iron and Steel Institute of Japan 77(12), 2163-2170.
- Christ, H.-J. (1991).** *Wechselverformung von Metallen*, Springer, Berlin.
- Christ, H. J., Köster, P., Knobbe, H., Fritzen, C. P., Krupp, U. und Riedler, M. (2010).** *Bedeutung, experimentelle Charakterisierung und Simulation des Ausbreitungsverhaltens kurzer Risse in metallischen Konstruktionswerkstoffen*. In: Pohl M. (Hrsg.): DGM Tagungsband Werkstoffprüfung 2010: Konstruktion, Werkstoffentwicklung und Schadensanalyse, Stahleisen, Düsseldorf, 1-10.
- Coffin Jr, L. F. (1954).** *A study of the effect of cyclic thermal stresses on a ductile metal*. American Society of Mechanical Engineers 76, 931-950.
- Cremer, M., Zimmermann, M. und Christ, H. J. (2013).** *High-frequency cyclic testing of welded aluminium alloy joints in the region of very high cycle fatigue (VHCF)*. International Journal of Fatigue 57, 120-130.
- Cremer, M., Kolyshkin, A., Zimmermann, M. und Christ, H.-J. (2014).** *Influence of process-related defects on the fatigue behaviour of welded aluminium joints at very high cycles*. Advanced Materials Research 891-892, 1476-1481.
- Davidson, D. L., Tryon, R. G., Oja, M., Matthews, R. und Chandran, K. R. (2007).** *Fatigue crack initiation in Waspaloy at 20°C*. Metallurgical and Materials Transactions A 38(13), 2214-2225.

- Dönges, B., Giertler, A., Krupp, U., Fritzen, C. P. und Christ, H. J. (2014).** *Significance of crystallographic misorientation at phase boundaries for fatigue crack initiation in a duplex stainless steel during high and very high cycle fatigue loading.* Materials Science and Engineering: A 589, 146-152.
- Düber, O. (2007).** *Untersuchungen zum Ausbreitungsverhalten mikrostrukturell kurzer Ermüdungsrisse in zweiphasigen metallischen Werkstoffen am Beispiel eines austenitisch-ferritischen Duplexstahls,* Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 5, Nr. 730, VDI, Düsseldorf.
- Embrechts, P., Frey, R. und McNeil, A. (2005).** *Quantitative risk management: concepts, techniques and tools.* Princeton University Press.
- Engelhardt, J. und Knebel, W. (1993).** *Konfokale Laserscanning-Mikroskopie.* Physik in unserer Zeit 24(2), 70-78.
- Essmann, U., Gösele, U. und Mughrabi, H. (1981).** *A model of extrusions and intrusions in fatigued metals I. Point-defect production and the growth of extrusions.* Philosophical Magazine A 44(2), 405-426.
- Ewing, J. A. und Humfrey, J. C. W. (1903).** *The fracture of metals under repeated alternations of stress.* Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character, 241-250.
- Fisher, R. A. und Tippett, L. H. C. (1928).** *Limiting forms of the frequency distribution of the largest or smallest member of a sample.* In: Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society 24 (02), 180-190.
- Fomichev P. A. (2009):** *Determination of a parameter representing the fatigue life of bodies with stress concentrators.* In: Proceedings of International Conference on Material Damage During Operation, Diagnostic and Prediction Methods, Sept. 21-24, Ternopil.
- Föll, H. (2014).** *Defects.* Script. http://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/def_en/kap_7/backbone/r7_1_1.html (Zugriff am 9. September 2015).
- Fritzen, C.-P. (2009).** *Grundlagen der Bruchmechanik.* In: Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, Christ, H.-J. (Hrsg.), Wiley-VCH, Weinheim.
- Gemperlova, J., Polcarova, M., Gemperle, A. und Zarubova, N. (2004).** *Slip transfer across grain boundaries in Fe–Si bicrystals.* Journal of Alloys and Compounds 378(1), 97-101.
