

Werkstoffanwendungen im Maschinenbau

Band 18

Luisa-Marie Heine

Schadenstolerante Auslegung mit hochfestem Gusseisen EN-GJS-700-2



Institut für
Werkstoffan-
wendungen im
Maschinenbau

RWTHAACHEN
UNIVERSITY



**Institut für Anwendungstechnik
Pulvermetallurgie und Keramik**
an der RWTH Aachen e.V.

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. C. Broeckmann

Schadenstolerante Auslegung mit hochfestem Gusseisen EN-GJS-700-2

Damage Tolerant Design with
High Strength Cast Iron EN-GJS-700-2

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

vorgelegt von
Luisa-Marie Heine

Berichter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. C. Broeckmann
Univ.-Prof. Dr.-Ing. S. Münstermann
Tag der mündlichen Prüfung: 10. September 2018

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Universitätsbibliothek online verfügbar.

Werkstoffanwendungen im Maschinenbau
hrsg. von Prof. Dr.-Ing. Christoph Broeckmann

Band 18

Luisa-Marie Heine

**Schadenstolerante Auslegung mit hochfestem
Gusseisen EN-GJS-700-2**

Shaker Verlag
Aachen 2018

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.

Zugl.: D 82 (Diss. RWTH Aachen University, 2018)

Copyright Shaker Verlag 2018

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

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8440-6318-9

ISSN 2195-2981

Shaker Verlag GmbH • Postfach 101818 • 52018 Aachen

Telefon: 02407 / 95 96 - 0 • Telefax: 02407 / 95 96 - 9

Internet: www.shaker.de • E-Mail: info@shaker.de

Meinen Eltern,

Heike und Heiko

Kurzdarstellung

Im Rahmen der Energiewende nehmen technisch zuverlässige Windenergieanlagen eine zentrale Rolle ein. Vornehmlich in deren Gondel werden großvolumige Gussstrukturbauteile verbaut, bei denen fertigungsbedingte Defekte nicht ausgeschlossen werden können. Infolgedessen fordern Zertifizierer häufig, als Ergänzung zum konventionellen, einen bruchmechanischen Festigkeitsnachweis. Dabei mangelt es oft an Verständnis zu den Versagensmechanismen im Werkstoff sowie an ausgereiften Auslegungskonzepten. Insbesondere bei dem Planetenträger des Hauptgetriebes, gefertigt aus der hochfesten Gusseisengüte EN-GJS-700-2, ist der Bedarf hoch.

Dieses Bauteil und sein Konstruktionswerkstoff sind folglich Untersuchungsgegenstand der vorliegenden Arbeit. Ziel ist die Entwicklung eines schadenstoleranten Auslegungskonzepts, welches alle drei Stadien der Werkstoffermüdung: Schwellenwertverhalten, Kurz- und Langrissfortschritt, erfasst. Der Lösungsansatz beinhaltet dabei sowohl experimentelle und metallographische als auch numerische Methoden.

Ergebnis der Untersuchungen sind Gesetzmäßigkeiten für alle drei Stadien der Schadensentwicklung. Zunächst wird das Schwellenwertverhalten in Abhängigkeit der Defektgröße beschrieben. Dies geschieht in Anlehnung an das Kitagawa-Takahashi-Diagramm sowie das Risswiderstandskurvenkonzept. Ferner wird ein funktionaler Zusammenhang zur Charakterisierung des Beanspruchungszustandes gusseisentypischer Defekte präsentiert. Dieser ist Grundlage für die Quantifizierung des Kurzrissfortschritts, bei dem insbesondere Mikrostruktureffekte und die risslängenabhängige Entwicklung des Risssschließens im Fokus stehen. Sowohl letzteres als auch der Einfluss einer variierenden statischen Vorlast werden von den im Anschluss vorgestellten Langrissfortschrittsgesetzen adressiert.

Die Kombination aller Erkenntnisse resultiert im Vorschlag eines schadenstoleranten Auslegungskonzepts für EN-GJS-700-2, welches abschließend im Labormaßstab validiert wird. Im Übergang zum Langzeitfestigkeitsbereich zeigen die Vorhersagen dabei eine hohe Übereinstimmung mit experimentellen Beobachtungen.

Abstract

In the course of the energy revolution, technically reliable wind energy plants play a central role. In particular within their nacelle, high-volume structural cast iron components are used. Here, production-related defects cannot be excluded. As a result, certifiers often demand a fracture mechanically based strength assessment, in addition to a conventional one. Thereby, it often lacks a profound knowledge of the failure mechanisms within the material and sophisticated design concepts. Especially for the main gear unit's planet carrier, manufactured out of the high strength cast iron EN-GJS-700-2, the demand is high.

This component as well as its construction material are consequently the present work's subject of investigation. The aim is the development of a damage tolerant design concept considering all the three stages of material fatigue: threshold behaviour, short and long crack growth. Thereby, the solution approach comprehends experimental and metallographic as well as numerical methods.

Laws, describing all the three stages of failure development, are the result of the investigations. First, the threshold behaviour is defined as a function of the defect size. This is done in the style of the Kitagawa-Takahashi-Diagram and of the cyclic resistance curve method. Further, functional relationships, describing the loading conditions of typical casting defects, are presented. They are the basis for the quantification of the short crack growth. Here, microstructural effects and the crack length dependent development of crack closure are of special interest. The latter one as well as the impact of a varying static preload are addressed by the subsequently presented long crack growth laws.

The combination of all findings results in the proposal of a damage tolerant design concept for EN-GJS-700-2. It is finally validated on laboratory scale. Thereby, in the transition region to long life fatigue, the predictions show a great accordance with experimental observations.

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich all jenen danken, die zum Gelingen dieser Arbeit beitrugen.

Zuerst wäre hier Herr Univ.-Prof. Dr.-Ing. Christoph Broeckmann zu nennen, der im Rahmen meiner Promotion diese Arbeit und die zugrundeliegenden Untersuchungen ermöglichte. Hierfür, und in besonderem Maße für die mir während meiner wissenschaftlichen Tätigkeit zugestandenen Freiräume und das mir stets entgegengebrachte Vertrauen, möchte ich mich bedanken. Ferner gilt mein Dank Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Sebastian Münstermann für die Übernahme des Korreferats sowie die konstruktiven Diskussionen und Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Georg Jacobs für die Übernahme des Vorsitzes meiner Promotionsprüfung.

Darüber hinaus danke ich der Firma Eickhoff Antriebstechnik GmbH, die den Planetenträger für die experimentellen Untersuchungen zur Verfügung stellte.

Ebenso möchte ich mich bei allen Kollegen und Kolleginnen bedanken, die sowohl fachlich als auch menschlich ihren Beitrag zu dieser Arbeit leisteten.

Herrn Alexander Bezold danke ich für die zahlreichen guten Gespräche und die mir entgegengebrachte Wertschätzung. Den Mitarbeitern der Werkstatt gilt mein Dank für die in die Probenfertigung investierte Mühe und Sorgfalt. Dem Personal der Metallographie, und in besonderem Maße Herrn Ulrich Mohr, danke ich für die tatkräftige Unterstützung bei den metallographischen Untersuchungen sowie bei den in-situ Versuchen. Frau Johanna Haan und Herrn Karl Burkamp danke ich für die schöne Bürozeit, an die ich mich stets gerne erinnern werde. Herrn Bastian Smets danke ich für die Unterstützung bei den Kurzrissfortschrittsversuchen. Herrn Andreas Schumacher möchte ich meinen Dank aussprechen für die Begleitung der zahlreichen experimentellen und fraktographischen Untersuchungen sowie für die stets sorgfältige Arbeitsweise.

Außerhalb des Instituts richte ich meinen Dank an alle Freunde und Bekannte, die mich insbesondere in Phasen geringer Motivation bis hinreichender Frustration aufmunterten und ablenkten. Für das mir entgegengebrachte Verständnis bin ich sehr dankbar. Marko Hajeck, Miriam Kerler sowie Mario und Sarah Klein danke ich ferner für die Durchsicht der Arbeit und die erbarmungslose Suche nach Fehlern.

Zuletzt, aber doch an erster Stelle, danke ich von ganzem Herzen meinen Eltern Heike und Heiko Heine. Nur durch die mir in allen Phasen meines Lebens entgegengebrachte Liebe und ihr Vertrauen konnte ich den Weg gehen, den ich nun gekommen bin.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis.....	I
Nomenklatur.....	V
1 Einleitung.....	1
2 Stand der Wissenschaft	5
2.1 Auslegungskonzept	5
2.1.1 Grundlagen der Ermüdung und Bruchmechanik	5
2.1.2 Schwellenwertverhalten	9
2.1.3 Kurzrissfortschritt	18
2.1.4 Langrissfortschritt	24
2.2 Werkstoff	34
2.2.1 Grundlagen der Eisengusswerkstoffe.....	34
2.2.2 Gusseisen mit Kugelgraphit	37
3 Zielsetzung und Lösungsweg	45
4 Bauteil und Werkstoff	47
4.1 Planetenträger.....	47
4.2 Hochfestes Gusseisen EN-GJS-700-2.....	48
5 Methodisches Vorgehen.....	55
5.1 Schwellenwertverhalten	55
5.1.1 Konventionelle Ermüdungsversuche	56
5.1.2 Modifizierte Ermüdungsversuche	58
5.1.3 Bruchflächenanalyse	59
5.1.4 Finite-Elemente-Analyse zur Bestimmung des Spannungsintensitätsfaktors halb elliptischer Oberflächenrisse in Rundstäben unter Zug	60
5.2 Kurzrissfortschritt	66
5.2.1 Kurzrissfortschrittsversuche.....	67
5.2.2 Gefügeanalyse	72
5.3 Langrissfortschritt	72

5.3.1	Langrissfortschrittsversuche	73
5.3.2	Bestimmung der Bruchzähigkeit.....	77
5.3.3	In-situ Versuche im Rasterelektronenmikroskop.....	78
5.3.4	Verschiebungsfeldanalyse mittels digitaler Bildkorrelation	81
5.3.5	Untersuchungen zum Risssschließen.....	81
5.3.6	Bruchflächenanalyse	86
6	Ergebnisse und Diskussion	87
6.1	Schwellenwertverhalten	87
6.1.1	Spannungsintensitäts- und Geometriefaktoren halbelliptischer Oberflächenrisse in Rundstäben unter Zug	87
6.1.2	Risslängenabhängiges Schwellenwertverhalten	93
6.2	Kurzrissfortschritt	98
6.2.1	Qualitative Beschreibung in Abhängigkeit der Mikrostruktur	99
6.2.2	Quantitative Beschreibung des Kurzrissfortschritts.....	102
6.3	Langrissfortschritt	108
6.3.1	Grundlegende Eigenschaften des Langrissfortschritts	108
6.3.2	Bruchzähigkeit	115
6.3.3	Qualitative Bewertung möglicher Risssschließmechanismen.....	116
6.3.4	Quantitative Beschreibung des Risssschließens.....	120
6.3.5	Ganzheitliche Beschreibung des Langrissfortschritts	129
7	Vorschlag eines Auslegungskonzepts	139
8	Zusammenfassung und Ausblick	143
9	Literatur.....	147
10	Abbildungsverzeichnis.....	161
11	Tabellenverzeichnis.....	169
12	Anhang	171
12.1	Anhang zu Kapitel 4: Bauteil und Werkstoff.....	171
12.2	Anhang zu Kapitel 5: Methodisches Vorgehen	175
12.3	Anhang zu Kapitel 6.1: Schwellenwertverhalten (Ergebnisse und Diskussion).....	176

12.4	Anhang zu Kapitel 6.2: Kurzrissfortschritt (Ergebnisse und Diskussion)	179
12.5	Anhang zu Kapitel 6.3: Langrissfortschritt (Ergebnisse und Diskussion)	181
12.6	Anhang zu Kapitel 7: Vorschlag eines Auslegungskonzepts.....	193

Nomenklatur

Formelzeichen und Konstanten

a	[m]	Risslänge
a^*	[m]	Materialkonstante gemäß El Haddad et al.
a_{eff}	[m]	effektive Risslänge
a_{grenz1}	[m]	untere Grenze des Gültigkeitsbereichs der Risssschließentwicklungsfunktion
a_{grenz2}	[m]	obere Grenze des Gültigkeitsbereichs der Risssschließentwicklungsfunktion
a_k	[m]	Kerbtiefe
a_L	[m]	Risslänge, oberhalb der der risslängenabhängige zyklische Schwellenwert gleich dem LR-Schwellenwert ist
a_n	[m]	Anfangsrisslänge bzw. -defektgröße
$a_{normiert}$	[m]	auf den Maximalwert zu Versuchsende normierte Risslänge
a_{start}	[m]	Risslänge zu Versuchsbeginn
$area$	[m ²]	projizierte Defektfläche senkrecht zur maximalen Hauptspannung
A	[%]	Bruchdehnung
A_D	[m ²]	Defektfläche
A_G	[m ²]	Graphitkugelfläche
b	[m]	Tiefe eines halbelliptischen Oberflächenrisses
b_D	[m]	Tiefe eines halbelliptischen Oberflächendefekts
b_S	[m]	Tiefe einer Halbellipse, die eine Schwingbruchfläche repräsentiert
b_{Sub}	[m]	Tiefe eines halbelliptischen Submodells
c	[m]	halbe Breite eines halbelliptischen Oberflächenrisses
c_D	[m]	halbe Breite eines halbelliptischen Oberflächendefekts
c_S	[m]	halbe Breite einer Halbellipse, die eine Schwingbruchfläche repräsentiert
c_{Sub}	[m]	halbe Breite eines halbelliptischen Submodells
C^*	[m ⁻¹]	Spannungsintensitätsfaktor-Gradient
C_{D1}	[m/(LZ(MPam) ⁿ)]	Rissfortschrittsparameter gemäß Dowling ($n = n_{D1}$)
C_{D2}	[m/(LZ(MPam) ^{0,5}) ⁿ]	Rissfortschrittsparameter gemäß Dinda et al. ($n = n_{D2}$)

C_E	$[m(\text{MPam}^{0.5})^{1-n}/\text{LZ}]$	Rissfortschrittsparameter gemäß Erdogan und Ratwani ($n = n_E$)
C_F	$[m(\text{MPam}^{0.5})^{1-n}/\text{LZ}]$	Rissfortschrittsparameter gemäß Forman et al. ($n = n_F$)
C_{Fr}	$[\text{MPa}^3\text{m}]$	werkstoffabhängige Konstante gemäß Frost et al.
C_{H1}	$[1/(\text{LZ}(\text{MPa}^n))]$	Rissfortschrittsparameter gemäß Hobson et al. ($n = n_{H1}$)
C_{H2}	$[1/\text{LZ}]$	Rissfortschrittsparameter gemäß Hobson et al.
C_{H3}	$[m/\text{LZ}]$	Rissfortschrittsparameter gemäß Hobson et al.
C_K	$[m/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0.5})^n)]$	Rissfortschrittsparameter bei Beschreibung des Rissfortschritts als Funktion von K_{max} ($n = n_K$)
C_M	$[1]$	werkstoffunabhängige Konstante gemäß Murakami et al.
C_{Mc}	$[m/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0.5})^{n1+n2})]$	Rissfortschrittsparameter gemäß McEvily et al. ($n1 = n_{Mc1}$ und $n2 = n_{Mc2}$)
C_N	$[m/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0.5})^n)]$	Rissfortschrittsparameter gemäß Newman ($n = n_N$)
C_P	$[m/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0.5})^n)]$	Rissfortschrittsparameter gemäß Paris ($n = n_P$)
d_H	$[m]$	charakteristischer mikrostruktureller Hindernisabstand
da/dN	$[m/\text{LZ}]$	Rissfortschrittsrate
E	$[\text{MPa}]$	Elastizitätsmodul
f	$[1]$	Rissöffnungsfunktion
F	$[N]$	Kraft
F_{max}	$[N]$	maximale Kraft der schwingenden Beanspruchung
F_{op}	$[N]$	Rissöffnungskraft
F_{cl}	$[N]$	Rissschließkraft
$F(\Phi)$		Funktion plastischer Verschiebungen vor der Rissspitze
G	$[\text{MPa}]$	Schubmodul
h_{sub}	$[m]$	Höhe eines halbelliptischen Submodells
H_B	$[\text{kp}/\text{mm}^2]$	Brinell-Härte
H_V	$[\text{kp}/\text{mm}^2]$	Vickers-Härte
J	$[\text{MPam}]$	J-Integral
K	$[\text{MPam}^{0.5}]$	Spannungsintensitätsfaktor (ein optionaler Index bezieht sich auf den Rissmodus)
K_c	$[\text{MPam}^{0.5}]$	Bruchzähigkeit (ein optionaler Index bezieht sich auf den Rissmodus)
K_{cl}	$[\text{MPam}^{0.5}]$	Rissschließspannungsintensitätsfaktor
K_{max}	$[\text{MPam}^{0.5}]$	maximaler Spannungsintensitätsfaktor der schwingenden Beanspruchung

$K_{max,th}$	[MPam ^{0.5}]	zum LR-Schwellenwert zugehöriger maximaler Spannungsintensitätsfaktor
$K_{max,th}^*$	[MPam ^{0.5}]	Schwellenwert des maximalen Spannungsintensitätsfaktors
K_{min}	[MPam ^{0.5}]	minimaler Spannungsintensitätsfaktor der schwingenden Beanspruchung
$K_{normiert}$	[MPam ^{0.5}]	auf den Maximalwert zu Versuchsende normierter Spannungsintensitätsfaktor
K_{op}	[MPam ^{0.5}]	Rissöffnungsspannungsintensitätsfaktor
K_Q	[MPam ^{0.5}]	vorläufige Bruchzähigkeit (ein optionaler Index bezieht sich auf den Rissmodus)
K_t	[1]	Formzahl
KB	[J]	Kerbschlagarbeit, ermittelt an einer Probe mit Bohrung
KO	[J]	Kerbschlagarbeit, ermittelt an einer Probe ohne Kerbe
KU	[J]	Kerbschlagarbeit, ermittelt an einer Probe mit U-Kerbe
KV	[J]	Kerbschlagarbeit, ermittelt an einer Probe mit V-Kerbe
l	[m]	Messstrecke, über der die Rauheit bestimmt wird
M	[1]	Mittelspannungsempfindlichkeit
M_b	[Nm]	Biegemoment
M_σ	[1]	von der Mittelspannungsempfindlichkeit abhängige Neigung der Grenzgeraden gemäß FKM-Richtlinie im Haigh-Diagramm
n_C	[1]	werkstoffabhängiger Exponent gemäß Chapetti
n_{D1}	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß Dowling
n_{D2}	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß Dinda et al.
n_E	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß Erdogan und Ratwani
n_F	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß Forman et al.
n_{H1}	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß Hobson et al.
n_{H2}	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß Hobson et al.
n_K	[1]	Rissfortschrittsparameter bei Beschreibung des Rissfortschritts als Funktion von K_{max}
n_{Mc1}	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß McEvily et al.
n_{Mc2}	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß McEvily et al.
n_N	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß Newman
n_P	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß Paris
N	[1]	Schwingenspielzahl

N_G	[1]	Grenzschwingspielzahl
N_K	[1]	Knickschwingspielzahl
$N_{normiert}$	[1]	auf den Maximalwert zu Versuchsende normierte Schwingspielzahl
o	[1]	Risschließentwicklungsfunktion
p_{D2}	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß Dinda et al.
p_K	[1]	Rissfortschrittsparameter bei Beschreibung des Rissfortschritts als Funktion von K_{max}
p_N	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß Newman
$P_{\bar{u}}$	[%]	Überlebenswahrscheinlichkeit
q_N	[1]	Rissfortschrittsparameter gemäß Newman
r	[m]	Polarkoordinate (auch radiale Entfernung von der Rissspitze)
r^2	[1]	Regressionskoeffizient
r_K	[m]	Kerbradius
r_{max}	[m]	Distanz von der virtuellen Rissspitze bis zum Kerbgrund
r_{min}	[m]	Distanz von der Rissspitze bis zu dem Punkt, in dem die Rissöffnung die Rauheitsamplitude überwindet
r_P	[m]	Probenradius
R	[1]	Spannungsverhältnis
R_{cl}	[1]	Risschließspannungsverhältnis
R_e	[MPa]	Streckgrenze
R_m	[MPa]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[MPa]	0,2 %-Dehngrenze
Ra	[m]	Rauheit (auch arithmetischer Mittelwert der Absolutwerte der Profilordinaten)
Ra_{loc}	[m]	lokale Rauheit (auch arithmetischer Mittelwert der vorzeichenbehafteten Profilordinaten)
s	[m]	Probendicke
s_{W1}	[*]	werkstoffabhängiger Parameter zur Beschreibung der Zeitfestigkeit im Wöhler-Diagramm (* mit $[\sigma_a] = 1 \text{ MPa}$, $[N] = 1$, siehe Tabelle 12.2)
s_{W2}	[*]	werkstoffabhängiger Parameter zur Beschreibung der Zeitfestigkeit im Wöhler-Diagramm (* mit $[\sigma_a] = 1 \text{ MPa}$, $[N] = 1$, siehe Tabelle 12.2)

t	[s]	Zeit
T	[°C]	Temperatur
$T_{\ddot{u}}$	[°C]	Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit
u	[m]	Verschiebung entlang der x-Achse
U	[1]	Rissöffnungsverhältnis
v	[m]	Verschiebung entlang der y-Achse
W	[m]	charakteristische Größe einer bruchmechanischen Probe
x	[1]	kartesische Koordinate (ein optionaler Index entspricht der Position (Laufnummer) entlang des Risses)
X	[1]	kartesische Koordinate
y	[1]	kartesische Koordinate
Y	[1]	Geometriefaktor
Y_{OP}	[1]	Geometriefaktor für den Oberflächenpunkt eines halbelliptischen Oberflächenrisses
Y_{SP}	[1]	Geometriefaktor für den Scheitelpunkt eines halbelliptischen Oberflächenrisses
z	[1]	kartesische Koordinate
$Z(x)$	[m]	Ordinatenwert des Rauheitsprofils eines Risses
$Z_{i,max}$	[m]	maximale Profilordinate an der Position x_i eines Risses
$Z_{i,min}$	[m]	minimale Profilordinate an der Position x_i eines Risses
$Z_{i,mittel}$	[m]	gemittelte Profilordinate an der Position x_i eines Risses
α_D	[1]	Gewichtungsexponent gemäß Dinda et al.
α_M	[1]	Exponent gemäß Murakami
α_W	[1]	Gewichtungsexponent gemäß Walker
δ	[m]	Rissöffnung (auch Rissöffnungsverschiebung)
δ_i	[m]	Rissöffnung an der Position x_i eines Risses
δ_{max}	[m]	maximale Rissöffnung der schwingenden Beanspruchung
Δa	[m]	Risszuwachs innerhalb eines Intervalls
ΔJ	[MPam]	zyklisches J-Integral
ΔK	[MPam ^{0,5}]	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
ΔK^+	[MPam ^{0,5}]	positiver Anteil des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors
ΔK^*	[MPam ^{0,5}]	gemittelter zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
ΔK_c	[MPam ^{0,5}]	kritischer zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
ΔK_{eff}	[MPam ^{0,5}]	effektiver zyklischer Spannungsintensitätsfaktor