- Ghosh, S. und Resnick, S. (2010).** *A discussion on mean excess plots.* Stochastic processes and their applications 120(8), 1492-1517.
- Gottstein, G. (2007).** *Physikalische Grundlagen der Materialkunde.* Springer, Heidelberg.
- Grad, P., Reuscher, B., Brodyanski, A., Kopnarski, M. und Kerscher, E. (2012).** *Mechanism of fatigue crack initiation and propagation in the very high cycle fatigue regime of high-strength steels.* Scripta Materialia 67(10), 838-841.
- Grigorescu, A., Hilgendorff, P. M., Zimmermann, M., Fritzen, C. P. und Christ, H. J. (2014).** *Effect of geometry and distribution of inclusions on the VHCF properties of a metastable austenitic stainless steel.* Advanced Materials Research 891, 440-445.
- Guerland, J. (1972).** *Stereology and quantitative metallography,* ASTM STP 504, 108-112.

- Haibach, E. (1989).** *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung.* VDI, Düsseldorf.
- Harlow, D. G., Wei, R. P., Sakai, T. and Oguma, N. (2006).** *Crack growth based probability modeling of S-N response for high strength steel.* International Journal of Fatigue, 28(11), 1479-1485.
- Heinz, S. und Eifler, D. (2015).** *Very high cycle fatigue and damage behavior of Ti6Al4V.* Key Engineering Materials 664, 71-80.
- Heinz, A. und Neumann, P. (1990).** *Crack initiation during high cycle fatigue of an austenitic steel.* Acta Metallurgica et Materialia 38(10), 1933-1940.
- Höfler, A. (2015).** *Werkstoffkunde 3.2.* http://www.ahoe-fler.de/_werkstoffkunde/verformbarkeit_gitterstrukturen/verformbarkeit_gitterstrukturen.php (Zugriff am 3. August 2015).
- Höppel, H. W., Prell, M., May, L. und Göken, M. (2010).** *Influence of grain size and precipitates on the fatigue lives and deformation mechanisms in the VHCF-regime.* Procedia Engineering 2(1), 1025-1034.
- Horstmann, M., Gregory, J. K. und Schwalbe, K. H. (1993).** *The AC potential drop method. Measuring the growth of small surface cracks during fatigue.* Materialprüfung 25, 212-216.
- Hu, Y. M. and Wang, Z. G. (1998).** *Grain boundary effects on the fatigue deformation and cracking behavior of copper bicrystals.* International Journal of Fatigue 20(6), 463-469.
- Iwakura, S., Shimizu, M. und Kawasaki, K. (1988).** *Effect of toughness and inclusion on fatigue strength of high strength steel.* Transactions of JSME , 54, 1826-1830.
- Janssen, J. (2003).** *Untersuchung von Oxidationsprozessen an Oberflächen von FeCr-Legierungen und Austenitstahl mittels Röntgenabsorptionsspektroskopie unter streifendem Einfall*, Dissertation, Rheinische Friedrich-Wilhelms-Universität Bonn, Universitäts- und Landesbibliothek Bonn.
- Kawagoishi, N., Chen, Q. und Nisitani, H. (2000).** *Fatigue strength of Inconel 718 at elevated temperatures.* Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 23(3), 209-216.
- Kolyshkin, A., Grigorescu, A., Kaufmann, E., Zimmermann, M. und Christ, H. J. (2014).** *Development of a probabilistic model for the prediction of fatigue life in the very high cycle fatigue (VHCF) range based on inclusion population.* In: MATEC Web of Conferences 12, 10001-10007.
- Kolyshkin, A., Zimmermann, M., und Christ, H.-J. (2016).** *Experimental investigation and analytical description of the damage evolution in a Ni-base superalloy beyond 10^6 loading cycles.* International Journal of Fatigue 93, 272-280.
- Korth, G. E. und Smolik, G. R. (1978).** *Status report of physical and mechanical test data of alloy 718 (No. TREE-1254).* Idaho National Engineering Lab, Idaho Falls (USA).