ΔK_{start}	[MPam ^{0.5}]	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor zu Versuchsbeginn
ΔK_{th}	[MPam ^{0.5}]	zyklischer Schwellenwert
ΔK_{th}^*	[MPam ^{0.5}]	intrinsischer (auch mikrostruktureller) zyklischer Schwellenwert
$\Delta K_{th,L}$	[MPam ^{0.5}]	zyklischer Schwellenwert des Langrissfortschritts (LR-Schwellenwert)
ΔK_ϵ	[MPam ^{0.5}]	dehnungsbasierter zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
ΔN	[1]	Schwingenspielzahl innerhalb eines Intervalls
ΔZ	[m]	Rauheitsamplitude (auch Abweichung der Profildordinate von der lokalen Rauheit)
$\overline{\Delta Z}$	[m]	über die Risslänge gemittelte Rauheitsamplitude
$\Delta \epsilon$	[1]	Dehnungsschwingbreite
$\Delta \sigma$	[MPa]	Spannungsschwingbreite
$\Delta \sigma_{th}$	[MPa]	Schwellenspannung
ϵ	[1]	Dehnung
κ	[1]	auf der Querkontraktionszahl basierende Kenngröße
ν	[1]	Querkontraktionszahl
σ	[MPa]	Spannung
σ_a	[MPa]	Ausschlagsspannung (auch Spannungsamplitude)
$\sigma_{aL,NG}$	[MPa]	Langzeitfestigkeit bei einer gegebenen Grenzschwingenspielzahl
σ_{bB}	[MPa]	Ausschlagsspannung bei Probenbruch (im Rahmen der modifizierten Ermüdungsversuche)
σ_F	[MPa]	Fließspannung unter einachsigen Zug
σ_m	[MPa]	Mittelspannung
σ_{max}	[MPa]	Maximalspannung der schwingenden Beanspruchung (auch Oberspannung)
$\sigma_{max,K}$	[MPa]	maximale Normalspannung im Kerbgrund
σ_{min}	[MPa]	Minimalspannung der schwingenden Beanspruchung (auch Unterspannung)
σ_n	[MPa]	Normalspannung im Nettoquerschnitt
σ_{op}	[MPa]	Rissöffnungsspannung
σ_{vB}	[MPa]	Ausschlagsspannung vor Probenbruch (im Rahmen der modifizierten Ermüdungsversuche)
$\sigma_{von Mises}$	[MPa]	Vergleichsspannung nach von Mises

σ_x	[MPa]	Normalspannung in x-Richtung
σ_y	[MPa]	Normalspannung in y-Richtung
σ_z	[MPa]	Normalspannung in z-Richtung
σ_{zdw}	[MPa]	Zug-Druck-Wechselfestigkeit
σ_{zSch}	[MPa]	Zug-Schwellfestigkeit
τ_{xy}	[MPa]	Schubspannung in xy-Ebene
ϕ	[rad]	Polarkoordinate
Φ	[rad]	plastische Verschiebungen vor der Rissspitze
ω	[m]	Größe der monotonen plastischen Zone in der Rissebene

Abkürzungen

ADI	austempered ductile iron
C	Kohlenstoff als Graphit
CT	compact tension
DIN	Deutsches Institut für Normung
EBSD	electron backscatter diffraction
EDZ	ebener Dehnungszustand
EN	Europäische Norm
EPBM	elastisch-plastische Bruchmechanik
ESZ	ebener Spannungszustand
Fe ₃ C	Zementit
FEA	Finite-Elemente-Analyse
FEM	Finite-Elemente-Methode
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau
GJL	Gusseisen mit Lamellengraphit
GJS	Gusseisen mit Kugelgraphit (auch Sphäroguss)
GJV	Gusseisen mit Vermiculargraphit
HCF	high cycle fatigue
IEC	International Electrotechnical Commission
IGF	Industrielle Gemeinschaftsforschung
ISO	International Organization for Standardization
KTD	Kitagawa-Takahashi-Diagramm
LCF	low cycle fatigue
LEBM	linear-elastische Bruchmechanik
LLF	long life fatigue

LR-Schwellenwert	zyklischer Schwellenwert des Langrissfortschritts
LT	low temperature
LZ	Lastzyklus
MK	Mischkristall
OP	Oberflächenpunkt eines halbelliptischen Oberflächenrisses
REM	Rasterelektronenmikroskop
SP	Scheitelpunkt eines halbelliptischen Oberflächenrisses
UHCF	ultra high cycle fatigue
VDMA	Verband Deutscher Maschinen- und Anlagenbau
XFEM	extended finite element method
α -MK	α -Ferrit
γ -MK	Austenit
δ -MK	δ -Ferrit

1 Einleitung

Der Klimawandel ist aktuell eine der größten Herausforderungen für die Menschheit. Unumstritten ist, dass ihre Lebensweise Hauptursache für den Treibhauseffekt ist. Er kann auf die Anreicherung der Atmosphäre mit Treibhausgasen, unter anderem Kohlenstoffdioxid, zurückgeführt werden [1]. Letzteres wird maßgeblich durch die Verbrennung fossiler Energieträger freigesetzt [2]. Die Folgen des Klimawandels sind vielseitig und bereits heute deutlich spürbar [3, 4]. Nie war die Notwendigkeit, eine nachhaltige Energieversorgung zu etablieren, größer.

Die regenerativen Energiequellen spielen bei der Energiewende eine zentrale Rolle [5]. Im Jahr 2016 deckten sie knapp ein Drittel des deutschen Strombedarfs, wobei ca. 40 % davon durch Windenergie bereitgestellt wurden [6]. Die in Deutschland an Land installierte Windleistung nimmt seit dem Jahr 2000 etwa linear zu und betrug zum Juni 2017 ca. 48 GW [7]. Die weltweit installierte Leistung beläuft sich auf rund das Zehnfache. Bild 1.1 veranschaulicht deren Entwicklung seit der Jahrtausendwende. Für die kommenden Jahre wird ein jährlicher Zuwachs von über 70 GW erwartet [8]. Folglich ist der Bedarf an technisch zuverlässigen Windenergieanlagen hoch. Ein Trend zu immer höheren Leistungsklassen ist zu verzeichnen [9].

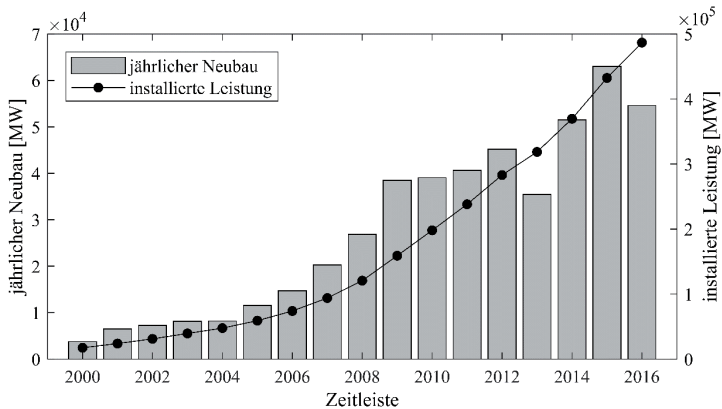


Bild 1.1: Entwicklung der weltweit installierten Windleistung, nach [10]

Eine Windenergieanlage wandelt zunächst über den Rotor die kinetische Energie des Windes in eine mechanische Rotationsenergie um. Über den Antriebsstrang wird diese zum Generator weitergeleitet, der die elektrische Energie zur Einspeisung in das Stromnetz erzeugt. Die Auslegung einer Windenergieanlage erfolgt für eine Lebensdauer von mindestens 20 Jahren [11]. Insbesondere bei Großbauteilen möchten die Anlagenbetreiber einen vorzeitigen Austausch und den damit verbundenen Instandhaltungsaufwand vermeiden. Die Bauteilanforderungen sind infolgedessen hoch und werden

in internationalen Regelwerken definiert [11, 12]. Eine besondere Herausforderung stellen Kaltklimaumgebungen mit Temperaturen von -40 °C bis -20 °C dar. Hierfür wurden Mindestanforderungen im VDMA-Einheitsblatt 23901 [13] (VDMA: Verband Deutscher Maschinen- und Anlagenbau) definiert.

Ein Großteil der Windenergieanlagenhersteller nutzt zur Drehzahlübersetzung vom Rotor auf den Generator ein Getriebe im Antriebsstrang [14, 15]. In der Megawatt-Leistungsklasse dominiert das mehrstufige Planetengetriebe [14]. Es muss für ein Lastkollektiv dimensioniert werden, welches neben einer moderaten Grundbelastung einige wenige Extremlasten aufweist.

Eine der höchstbeanspruchten Strukturkomponenten ist der Planetenträger. Er wird oft aus der hochfesten Gusseisengüte EN-GJS-700-2 gefertigt. Die hohe Festigkeit des Werkstoffs geht zu Lasten einer niedrigen Zähigkeit, welche unter Kaltklimabedingungen weiter sinkt. Darüber hinaus können fertigungsbedingte Defekte im Bauteil nicht ausgeschlossen werden. Dies führte zu der Formulierung des VDMA-Einheitsblatts 23902 [16], in dem der bruchmechanische Nachweis für den Planetenträger erläutert wird.

Dieser versteht sich als Ergänzung zum konventionellen Festigkeitsnachweis. In beiden

Fällen wird statisch gegen Extremlast sowie zyklisch gegen ein definiertes Lastkollektiv ausgelegt. Die Nachweise unterscheiden sich jedoch grundlegend im Ansatz, wie es Bild 1.2 veranschaulicht:

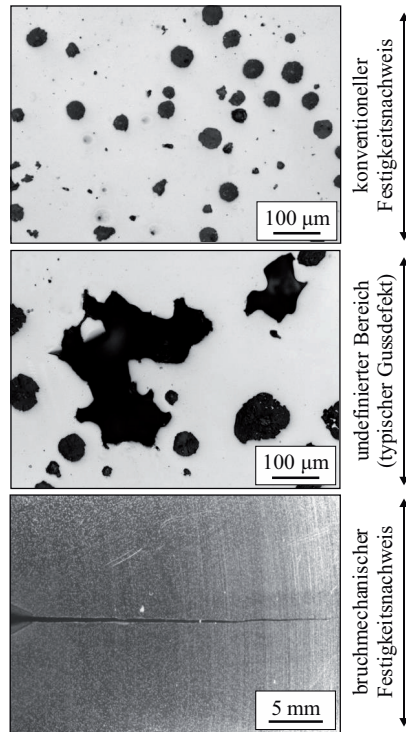


Bild 1.2: gefügeabhängiger Gültigkeitsbereich aktueller Festigkeitsnachweise

- Der konventionelle Festigkeitsnachweis beruht auf der Annahme eines defektfreien Werkstoffs (siehe Bild 1.2 oben). Im Falle von Gusseisen werden mögliche Defekte durch einen zusätzlichen Sicherheitsaufschlag berücksichtigt [17].
- Der bruchmechanische Festigkeitsnachweis beruht auf der Annahme eines Werkstoffs mit definiertem Anriss, dessen Mindestgröße die Detektionsgrenzen zerstörungsfreier Prüfverfahren vorgeben (siehe Bild 1.2 unten) [18]. Im Falle von Gusseisen liegen diese zumeist oberhalb

der Größenordnung fertigungsbedingter Defekte (siehe Bild 1.2 mittig), sodass der Nachweis tendenziell konservativ ist.

Zur Bauteilzertifizierung müssen für beide Auslegungsansätze und Beanspruchungsarten der Werkstoffwiderstand definiert, der Nachweis erbracht und das Zertifizierungsverfahren durchlaufen werden. Jedoch wird keiner der Festigkeitsnachweise den charakteristischen Eigenschaften von Gusseisen vollends gerecht. Darüber hinaus herrscht, insbesondere für die hochfeste Gusseisengüte EN-GJS-700-2, ein erheblicher Mangel an Wissen zur Beschreibung des Werkstoffwiderstandes gegen Rissausbreitung [19, 20]. Im Rahmen der Nachweisführung müssen daher vereinfachende Annahmen getroffen werden [16]. Aus Sicherheitsgründen fallen diese stets konservativ aus. Werkstoffpotential bleibt ungenutzt, was dem Streben nach höheren Leistungsdichten widerspricht.

Es stellt sich deshalb die Frage, wie ein gusseisengerechtes Auslegungskonzept aussehen müsste. Es sollte die aufgezeigten Defizite gegenwärtiger Nachweisverfahren ausräumen und die redundanten Arbeiten bei der Nachweisführung und Zertifizierung minimieren. Insbesondere sollte es bisher ungenutzte Werkstoffreserven erschließen und konservative Annahmen auf ein Minimum reduzieren.

Eine Antwort auf diese Fragestellung kann nur über ein umfassendes Werkstoffverständnis gefunden werden. Dieses fußt einerseits auf Werkstoffkennwerten, die mittels normierter Verfahren reproduzierbar bestimmt werden. Sie bilden die Grundlage zur Charakterisierung des Werkstoffwiderstandes. Andererseits bedarf es einer fundierten Untersuchung der mikro- und makroskopischen Versagensmechanismen im Werkstoff. Denn auf deren Basis können Modelle zur Beschreibung des Werkstoffversagens entwickelt werden.

Mit Hilfe eines gusseisengerechten Auslegungskonzepts könnte der Auslegungsprozess beschleunigt, die Bauteilzuverlässigkeit erhöht und das Werkstoffpotential besser erschlossen werden. Letzteres wäre Grundvoraussetzung zur Steigerung der Leistungsdichte. In Kombination mit dem Trend zu höheren Leistungsklassen würde diese Entwicklung wesentlich den Energieertrag durch Windenergieanlagen steigern. Dies wäre ein wichtiger Beitrag zum Ausbau einer nachhaltigen Energieversorgung der Menschheit.

Der größte Bedarf für ein derartiges Auslegungskonzept besteht derzeit bei dem hochbeanspruchten Planetenträger des Hauptgetriebes einer Windenergieanlage. Infolgedessen ist dieses Bauteil, gefertigt aus der hochfesten Gusseisengüte EN-GJS-700-2, Untersuchungsgegenstand der vorliegenden Arbeit. Während seiner gesamten Lebensdauer ist der Planetenträger, neben einigen wenigen Extremlasten, maßgeblich einer Ermüdungsbeanspruchung ausgesetzt. Sie steht daher im Fokus der Arbeit, wobei eine Unterteilung in drei charakteristische Stadien erfolgt:

- Schwellenwertverhalten: So lange die Ermüdungsbeanspruchung einen charakteristischen Schwellenwert nicht überschreitet, findet kein Risswachstum statt [21].

- Kurzrissfortschritt: Es wird zwischen mikrostrukturell kurzen Rissen und kontinuumsmechanisch kurzen Rissen differenziert. Im ersten Fall ist der Riss kleiner gleich charakteristischer mikrostruktureller Dimensionen [22]. Im zweiten Fall ist er von vergleichbarer Größenordnung Bereichen plastischer Verformung, beispielsweise vor der Risspitze [22]. Die Ermüdungsbeanspruchung ist jeweils ausreichend hoch, sodass der Riss wächst.
- Langrissfortschritt: Im Vergleich zu den zuvor benannten Bereichen plastischer Verformung ist mindestens eine Dimension des Risses groß. Die Ermüdungsbeanspruchung ist wiederum ausreichend hoch, sodass Risswachstum erfolgt.

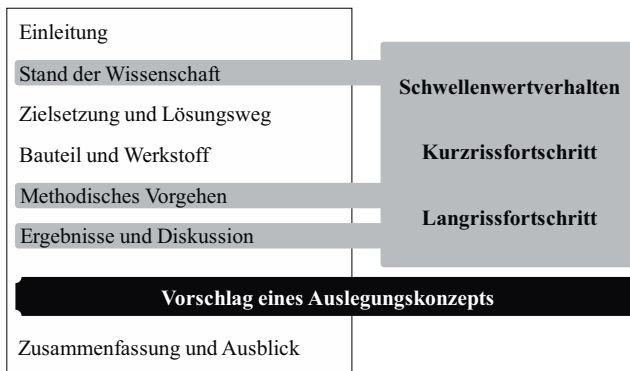


Bild 1.3: Gliederungsschema der vorliegenden Arbeit

Diese Unterteilung wird im Verlauf der Arbeit kontinuierlich aufgegriffen, wie es Bild 1.3 veranschaulicht. Im Stand der Wissenschaft werden, im Hinblick auf ein Auslegungskonzept, zunächst die wesentlichen Grundlagen der drei charakteristischen Stadien einer Ermüdungsbeanspruchung erläutert. Darüber hinaus wird der Werkstoff Gusseisen vorgestellt und im Kontext des Auslegungskonzepts sowie der Windenergie diskutiert. Hierauf aufbauend werden die Zielsetzung der vorliegenden Arbeit und der ihr zugrundeliegende Lösungsweg definiert. Sowohl bei der sich anschließenden Darstellung der Methoden als auch bei der Vorstellung und Diskussion der Ergebnisse wird die Dreiteilung wieder aufgegriffen. Die Zusammenführung aller Erkenntnisse zu Schwellenwertverhalten, Kurz- und Langrissfortschritt erlaubt ein gusseisenspezifisches und schadenstolerantes Auslegungskonzept vorzuschlagen. Dieses sowie die Zusammenfassung mit Ausblick bilden den Abschluss der Arbeit.

2 Stand der Wissenschaft

Nachfolgend wird der Stand der Wissenschaft, untergliedert nach Auslegungskonzept und Werkstoff, vorgestellt. Zunächst werden grundlegende Aspekte der Ermüdung und Bruchmechanik erläutert. Hierauf aufbauend werden die charakteristischen Stadien einer Ermüdungsbeanspruchung: Schwellenwertverhalten, Kurz- und Langrissfortschritt, thematisiert und wesentliche Einflussgrößen beschrieben. Anschließend erfolgt eine grundlegende Vorstellung des Werkstoffs Gusseisen, insbesondere Gusseisen mit Kugelgraphit. Er wird abschließend im Kontext des Auslegungskonzepts sowie der Windenergie diskutiert.

2.1 Auslegungskonzept

2.1.1 Grundlagen der Ermüdung und Bruchmechanik

Derzeit existieren zwei etablierte Nachweisverfahren, die für die Bauteilauslegung bei sowohl statischer als auch zyklischer Beanspruchung geeignet sind. Der konventionelle Festigkeitsnachweis geht dabei von einem defektfreien Konstruktionswerkstoff aus. Der bruchmechanische Festigkeitsnachweis unterstellt hingegen, dass Defekte bzw. Risse im Bauteil vorliegen, und beurteilt deren Auswirkungen auf die Bauteillebensdauer.

Im Rahmen des konventionellen Festigkeitsnachweises werden sowohl die Beanspruchung als auch der Werkstoffwiderstand spannungsbasiert definiert. Die Ermüdungsbeanspruchung kennzeichnet sich dabei durch eine Mittelspannung σ_m aus, die symmetrisch von einer schwingenden Beanspruchung mit der Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ überlagert wird. Wie Bild 2.1 zeigt, wird der Beanspruchungsverlauf über der Zeit t zumeist durch eine Sinusfunktion veranschaulicht. Sie verläuft zwischen der Minimalspannung σ_{min} und der Maximalspannung σ_{max} , welche auch als Unter- bzw. Oberspannung bezeichnet werden. Der jeweilige Abstand zur Mittelspannung entspricht der Ausschlagsspannung bzw. Spannungsamplitude σ_a . Es gelten die folgenden Beziehungen:

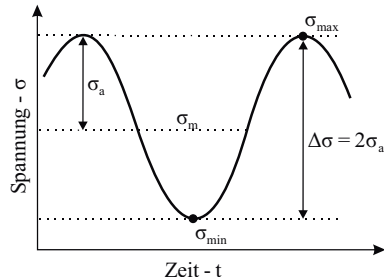


Bild 2.1: schwingende Beanspruchung

$$\Delta\sigma = 2\sigma_a = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad , \quad (2.1)$$

$$\sigma_m = \sigma_{max} - \sigma_a = \sigma_{min} + \sigma_a \quad . \quad (2.2)$$

Darüber hinaus wird zur Kennzeichnung einer schwingenden Beanspruchung häufig das Spannungsverhältnis R verwendet:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} . \quad (2.3)$$

Im Rahmen des bruchmechanischen Festigkeitsnachweises etablierten sich andere Kenngrößen zur Beschreibung der Beanspruchung und des Werkstoffwiderstandes. Dabei wird zwischen der linear-elastischen (LEBM) und der elastisch-plastischen Bruchmechanik (EPBM) differenziert. Verhält sich ein Bauteil maßgeblich linear-elastisch, so gelten die Gesetzmäßigkeiten der LEBM. Im Vergleich zu Bauteil- und Rissgröße ist der plastisch verformte Bereich vor der Risspitze, welcher als plastische Zone bezeichnet wird, vernachlässigbar klein. Andernfalls gelten die Gesetzmäßigkeiten der EPBM. Dies ist häufig in Kerben oder bei kurzen Rissen der Fall. [18]

Die nachfolgenden Betrachtungen bewegen sich im Rahmen der LEBM und konzentrieren sich auf eine Rissbeanspruchung im Modus I. Sie wird in der linken Hälfte von Bild 2.2 veranschaulicht, wobei eine Normalspannung senkrecht zur Rissebene wirkt. Rechts davon sind Modus II und III dargestellt. Auf Grund einer Schubbeanspruchung bewegen sich die Rissflanken hierbei längs bzw. quer zueinander.

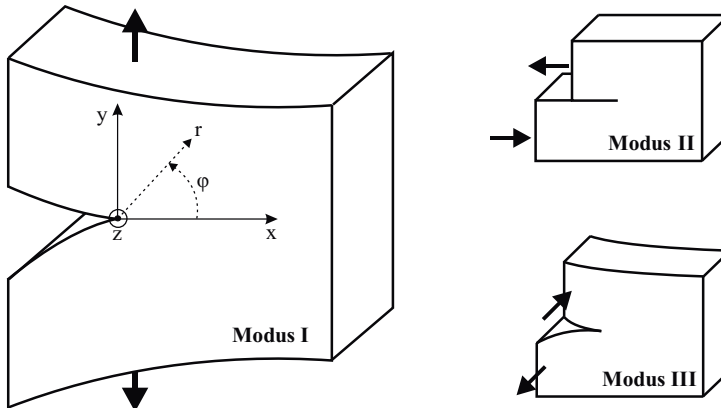


Bild 2.2: Rissmodi und Koordinatensystem an der Risspitze für Modus I (Pfeile verdeutlichen Wirkrichtung der externen Lasten), nach [23]

Die ersten Ansätze zur Beschreibung von Rissen und ihrer möglichen Ausbreitung basierten auf Energiebetrachtungen. Irwin [24] korrelierte die Energiefreisetzungsrate, welche die Änderung der im beanspruchten Körper gespeicherten Energie bei Rissfortschritt repräsentiert [18], mit dem Spannungsintensitätsfaktor K . Er beschreibt das Spannungsfeld vor der Risspitze und ist heutzutage die charakteristische Kenngröße der LEBM. Für den einfachen Fall eines durchgehenden Innenrisses der

Länge $2a$ in einer unendlich ausgedehnten Scheibe unter einachsiger Zugbeanspruchung σ ist der Spannungsintensitätsfaktor wie folgt definiert [25]:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot Y . \quad (2.4)$$

Im skizzierten Fall wirkt die Beanspruchung senkrecht zur Rissebene und es gilt für den Geometriefaktor $Y = 1$. Die Spannungsintensitätsfaktoren beliebiger Konfigurationen können zumeist auf eine vergleichbare Formulierung zurückgeführt werden und unterscheiden sich maßgeblich im Geometriefaktor. Abhängig von der Definition der Grundbeanspruchung erfasst dieser die geometrischen Randbedingungen des Bauteils, des Risses und deren relativer Lage zueinander [25].

Die Anwendbarkeit des Spannungsintensitätsfaktors und der nachfolgend vorgestellten Lösungen ist auf einen ringförmigen Bereich um die Risspitze beschränkt (K-dominante Zone) [26]. Da der Ansatz auf der linearen Elastizitätstheorie basiert, bleiben die plastischen Verformungen unmittelbar an der Risspitze und innerhalb des Rings unberücksichtigt. Ferner vernachlässigen die gebräuchlichen Gleichungen die höheren Terme der exakten analytischen Lösung, welche zur Beschreibung des Spannungsfeldes außerhalb des Rings notwendig wären.

Mit Bezug auf das im **Modus I** skizzierte Koordinatensystem von Bild 2.2 und auf Basis einer unendlichen Reihe unter Vernachlässigung der Terme höherer Ordnung ergibt sich für die Normalspannungen σ_x und σ_y sowie die Schubspannung τ_{xy} nahe der Risspitze [26]:

$$\sigma_x = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos\left(\frac{\phi}{2}\right) \cdot \left[1 - \sin\left(\frac{\phi}{2}\right) \sin\left(\frac{3\phi}{2}\right)\right] , \quad (2.5)$$

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos\left(\frac{\phi}{2}\right) \cdot \left[1 + \sin\left(\frac{\phi}{2}\right) \sin\left(\frac{3\phi}{2}\right)\right] , \quad (2.6)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos\left(\frac{\phi}{2}\right) \cdot \left[\sin\left(\frac{\phi}{2}\right) \sin\left(\frac{3\phi}{2}\right)\right] . \quad (2.7)$$

Hierbei sind x , y und z kartesische Koordinaten, ϕ und r sind Polarkoordinaten. Im Falle eines ebenen Dehnungszustandes (EDZ) berechnet sich die Normalspannung σ_z abhängig von der Querkontraktionszahl ν zu:

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) . \quad (2.8)$$

Im Falle eines ebenen Spannungszustandes (ESZ) gilt $\sigma_z = 0$.

Die Verschiebungen längs bzw. quer zur Rissausbreitungsrichtung u und v werden wie folgt berechnet [26]:

$$u = \frac{K}{2G} \cdot \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cdot (\kappa - \cos(\phi)) \cdot \cos\left(\frac{\phi}{2}\right) , \quad (2.9)$$

$$\nu = \frac{K}{2G} \cdot \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cdot (\kappa - \cos(\phi)) \cdot \sin\left(\frac{\phi}{2}\right) . \quad (2.10)$$

Unter der Annahme isotropen Materialverhaltens kann der Schubmodul G als Funktion des Elastizitätsmoduls E und der Querkontraktionszahl ausgedrückt werden. Auf letztere lässt sich auch die Kenngröße κ mit Differenzierung zwischen EDZ und ESZ zurückführen [26]:

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} , \quad (2.11)$$

$$\text{EDZ} \quad \kappa = 3 - 4\nu , \quad (2.12)$$

$$\text{ESZ} \quad \kappa = \frac{3 - \nu}{1 + \nu} . \quad (2.13)$$

Unter Verwendung der Gleichung (2.10) berechnet sich die Rissöffnung δ zwischen den Rissflanken senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung ($\phi = \pm \pi$) zu [26]:

$$\text{EDZ} \quad \delta = \frac{8K}{E} \cdot \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cdot (1 - \nu^2) , \quad (2.14)$$

$$\text{ESZ} \quad \delta = \frac{8K}{E} \cdot \sqrt{\frac{r}{2\pi}} . \quad (2.15)$$

Darüber hinaus ist oft die Größe der plastischen Zone von Interesse. Insbesondere muss zur Anwendung der LEBM sichergestellt sein, dass diese vernachlässigbar klein ist. Um Kleinbereichsfließen im Rahmen der linearen Elastizitätstheorie zu erfassen, führte Irwin [27] eine effektive Risslänge ein. Bei ihr wird die eigentliche Risslänge um die Hälfte der monotonen plastischen Zone (bei quasistatischer Beanspruchung) erweitert. Deren Ausdehnung ω in der Rissebene ($\phi = 0$) kann wie folgt abgeschätzt werden [26]:

$$\text{EDZ} \quad \omega = \frac{1}{\pi} \cdot \left((1 - 2\nu) \cdot \frac{K}{\sigma_F} \right)^2 , \quad (2.16)$$

$$\text{ESZ} \quad \omega = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{K}{\sigma_F} \right)^2 . \quad (2.17)$$

Die Spannungen in der plastischen Zone werden dabei auf die Fließspannung unter einachsigem Zug σ_F beschränkt. Dies gilt unter der Annahme ideal plastischen Materialverhaltens. Auf Grund der Dehnungsbehinderungen ist die plastische Zone des EDZ wesentlich kleiner als die des ESZ. Im Falle einer schwingenden Beanspruchung finden wechselnde plastische Verformungen ausschließlich in einer zyklischen plastischen Zone statt. Gemäß Rice [28] beläuft sich deren Größe auf ein Viertel der monotonen plastischen Zone bei reiner Zugschwellbeanspruchung ($R = 0$).

2.1.2 Schwellenwertverhalten

Im Rahmen dieser Arbeit und in Anlehnung an Murakami [21] wird die maximale Ermüdungsbeanspruchung, bei der ein Riss nicht wächst, als Schwellenwert definiert. Ein bereits vor der Beanspruchung vorhandener oder während der Beanspruchung entstandener Riss kam zum Stillstand.

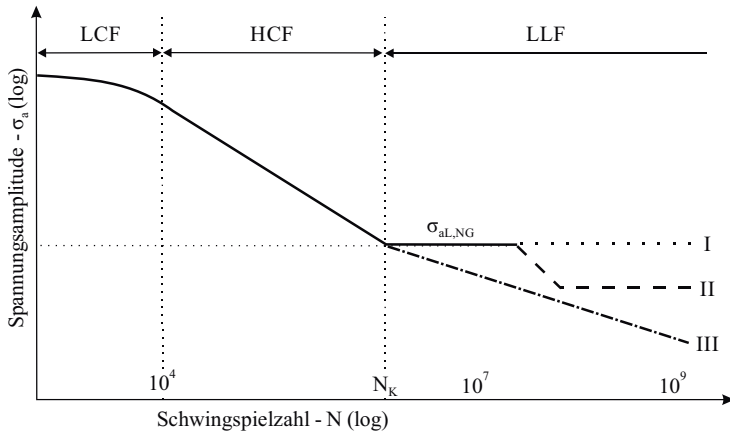


Bild 2.3: Wöhler-Diagramm in doppeltlogarithmischer Darstellung, nach [29]

Beim konventionellen Festigkeitsnachweis ist die Bezeichnung des Schwellenwerts als Langzeitfestigkeit $\sigma_{aL,NG}$ bei gegebener Grenzwertschwingungszahl N_G gebräuchlich. Letztere ist eine experimentelle Kenngröße des Wöhler-Versuchs, welcher zur Bestimmung des in Bild 2.3 schematisch dargestellten Wöhler-Diagramms dient. Bei der lastgesteuerten Variante des Versuchs werden Prüfkörper einer schwingenden Beanspruchung konstanter Spannungsamplitude ausgesetzt. Es wird die jeweils bis zum Bruch ertragene Schwingungszahl N dokumentiert. Dabei werden mehrere Prüfkörper auf verschiedenen Lasthorizonten geprüft. Mit fallender Last steigt die ertragbare Schwingungszahl, wohingegen die Wahrscheinlichkeit eines Bruches sinkt. Falls dieser nicht erfolgt, wird der Versuch nach einer definierten Grenzwertschwingungszahl abgebrochen. Werkstoffabhängig liegt diese zumeist im Bereich von $2 \cdot 10^6$ bis 10^8 Schwingspielen [23]. Im Wöhler-Diagramm wird die Beanspruchung des Prüfkörpers als Spannungsamplitude über der ertragenen Schwingungszahl aufgetragen. Mittels statistischer Auswertung der Datenpunkte kann für eine definierte Überlebenswahrscheinlichkeiten P_u die Wöhler-Linie bestimmt werden. In Anlehnung an DIN 50100 [29] (DIN: Deutsches Institut für Normung) wird diese in drei Bereiche unterteilt:

- $N < 10^4$: Kurzzeitfestigkeit (low cycle fatigue, LCF),
- $10^4 < N < N_K$: Zeitfestigkeit (high cycle fatigue, HCF) und
- $N_K < N$: Langzeitfestigkeit (long life fatigue, LLF).

Die Knickschwingspielzahl N_K markiert den Übergang vom Zeit- in den Langzeitfestigkeitsbereich. Für Schwingenspielzahlen jenseits 10^7 ist auch die Bezeichnung UHCF (ultra high cycle fatigue) gebräuchlich. Werkstoffbedingt können hier drei unterschiedliche Kurvenverläufe (siehe Bild 2.3) beobachtet werden [29]:

- I) Der Werkstoff weist eine ausgeprägte Langzeitfestigkeit auf, die früher zumeist als Dauerfestigkeit bezeichnet wurde. Der horizontale Kurvenverlauf wird häufig für kubisch-raumzentrierte Metalle beobachtet.
- II) Der horizontale Verlauf geht nach einem erneuten Abfall wieder in eine Horizontale über. Es findet ein Umbruch im Versagensmechanismus statt. Im vorderen Bereich dominieren Oberflächenfehler, wohingegen im hinteren Bereich Versagen von innenliegenden Einschlüssen oder Defekten ausgeht [30].
- III) Mit zunehmender Schwingenspielzahl fällt die Kurve kontinuierlich ab. Die Steigung ist geringer als die des Zeitfestigkeitsbereichs. Diesen Verlauf zeigen oft kubisch-flächenzentrierte oder hexagonal dichtest gepackte Metalle.

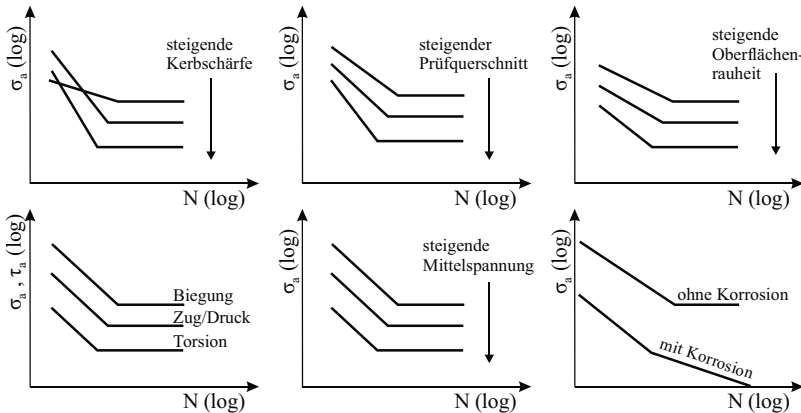


Bild 2.4: Einflussfaktoren und ihre Auswirkungen auf die Lage der Wöhler-Linie, nach [30, 31]

Neben dem Werkstoff und dem zugrundeliegenden Gefüge beeinflussen zahlreiche Faktoren das Ermüdungsverhalten sowie den resultierenden Schwellenwert. Bild 2.4 fasst potentielle Einflussfaktoren und deren Auswirkungen auf den Verlauf der Wöhler-Linie zusammen. Nachfolgend wird die Abhängigkeit des Schwellenwerts von der Mittelspannung und von im Gefüge vorliegenden Defekten diskutiert. Darüber hinaus werden Möglichkeiten vorgestellt diese funktional zu beschreiben.

Einfluss der Mittelspannung bzw. des Spannungsverhältnisses

Ein Wöhler-Diagramm wird mit identischen Prüfkörpern und unter konstanten Prüfbedingungen bestimmt. Infolgedessen bezieht sich die Langzeitfestigkeit regulär auf ein definiertes Spannungsverhältnis. Zwei charakteristische Prüfkonfigurationen sind:

- die reine Zug-Schwellbeanspruchung bei $R = 0$ und
- die reine Zug-Druck-Wechselbeanspruchung bei $R = -1$.

Im ersten Fall gilt $\sigma_{min} = 0$ und die zugehörige Maximalspannung wird als Zug-Schwellfestigkeit σ_{zSch} ($\sigma_{aL,NG} = \sigma_{zSch}/2$) bezeichnet. Im zweiten Fall gilt $\sigma_m = 0$ und für die entsprechende Langzeitfestigkeit etablierte sich der Begriff Zug-Druck-Wechselfestigkeit σ_{zdW} ($\sigma_{aL,NG} = \sigma_{zdW}$).

Bei gegebener Überlebenswahrscheinlichkeit und bei konstantem Spannungsverhältnis kann der im Wöhler-Versuch ermittelten Langzeitfestigkeit eine eindeutige, konstante Mittelspannung zugeordnet werden. Häufig variiert letztere jedoch während des realen Bauteilbetriebs. Zur Bestimmung der zugehörigen Langzeitfestigkeit kann dann auf Dauerfestigkeitsschaubilder zurückgegriffen werden. Eine Zusammenfassung verschiedener Darstellungsmöglichkeiten findet sich in [25].

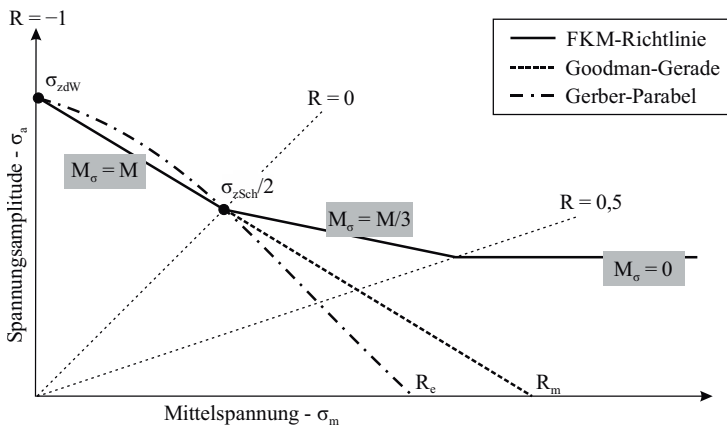


Bild 2.5: Dauerfestigkeitsschaubild nach Haigh für positive Mittelspannungen, nach [17] und [32]

Die nachfolgenden Betrachtungen basieren auf der heute weit verbreiteten Ausführung nach Haigh. Wie Bild 2.5 schematisch zeigt, wird hierbei die ertragbare Spannungsamplitude über der Mittelspannung aufgetragen. Letztere kann sowohl im Druck- als auch Zugbereich liegen, gleichwohl hier positive Mittelspannungen im Fokus stehen. Jede Ursprungsgerade (gestrichelte Geraden) sowie die Achsen selbst repräsentieren ein konstantes Spannungsverhältnis. Eine definierte Grenzschnitzspielzahl wird von allen Beanspruchungskonfigurationen unterhalb der Grenzkurven (zugrundeliegende

Ansätze siehe oben rechts in Bild 2.5) dauerhaft ertragen. Zu deren Konstruktion werden unter anderem die Zug-Druck-Wechsel- und die Zug-Schwellfestigkeit verwendet. Der Ansatz nach Goodman bzw. Gerber nutzt darüber hinaus die Zugfestigkeit R_m bzw. Streckgrenze R_e oder multiplikative Erweiterungen dieser [32]. Für $R > 0$ ist die Vorhersage dieser Ansätze zumeist konservativ. Es setzt sich daher die Definition auf Basis der Mittelspannungsempfindlichkeit M nach Schütz [32] durch. Sie beschreibt die Neigung der Geraden zwischen reiner Zug-Druck-Wechsel- und Zug-Schwellfestigkeit:

$$M = \frac{(\sigma_{zdW} - \sigma_{zSch}/2)}{\sigma_{zSch}/2} . \quad (2.18)$$

Hierauf aufbauend wird in der FKM-Richtlinie [17] das mittelspannungsabhängige Schwellenwertverhalten durch Geraden variierender Neigung M_σ beschrieben (siehe Bild 2.5). Oberhalb der reinen Zug-Schwellbeanspruchung reduziert sich die Steigung auf ein Drittel der Mittelspannungsempfindlichkeit. Für $R \geq 0,5$ geht die Gerade in eine Horizontale über. Unter Verwendung der Gleichungen (2.2), (2.3) und (2.18) kann die jeweilige Langzeitfestigkeit wie folgt berechnet werden [32]:

$$\text{für } -1 \leq R \leq 0 \quad \sigma_{aL,NG} = \sigma_{zdW} \cdot \left(1 + M \cdot \frac{1+R}{1-R}\right)^{-1} , \quad (2.19)$$

$$\text{für } 0 \leq R \leq 0,5 \quad \sigma_{aL,NG} = \frac{\sigma_{zSch}}{2} \cdot \left(1 + \frac{M}{3}\right) \cdot \left(1 + \frac{M}{3} \cdot \frac{1+R}{1-R}\right)^{-1} , \quad (2.20)$$

$$\text{für } 0,5 \leq R \leq 1 \quad \sigma_{aL,NG} = \frac{\sigma_{zSch}}{2} \cdot \frac{1 + M/3}{1 + M} . \quad (2.21)$$

Einfluss von Defekten

In einem realen Werkstoff erstreckt sich die Spannweite möglicher Defekte skalenabhängig von Leerstellen oder Fremdatomen auf atomarer Ebene bis hin zu mit bloßem Auge erkennbaren Rissen auf makroskopischer Ebene. Die nachfolgenden Betrachtungen fokussieren sich auf Defekte, die größer als charakteristische Gefügemerkmale sind. Sie wirken vorzugsweise rissinitierend oder haben bereits rissähnliche Ausmaße angenommen. Beispiele hierfür sind Ausscheidungen, Einschlüsse, Graphitagglomerate, Lunker sowie kurze und lange Risse.

Der konventionelle Festigkeitsnachweis (siehe beispielsweise [12, 17]) beruht auf der Annahme eines defektfreien Werkstoffs. Lokale Bauteileigenschaften, bedingt durch die geometrische Gestaltung oder die spezifische Fertigungsroute, werden über Konstruktionsfaktoren erfasst. Im Falle von möglichen Ungängen oder Defekten erfolgt dies maßgeblich durch den statistischen Größeneinfluss. Er besagt, dass mit zunehmender Bauteilgröße die Wahrscheinlichkeit für das Vorhandensein eines ver-

sagenskritischen Defekts steigt [31]. Folglich sinkt die Ermüdungsfestigkeit mit zunehmendem hochbelastetem Bauteilvolumen. Ungeachtet anderer Einflussgrößen ist der resultierende Schwellenwert eine auf das Bauteil abgestimmte Langzeitfestigkeit, die mit abnehmender Defektgröße konvergiert.

Der bruchmechanische Festigkeitsnachweis (siehe beispielsweise [18]) beruht auf der Annahme eines Werkstoffs mit definiertem Anriss. Er kann als versagensrelevanter Defekt betrachtet werden. Im Bereich des Langrisswachstums etablierte sich als Schwellenwert der zyklische Schwellenwert des Langrissfortschritts $\Delta K_{th,L}$ (LR-Schwellenwert). Liegt die Ermüdungsbeanspruchung, ausgedrückt in Form eines Spannungsintensitätsfaktors, unterhalb dieses Werkstoffkennwerts, findet kein Risswachstum statt (detaillierte Informationen siehe Kapitel 2.1.4). Im Bereich des Langrissfortschritts ist der Schwellenwert konstant.