- Krupp, U., Floer, W., Lei, J., Hu, Y., Christ, H. J., Schick, A. und Fritzen, C. P. (2002).** *Mechanisms of short-fatigue-crack initiation and propagation in a β -Ti alloy.* Philosophical Magazine A 82(17-18), 3321-3332.

- Krupp, U. (2004).** *Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und -ausbreitung in metallischen Werkstoffen.* Habilitationsschrift, Universität Siegen.
- Krupp, U. (2009).** *Der Einsatz der Rasterelektronenmikroskopie zur Bewertung der Ermüdungsschädigung metallischer Werkstoffe.* In: Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, Christ, H.-J. (Hrsg.), Wiley-VCH, Weinheim.
- Kunz, L., Lukáš, P. und Konečná, R. (2010).** *High-cycle fatigue of Ni-base superalloy Inconel 713LC.* International Journal of Fatigue 32(6), 908-913.
- Lankford, J. (1982).** *The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum.* Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 5(3), 233-248.
- La Rosa, G. und Risitano, A. (2000).** *Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components.* International journal of fatigue 22(1), 65-73.
- LaVision (2012).** *Product Manual for Davis 8.1.*
- Li, S. X. (2012).** *Effects of inclusions on very high cycle fatigue properties of high strength steels.* International Materials Review 57(2), 92-114.
- Lichtmann, J. W. (1994).** *Konfokale Mikroskopie.* Spektrum der Wissenschaft (Oktober), 78-84.
- Lukáš, P. und Kunz, L. (1988).** *Effect of low temperatures on the cyclic stress-strain response and high cycle fatigue life of polycrystalline copper.* Materials Science and Engineering: A, 103(2), 233-239.
- Man, J., Obrtlík, K. und Polak, J. (2009).** *Extrusions and intrusions in fatigued metals. Part 1. State of the art and history.* Philosophical Magazine 89(16), 1295-1336.
- Man, J., Klapetek, P., Man, O., Weidner, A., Obrtlík, K. und Polák, J. (2009).** *Extrusions and intrusions in fatigued metals. Part 2. AFM and EBSD study of the early growth of extrusions and intrusions in 316L steel fatigued at room temperature.* Philosophical Magazine 89(16), 1337-1372.
- Manson, S. S. (1953).** *Behavior of materials under conditions of thermal stress.* TN 2933, NACA, 636-670.
- Matelect Ltd. (2014).** *ACPD Crack Growth Monitor TYPE CGM7.* www.matelect.com/files/Download/CGM7v22.pdf (Zugriff am 3. November 2014).
- Matsunaga, H., Sun, C., Hong, Y. und Murakami, Y. (2015).** *Dominant factors for very high cycle fatigue of high-strength steels and a new design method for components.* Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 38(11), 1274-1284.
- Mayer, H. (1999).** *Fatigue crack growth and threshold measurements at very high frequencies.* International Materials Review 44(1), 1-34.
- Mayer, H., Papakyriacou, M., Zettl, B. und Stanzl-Tschegg, S. E. (2003).** *Influence of porosity on the fatigue limit of die cast magnesium and aluminium alloys.* International Journal of Fatigue 25(3), 245-256.

- Mei, Z. und Morris, J. W. (1990).** *Influence of deformation-induced martensite on fatigue crack propagation in 304-type steels.* Metallurgical Transactions A 21(12), 3137-3152.
- metallograf.de (2015).** *Informationen über Stahl für Metallografen.* <http://www.metallograf.de/start.htm?/untersuchungen/seigerungen/seigerungen.htm> (Zugriff am 3. November 2015)
- Miao, J., Pollock, T. M. und Jones, J. W. (2009).** *Crystallographic fatigue crack initiation in nickel-based superalloy René 88DT at elevated temperature.* Acta Materialia 57(20), 5964-5974.
- Miao, J., Pollock, T. M. und Jones, J. W. (2012).** *Microstructural extremes and the transition from fatigue crack initiation to small crack growth in a polycrystalline nickel-base superalloy.* Acta Materialia 60(6), 2840-2854.