Wie Bild 1.2 für Gusseisen veranschaulicht, sind werkstofftypische Defekte oft zwischen den beiden Extrema des konventionellen und des bruchmechanischen Festigkeitsnachweises anzutreffen. Erste umfangreiche, experimentelle Untersuchungen in diesem Bereich führten Frost et al. [33] durch. Für acht unterschiedliche Metalllegierungen analysierten sie den Zusammenhang zwischen Risslänge, anliegender Spannungsamplitude und ertragbarer Schwingungszahl. In einer dem Wöhler-Diagramm ähnlichen Auftragung veranschaulichten sie ihr Ergebnis. Gemäß diesem existiert für jeden Werkstoff eine spannungs- und risslängenabhängige Konstante C_{Fr} , unterhalb der kein Rissfortschritt mehr erfolgt:

$$\sigma_a^3 \cdot a < C_{Fr} \quad . \quad (2.22)$$

Mit einer stärkeren Fokussierung auf kurze Risse führten Kitagawa et al. [34] ähnliche Untersuchungen an Stahl durch. Im Mittelpunkt stand die Übertragbarkeit der Gesetzmäßigkeiten des Langrissfortschritts auf kurze Risse. Wesentliches Ergebnis war die Auftragung des risslängenabhängigen Schwellenwertverhaltens im heute als **Kitagawa-Takahashi-Diagramm (KTD)** bekannten Schaubild. Gemäß Bild 2.6 zeigt es in doppeltlogarithmischer Darstellung die Schwellenspannung $\Delta\sigma_{th}$ über der Risslänge.

Nach oben wird das Diagramm durch eine Horizontale (grau gestrichelte Linie ①) begrenzt. Dort ist die Schwellenspannung gleich der doppelten Langzeitfestigkeit eines defektfreien Werkstoffs:

$$\textcircled{1} \quad \Delta\sigma_{th} = 2\sigma_{aL,NG} \quad . \quad (2.23)$$

Nach rechts wird das Diagramm durch eine Schräge (grau gestrichelte Linie ②, Steigung 0,5) begrenzt, die sich über den LR-Schwellenwert definiert [35]:

$$\textcircled{2} \quad \Delta K_{th,L} = Y\Delta\sigma_{th}\sqrt{\pi a} \quad . \quad (2.24)$$

Im Übergangsbereich zwischen konventionellem und bruchmechanischem Ansatz wurde das durch die Grenzkurve (schwarze durchgezogene Kurve) dargestellte Schwellenwertverhalten beobachtet. Unterhalb der Kurve erfolgt kein Risswachstum mehr. Entlang der Risslänge wird eine Unterteilung in mikrostrukturelle und kontinuumsmechanische Kurz- sowie Langrisse vorgenommen. Der unstete Kurvenverlauf im Bereich mikrostruktureller Kurzrisse soll mikrostrukturelle Barrieren veranschaulichen, an denen Risse zum Stillstand kommen. Dies kann beispielsweise an Phasen- oder Korngrenzen der Fall sein. Mit zunehmender Risslänge kann das den Riss umgebende Medium als Kontinuum betrachtet werden. Auf Grund der für Kurzrissfortschritt notwendigen hohen Beanspruchungen und der damit einhergehenden Plastifizierung gelten hier die Gesetzmäßigkeiten der EPBM. Hingegen wird bei Rissen im Bereich des Langrissfortschritts die plastische Zone relativ zur Risslänge vernachlässigbar klein und es gelten die Gesetzmäßigkeiten der LEBM. Eine detaillierte Beschreibung des Kurz- und Langrissfortschritts folgt in Kapitel 2.1.3 bzw. 2.1.4.

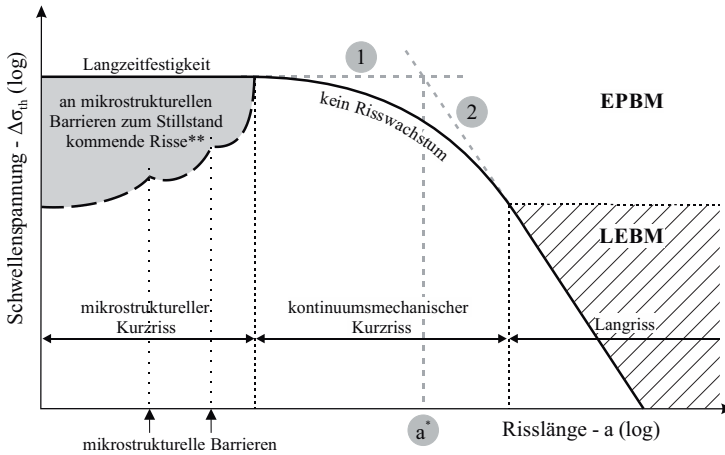


Bild 2.6: risslängenabhängiges Schwellenwertverhalten im KTD (**bei konstanter Last), nach [36] und [25]

Eine weit verbreitete funktionale Beschreibung des Schwellenwertverhaltens geht auf **El Haddad et al.** [37] zurück. Zur einheitlichen Formulierung des Kurz- und Langrissfortschritts definierten sie den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK , welcher analog zur Spannungsschwingbreite zu verstehen ist (siehe Bild 2.1), auf Basis einer effektiven Risslänge $(a + a^*)$:

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi(a + a^*)} \quad . \quad (2.25)$$

Die Materialkonstante a^* wird im Schnittpunkt der beiden Grenzgeraden des KTD bestimmt, wie es Bild 2.6 veranschaulicht. Durch Kombination von Gleichung (2.23) mit (2.24) folgt für $Y = 1$:

$$a^* = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{\Delta K_{th,L}}{2\sigma_{aL,NG}} \right)^2 . \quad (2.26)$$

Die risslängenabhängige Schwellenspannung (schwarze durchgezogene Kurve in Bild 2.6) ergibt sich zu:

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th,L}}{Y\sqrt{\pi(a+a^*)}} , \quad (2.27)$$

wobei der ursprüngliche Ansatz gemäß El Haddad et al. keine Berücksichtigung des Geometriefaktors vorsieht ($Y = 1$).

Eine detaillierte Diskussion der charakteristischen Risslängen im KTD erfolgt in [38]. Darüber hinaus wurden zahlreiche andere Ansätze entwickelt. Usami et al. [39] beschrieben das Schwellenwertverhalten auf Basis der sich vor der Rissspitze ausbildenden plastischen Zone. Nakai et al. [40] entwickelten ein Modell, das auf Gleitbandblockierungen an Korngrenzen basiert. Sähn [41, 42] verfolgte einen Ansatz, bei dem die Beanspruchung über einer Ersatzstrukturlänge gemittelt wird. Ferner stand die Übertragung bzw. Erweiterung auf Kerben im Mittelpunkt vieler Untersuchungen. Frost et al. [43] beobachteten als erste ein von der Kerbschärfe abhängiges Rissstillstandsphänomen. Atzori et al. [44] kombinierten das dort entwickelte Frost-Diagramm mit dem KTD und erzielten eine dreidimensionale Darstellung des Schwellenwertverhaltens abhängig von Kerbschärfe und Risslänge. Eine umfangreiche Zusammenfassung verschiedenster Modelle, mit und ohne Berücksichtigung des Kerbeinflusses, beinhaltet [25]. Sander [30] schlägt eine Gruppierung der Ansätze nach Rissinitiierungskonzepten vor:

- Schwellenwertkurvenkonzept,
- Konzept des kritischen Abstandes,
- Ermüdungsrisswiderstandskurvenkonzept (auch zyklische R-Kurve genannt) und
- $\sqrt{area}$ Konzept.

Die zuvor geschilderten Modelle sind dem Schwellenwertkurvenkonzept zuzuordnen. Sie sind ähnlich dem Ermüdungsrisswiderstandskurvenkonzept, welches nachfolgend vorgestellt wird. Zu den Konzepten des kritischen Abstandes wird auf die einschlägige Literatur verwiesen [25, 30, 45, 46]. Der maßgeblich das $\sqrt{area}$ Konzept repräsentierende Ansatz nach Murakami wird zum Ende des Kapitels erläutert.

Experimentelle Ergebnisse zeigten, dass der LR-Schwellenwert erst ab einer Mindestrisslänge konstant ist und unterhalb dieser abfällt [47, 48]. Später etablierte sich für diese Beobachtung, wie sie schematisch der linke Teil von Bild 2.7 zeigt, der Begriff **Ermüdungsrisswiderstandskurve bzw. zyklische R-Kurve**. Der zyklische Schwellenwert nimmt hierbei oberhalb eines charakteristischen

mikrostrukturellen Hindernisabstandes d_H mit der Risslänge zu. Er unterteilt sich in einen intrinsischen und einen extrinsischen Anteil [49]. Ersterer wird durch den intrinsischen (auch mikrostrukturellen) zyklischen Schwellenwert ΔK_{th}^* charakterisiert:

$$\Delta K_{th}^* = 2\sigma_{aL,NG} \cdot Y\sqrt{\pi d_H} \quad . \quad (2.28)$$

Der extrinsische Anteil basiert hingegen auf dem sich mit wachsender Risslänge ausbildenden Riss-schließen. Hierunter ist die Berührung der Rissflanken eines theoretisch unter Zuglast geöffneten Risses zu verstehen. Eine detailliert Erläuterung folgt in Kapitel 2.1.4.

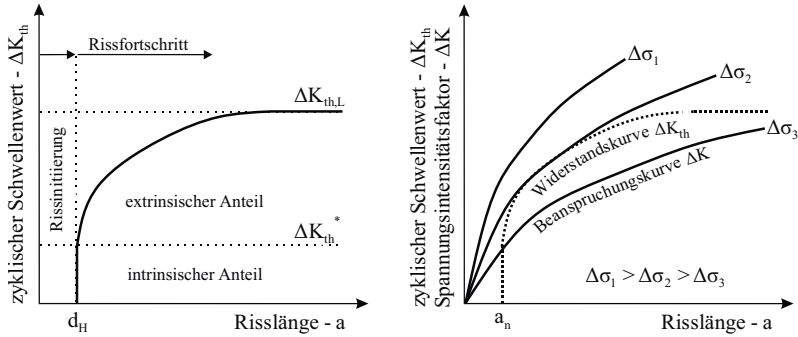


Bild 2.7: zyklische R-Kurve (links) und Rissbeanspruchungskurven (rechts, ergänzt um eine zyklische R-Kurve, deren Ursprung in der hypothetischen Anfangsrisslänge a_n liegt), nach [50] und [49]

Gemäß Chapetti [49] lässt sich die risslängenabhängige Zunahme des zyklischen Schwellenwerts mit einer Exponentialfunktion beschreiben (mit n_c als werkstoffabhängigem Exponent):

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th}^* + (\Delta K_{th,L} - \Delta K_{th}^*) \cdot (1 - e^{-n_c(a-d_H)}) \quad . \quad (2.29)$$

Bei acht unterschiedlichen Werkstoffen zeigte deren Vorhersage eine hohe Übereinstimmung mit experimentellen Ergebnissen [49]. Für Risslängen größer oder gleich dem charakteristischen mikrostrukturellen Hindernisabstand ($a \geq d_H$) ergibt sich die zugehörige Schwellenspannung zu:

$$\Delta \sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{\pi a}} \quad , \quad (2.30)$$

andernfalls ($a < d_H$) zu $\Delta \sigma_{th} = 2\sigma_{aL,NG}$.

Tabernig et al. [50] nutzen die zyklische R-Kurve zur Berechnung der risslängenabhängigen Schwellenspannung und anschließenden Konstruktion des KTD. Die Kurve wird dabei mit ihrem Ursprung horizontal zu einer hypothetischen Anfangsrisslänge a_n bzw. -defektgröße verschoben. Der rechte Teil von Bild 2.7 veranschaulicht schematisch das Vorgehen, bei dem drei unterschiedliche Rissbeanspruchungskurven um eine zyklisch R-Kurve ergänzt wurden.

- Bei hoher Beanspruchung (Bild 2.7 $\Delta\sigma_1$) folgt auf die Rissinitiiierung ein kontinuierlicher Rissfortschritt mit abschließendem Versagen der Struktur.
- Bei mäßiger Beanspruchung (Bild 2.7 $\Delta\sigma_2$), unter der sich Widerstands- und Beanspruchungskurve tangential berühren, kann die zur Anfangsrisslänge zugehörige Schwellenspannung bestimmt werden.
- Bei niedriger Beanspruchung (Bild 2.7 $\Delta\sigma_3$) kann ein Riss initiieren. Die Kreuzung von Widerstands- und Beanspruchungskurve demonstriert jedoch, dass er zum Stillstand kommen wird.

Unter der Annahme, dass die Form der zyklischen R-Kurve unabhängig von der Anfangsrisslänge ist, können durch deren Variation die zu verschiedenen Anfangsrisslängen zugehörigen Schwellenspannungen bestimmt werden. Sie bilden die Basis zur anschließenden Konstruktion des KTD.

Eine alternative Darstellung der zyklischen R-Kurve ist auf Basis des maximalen Spannungsintensitätsfaktors K_{max} möglich, welcher analog zur Maximalspannung der schwingenden Beanspruchung zu verstehen ist (siehe Bild 2.1). Akiniwa et al. [51] wählten diese Form und ermittelten R-Kurven bei variierendem Spannungsverhältnis. So gelang ihnen die Vorhersage der Mittelspannungsempfindlichkeit gemäß dem Haigh-Diagramm und unter Berücksichtigung verschiedener Anrisslängen. Später erweiterten Chapetti et al. [52] die anfänglichen Ansätze zur Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit gekerbter Strukturen. Darüber hinaus gelang Hertel et al. [53] die Erklärung des Rissstillstandsphänomens in Kerben mit dem Ermüdungsrisswiderstandskurvenkonzept.

Zuletzt wird das **$\sqrt{area}$ Konzept** vorgestellt. Die zu Beginn dieses Kapitels gegebene Definition des Schwellenwertverhaltens geht auf Beobachtungen Murakamis et al. [54] zurück. Bei Beanspruchungen auf dem Niveau der Langzeitfestigkeit identifizierten sie zum Stillstand gekommene Risse. Mittels künstlich eingebrachter Defekte (Bohrungen) versuchten sie diese Beobachtungen zu reproduzieren. Die resultierende Ermüdungsfestigkeit stieg mit fallender Defektgröße an und konvergierte, ab einer Größenordnung vergleichbar zu der nicht wachsender Risse, gegen die Langzeitfestigkeit defektfreier Proben. Gegenstand späterer Untersuchungen [55] war die Korrelation des LR-Schwellenwerts mit der Defektgröße und die Suche nach einem geeigneten Werkstoffkennwert zur Beschreibung des Schwellenwertverhaltens. Zur Vereinheitlichung von Bohrungen, Kerben und Rissen führten Murakami et al. die geometrische Größe $\sqrt{area}$ ein. Sie entspricht der Wurzel der projizierten Defektfläche senkrecht zur maximalen Hauptspannung. Auf Basis einer umfangreichen Datenanalyse und auf Grund der einfachen Handhabung setzte sich die Vickers-Härte H_V als geeigneter Werkstoffkennwert durch. Das Ergebnis war die Definition des LR-Schwellenwerts als Funktion einer sowohl geometrischen als auch werkstofftypischen Kenngröße [55, 56] (mit $[\Delta K] = 1 \text{ MPam}^{0.5}$, $[H_V] = 1 \text{ kp/mm}^2$ und $[\sqrt{area}] = 1 \text{ }\mu\text{m}$):

$$\Delta K_{th,L} = C_M \cdot (H_V + 120) \cdot \sqrt{area}^{1/3} . \quad (2.31)$$

Bei Oberflächenrissen gilt für die werkstoffunabhängige Konstante $C_M = 3,3 \cdot 10^{-3}$. Der zugehörige maximale Spannungsintensitätsfaktor ist definiert als [56]:

$$\begin{array}{l} \text{für Oberflächen-} \\ \text{risse} \end{array} \quad K_{max} = 0,65 \cdot \sigma_{max} \sqrt{\pi \sqrt{area}} , \quad (2.32)$$

$$\begin{array}{l} \text{für innenliegende} \\ \text{Risse} \end{array} \quad K_{max} = 0,5 \cdot \sigma_{max} \sqrt{\pi \sqrt{area}} . \quad (2.33)$$

Die Korrelationen wurden unter Umlaufbiegung ermittelt und gelten für das Spannungsverhältnis $R = -1$. Später erfolgte eine Verallgemeinerung für beliebige Spannungsverhältnisse sowie die Erweiterung auf Einschlüsse. Für sie sowie Defekte ist die Schwellenspannung wie folgt definiert [57]:

$$\begin{array}{l} \text{für Oberflächenrisse} \\ \text{und -einschlüsse} \end{array} \quad \Delta \sigma_{th} = 2 \cdot 1,43 \cdot \frac{(H_V + 120)}{\sqrt{area}^{1/6}} \cdot \left[\frac{1-R}{2} \right]^{\alpha_M} , \quad (2.34)$$

$$\begin{array}{l} \text{für innenliegende} \\ \text{Risse und Einschlüsse} \end{array} \quad \Delta \sigma_{th} = 2 \cdot 1,56 \cdot \frac{(H_V + 120)}{\sqrt{area}^{1/6}} \cdot \left[\frac{1-R}{2} \right]^{\alpha_M} , \quad (2.35)$$

$$\text{mit} \quad \alpha_M = 0,226 + H_V \cdot 10^{-4} . \quad (2.36)$$

Eine umfassende Beschreibung dieses Konzepts unter Berücksichtigung einer Vielzahl an Werkstoffen findet sich in [21]. Dort werden auch Angaben zur Erfassung unregelmäßiger oder nah beieinanderliegender Defekte/Einschlüsse gemacht. Bezüglich der Anwendbarkeit wird als oberer Grenzwert eine Defektgröße von 1000 μm und als unterer Grenzwert die maximale Risslänge nicht wachsender Risse (in ungekerbten Probekörpern) angegeben.

2.1.3 Kurzrissschritt

Überschreitet die äußere Beanspruchung die Grenzkurve des in Bild 2.6 dargestellten KTD, erfolgt Rissfortschritt. Hierbei wird zwischen kurzen und langen Rissen differenziert, da sie sich in ihrem Rissfortschrittsverhalten und folglich in den geeigneten Modellen zur Beschreibung dessen unterscheiden. Analog zur Entwicklung eines Risses werden in diesem Kapitel zunächst der Kurzrissschritt und im nachfolgenden Kapitel 2.1.4 der Langrissschritt vorgestellt.

Die Größenordnung kurzer Risse erstreckt sich von mikrostrukturellen Dimensionen bis zur Ausdehnung Bereichen plastischer Verformung, beispielsweise vor der Risspitze [22]. In der Regel sind kurze Risse mit den Verfahren der zerstörungsfreien Prüfung nicht detektierbar, da ihre Abmaße unterhalb der Detektionsgrenzen liegen. Im Bereich der Langzeitfestigkeit befindet sich ein Riss für einen erheblichen Teil der Lebensdauer im Stadium des Kurzrissschritts [25]. Somit ist dessen genaue Beschreibung Grundvoraussetzung für eine treffende Lebensdauervorhersage.

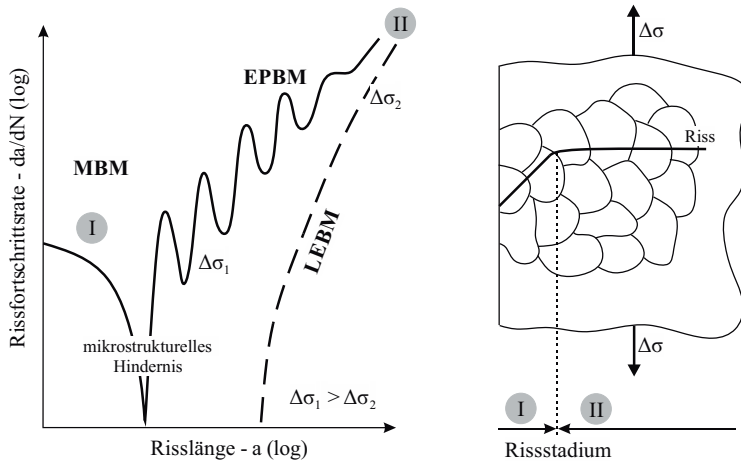


Bild 2.8: Stadien des risslängenabhängigen Kurzrissschritts (MBM: mikrostrukturelle Bruchmechanik), nach [58] und [59]

Der Ermüdungsrissbildung geht regulär eine wechselnde plastische Verformung auf der Mikroebene voraus. Durch Gleitvorgänge auf atomarer Ebene bilden sich, beispielsweise an der Oberfläche eines Bauteils, In- und Extrusionen [26]. Ein hier initiiertender Riss breitet sich zunächst entlang der Ebenen maximaler Schubbeanspruchung aus, wie es der rechte Teil von Bild 2.8 veranschaulicht. Die erste Phase des Rissfortschritts, auf den das Werkstoffgefüge erheblichen Einfluss hat, wird als Rissstadium I bezeichnet. Innerhalb weniger Körner erfolgt dann ein Wechsel von Rissmodus II zu I [58]. Die zweite Phase des Rissfortschritts wird als Rissstadium II bezeichnet. Hier verliert die Mikrostruktur zunehmend an Einfluss und das den Riss umgebende Medium kann als Kontinuum betrachtet werden. Folglich wird beim Kurzrissschritt zwischen mikrostrukturell kurzen Rissen und kontinuumsmechanisch kurzen Rissen differenziert [25], wie es das KTD in Bild 2.6 zeigt. In den nachfolgenden Unterkapiteln werden für diese zwei Kurzrisssformen jeweils die zugrundeliegenden Rissausbreitungsmechanismen erläutert und Möglichkeiten zur Beschreibung des Rissfortschritts vorgestellt. Darüber hinaus werden jeweils Ursachen für das, im Vergleich zu langen Rissen, anormale Verhalten kurzer Risse genannt. Dem häufig verwendeten Begriff des physikalisch kurzen Risses wird an dieser Stelle kein eigenes Kapitel gewidmet. Seine Abmaße liegen im Bereich der Detektionsgrenzen zerstörungsfreier Prüfverfahren [30]. Werkstoffabhängig kann er mittels EPBM oder LEBM beschrieben werden. Infolgedessen wird er im Rahmen der Arbeit den kontinuumsmechanisch kurzen Rissen zugeordnet.

Mikrostruktureller Kurzrissfortschritt

Mikrostrukturelle kurze Risse dominieren im Rissstadium I der Rissausbreitung [58]. Sie sind in all ihren Dimensionen kleiner gleich charakteristischer mikrostruktureller Größen [22]. Letztere können je nach Werkstoff variieren, orientieren sich zumeist jedoch an der Korngröße.

Der unstete Verlauf des Kurzrissfortschritts, wie ihn schematisch der linke Teil von Bild 2.8 zeigt, ist auf die Interaktion des Risses mit der Mikrostruktur zurückzuführen [60]. Dem, beispielsweise an der Bauteiloberfläche in einem Korn, initiiierenden Riss gehen Ableitungen in einem günstig orientierten Gleitsystem des Kristalls voraus [61]. Diese Versetzungsbewegung beschreibt den Weg des sich ausbildenden Risses und trifft vor der Risspitze auf ein mikrostrukturelles Hindernis, wie beispielsweise eine Korngrenze [62]. Hier kommt es zum Versetzungsaufstau, wodurch sich der Rissfortschritt verzögert. Die Barrierewirkung ist umso ausgeprägter, je ungünstiger die Orientierung des Nachbarkorns zur Aktivierung eines dort angesiedelten Gleitsystems ist [61]. Im Einzelfall kann es zum Rissstillstand kommen [22]. Ist die Beanspruchung jedoch ausreichend hoch, setzt sich der Rissfortschritt im Nachbarkorn fort und beschleunigt, sobald das Hindernis überwunden wurde. Dieser Vorgang des unsteten Rissfortschritts kann sich werkstoffabhängig über mehrere Körner wiederholen, wobei der Einfluss der Mikrostruktur mit zunehmender Risslänge abklingt [60, 63].

Je höher die Grundbelastung ist, umso weniger ausgeprägt sind die Schwankungen des mikrostrukturellen Kurzrissfortschritts [30]. Er kann dabei unterhalb des LR-Schwellenwerts stattfinden und oberhalb der für Langrisse vorhergesagten Rissfortschrittsrate liegen [22]. Da das Schwellenwertverhalten kurzer Risse auf Gleitbandblockierungen beruht [25], können durch eine Kornfeinung die Anzahl mikrostruktureller Hindernisse und folglich die Langzeitfestigkeit erhöht werden (, im Gegensatz zum LR-Schwellenwert, der mit zunehmender Korngröße steigt [35, 64]). Neben Korngrenzen beeinflussen beispielsweise auch Phasengrenzen, Poren und Lunker sowie Einschlüsse den mikrostrukturellen Kurzrissfortschritt [25].

Modelle zu dessen funktionaler Beschreibung werden der mikrostrukturellen Bruchmechanik (MBM) zugeordnet (siehe Bild 2.8). Sie differenzieren in der Regel zwischen einem Riss, der kürzer bzw. länger ist als der charakteristische mikrostrukturelle Hindernisabstand. Eine Formulierung, an deren Struktur sich viele Ansätze orientieren, geht auf **Hobson et al.** [65] zurück. Für Oberflächenrisse in Stahl beschrieben sie die Rissfortschrittsrate da/dN während der Rissinitiation ($a < d_H$) wie folgt:

$$\frac{da}{dN} = C_{H1} \cdot \Delta\sigma^{n_{H1}} \cdot (d_H - a) \quad . \quad (2.37)$$

Hierbei entspricht die Differenz ($d_H - a$) der verbleibenden plastischen Zone, wie sie Hobson [66] schon in einer früheren Formulierung nutzte. Die Koeffizienten C_{H1} und n_{H1} sind werkstoffspezifische Rissfortschrittsparameter. Für den sich anschließenden kontinuumsmechanischen Rissfortschritt

entwickelten Hobson et al. ein separates dehnungsbasiertes Rissfortschrittsgesetz (siehe Gleichung (2.40)). Die Übergangsphase wurde mit einer Kombination beider Gesetze beschrieben. Brown [58] integrierte diese Erkenntnisse in das KTD, wobei ihm eine detaillierte Unterteilung in verschiedene Rissstadien, -modi und zugrundeliegende Mechanismen gelang.

Im Gegensatz zu dem phänomenologischen Modell Hobsons et al., konzentrierten sich Taira et al. [62] auf die Beschreibung der Versetzungsbewegungen an der Rissspitze und deren Blockade an mikrostrukturellen Hindernissen. Navarro et al. [63] korrelierten schließlich die Rissfortschrittsrate mit den plastischen Verschiebungen Φ vor der Rissspitze:

$$\frac{da}{dN} \propto F(\Phi) \quad . \quad (2.38)$$

Dabei ist $F(\Phi)$ eine Funktion der Risslänge, der Korngröße, des Burgers Vektors, des Gleitmoduls und der Schubspannung. Das Rissfortschrittsgesetz ist in der Lage sowohl den unsteten Rissfortschritt, bedingt durch die Interaktion mit mikrostrukturellen Hindernissen (hier Korngrenzen), als auch den mit zunehmender Risslänge abklingenden Mikrostruktureinfluss vorherzusagen.

Zahlreiche Arbeiten griffen die Ansätze von Hobson et al. und Navarro et al. auf [67, 68]. Beispielsweise nutzte Wilkinson [69] letztere, um den Einfluss der Kornorientierung auf die Streuung des Kurzrissfortschritts zu analysieren. Eine umfangreiche Zusammenfassung verschiedener Modellansätze findet sich in [70]. Darüber hinaus wurde der Einfluss der Mikrostruktur auf den Rissfortschritt experimentell analysiert und dokumentiert, so beispielsweise von Tokaji et al. [60] in Stahl, von Schick et al. [71] in einer Titanlegierung oder von Wang et al. [72] und Marx et al. [73, 74] in Nickelbasislegierungen. Seit der Jahrtausendwende finden zunehmend Simulationswerkzeuge Verwendung [75, 76]. Schick et al. [71] nutzten die Finite-Elemente-Methode (FEM) zur Vorhersage des unsteten Rissfortschritts sowie des Rissschließens in einer Titanlegierung. Die Gegenüberstellung von numerischen Berechnungen mit experimentellen Beobachtungen zeigte, dass das Modell Phänomene auf der Mikroebene wiedergeben kann. Kucharczyk et al. [77] bildeten reale Gefügaufnahmen eines Stahls mit der FEM nach und sagten, unter Berücksichtigung der Kristallanisotropie, die Rissinitiiierung an einer Pore und das frühe Stadium des Rissfortschritts voraus. Dabei zeigten die numerischen und experimentellen Beobachtungen eine hohe Übereinstimmung. Ähnliches gelang Farhangdoost et al. [78] in einer Titanlegierung sowie Özden et al. [79] für ein Wolframkarbid-Kobalt-Hartmetall unter Berücksichtigung realer Gefügestrukturen. Die dort analysierten Risse erstreckten sich jedoch bereits über mehrere Körner, sodass das Rissstadium II des kontinuumsmechanischen Rissfortschritts dominierte. Es ist Gegenstand des nachfolgenden Kapitels.

Kontinuumsmechanischer Kurzrissfortschritt

Sobald ein mikrostruktureller kurzer Riss einige wenige Körner passiert hat und sich im Rissstadium II befindet, kann das ihn umgebende Medium als Kontinuum betrachtet werden. Dieser nun kontinuumsmechanisch kurze Riss ist von vergleichbarem Ausmaß Bereichen plastischer Verformung [22]. Eine zentrale Rolle spielt hierbei die plastische Zone vor der Rissspitze, die den Riss vollständig oder teilweise umgibt. Auf Grund dessen sind die Gesetzmäßigkeiten der LEBM, welche in [80] kompakt dargestellt werden, nicht anwendbar. Kontinuumsmechanisch kurze Risse werden gemäß der EPBM beschrieben [25].

Zur Erfassung der Rissspitzenbeanspruchung etablierten sich in der EPBM alternative Kenngrößen zum Spannungsintensitätsfaktor. Rice [81] führte das J-Integral J ein, welches ein wegunabhängiges Linienintegral um die Rissspitze darstellt. Gemäß Schwalbe [82] kann es als potentielle Energiedifferenz zweier Körper verstanden werden, die sich ausschließlich in einer inkrementellen Abweichung der Risslänge voneinander unterscheiden. Obwohl der abfallende Ast einer schwingenden Beanspruchung (siehe hierzu Bild 2.1) nicht durch das J-Integral erfasst werden kann, gelang Dowling [83] die Korrelation von Rissfortschrittsdaten mit dem **zyklischen J-Integral ΔJ** gemäß:

$$\frac{da}{dN} = C_{D1} \cdot \Delta J^{n_{D1}} \quad (2.39)$$

C_{D1} und n_{D1} sind dabei werkstoffspezifische Rissfortschrittsparameter. El Haddad [37] definierte das zyklische J-Integral auf Basis einer effektiven Risslänge, vergleichbar zum Spannungsintensitätsfaktor gemäß Gleichung (2.25). So gelang ihm die einheitliche Darstellung des Kurz- und Langrissfortschritts in Stahl. Ebenso konnte sich das zyklische J-Integral im Vergleich zu anderen Beanspruchungsparametern bei Vormwald [84] durchsetzen, da es die geringste Abhängigkeit von geometrischen Randbedingungen und Lastvariationen zeigte.

Einer der alternativen Beanspruchungsparameter bei Vormwald [84] war die **Rissöffnungsverschiebung δ** , die im Rahmen dieser Arbeit nachfolgend als Rissöffnung bezeichnet wird. McClintock [85] schlug sie im Rahmen eines Diskussionsbeitrags zur Korrelation mit der Rissfortschrittsrate vor. Sowohl bei Anthes [86] als auch bei Panasyuk [87] fand sie Berücksichtigung. Letzterem gelang auf Basis der Rissöffnung die Beschreibung des Kurzrissfortschritts in einer Aluminiumlegierung.

Eine weitere charakteristische Kenngrößen der EPBM ist die **Dehnungsschwingbreite $\Delta \epsilon$** . Sie korreliert über die Ramberg-Osgood-Beziehung mit der Spannungsschwingbreite [25, 65] und entspricht beispielsweise der Extensometerdehnung bei dehnungsgeregelter Versuchsführung. Hobson et al. [65] nutzten folgende Gesetzmäßigkeit:

$$\frac{da}{dN} = C_{H2} \cdot \Delta \epsilon^{n_{H2}} a - C_{H3} \quad (2.40)$$

zur Beschreibung des kontinuumsmechanischen Kurzrissfortschritts, der auf den mikrostrukturellen Kurzrissfortschritt gemäß Gleichung (2.37) folgt. Dieses Gesetz gilt, sobald der Riss größer als der werkstofftypische mikrostrukturelle Hindernisabstand ist ($a > d_H$). Die Koeffizienten C_{H2} , C_{H3} und n_{H2} sind dabei werkstoffspezifische Rissfortschrittsparameter.

Wie Bild 2.8 veranschaulicht, geht im Bereich des kontinuumsmechanischen Kurzrissfortschritts der signifikante Einfluss der Mikrostruktur auf den Rissfortschritt verloren. Jedoch ist, im Vergleich zu langen Rissen, eine stärker streuende und vor allem erhöhte Rissfortschrittsrate zu beobachten [22]. Letzteres begründet sich zumeist im Risssschließen, welches sich mit wachsender Risslänge ausbildet [25]. Auf Basis dieses Phänomens etablierten sich auch abgewandelte Kenngrößen der LEBM zur Beschreibung des Kurzrissfortschritts.

Hierzu gehört beispielsweise die Definition des Spannungsintensitätsfaktors auf Basis einer effektiven Risslänge (siehe Gleichung (2.25)), wie sie El Haddad et al. [37] zur einheitlichen Beschreibung des Kurz- und Langrissfortschritts einführten. Gleiches gelang ihnen mittels eines **dehnungsbasier-ten Spannungsintensitätsfaktors ΔK_e** gemäß:

$$\Delta K_e = E\Delta\epsilon \cdot \sqrt{\pi(a + a^*)} \quad . \quad (2.41)$$

In modifizierter Form nutzte diesen auch Anthes [86], da eine leichte Kopplung mit dem dehnungs-basierten Rissfortschrittsgesetz des mikrostrukturellen Kurzrissfortschritts möglich war.

Vor dem Hintergrund, dass die Ausprägung des Risssschließens der maßgebliche Unterschied zwischen kurzen und langen Rissen ist, bedienten sich Newman et al. [88] eines **effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{eff}** . Er entspricht dem um den Risssschließanteil reduzierten zyklischen Spannungsintensitätsfaktor (detaillierter Erläuterung folgt in Kapitel 2.1.4):

$$\Delta K_{eff} = (\sigma_{max} - \sigma_{op}) \cdot Y\sqrt{\pi a} \quad , \quad (2.42)$$

wobei σ_{op} die Rissöffnungsspannung ist. Mit Hilfe von Langrissfortschrittsdaten formulierten Newman et al. ein Rissfortschrittsgesetz, mit dem sie sowohl den Kurzrissfortschritt als auch die Ermüdungsfestigkeit vorhersagten. McEvily et al. [89] erweiterten den Ansatz des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors um elastisch-plastisches Materialverhalten, Risssschließen und das Schwellenwertverhalten in Anlehnung an das KTD. Es gelang ihnen somit die Vorhersage des Kurzrissfortschritts in Stahl, welche eine hohe Übereinstimmung mit experimentellen Beobachtungen zeigte. Darüber hinaus modifizierten Endo et al. [90] das Modell zur Berücksichtigung einer mehrachsigen Beanspruchung. Laue [91] hingegen leitete den effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktor über ein effektives J-Integral her.

Zuletzt soll der **gemittelte zyklische Spannungsintensitätsfaktor** ΔK^* gemäß Kujawski [92] als alternative Kenngröße vorgestellt werden:

$$\Delta K^* = (\Delta K^+ K_{max})^{0,5} . \quad (2.43)$$

Er berücksichtigt sowohl den positiven Anteil des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK^+ als auch den maximalen Spannungsintensitätsfaktor der schwingenden Beanspruchung. Bereits Sadananda et al. [93] sprachen diesen zwei Kenngrößen große Bedeutung zur Beschreibung sowohl des Rissfortschritts als auch des Schwellenwertverhaltens zu (siehe Kapitel 2.1.4). Kujawski gelang mit dem gemittelten zyklischen Spannungsintensitätsfaktor letztlich die einheitliche Darstellung von Kurz- und Langrissfortschrittsdaten.

2.1.4 Langrissfortschritt

Bei ausreichend hoher Beanspruchung folgt auf den mikrostrukturellen sowie kontinuumsmechanischen Kurzrissfortschritt der Langrissfortschritt. Er wird oft gemäß der LEBM beschrieben. Die Charakterisierung der zyklischen Beanspruchung basiert hier auf dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK . Analog zu Spannungen ist die Darstellung der Ermüdungsbeanspruchung in Form einer Sinuskurve gebräuchlich, die zwischen dem minimalen K_{min} und dem maximalen Spannungsintensitätsfaktor K_{max} verläuft (siehe Bild 2.11). Es gelten die folgenden Beziehungen:

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} , \quad (2.44)$$

$$R = \frac{K_{min}}{K_{max}} . \quad (2.45)$$

Die Darstellung des Langrissfortschritts erfolgt mittels einer Rissfortschrittskurve, wie sie schematisch Bild 2.9 zeigt. Dort wird doppeltlogarithmisch die Rissfortschrittsrate über dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor aufgetragen. Paris [94] korrelierte als erster diese zwei Größen mittels eines Potenzgesetzes vom Exponenten vier. Weitere Untersuchungen [95] führten zu einer allgemeineren Formulierung, dem bekannten Paris-Gesetz:

$$\frac{da}{dN} = C_p \cdot \Delta K^{n_p} . \quad (2.46)$$

Es beschreibt den linearen Anteil stabilen Rissfortschritts im Zentrum der Rissfortschrittskurve von Bild 2.9. Der werkstoffspezifische Exponent n_p entspricht der Steigung der Geraden. Ihr fiktiver Schnittpunkt mit der Ordinate ist gleich dem werkstoffspezifischen Faktor C_p .

Bei statischer Beanspruchung und gemäß der LEBM wird der Werkstoffwiderstand mit der Bruchzähigkeit K_c beschrieben. Ein optionaler Index definiert den zugrundeliegenden Rissmodus (siehe Bild 2.2). Wenn bei einer zyklischen Beanspruchung der maximale Spannungsintensitätsfaktor die Bruchzähigkeit erreicht, erfolgt instabiler Bruch. Dies wird durch das obere Ende der Rissfortschrittskurve dargestellt, die bei dem kritischen zyklischen Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_c = K_c(1 - R)$ in eine Vertikale übergeht. Forman et al. [97] erweiterten das Paris-Gesetz hinsichtlich instabilen Bruchs und erhielten (mit C_F und n_F als werkstoffspezifischen Rissfortschrittsparametern):

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_F \cdot \Delta K^{n_F}}{(1 - R) \cdot K_c - \Delta K} \quad (2.47)$$

Im unteren Bereich geht die Rissfortschrittskurve ebenfalls in eine Vertikale über. Dort befindet sich der LR-Schwellenwert $\Delta K_{th,L}$, unterhalb dessen lange Risse nicht mehr wachsen. Erdogan und Ratwani [98] integrierten diese Kenngröße in Gleichung (2.47) und erhielten ein Rissfortschrittsgesetz, das den kompletten Kurvenzug beschreibt (mit C_E und n_E als werkstoffspezifischen Rissfortschrittsparametern) [18]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_E \cdot (\Delta K - \Delta K_{th,L})^{n_E}}{(1 - R) \cdot K_c - \Delta K} \quad (2.48)$$

Der untere Bereich der Rissfortschrittskurve (siehe Bild 2.9 Abschnitt ①) sowie der LR-Schwellenwert zeigen eine starke Abhängigkeit von Umgebung, Mikrostruktur und Mittelspannung. Abgesehen von der Umgebung, beeinflussen diese Größen sowie die geometrischen Randbedingungen (ESZ oder EDZ) auch den oberen Kurvenabschnitt (siehe Bild 2.9 Abschnitt ③). Der mittlere Bereich stabilen Rissfortschritts (siehe Bild 2.9 Abschnitt ②) zeigt diese Abhängigkeiten zumeist nicht. [96]

Nachfolgend wird der Einfluss der Mittelspannung bzw. des Spannungsverhältnisses im Detail diskutiert. Ferner werden die Bedeutung des Risssschließens, der Bruchflächenrauheit und des maximalen Spannungsintensitätsfaktors erörtert. Die Berücksichtigung dieser Einflussgrößen führte zu neuen Rissfortschrittsgesetzen, welche ebenfalls vorgestellt werden.

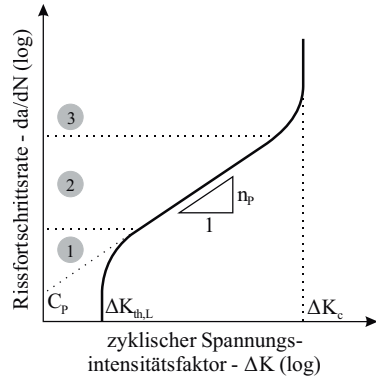


Bild 2.9: Rissfortschrittsdiagramm, nach [96]

Einfluss des Spannungsverhältnisses

Eine Rissfortschrittskurve wird regulär für ein konstantes Spannungsverhältnis bestimmt. Nimmt letzteres zu, so verschiebt sich die Kurve nach links. Dieser Effekt ist im schwel-lenwertnahen Bereich am stärksten ausgeprägt und wurde zuerst detailliert von Bucci et al. [100] sowie Klesnil et al. [101] untersucht. Auf Basis umfangreicher Experimente an einer Aluminiumlegierung gelang Schmidt et al. [99] die funktionale Beschreibung des Zusammenhangs zwischen LR-Schwellenwert, maximalem Spannungsintensitätsfaktor und Spannungsverhältnis. Unter Berücksichtigung des Risssschließens beobachteten sie für Zug-Schwellbeanspruchungen ($R > 0$) einen linearen Abfall des LR-Schwellenwerts mit zunehmendem Spannungsverhältnis. Der zugehörige maximale Spannungsintensitätsfaktor $K_{max,th}$ blieb hingegen konstant [99]:

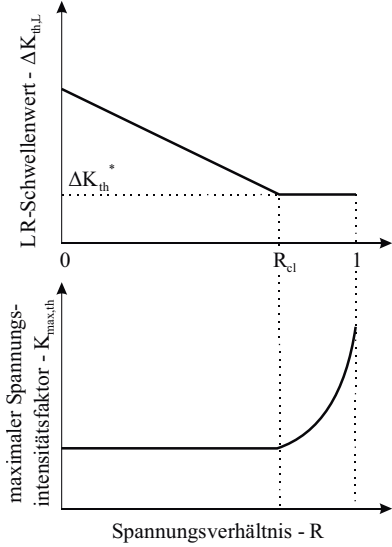


Bild 2.10: Einfluss des Spannungsverhältnisses auf LR-Schwellenwert und zugehörigen maximalen Spannungsintensitätsfaktor, nach [99]

$$\begin{aligned} &\text{für} \\ &R < R_{cl} \end{aligned} \quad \Delta K_{th,L} = K_{max,th} \cdot (1 - R) \quad , \quad (2.49)$$

$$K_{max,th} = const \quad . \quad (2.50)$$

Dieser Zusammenhang, den Bild 2.10 veranschaulicht, ist gültig bis zum Risssschließspannungsverhältnis R_{cl} . Dort erreicht der minimale Spannungsintensitätsfaktor den Risssschließspannungsintensitätsfaktor K_{cl} (detaillierte Erläuterung siehe nachfolgendes Unterkapitel). Oberhalb konvergiert der LR-Schwellenwert gegen den konstanten intrinsischen Schwellenwert ΔK_{th}^* . Der zugehörige maximale Spannungsintensitätsfaktor $K_{max,th}$ nimmt hingegen progressiv zu [99]:

$$\begin{aligned} &\text{für} \\ &R \geq R_{cl} \end{aligned} \quad \Delta K_{th,L} = \Delta K_{th}^* = const \quad , \quad (2.51)$$

$$K_{max,th} = \frac{\Delta K_{th}^*}{1 - R} \quad . \quad (2.52)$$

Ein ähnliches Verhalten wurde für andere Metalle beobachtet [102–104], gleichwohl ein signifikanter Einfluss der Umgebung festzustellen war [105, 106]. Beispielsweise konnten Cooke et al. [105] bei

Rissfortschrittsversuchen in Vakuum keine Abhängigkeit des LR-Schwellenwerts vom Spannungsverhältnis erkennen.