- Miller, W. H. (1863).** *A tract on crystallography: designed for the use of students in the university.* Deighton, Bell and Company.
- Morgan, J. M. und Milligan, W. W. (1997).** *A 1 kHz servohydraulic fatigue testing system.* In: Soboyejo, W.O. und Srivatsan, T.S. (Hrsg.): High cycle fatigue of structural materials, TMS, Warrendale PA, S. 305-312.
- MTS (2001).** *Product information: 1000 Hz high-cycle fatigue test system,* https://www.mts.com/ucm/groups/public/documents/library/dev_002041.pdf (Zugriff am 01.02 2016)
- Mughrabi, H., Wang, R., Differt, K. und Essmann, U. (1983).** *Fatigue crack initiation by cyclic slip irreversibilities in high-cycle fatigue.* *Fatigue Mechanisms: Advances in Quantitative Measurement of Physical Damage*, ASTM STP 811, J. Lankford, D.L.
- Mughrabi, H. (1999).** *On the life-controlling microstructural fatigue mechanisms in ductile metals and alloys in the gigacycle regime.* Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 22(7), 633-641.
- Mughrabi, H. (2002).** *On 'multi-stage' fatigue life diagrams and the relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue.* Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 25(8-9), 755-764.
- Mughrabi, H. (2006).** *Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime.* International Journal of Fatigue 28(11), 1501-1508.
- Müller-Bollenhagen, C. (2011).** *Verformungsinduzierte Martensitbildung bei mehrstufiger Umformung und deren Nutzung zur Optimierung der HCF- und VHCF-Eigenschaften von austenitischem Edelstahlblech,* Dissertation, Universität Siegen, Siegener Werkstoffkundliche Berichte, H.-J. Christ (Hrsg.), Band 3/2011.
- Murakami, Y. und Endo, M. (1986).** *Effects of hardness and crack geometries on delta K sub th of small cracks emanating from small defects.* Mechanical Engineering Publications, The Behaviour of Short Fatigue Cracks, 275-293
- Murakami, Y. (1994).** *Inclusion rating by statistics of extreme values and its application to fatigue strength prediction and quality control of materials.* Journal of Research. National Institute of Standards and Technology 99, 345-345.

- Murakami, Y., Nomoto, T. und Ueda, T. (1999).** *Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels.* Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 22(7), 581-590.
- Murakami, Y. (2002).** *Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions: effects of small defects and nonmetallic inclusions.* Elsevier, London.
- Murakami, Y., Yokoyama, N. N. und Nagata, J. (2002).** *Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime.* Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 25(8-9), 735-746.
- Muskhelishvili, N. I. (1977).** *Some problems of the theory of elasticity.* Leningrad, AN SSSR, second english edition, Noordhoff Int. Publishing.
- Niendorf, T., Rubitschek, F., Maier, H. J., Canadinc, D. und Karaman, I. (2010).** *On the fatigue crack growth–microstructure relationship in ultrafine-grained interstitial-free steel.* Journal of Materials Science, 45(17), 4813-4821.
- Nikitin, I. und Besel, M. (2008).** *Effect of low-frequency on fatigue behaviour of austenitic steel AISI 304 at room temperature and 25°C.* International Journal of Fatigue 30(10), 2044-2049.
- Oguma, H., und Nakamura, T. (2010).** *The effect of microstructure on very high cycle fatigue properties in Ti–6Al–4V.* Scripta Materialia 63(1), 32-34.
- Ogawa, T., Stanzl-Tschegg, S. E. und Schönbauer, B. M. (2014).** *A fracture mechanics approach to interior fatigue crack growth in the very high cycle regime.* Engineering Fracture Mechanics, 115, 241-254.
- Olson, G.B. und Cohen M. (1972)** *A mechanism of the strain-induced nucleation of martensitic transformations,* Journal of the Less Common Metals 28, 107-118.
- Pande, C. S. (2015).** *A possible model of grain size distribution during primary recrystallization.* Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 23(3): 035009.