Insbesondere für negative und hohe positive Spannungsverhältnisse liegen nur wenige Daten vor. Eine umfangreiche Zusammenfassung zum Rissfortschritt im schwellenwertnahen Bereich findet sich in [107]. Neben diversen Stählen geht Lindley darin auf negative Spannungsverhältnisse ein. Ihr Einfluss auf den LR-Schwellenwert ist von seiner Definition abhängig. Beinhaltet er sowohl die Druck- als auch Zugkomponente der Beanspruchung, so steigt der LR-Schwellenwert mit fallendem Spannungsverhältnis an. Definiert auf Basis der reinen Zugkomponente, fällt er hingegen mit sinkendem Spannungsverhältnis ab. Diese Formulierung verwendete Döker [108], dem durch die Einführung zweier weiterer Parameter eine verallgemeinerte Beschreibung des Zusammenhangs zwischen LR-Schwellenwert bzw. maximalem Spannungsintensitätsfaktor und Spannungsverhältnis gelang. Der lineare Verlauf gemäß Schmidt et al. [99] ist dabei nicht mehr zwingend und kann werkstoffspezifisch beschrieben werden.

Risssschließen

Die bisherige Beschreibung der zyklischen Beanspruchung an der Risspitze basierte gemäß Bild 2.11 auf dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor. Ihm liegt die Annahme zugrunde, dass der Riss zwischen maximalem und minimalem Spannungsintensitätsfaktor vollständig geöffnet ist. Praktische Beobachtungen zeigten jedoch, dass sich ein Riss oberhalb des letzteren erst öffnet bzw. bereits schließt. Die zugehörigen Belastungen werden als Rissöffnungs- K_{op} bzw. Risssschließspannungsintensitätsfaktor K_{cl}

bezeichnet. Vorausgesetzt, dass keine Schädigung bzw. kein Rissfortschritt bei geschlossenem Riss erfolgt, reduziert sich die Beanspruchung an der Risspitze auf einen effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK_{eff} [25]:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad . \quad (2.53)$$

Im Rahmen dieser Arbeit wird er mit Hilfe des Rissöffnungsspannungsintensitätsfaktors berechnet, der zumeist größer oder gleich dem Risssschließspannungsintensitätsfaktor ist [25].

Die Entdeckung des Risssschließens geht auf Elber [109, 110] zurück. Im Rahmen umfangreicher experimenteller und analytischer Untersuchungen konnte er nachweisen, dass plastisch verformtes

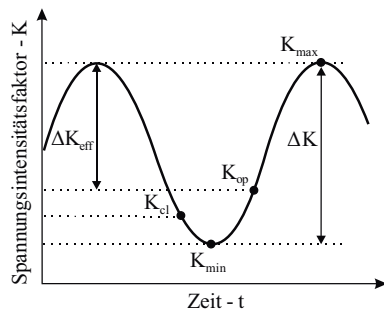


Bild 2.11: Veranschaulichung des Risssschließens anhand eines Lastzyklus, nach [25]

Material entlang der Rissflanken Ursache des Risssschließens ist. Er definierte das Rissöffnungsverhältnis U :

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} \quad (2.54)$$

und integrierte es in das Paris-Gesetz (Gleichung (2.46)). Somit korrelierte der Rissfortschritt direkt mit dem effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktor [110].

Einen ähnlichen Ansatz verfolgte Newman [111], der ein analytisches Modell für plastizitätsinduziertes Risssschließen entwickelte. Unter Berücksichtigung dessen formulierte er die erste Version des später als NASGRO-Gleichung bekannten Rissfortschrittsgesetzes [18]:

$$\frac{da}{dN} = C_N \cdot \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \cdot \Delta K \right]^{n_N} \cdot \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th,L}}{\Delta K} \right)^{p_N}}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_c} \right)^{q_N}} . \quad (2.55)$$

Es beschreibt die vollständige Rissfortschrittskurve vom LR-Schwellenwert bis zum instabilen Bruch. Die Koeffizienten C_N , n_N , p_N und q_N sind werkstoffspezifische Rissfortschrittsparameter. Der effektive zyklische Spannungsintensitätsfaktor wird durch den Term:

$$\Delta K_{eff} = \left(\frac{1-f}{1-R} \right) \cdot \Delta K = U \cdot \Delta K \quad (2.56)$$

repräsentiert. Dabei steht f für die Rissöffnungsfunktion, welche allgemeingültig wie folgt definiert ist [112]:

$$f = \frac{K_{op}}{K_{max}} . \quad (2.57)$$

Eine ausführliche funktionale Beschreibung wird von Newman [113] geliefert. Auf Basis von Spannungen und unter Berücksichtigung des ESZ bzw. EDZ formuliert er die Rissöffnungsfunktion in Abhängigkeit von Spannungsverhältnis sowie Spannungsniveau.

Neuere Untersuchungen an Aluminiumlegierungen zeigten, dass durch Risssschließen keine vollständige Abschirmung der Riss Spitze erfolgen muss [114]. Folglich trägt auch die Beanspruchung unterhalb des Risssschließ- bzw. Rissöffnungsspannungsintensitätsfaktors zur Schädigung bei. Eine ausführliche Erläuterung samt graphischer Veranschaulichung des partiellen Risssschließens findet sich in [115]. Methoden zur mathematischen Beschreibung werden in [114] zusammengetragen und bewertet. Eine Weiterentwicklung, die den Übergang vom partiellen Risssschließen im schwellenwertnahen Bereich zum vollständigen Risssschließen im Bereich stabilen Rissfortschritts beschreibt, wird in [116] vorgestellt.

Die bisherigen Betrachtungen basierten auf plastizitätsinduziertem Risssschließen. Darüber hinaus existieren andere Mechanismen [117], wie sie Bild 2.12 veranschaulicht:

- a) plastizitätsinduziertes Risssschließen,
- b) rauheitsinduziertes Risssschließen durch Fehlpassung der Rauheitsflanken,
- c) umwandlungsinduziertes Risssschließen durch spannungsinduzierte Gefügeumwandlung mit Volumenzunahme,
- d) korrosionsbedingtes Risssschließen und
- e) fluidinduziertes Risssschließen.

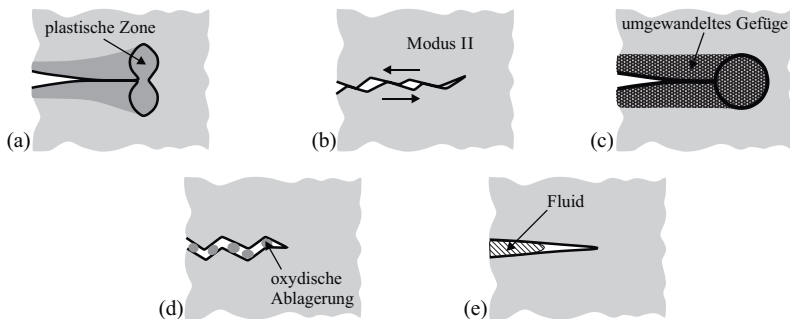


Bild 2.12: verschiedene Risssschließmechanismen, nach [117]

Eine detaillierte Erläuterung dieser und weiterer Mechanismen findet sich in [118]. Wesentliche Einflussfaktoren werden in [119] diskutiert. Dort wird die Abhängigkeit des Risssschließens mittels einer Übersichtskurve veranschaulicht, die den Einfluss sowohl des zyklischen bzw. maximalen Spannungsintensitätsfaktors als auch der Risslänge berücksichtigt. Es werden drei Bereiche definiert, in denen unterschiedliche Einflussfaktoren dominieren und von denen der schwellenwertnahe Bereich die höchste Sensitivität aufweist. Eine weitere umfangreiche Zusammenfassung geht auf Schijve [120] zurück, der unter anderem verschiedene experimentelle Methoden zur Untersuchung des Risssschließens erläutert. Drei davon finden im Laufe dieser Arbeit Verwendung:

- optische Bruchflächenanalyse,
- Analyse der Steifigkeitsänderung eines angerissenen Probekörpers und
- Vergleich von Rissfortschrittskurven, die bei hohen sowie niedrigeren Spannungsverhältnissen bestimmt wurden.

Die Änderung der Steifigkeit eines Probekörpers mit Riss veranschaulicht Bild 2.13. Dort ist die auf den Probekörper wirkende Last über der gemessenen Verschiebung aufgetragen. Der Kurvenzug setzt sich aus zwei Geraden unterschiedlicher Neigung zusammen. Im Übergangsbereich erfolgt die Zustandsänderung von geschlossenem zu vollständig geöffnetem Riss. Folglich kann dort die Rissöffnungslast ermittelt werden [110]. Abhängig von der Messposition unterliegt sie jedoch einer Streuung, wie Macha et al. [121] durch systematische Variation feststellten.

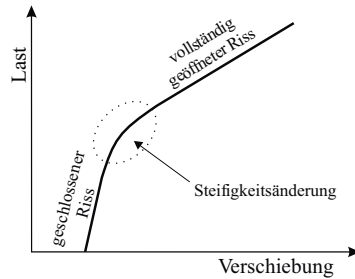


Bild 2.13: Steifigkeitsänderung eines Probekörpers mit Riss, nach [25]

Die Bestimmung des Rissschließanteils durch den Vergleich von Rissfortschrittskurven veranschaulicht Bild 2.14. Bei sehr hohen Spannungsverhältnissen (gemäß Schijve $R_{cl} \geq 0,8$ [120]) erfolgt kein Riss schließen mehr. Folglich ist der zyklische gleich dem effektiven Spannungsintensitätsfaktor (siehe linker Teil von Bild 2.14). Das Ähnlichkeitsprinzip besagt, dass letzterem stets eine eindeutige Rissfortschrittsrate zugeordnet werden kann. Wenn die da/dN - ΔK_{eff} -Kurve bekannt ist, kann im Umkehrschluss jedem Punkt einer beliebigen Rissfortschrittskurve (der Form da/dN - ΔK mit $R < R_{cl}$) ein effektiver zyklischer Spannungsintensitätsfaktor zugeordnet werden (siehe rechter Teil von Bild 2.14). Über diesen ist dann gemäß Gleichung (2.56) der Wert der Rissöffnungsfunktion berechenbar. [120]

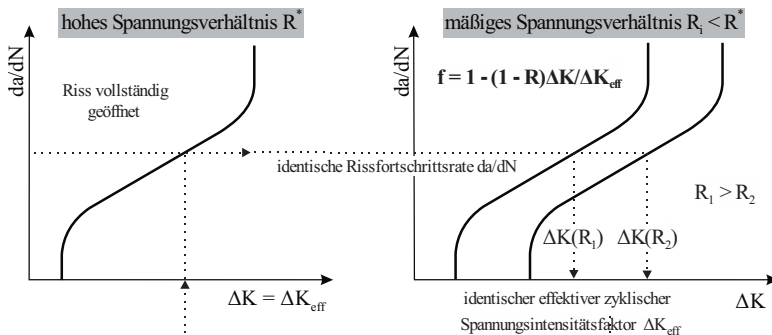


Bild 2.14: Bestimmung des Rissschließanteils durch den Vergleich von Rissfortschrittskurven, nach [120]

Bruchflächenrauheit

Abhängig vom Werkstoffverhalten sowie von der Bruchflächenmorphologie kann, insbesondere bei weniger duktilen Werkstoffen, das rauheitsinduzierte gegenüber dem plastizitätsinduzierten Riss-schließen dominieren. Frühe Untersuchungen zu der Fragestellung, wann ersteres einen signifikanten Beitrag leistet, gehen auf Suresh et al. [122] zurück. Sie entwickelten ein geometrisches Modell, mit dem der Rissöffnungsspannungsintensitätsfaktor rauheitsabhängig vorhergesagt werden kann. Gray et al. [123] konzentrierten sich auf den Einfluss der Mikrostruktur und diskutierten deren Auswirkungen auf den Rissfortschritt. Für eine Aluminiumlegierung beobachteten McEvily et al. [124], dass die Bruchflächenrauheit bei höherer Beanspruchung zunimmt. Dies resultierte in einem erhöhten Riss-öffnungsspannungsintensitätsfaktor. Garcia und Sehitoglu [125, 126] entwickelten ein umfassendes Modell, das auf der Kontaktsimulation zwischen statistisch verteilten Rauheitsspitzen basiert. Eine anschließende Parameterstudie für diverse Stähle und Titanlegierungen zeigte, dass die Höhe der Rauheitsspitzen signifikanten Einfluss auf das Ergebnis hat.

Auch außerhalb der Bruchmechanik ist der Einfluss der Oberflächenrauheit und deren Quantifizierung von Interesse. Für letzteres etablierten sich verschiedene Kenngrößen. Nachfolgend wird der arithmetische Mittelwert der Profilordinaten Ra , der im Rahmen dieser Arbeit als Rauheit bezeichnet wird, erläutert. Gemäß DIN EN ISO 4287 [127] (ISO: International Organization for Standardization) und in Anlehnung an Bild 2.15 ergibt sich diese aus den Beträgen der Ordinatenwerte des Rauheitsprofils $Z(x)$ über der Messstrecke l :

$$Ra = \frac{1}{l} \cdot \int_0^l |Z(x)| dx \quad . \quad (2.58)$$

Bei Analyse einer langen Strecke großer Profilschwankungen ist es vorteilhaft anstelle der Absolutwerte $|Z(x)|$ die vorzeichenbehafteten Ordinaten $Z(x)$ zu verwenden. Mit dieser Modifikation berechnet sich die lokale Rauheit Ra_{loc} , welche die Einzelmessstrecke charakterisiert, zu:

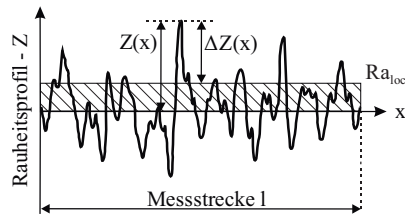


Bild 2.15: Rauheitsprofil

$$Ra_{loc} = \frac{1}{l} \cdot \int_x^{x+l} Z(x) dx \quad . \quad (2.59)$$

Die Koordinate x ist dabei die lokale Laufkoordinate innerhalb der Messstrecke, wohingegen sich die Koordinate X auf ein globales Koordinatensystem bezieht. Es setzt sich aus vielen Einzelmessstrecken identischer Länge zusammen. Die Abweichung einer Profilordinate $\Delta Z(x)$ von der lokalen Rauheit, welche nachfolgend als Rauheitsamplitude bezeichnet wird, kann wie folgt berechnet werden:

$$\Delta Z(x) = Z(x) - Ra_{loc} \quad (2.60)$$

Dabei gilt für die Laufkoordinate innerhalb der Einzelmessstrecke: $X \leq x \leq X + l$.

Bedeutung des maximalen Spannungsintensitätsfaktors

Trotz der Beobachtung des Risssschließens für viele Werkstoffe wurde dessen Rolle im Kontext des Rissfortschritts kritisch hinterfragt. Insbesondere Vasudevan et al. [129] postulierten, dass es von untergeordneter Bedeutung sei und schlugen einen Zwei-Parameter-Ansatz vor. Bei ihm wird die Beanspruchung mittels zyklischem und maximalem Spannungsintensitätsfaktor beschrieben. Ersterer charakterisiert die zyklische, letzterer die monotone plastische Zone [128], welche wiederum die Schädigungsentwicklung an der Risspitze und den Rissfortschritt beeinflussen.

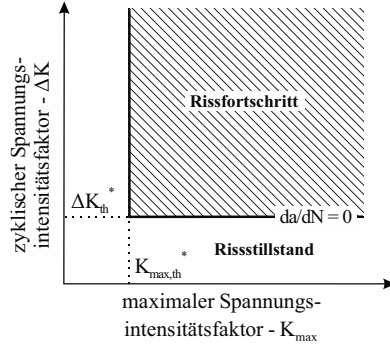


Bild 2.16: Schwellenwertverhalten gemäß dem Zwei-Parameter-Ansatz, nach [128]

Bereits im Rahmen früherer Untersuchungen formulierte Walker [130] den Spannungsintensitätsfaktor auf Basis einer effektiven Spannung $\bar{\sigma}$. Sie definiert sich sowohl über die Spannungsschwingbreite als auch die zugehörige Maximalspannung, wobei beide mit dem Exponenten α_W gewichtet werden:

$$\bar{\sigma} = \sigma_{max}^{1-\alpha_W} \cdot \Delta\sigma^{\alpha_W} = \sigma_{max} \cdot (1 - R)^{\alpha_W} \quad (2.61)$$

Später beschrieben Vasudevan et al. [129] den Rissfortschritt dreidimensional als Funktion des zyklischen und des maximalen Spannungsintensitätsfaktors. Ein Schnitt bei konstanter Rissfortschrittsrate durch dieses Diagramm liefert ein zweidimensionales Schaubild, wie es Bild 2.16 für den Schwellenwertbereich zeigt ($da/dN = 0$). Folglich müssen für Rissfortschritt die zwei nachfolgenden Schwellenwertkriterien erfüllt werden:

$$\text{I) } \Delta K > \Delta K_{th}^* \quad (2.62)$$

$$\text{II) } K_{max} > K_{max,th}^* \quad (2.63)$$

ΔK_{th}^* entspricht dem intrinsischen zyklischen Schwellenwert, wohingegen $K_{max,th}^*$ als Schwellenwert des maximalen Spannungsintensitätsfaktors zu verstehen ist. Dies ist im Einklang mit den Beobachtungen Dökers [108]. Ferner kann eine ähnliche Aussage aus den frühen Untersuchungen Schmidts

et al. [99] abgeleitet werden, obgleich sie das Schwellenwertverhalten abhängig vom Spannungsverhältnis darstellten (siehe Bild 2.10).

Bezugnehmend auf die kontroverse Diskussion des Risssschließens bemühten sich McEvily et al. [131] dessen Bedeutung zur Erklärung unterschiedlichen Schwellenwert- und Rissfortschrittsverhaltens zu untermauern. Darüber hinaus formulierten sie den Rissfortschritt als Funktion des effektiven zyklischen sowie des maximalen Spannungsintensitätsfaktors. Im Rahmen eines Rissfortschrittsgesetzes (mit C_{Mc} als werkstoffspezifischen Rissfortschrittsparameter) werden beide Kenngrößen abhängig vom Werkstoffverhalten über die Exponenten n_{Mc1} und n_{Mc2} gewichtet. Bei duktilen Werkstoffen überwiegt der Einfluss des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors, welcher durch wechselnde plastische Verformungen an der Risspitze den Rissfortschritt nährt. Bei spröden Werkstoffen hingegen dominiert der maximale Spannungsintensitätsfaktor und das damit einhergehende quasistatische Versagen.

$$\frac{da}{dN} = C_{Mc} \cdot (\Delta K_{eff})^{n_{Mc1}} \cdot (K_{max})^{n_{Mc2}} \quad (2.64)$$

$$\text{mit} \quad n_{Mc1} \gg n_{Mc2} \quad \text{für duktile Werkstoffe, wie Metalle,} \quad (2.65)$$

$$n_{Mc1} \ll n_{Mc2} \quad \text{für spröde Werkstoffe, wie Keramiken.} \quad (2.66)$$

Auf Grund der widersprüchlichen Diskussionen und der schwierigen experimentellen Quantifizierung des Risssschließens führte Kujawski [92] einen gemittelten zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK^* gemäß Gleichung (2.43) ein. Später wurde dieser Ansatz von Dinda et al. [132] durch die Einführung eines Gewichtungsexponenten α_D verallgemeinert:

$$\Delta K^* = (\Delta K^+)^{1-\alpha_D} \cdot K_{max}^{\alpha_D} \quad (2.67)$$

Für positive Spannungsverhältnisse lässt sich durch Integration dieses Beanspruchungsparameters in das Paris-Gesetz (Gleichung (2.46)) und unter Berücksichtigung des Schwellenwertverhaltens der Rissfortschritt wie folgt beschreiben (mit C_{D2} , n_{D2} und p_{D2} als werkstoffspezifischen Rissfortschrittsparametern):

$$\frac{da}{dN} = C_{D2} \cdot (\Delta K^*)^{n_{D2}} \cdot \left(1 - \frac{\Delta K_{th,L}}{\Delta K}\right)^{p_{D2}} \quad (2.68)$$

Vorausgesetzt, dass der maximale Spannungsintensitätsfaktor den Rissfortschritt dominiert (mit $\alpha_D = 1$), vereinfacht sich diese Gleichung zu (mit C_K , n_K und p_K als werkstoffspezifischen Rissfortschrittsparametern):

$$\frac{da}{dN} = C_K \cdot K_{max}^{n_K} \cdot \left(1 - \frac{K_{max,th}^*}{K_{max}}\right)^{p_K} \quad (2.69)$$

Dabei ist es vorteilhaft das Schwellenwertverhalten einzig über den maximalen Spannungsintensitätsfaktor zu beschreiben. Im Bereich $0 < R < R_{cl}$ ist dieser konstant und gleich dem entsprechenden Schwellenwert: $K_{max} = const = K_{max,th}^*$.

2.2 Werkstoff

2.2.1 Grundlagen der Eisengusswerkstoffe

Eisengusswerkstoffe sind Eisenbasislegierungen (Fe: Eisen), die durch das Urformverfahren Gießen hergestellt werden. Die damit verbundene geometrische Gestaltungsfreiheit ist, neben spezifischen Werkstoffeigenschaften, der Hauptvorteil. Sie bedingt jedoch eine sorgfältige Zusammensetzung des Legierungssystems, die Auswahl eines geeigneten Gießverfahrens und die Berücksichtigung guss-spezifischer Konstruktionsregeln (weitere Informationen zur Konstruktion mit Gusseisen siehe [133]). So können etwa ausgeprägte Seigerungen, durch die Erstarrung in einem schmalen Erstarrungsintervall, vermieden und Lunker, durch ein kluges Speisersystem sowie die Vermeidung von Materialanhäufungen, reduziert werden. [134]

Gleichwohl eine Wärmebehandlung möglich ist, werden die endgültigen Werkstoffeigenschaften maßgeblich durch die Legierungszusammensetzung sowie die Erstarrungs- und Abkühlbedingungen während der Fertigung eingestellt (weitere Informationen zur Wärmebehandlung von Gusseisen siehe [135]). Das bedeutendste Legierungselement ist Kohlenstoff, sodass zur groben Einordnung der Eisengusswerkstoffe das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm genutzt werden kann. Bild 2.17 zeigt dieses mit ergänzenden Angaben in Tabelle 2.1. Austenit (γ -Mischkristall (MK)) weist dabei eine kubisch-flächenzentrierte Kristallstruktur auf, wohingegen α - (α -MK) und δ -Ferrit (δ -MK) kubisch-raumzentriert vorliegen. [134]

Schmiedbare Eisen-Kohlenstoff-Legierungen werden als Stahl bezeichnet. **Stahlguss** ist hingegen vergossener Stahl, dessen Geometrie ausschließlich durch eine spanende Formgebung noch verändert wird. Bei beiden liegt der nicht im Mischkristall des Eisens gebundene Kohlenstoff nach metastabiler Erstarrung in Form der intermediären Phase Zementit (Fe_3C) vor. Oberhalb eines Kohlenstoffgehalts von 2 % erfolgt die Formgebung regulär durch das Urformverfahren Gießen, ohne einen nachträglichen Schmiedeprozess. Dies führte zu der Bezeichnung **Gusseisen**. [134]

Erfolgt eine zügige Erstarrung aus der Schmelze gemäß dem metastabilen System, so liegt der Kohlenstoff auch bei Gusseisen in Form von Zementit vor. Die dann hell erscheinenden Bruchflächen führten zu dem Begriff **weißes Gusseisen**. Unbehandelt wird es auch als **Hartguss** bezeichnet, da es sich durch eine hohe Härte und Sprödigkeit auszeichnet. Mittels einer optionalen Wärmebehandlung in oxidierender oder neutraler Atmosphäre (Tempern) kann der Zementit aufgelöst und die Zähigkeit

erheblich verbessert werden. Das resultierende Gusseisen wird als **Temperrohguss** bezeichnet. Der darin in kleinen Wolken arrangierte Graphit heißt Temperkohle. [134]

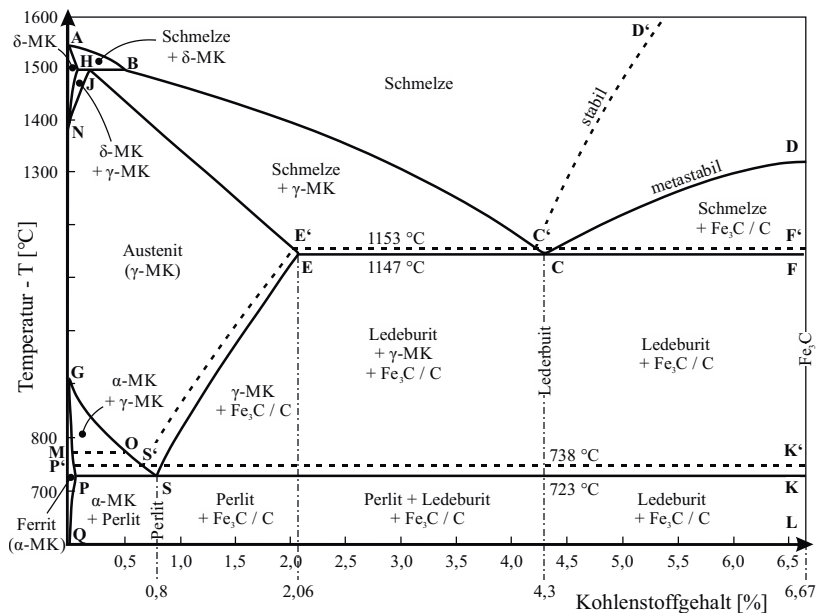


Bild 2.17: Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (stabil: Ausbildung des Kohlenstoffs als Graphit (C), metastabil: Ausbildung des Kohlenstoffs als Zementit (Fe_3C)), nach [134]

Tabelle 2.1: charakteristische Temperaturen im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm, ergänzend zu Bild 2.17

Punkt	Temperatur [°C]	Punkt	Temperatur [°C]
A	1536	G	911
B	1493	M	769
D	1320	N	1392

Erfolgt die Erstarrung aus der Schmelze hingegen langsam gemäß dem stabilen System, so liegt der Kohlenstoff in Form von Graphit vor. Die dadurch dunkel erscheinenden Bruchflächen führten zu der Bezeichnung **graues Gusseisen**. Abhängig von der geometrischen Ausbildung des Graphits wird zwischen drei Unterkategorien differenziert, die Bild 2.18 veranschaulicht [134]:

- I) Gusseisen mit Lamellengraphit (GJL),
- II) Gusseisen mit Vermiculargraphit (GJV) und
- III) Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS).

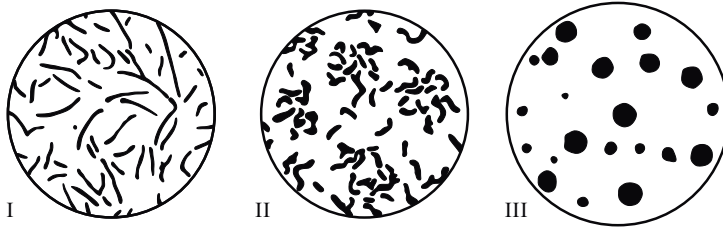


Bild 2.18: Graphitformen (I: Lamellengraphit, II: Vermiculargraphit, III: Kugelgraphit), nach [136]

Der Vermicular- bzw. Kugelgraphit liegt würmchenförmig bzw. kugelig vor. Der Lamellengraphit liegt, anders als seine Bezeichnung vermuten lässt, schalenförmig vor. Eine umfassende Erläuterung mit graphischer Veranschaulichung der Graphitentstehung findet sich in [137]. Bei den Werkstoffbezeichnungen bezieht sich der letzte Buchstabe jeweils auf die Form der Graphitausbildung, wohingegen die beiden ersten Buchstaben für Guss (G) bzw. Eisen (J) stehen [138].

Die Form des Graphits hat erheblichen Einfluss auf die Spannungsverteilung im Werkstoff. So nimmt die Kerbwirkung von Lamellen- über Vermicular- hin zu Kugelgraphit ab, die erzielbare Werkstofffestigkeit jedoch zu. Ferner beeinflusst die Matrix maßgeblich die endgültigen Werkstoffeigenschaften. Mit Hilfe von Diagrammen kann das resultierende Gusseisengefüge abgeschätzt werden. Beispielsweise erlaubt das Gusseisendiagramm nach Maurer eine Vorhersage abhängig von Kohlenstoff- und Siliziumgehalt. Das Diagramm nach Greiner-Klingenstein ermöglicht eine Vorhersage abhängig von Kohlenstoff- und Siliziumgehalt sowie von der Wanddicke. Silizium ist dabei, neben Kohlenstoff, eines der wichtigsten Legierungselemente und beeinflusst die Graphitausbildung sowie das Gefüge der Matrix. Die Wanddicke ist insbesondere bei großvolumigen Bauteilen von Bedeutung, da sie die lokalen Abkühlbedingungen und darüber die Gefügebildung beeinflusst. [134] Dieser technologische Größeneinfluss zeigt sich beispielsweise in einer Korn- und Graphitvergrößerung sowie einer höheren Defektwahrscheinlichkeit bei dickwandigen Querschnitten. Gefügeaufnahmen von diversen Gusseisengüten inklusive Detailbildern charakteristischer Gefügebestandteile finden sich in [139, 140].

Insbesondere durch die Legierungselemente Silizium, Aluminium und Chrom sind **Sondergusseisen** einstellbar [134]. Hierzu gehören beispielsweise die hochsiliziumlegierten Gusseisengüten mit Kugelgraphit, die über eine mischkristallverfestigte Ferritmatrix verfügen [141], oder die ausferritischen Gusseisengüten mit Kugelgraphit (ADI: austempered ductile iron), die sich durch besonders hohe Festigkeiten auszeichnen [142]. Bild 2.19 fasst die zuvor erläuterten Eisengusswerkstoffe samt charakteristischer Kohlenstoffgehalte zusammen. Im nachfolgenden Kapitel wird die in der Grafik hervorgehobenen Gusseisengüte mit Kugelgraphit detailliert vorgestellt.

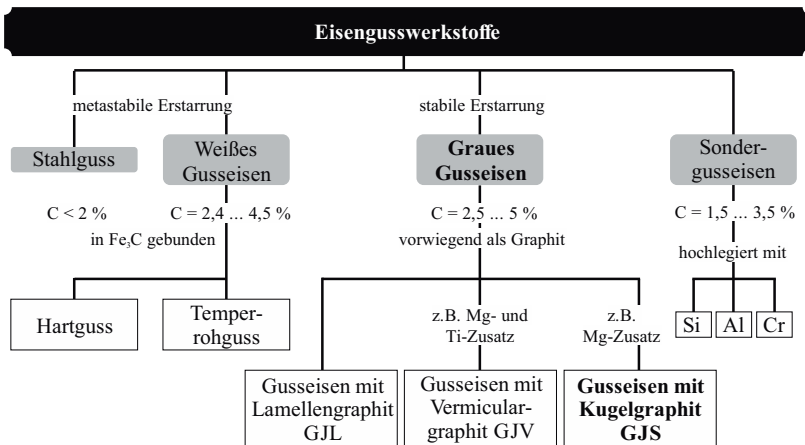


Bild 2.19: Übersicht der Eisengusswerkstoffe, nach [134]

2.2.2 Gusseisen mit Kugelgraphit

Ende der 30er Jahre des zwanzigsten Jahrhunderts wurde erstmals in Aachen die kugelige Graphitbildung bei Gusseisen beobachtet. Etwa zehn Jahre später wurde bei Untersuchungen in Großbritannien sowie in den Vereinigten Staaten die spezifische Graphitform durch die Zugabe von Cer bzw. Magnesium erzielt. [143] Diese Elemente werden noch heute der Schmelze auf Grund ihrer Schwefel- sowie Sauerstoffaffinität zugegeben und fördern die kugelige Graphitbildung. Ferner kommt für die Herstellung von Sphäroguss (alternative Bezeichnung für Gusseisen mit Kugelgraphit) vorwiegend Rohmaterial hoher Reinheit, wie beispielsweise Stahlschrott und Roheisen, zum Einsatz. Ihr niedriger Gehalt an Störelementen ist Grundvoraussetzung für die kugelige Graphitbildung. Da Magnesium die Erstarrung nach dem metastabilen System begünstigt, folgt der Schmelzbehandlung regulär eine Impfbehandlung mit Ferrosilizium. Letzteres fördert die Erstarrung nach dem stabilen System und beeinflusst die Graphitbildung positiv. [135]

Eine einheitliche Graphitform und -größe vorausgesetzt, werden die mechanischen Eigenschaften des Sphärogusses maßgeblich durch die Matrix definiert. Abhängig von der Legierungszusammensetzung sowie den Abkühlbedingungen sind Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit und Austenit anzutreffen. [135] Zumeist kann das gewünschte Gefüge allein durch den Gießprozess eingestellt werden. Bei besonderen Anforderungen an die Gusseisengüten ist häufig jedoch eine nachträgliche Wärmebehandlung erforderlich. So kann etwa bei kaltzähem Gusseisen mit garantierter Kerbschlagarbeit ein nachträgliches Weichglühen zur Einstellung eines rein ferritischen Gefüges notwendig sein. [143] Eine Übersicht möglicher Wärmebehandlungsverfahren und ihrer Zielsetzung findet sich in [143].

Tabelle 2.2: Übersicht der Gusseisengüten mit Kugelgraphit, nach [141]

Gusseisengüte	dominierendes Matrixgefüge
EN-GJS-350-22 bis -450-10	Ferrit
EN-GJS-500-7	Ferrit-Perlit
EN-GJS-600-3	Perlit-Ferrit
EN-GJS-700-2	Perlit
EN-GJS-800-2	Perlit oder angelassener Martensit
EN-GJS-900-2	Martensit oder angelassener Bainit
EN-GJS-450-18 bis -600-10 (hochsiliziumlegiert)	mischkristallverfestigter Ferrit

Gemäß DIN EN 1563 [141] folgt die Bezeichnung der verschiedenen Gusseisengüten mit Kugelgraphit folgendem Schema: EN-GJS-Zugfestigkeit-Bruchdehnung (EN: Europäische Norm). Die mechanischen Kennwerte verstehen sich als vom Werkstoff zu erfüllende Mindestwerte. Sie werden an Proben bestimmt, die einem gegossenen Probestück mit einer Wandstärke kleiner gleich 30 mm entnommen wurden. Die sich abhängig vom Matrixgefüge einstellende Zugfestigkeit und Bruchdehnung veranschaulicht Tabelle 2.2. Mit zunehmendem Perlitgehalt ist dabei sowohl ein Anstieg der Festigkeit als auch ein Abfall der Duktilität zu beobachten.

Nachfolgend wird Sphäroguss im Kontext des Auslegungskonzepts diskutiert (siehe Kapitel 2.1). Anschließend wird seine Bedeutung im Anwendungsbereich der Windenergie erläutert.

Gusseisen mit Kugelgraphit im Kontext des Auslegungskonzepts

Als Konstruktionswerkstoff findet Sphäroguss in aktuellen Auslegungsrichtlinien, wie beispielsweise der konventionellen FKM-Richtlinie [17], Berücksichtigung. Letztere definiert das **Schwellenwertverhalten** in Form der Ermüdungsfestigkeit und listet Werkstoffkennwerte für unterschiedliche Beanspruchungsformen. Die Werte basieren großteils auf empirischen Korrelationen, welche neueren Gusseisengüten nicht vollends gerecht werden. Die Erweiterung und Erneuerung der funktionalen Zusammenhänge ist deshalb Untersuchungsgegenstand eines IGF-Vorhabens [144] (IGF: Industrielle Gemeinschaftsforschung). Gemäß der FKM-Richtlinie kann die Mittelspannungsempfindlichkeit auf Basis empirischer Korrelationen abgeschätzt werden. Für Sphäroguss berechnet sich diese wie folgt [17]:

$$M = 0,35 \cdot 10^{-3} \cdot \frac{R_m}{\text{MPa}} + 0,08 \quad . \quad (2.70)$$

Der Tatsache, dass bei Gusseisen fertigungsbedingte Defekte nicht ausgeschlossen werden können, wird mit zusätzlichen Sicherheitsaufschlägen Rechnung getragen [17].

Außerhalb aktueller Regelwerke existieren zahlreiche Publikationen zur Ermüdungsfestigkeit von Sphäroguss unter Berücksichtigung diverser Einflussfaktoren. Nachfolgend werden ausschließlich Ansätze vorgestellt, die sich mit der schadenstoleranten Betrachtung auseinandersetzen. Hierzu gehören beispielsweise die Arbeiten Taylors et al. [145] sowie Zambranos [146], in denen die Vorhersage der Ermüdungsfestigkeit gekerbter Strukturen auf Basis bruchmechanischer Ansätze im Fokus steht. Während Taylor et al. sowohl Gusseisen mit Lamellengraphit als auch ferritischen und perlitischen Sphäroguss untersuchten, konzentrierte sich Zambrano auf eine rein ferritische Güte. Andere Untersuchungen setzen sich explizit mit Graphitentartungen auseinander. Beispielsweise analysierte Ferro [147] die Auswirkungen von Chunky-Graphit (örtliche Anhäufung kleiner, abgerundeter Graphitlamellen [140]) auf die Ermüdungsfestigkeit einer rein ferritischen Güte. Diese und weitere Graphitentartungen sind auch Gegenstand eines IGF-Vorhabens [148], das sich mit dem hochsiliziumlegierten Sphäroguss beschäftigt. Aufbauend auf experimentellen und metallographischen Analysen wird dort eine simulationsgestützte Methodik zur Vorhersage der Ermüdungsfestigkeit bei variierenden Graphitmorphologien entwickelt. Die klassische Beschreibung des Schwellenwertverhaltens in Form des KTD war wiederum Untersuchungsgegenstand bei Nadot et al. [149]. Verschiedene Ansätze wurden hinsichtlich ihrer Eignung zur Beschreibung des Einflusses natürlicher Defekte auf das Schwellenwertverhalten analysiert. Die Untersuchungen beschränkten sich auf eine ferritische Güte. Die Beschreibung der Defekte basiert auf dem $\sqrt{area}$ Konzept gemäß Murakami (siehe Kapitel 2.1.2). Es wurde auch von Marquis et al. [150] sowie Rausch et al. [151] zur Korrelation der Ermüdungsfestigkeit mit gusseisentypischen Defekten verwendet. Erstere konzentrierten sich auf ferritisch-perlitischen Sphäroguss unter Berücksichtigung des Mittelspannungseinflusses, wohingegen letztere die Zusammenhänge für diverse Gusseisengüten (Gusseisen mit Lamellen-, Vermicular- und Kugelgraphit) untersuchten.

Untersuchungen zum **Kurzrissfortschritt** beschränken sich maßgeblich auf ADI sowie rein ferritischen Sphäroguss. Clement et al. [152] untersuchten bei letzterem sowohl den Kurz- als auch Langrissfortschritt. Sie beobachteten eine erhöhte Rissfortschrittsrate für kurze Risse sowie eine Risslängenabhängigkeit des LR-Schwellenwerts. Wesentliche Ursache für den Unterschied zwischen Kurz- und Langrissfortschritt war Risssschließen, sodass ihnen die einheitliche Darstellung auf Basis eines effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors gelang. Verdu et al. [153] untersuchten vorwiegend qualitativ die Rissinitiation und -ausbreitung über mehrere Graphitkugeln bis hin zum halbkreisförmigen Oberflächenriss. Für die dreidimensionale Darstellung der Rissentwicklung bedienten sie sich der Röntgentomographie. Auch Marrow et al. [154] nutzen diese zur kleinschrittigen Dokumentation der Rissentstehung sowie des Kurzrissfortschritts in ADI. Ferner untersuchten sie den Einfluss der ausferritischen Mikrostruktur auf Rissverzögerung und -stillstand [155]. Die primären Austenitkorn Grenzen bildeten dabei die stärkste Barriere gegen Rissfortschritt. Die Austenitkorngröße

definierte die Risslänge nicht wachstumsfähiger Risse. Jedoch nahm der Mikrostruktureinfluss mit wachsender Risslänge ab. Im Fokus der Untersuchungen Stokes et al. [156] stand die Interaktion des Risses mit Graphit. Bei höheren Beanspruchungen beobachteten sie zahlreichere Graphitkugeln entlang des Risspfades. Diese förderten Unstetigkeiten im Rissverlauf. Ein Vergleich von Kurz- und Langrissfortschritt zeigte auch für ADI, dass kurze Risse schneller wachsen als lange.

Eine aktuelle Auslegungsrichtlinie, die sich maßgeblich auf den **Langrissfortschritt** konzentriert und in der Sphäroguss berücksichtigt wird, ist die FKM-Richtlinie für den bruchmechanischen Festigkeitsnachweis [18]. Letzterer beruht auf der Annahme eines Werkstoffs mit definiertem Anriss. Desse Mindestgröße wird durch die Detektionsgrenzen zerstörungsfreier Prüfverfahren vorgegeben, welche oft größer als werkstofftypische Defekte des Gusseisens sind. Im Anhang der Richtlinie werden bruchmechanische Werkstoffkennwerte für Gusseisen gelistet. Dabei sind vorwiegend die ferritischen und ferritisch-perlitischen Güten gut dokumentiert, insbesondere bei den höherfesten sowie neueren Güten ist die Auflistung lückenhaft.

Die Entwicklung der in Kapitel 2.1.4 vorgestellten Langrissfortschrittsgesetze stützt sich maßgeblich auf Untersuchungen an Stahl, Aluminium- und Titanlegierungen. Erst seit den 80er Jahren des zwanzigsten Jahrhunderts wurde Gusseisen im Sinne der Bruchmechanik analysiert. Hierzu zählen beispielsweise die Bruchzähigkeits- und Rissfortschrittsuntersuchungen Speidels [157] an Temperrohrguss sowie Gusseisen mit Lamellen- und Kugelgraphit. Letzteres stand im Fokus bei Bulloch et al. [158, 159], die den Einfluss eines variierenden Ferrit- und Perlitgehalts auf den Rissfortschritt untersuchten. Unter Berücksichtigung einer Vielzahl von Spannungsverhältnissen beobachteten sie einen nahezu linearen Abfall des LR-Schwellenwerts mit steigendem Spannungsverhältnis sowie eine Konvergenz für $R \rightarrow 1$. Der Einfluss des Spannungsverhältnisses wurde auch von Jen et al. [160, 161] bei einer perlitisch-ferritischen Güte analysiert. Ergänzende fraktographische Untersuchungen zeigten, dass die Bruchmechanismen auf der Mikroebene abhängig vom Grundgefüge variieren. Darüber hinaus war das Risssschließen Gegenstand diverser experimenteller Untersuchungen. Sowohl Tokaji et al. [162] als auch Griswold et al. [163] berücksichtigten es im Rahmen von Rissfortschrittsuntersuchungen. Erstere analysierten diverse Matrixzusammensetzungen (ferritisch, ferritisch-perlitisch und ausferritisch) und beobachteten einen Mikrostruktureinfluss, insbesondere im schwellenwertnahen Bereich. Mittels des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors gelang ihnen eine einheitliche Darstellung aller Matrixvariationen. Griswolds et al. [163] Untersuchungen konzentrierten sich hingegen auf eine ferritisch-perlitische Güte. Im Gegensatz zu Tokaji et al. [162] gelang ihnen mit dem effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktor keine einheitliche Darstellung von Rissfortschrittskurven variierender Spannungsverhältnisse. Ihr Einfluss konnte nicht ausschließlich über Risssschließen erklärt werden.

Vergleichbar zum Kurzrissfortschritt konzentrieren sich neuere Untersuchungen vorwiegend auf ADI [164–169] sowie die rein ferritischen Güten EN-GJS-400-15 [170] und EN-GJS-400-18(LT) [171–174]. Insbesondere die letzte Güte ist ein in der Windenergie häufig verwendeter Konstruktionswerkstoff. Dieses spezielle Anwendungsfeld ist Gegenstand des nachfolgenden Unterkapitels.

Gusseisen mit Kugelgraphit im Kontext der Windenergie

Gusseisen, und fast ausschließlich solches mit Kugelgraphit, ist vorwiegend in der Gondel einer Windenergieanlage anzutreffen. Es ist der dominierende Konstruktionswerkstoff für Strukturkomponenten, welche großvolumige Bauteile komplexer Geometrie sind. Tabelle 2.3 listet exemplarisch dort zum Einsatz kommende Sphärogussgüten sowie zugehörige Bauteile auf. Vielseitig einsetzbar sind die ferritischen Güten, welche eine hohe Zähigkeit mit ausreichender Festigkeit kombinieren. Die Güte mit dem Kürzel LT (low temperature) ist dabei für den Einsatz bei tiefen Temperaturen geeignet und garantiert eine Mindestkerbschlagarbeit [141]. Für Bauteile, die hohen Beanspruchungen ausgesetzt sind, ist die Festigkeit der ferritischen Güten jedoch nicht ausreichend. Hier kommt insbesondere die perlitische Güte EN-GJS-700-2 zum Einsatz.