- Paris, P. C., Gomez, M. P. und Anderson, W. E. (1961).** *A rational analytic theory of fatigue.* The Trend in Engineering 13(1), 9-14.
- Petch, N. J. (1953).** *The cleavage strength of polycrystals.* Iron Steel Inst. B 174, 25-28.
- Polák, J. (1987).** *On the role of point defects in fatigue crack initiation.* Materials Science and Engineering 92, 71-80.
- Pollock, T. M. und Argon, A. S. (1994).** *Directional coarsening in nickel-base single crystals with high volume fractions of coherent precipitates.* Acta Metallurgica et Materialia 42(6), 1859-1874.
- Preis, K. H. M. (2006).** *Thermophysikalische Daten von Nimonic 80A in der festen und flüssigen Phase,* Diplomarbeit, Institut für Experimentalphysik, TU Graz.
- Radaj, D. (2003).** *Ermüdungsfestigkeit. 2., neub. u. erw. Auflage.* Springer, Heidelberg.
- Randle, V. (1993).** *The measurement of grain boundary geometry.* Institute of Physics Pub.

- Reiss, R. D. und Thomas, M. (2007).** *Statistical analysis of extreme values*. Birkhäuser, Basel.
- Rosin, P., Rammler, E. und Sperling, K. (1933).** *Korngrößenprobleme des Kohlenstaubes und ihre Bedeutung für die Vermahlung*. VDI, Düsseldorf.
- Roth, I. (2011).** *Untersuchung zum Ausbreitungsverhalten mikrostrukturell kurzer Ermüdungsrisse in metastabilem austenitischen Edelstahl*, Dissertation, Universität Siegen, Siegener Werkstoffkundliche Berichte, H.-J. Christ (Hrsg.), Band 5/2012.
- Rumul (2011).** *Rumul Testronic*, http://www.rumul.ch/pdf/testronic_d.pdf (Zugriff am 01.02 2016)
- Sakai, T. (2009).** *Review and prospects for current studies on very high cycle fatigue of metallic materials for machine structural use*. Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering 3(3), 425-439.
- Savitzky, A. and Golay, M.J.E. (1964).** *Smoothing and differentiation of data by simplified least squares procedures*. Analytical Chemistry 36(8), 1627-1639.
- Schott, G. (Ed.). (2009).** *Werkstoffermüdung-Ermüdungsfestigkeit*. John Wiley & Sons, Weinheim.
- Seeger, T. (1996).** *Grundlagen für Betriebsfestigkeitsnachweise*. In: Stahlbauhandbuch, Band 1, Teil B. Stahlbau-Verlagsgesellschaft, Köln
- Shi, G., Atkinson, H. V., Sellars, C. M. und Anderson, C. W. (1999).** *Application of the generalized Pareto distribution to the estimation of the size of the maximum inclusion in clean steels*. Acta Materialia 47(5), 1455-1468.
- Shiozawa, K., Morii, Y., Nishino, S. und Lu, L. (2006).** *Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime*. International Journal of Fatigue 28(11), 1521-1532.
- Special Metals (2015).** *Datenblatt Nimonic 80A*, <http://www.specialmetals.com/assets/documents/alloys/nimonic/nimonic-alloy-80a.pdf> (Zugriff am 01.02 2016)
- Steier, K. (2014).** *Untersuchung der Rissinitiierung und -ausbreitung im VHCF-Bereich mittels Wechselstrompotentialsonde*. Bachelorarbeit. Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung. Universität Siegen.
- Stöcker, C., Zimmermann, M. und Christ, H. J. (2011).** *Localized cyclic deformation and corresponding dislocation arrangements of polycrystalline Ni-base superalloys and pure nickel in the VHCF regime*. International Journal of Fatigue 33(1), 2-9.
- Stöcker, C. (2013).** *Einfluss des Versetzungsleitverhaltens und der Vorgeschichteabhängigkeit auf das Ermüdungsverhalten von Nickelbasis-Superlegierungen und Nickel im VHCF-Bereich*, Dissertation, Universität Siegen, Siegener Werkstoffkundliche Berichte, H.-J. Christ (Hrsg.), Band 8/2013.
- Suresh, S. (1998).** *Fatigue of materials*. Cambridge University Press.
- Swinden, D. J. und Woodhead, J. H. (1971).** Kinetics of the nucleation and growth of proeutectoid ferrite in some Fe-C-Cr alloys. Journal of Iron Steel Institute 209(11), 883-889.

- Tanaka, K. und Mura, T. (1982).** *A theory of fatigue crack initiation at inclusions.* Metallurgical Transactions A 13(1), 117-123.
- Theis, C. und Kernbichler, W. (2002).** *Grundlagen der Monte Carlo Methoden.* TU Graz.
- Troshchenko, V. T. und Fomichev, P. A. (1993).** *An energy criterion for fatigue failure.* Strength of Materials 25(1), 1-7.
- Uemura, Y. und Murakami, Y. (1990).** *A numerical simulation of evaluating the maximum size of inclusions to examine the validity of the metallographic determination of the maximum size of inclusions.* Transactions of JSME 56, 162-167.
- Vehoff, H., Nykyforchyn, A. und Metz, R. (2004).** *Fatigue crack nucleation at interfaces.* Materials Science and Engineering A 387, 546-551.
- Wang, Z. und Margolin, H. (1985).** *Mechanism for the formation of high cycle fatigue cracks at fee annealing twin boundaries.* Metallurgical and Materials Transactions A 16(5), 873-880.
- Weibull, W. (1939).** *A statistical theory of the strength of materials.* Generalstabens litografiska anstalts förlag 151.
- Wicksell, S. D. (1925).** *The corpuscle problem: a mathematical study of a biometric problem.* Biometrika, 84-99.
- Wormsen, A. und Härkegård, G. (2013).** *A statistical investigation of fatigue behaviour according to Weibull's weakest link theory.* In: Nilsson, F. et al. (Hrsg.), Proceedings of the 15th European Conference on Fracture, ESIS, Stockholm, Sweden.
- Wormsen, A., Sjödin, B., Härkegård, G. und Fjeldstad, A. (2007).** *Non-local stress approach for fatigue assessment based on weakest-link theory and statistics of extremes.* Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 30(12), 1214-1227.
- Xu, X., Yu, Y., Cui, W. L., Bai, B. Z. und Gu, J. L. (2009).** *Ultra-high cycle fatigue behavior of high strength steel with carbide-free bainite/martensite complex microstructure.* International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials 16(3), 285-292.
- Zerbst, U. und Hübner, P. (2004):** *Bruchmechanische Bewertung von Fehlern in Schweißverbindungen.* Merkblatt DVS 2401, Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V. (DVS).
- Zhao, X., Dongpo, W., Deng, C., Liu, Y. und Zongxian, S. (2012).** *The fatigue behaviors of butt welds ground flush in the super-long life regime.* International Journal of Fatigue 36(1), 1-8.
- Zhu, X., Yi, J. Z., Jones, J. W. und Allison, J. E. (2007).** *A probabilistic model of fatigue strength controlled by porosity population in a 319-type cast aluminum alloy: Part I. Model development.* Metallurgical and Materials Transactions A 38(5), 1111-1122.
- Zhu, M. L., Xuan, F. Z., Du, Y. N. und Tu, S. T. (2012).** *Very high cycle fatigue behavior of a low strength welded joint at moderate temperature.* International Journal of Fatigue 40, 74-83.

Zimmermann, M. und Christ, H.-J. (2007). *Experimentelle Herausforderungen bei der Versuchsdurchführung zur Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens im Übergang von HCF zu VHCF.* In: Pohl, M. (Hrsg.): *Werkstoffprüfung 2007: Konstruktion, Qualitätssicherung und Schadensanalyse, Stahleisen, Düsseldorf, S. 385-391*

Zimmermann, M. (2012). *Diversity of damage evolution during cyclic loading at very high numbers of cycles.* *International Materials Review*, 57(2), 73-91.