Tabelle 2.3: exemplarische Übersicht von in der Windenergie verwendeten Gusseisengüten und zugehörigen Bauteilen, nach [13]

Gusseisengüte	exemplarisches Bauteil
EN-GJS-400-15/-18	Drehmomentstütze Getriebegehäuse
EN-GJS-400-18LT	Rotornabe Rotorwelle Maschinenträger Lagergehäuse Bremszange Drehmomentstütze
EN-GJS-600-3	Bremszange
EN-GJS-700-2	Planetenträger Getriebeflansch

Relevante Auslegungswerke im Bereich der Windenergie sind der internationale Auslegungsstandard IEC 61400 [12] (IEC: International Electrotechnical Commission) sowie die Richtlinie des Germanischen Lloyds [11]. Letztere besagt, dass für hochfeste Gusseisengüten mit einer Bruchdehnung $A < 12,5 \%$ und einer Kerbschlagarbeit $KV < 10 \text{ J}$ ein erweiterter Festigkeitsnachweis geführt werden muss. Dies betrifft insbesondere die hochfeste Güte EN-GJS-700-2, es kann aber auch für dukti-

lere Gusseisengüten beim Einsatz in Kaltklimaumgebungen und dem damit einhergehenden Zähigkeitsverlust relevant werden. Die Forderung nach einem erweiterten Festigkeitsnachweis begründet sich maßgeblich in den bei Gusseisen nicht auszuschließenden fertigungsbedingten Fehlstellen im Werkstoffgefüge. In hochbeanspruchten Bauteilbereichen können sie rissinitiiierend wirken. Dies ist umso kritischer, je niedriger die Werkstoffzähigkeit und die Reserve gegen Restgewaltbruch sind.

Da der internationale Auslegungsstandard IEC 61400 [12] nur unzureichend auf den Temperaturbereich zwischen -20 °C und -40 °C anwendbar ist, wurde speziell für den Einsatz unter Kaltklimabedingungen die VDMA-Richtlinie 23901 [13] verfasst. Sie definiert Bedingungen, unter denen ein bruchmechanischer Nachweis für Strukturkomponenten zu erbringen ist. Für den davon maßgeblich betroffenen Planetenträger und den zugehörigen Konstruktionswerkstoff EN-GJS-700-2 wird das Vorgehen in einer separaten VDMA-Richtlinie 23902 [16] erläutert. Fallstudien hierzu finden sich in [175, 176].

Problematisch gestaltet sich der bruchmechanische Nachweis für EN-GJS-700-2 vor dem Hintergrund, dass die im Sinne der Bruchmechanik bisher untersuchten perlitischen Gusseisengüten [157–163] zumeist einen Restgehalt Ferrit enthielten. Folglich sind die dort gewonnenen Erkenntnisse und ermittelten Werkstoffkennwerte nicht vorbehaltlos auf EN-GJS-700-2 übertragbar. Seltenst wurde diese hochfeste Gusseisengüte bisher im Sinne einer schadenstoleranten Auslegung quantitativ charakterisiert. So stand beispielsweise die qualitative Beschreibung der Schädigungsmechanismen auf der Mikroebene im Fokus der Untersuchungen Iacoviello et al. [177] sowie Reques et al. [178]. Das thermomechanische sowie konventionelle Ermüdungsverhalten wird in [179–181] bzw. [151, 182] diskutiert. Letzteres ist auch Untersuchungsgegenstand von Bleicher et al. [183], die speziell für den Einsatzbereich Windenergie sowohl die statische Festigkeit als auch die Ermüdungsfestigkeit bei -40 °C und Raumtemperatur bestimmten. Bei statischer Beanspruchung wirkte die niedrige Temperatur festigkeitssteigernd, wohingegen bei zyklischer Beanspruchung ein leichter Festigkeitsabfall (von 1 bis 5 %) und ein Anstieg der Mittelspannungsempfindlichkeit zu beobachten waren. Eine der wenigen Veröffentlichungen mit Rissfortschrittsuntersuchungen an EN-GJS-700-2 geht auf D'Agostino et al. [184] zurück. Für drei unterschiedliche Spannungsverhältnisse wurde der stabile Bereich des Rissfortschritts charakterisiert und durch qualitative metallographische Analysen ergänzt.

Trotz der aufschlussreichen Untersuchungsergebnisse für EN-GJS-700-2 ist auf deren Basis keine ganzheitliche schadenstolerante Auslegung möglich. Auf Grund unzureichenden Detailwissens müssen oft konservative Annahmen getroffen werden, sodass das Potential moderner Rissfortschrittsgesetze für eine genaue Lebensdauervorhersage nicht ausgeschöpft wird. Sowohl Pollicino [19] als auch Pusch [185] und Dobi [20] kommen zu dem Schluss, dass für diverse Sphärogussgüten das Wissen

zu statistisch abgesicherten und nach Norm ermittelten bruchmechanischen Kennwerten derzeit unzureichend ist.

3 Zielsetzung und Lösungsweg

Die in Kapitel 2.1 geschilderten Auslegungskonzepte wurden maßgeblich für Stahl sowie Titan- und Aluminiumlegierungen entwickelt. Die Werkstoffauswahl begründet sich in den Anwendungsbereichen, bei denen das Bedürfnis nach einer schadenstoleranten Auslegung am größten war, beispielsweise in der Luft- und Raumfahrtindustrie [186]. Heute stellen die Windenergiebranche und dort verbaute Gussstrukturkomponenten ein neues Anwendungsfeld dar. Für einen sowohl sicheren als auch wirtschaftlichen Betrieb von Windenergieanlagen, beispielsweise zur Abschätzung von Restlebensdauern, ist die schadenstolerante Bauteildimensionierung von enormer Bedeutung. Wie den Schilderungen aus Kapitel 1 und Kapitel 2.2.2 zu entnehmen, ist dabei der Bedarf bei dem hochbeanspruchten Planetenträger, gefertigt aus EN-GJS-700-2, am größten.

Deshalb ist die übergeordnete **Zielsetzung** der vorliegenden Arbeit, ein schadenstolerantes Auslegungskonzept für die hochfeste Gusseisengüte EN-GJS-700-2 zu entwickeln. Dieses soll die drei charakteristischen Stadien der Schadensentwicklung: Schwellenwertverhalten, Kurz- und Langrissfortschritt, berücksichtigen. Hierzu wurden die nachfolgenden individuellen Teilziele formuliert:

- Das Schwellenwertverhalten von EN-GJS-700-2 soll in Form des Kitagawa-Takahashi-Diagramms und unter Berücksichtigung realer, gusseisentypischer Defekte beschrieben werden. Der Einfluss sowohl der Risslänge als auch der Mittelspannung sollen Beachtung finden. Ferner soll für gusseisentypische Defekte und unter Berücksichtigung deren geometrischer Vielfalt ein funktionaler Zusammenhang zur Beschreibung des Beanspruchungszustandes formuliert werden.
- Der Kurzrissfortschritt in EN-GJS-700-2 soll unter Berücksichtigung des Werkstoffgefüges qualitativ analysiert und quantitativ charakterisiert werden. Bei letzterem soll explizit eine mögliche Risslängenabhängigkeit des Schwellenwerts als auch die Relevanz des Risssschließens untersucht werden. Eine einheitliche Beschreibungsform von kurzen und langen Rissen ist, in Hinblick auf das zu entwickelnde Auslegungskonzept, anzustreben.
- Der Langrissfortschritt in EN-GJS-700-2 soll vom LR-Schwellenwert bis hin zum instabilen Bruch mittels eines kontinuierlichen Rissfortschrittsgesetzes beschrieben werden. Sowohl der Mittelspannungseinfluss als auch die Relevanz des Risssschließens sollen quantifiziert und in das Rissfortschrittsgesetz integriert werden.

Das zu den einzelnen Stadien generierte Werkstoffverständnis über die Versagensmechanismen auf mikro- und makroskopischer Ebene soll abschließend in ein ganzheitliches Auslegungskonzept einfließen. Dieses soll die Beschreibung der Schadensentwicklung, vom Schwellenwertverhalten über den Kurz- bis hin zum Langrissfortschritt in EN-GJS-700-2, erlauben.

Bei der vorliegenden Arbeit bildet eine umfassende experimentelle Charakterisierung des Werkstoffs die Basis für sich anschließende analytische Untersuchungen. Dort, wo diese Methoden an ihre Grenzen stoßen, werden sie durch numerische Simulationsverfahren ergänzt. Zur Berücksichtigung gusseisentypischer Defekte werden alle Probekörper einem realen Bauteil entnommen. In Anlehnung an die drei Stadien der Schadensentwicklung gestaltet sich der **Lösungsweg** dreigeteilt:

- Das Schwellenwertverhalten wird mittels konventioneller sowie modifizierter Ermüdungsversuche quantifiziert. Ergänzende metallographische Analysen der Bruchflächen dienen zur Charakterisierung rissauslösender Defekte. Ihr Beanspruchungszustand wird mit Hilfe numerischer Methoden bestimmt. Die abschließende analytische Aufbereitung der sowohl experimentellen als auch metallographischen und numerischen Ergebnisse liefert, unter Berücksichtigung von Ergebnissen des Langrissfortschritts, eine mathematische Beschreibung des Schwellenwertverhaltens in EN-GJS-700-2. (graphische Veranschaulichung siehe Kapitel 5.1)
- Zur Untersuchung des Kurzrissfortschritts werden Rissfortschrittsversuche, begleitet durch eine Echtzeitdokumentation, durchgeführt. Ergänzende metallographische Analysen ermöglichen die Korrelation mit der Mikrostruktur. Zur Analyse der Risslängenabhängigkeit des Schwellenwerts wird auf Untersuchungsergebnisse zum Schwellenwertverhalten zurückgegriffen. Zur Bewertung der Relevanz des Risssschließens erfolgt ein Vergleich von Kurz- mit Langrissfortschrittsdaten. Dies sowie eine umfangreiche analytische Auswertung erlauben abschließend die mathematische Beschreibung des Kurzrissfortschritts in EN-GJS-700-2. (graphische Veranschaulichung siehe Kapitel 5.2)
- Zur Charakterisierung des Langrissfortschritts werden sowohl Bruchzähigkeitsversuche als auch Rissfortschrittsversuche unter Variation des Spannungsverhältnisses sowie des maximalen Spannungsintensitätsfaktors durchgeführt. Die Untersuchung des Risssschließens erfolgt auf mehreren Wegen, unter anderem mittels in-situ Versuchen im Rasterelektronenmikroskop (REM). Ergänzende Arbeiten konzentrieren sich auf die Bruchflächenrauheit sowie die analytische Ergebnisauswertung, welche abschließend eine mathematische Beschreibung des Langrissfortschritts in EN-GJS-700-2 erlaubt. (graphische Veranschaulichung siehe Kapitel 5.3)

Die finale Kombination der individuell für jedes Stadium entwickelten mathematischen Modelle liefert das gesuchte schadenstolerante Auslegungskonzept. Dessen elementare Bestandteile sowie Struktur sollen in Form eines Ablaufdiagramms veranschaulicht werden. Der abschließende Vergleich von berechneten und experimentell ermittelten Lebensdauern erlaubt eine Aussage über die Vorhersagegüte des Auslegungskonzepts.

4 Bauteil und Werkstoff

Nachfolgend wird der Untersuchungsgegenstand dieser Arbeit, ein Planetenträger gefertigt aus EN-GJS-700-2, vorgestellt. Das erste Unterkapitel widmet sich dem Bauteil selbst und erläutert dessen grundlegende Funktion sowie Belastung. Im zweiten Unterkapitel steht hingegen dessen Konstruktionswerkstoff im Vordergrund und wird anhand eines dem Planetenträger entnommenen Segments metallographisch sowie grundlegend mechanisch charakterisiert.

4.1 Planetenträger

Der untersuchte Planetenträger war Teil des Hauptgetriebes einer 3 MW Windenergieanlage. Er wurde im Sandguss aus der für dieses Bauteil typischen Gusseisengüte EN-GJS-700-2 hergestellt. Bild 4.1 zeigt schematisch die Bauteilgeometrie, die in Schaft sowie Käfig unterteilt wird. Der Schaft wird über einen Schrumpfsitz mit der Rotorwelle gefügt, wodurch deren Rotation auf den Planetenträger übertragen wird. Dessen Käfig ist durch einen Presssitz mit drei Bolzen verbunden, auf denen die Planetenräder des Getriebes sitzen. Sie treiben das im Zentrum des Planetenträgers befind-

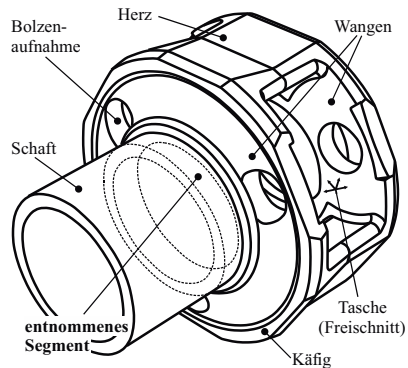


Bild 4.1: schematische Darstellung des Planetenträgers samt entnommenem Segment

liche Sonnenrad an, welches auf einer drehbar gelagerten Abtriebswelle sitzt. Im Bereich der Windenergie dient das Planetengetriebe somit der Transformation einer niedrigen Rotordrehzahl in eine höhere Wellendrehzahl. Charakteristisch für dieses Getriebe sind hohe Übersetzungsverhältnisse, gleichwohl es zumeist mit weiteren Planeten- (mehrstufige Variante) oder Stirnradgetrieben kombiniert wird [14].

Die durch den Betrieb des Planetenträgers maßgeblich entstehenden Belastungen sind Biegemomente. Sie wirken sowohl um die Planetenträgerachse entlang des Schafts als auch jeweils senkrecht dazu. Hochbeanspruchte Bauteilbereiche sind, neben den Bolzenaufnahmen, der Steifigkeitssprung im Käfig zwischen Tasche (durch diesen ragen die Planetenräder) und Herz (auch Steg genannt) sowie der Übergang zwischen Schaft und Käfig. Letzteres stellt zumeist die kritischste Bauteilstelle dar, weshalb dort ein Ringsegment für die experimentellen Untersuchungen dieser Arbeit entnommen wurde. In Bild 4.1 wird dieser Bereich durch gestrichelte Linien angedeutet.

4.2 Hochfestes Gusseisen EN-GJS-700-2

Bild 4.2 zeigt den Querschnitt des dem Planetenträger entnommenen Ringsegments. Für die spätere Probenentnahme wurde dieses entlang der Umfangsrichtung, ähnlich einem Kuchen, in Scheiben unterteilt. Sowohl der äußere als auch der innere Bereich des Querschnitts waren mit einer Gushaut überzogen.

Die **chemische Zusammensetzung** wurde jeweils für den äußeren, mittleren und inneren Bereich mittels Leco- sowie Umschmelzanalyse bestimmt. Erstere dient zur Quantifizierung des Kohlenstoff- und Schwefelgehalts, wohingegen

letztere zur Analyse aller übrigen Elemente zum Einsatz kommt. Ein Gradient zeigte sich nur beim Kohlenstoffgehalt (äußerer Bereich: 3,52 %, mittlerer Bereich: 3,51 %, innerer Bereich: 3,47 %). Die über den gesamten Querschnitt gemittelten Werte fasst Tabelle 4.1 zusammen.

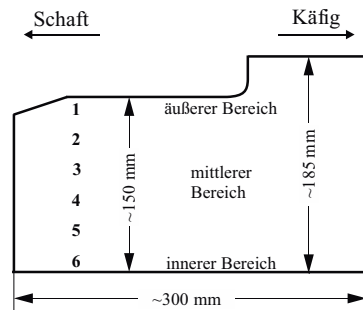


Bild 4.2: Querschnitt des Planetenträgersegments

Tabelle 4.1: chemische Zusammensetzung

Fe [%]	C [%]	Si [%]	Cu [%]	Mn [%]	Mo [%]	Ni [%]	Cr [%]
92,15	3,50	2,32	1,23	0,38	0,21	0,05	0,05

Spuren (< 0,025 %) an Mg, Co, V, P, Ti, Sn, Sb, S, As

Während der Bauteilherstellung unterliegt das dickwandige Ringsegment lokal variierenden Erstarrungs- und Abkühlungsbedingungen. Daher wurden für die in Bild 4.2 vom äußeren zum inneren Bereich durchnummerierten Positionen metallographische Analysen durchgeführt. Anhand einer Ergebnisauswahl verdeutlicht Bild 4.3 den technologischen Größeneinfluss. Durch die erhöhte Wärmeabfuhr im äußeren Bereich (Position 1) bildete sich dort eine feine **Mikrostruktur** aus. Dies zeigt sich insbesondere in der hohen Graphitkugelhahl. Das Innere des Planetenträgerschafts (Position 6) wird hingegen durch eine grobe Mikrostruktur charakterisiert. Hier ist die Wahrscheinlichkeit für fertigungstypische Defekte oder Graphitentartungen erhöht. Zwischen beiden Extrema erfolgt (vom äußeren zum inneren Bereich) eine kontinuierliche Graphitvergrößerung sowie Reduktion der Graphitkugelhahl. Darüber hinaus ist die rein perlitische Matrix ein charakteristisches Merkmal der Gusseisengüte EN-GJS-700-2, wie es die geätzten Schliffbilder (3 % Nitalätzung) auf der rechten Seite von Bild 4.3 zeigen. Ergänzende Gefügaufnahmen bei unterschiedlichen Vergrößerungen sind dem Anhang beigelegt (Bild 12.1 und Bild 12.2).

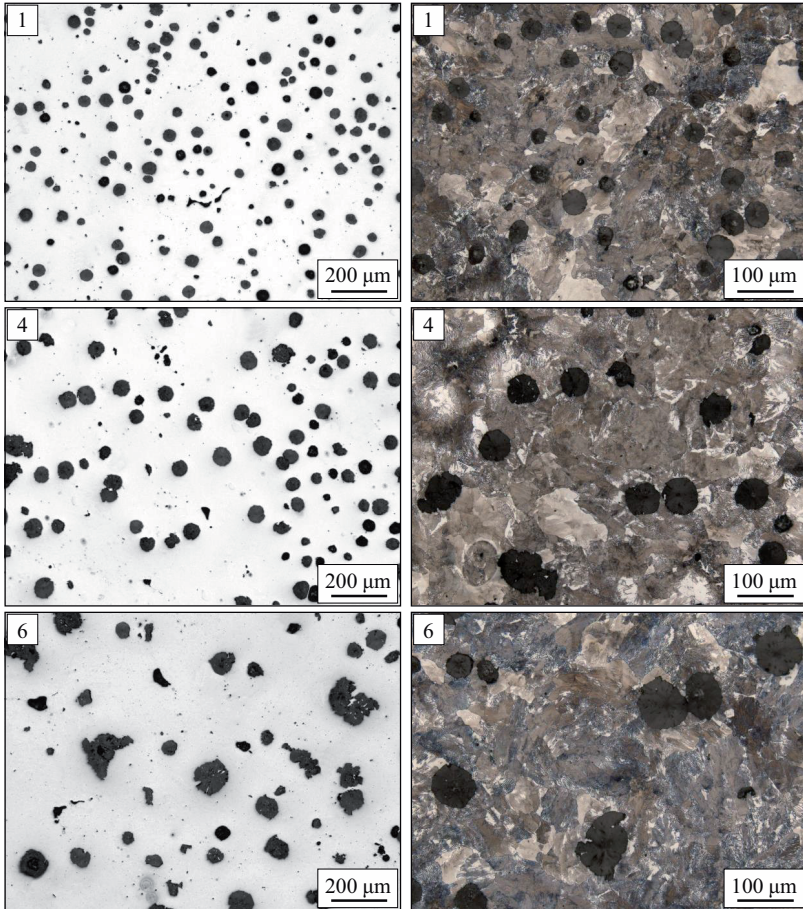


Bild 4.3: Gefügeaufnahmen (links: ungeätzt, rechts: geätzt) über den Querschnitt des Planetenträgersegments (Zuordnung siehe Bild 4.2, 1: äußerer Bereich, 4: mittlerer Bereich, 6: innerer Bereich)

Zur Quantifizierung des lokalen Gefüges wurde softwaregestützt [187] und auf Basis von Schliffbildern eine Gefügekenngröße ermittelt. Eine automatisierte Bestimmung der Korngröße erwies sich als schwierig, weshalb die Wurzel der durchschnittlichen Graphitkugelfläche $\sqrt{A_G}$ als charakteristisches Merkmal diente. Für jede Position wurden fünf ungeätzte Schliffbilder mit einer Gesamtfläche von rund 7,3 mm² ausgewertet, was einer berücksichtigten Kugelzahl von über 1.100 im äußeren bzw. fast 600 im inneren Bereich entspricht. Bild 4.4 zeigt die Häufigkeitsverteilung dieser Gefügekenngröße unter Berücksichtigung aller Positionen im Planetenträgersegment. Der Mittelwert beläuft sich auf etwa $\sqrt{A_G} = 34 \mu\text{m}$.

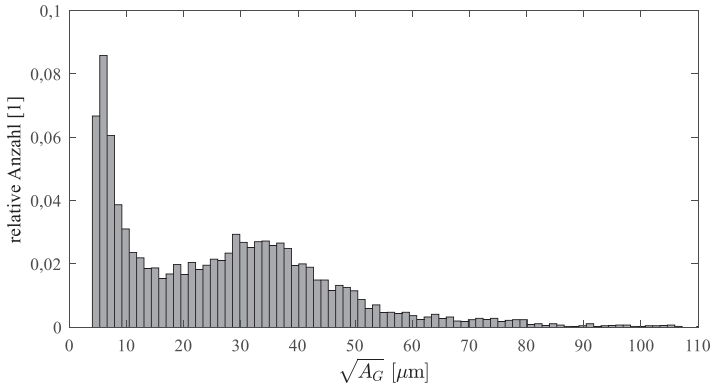


Bild 4.4: Häufigkeitsverteilung der Wurzel der Graphitkugelfläche unter Berücksichtigung des gesamten Querschnitts des Planetenträgersegments

Analog zu den metallographischen Analysen wurden für die in Bild 4.2 dargestellten Positionen **lokale mechanische Eigenschaften** ermittelt. Dies soll insbesondere der Einordnung des Werkstoffs im Vergleich zu anderen Gusseisengüten dienen. Für jede Position wurde die Brinell-Härte H_B als Mittelwert dreier Messungen in Luft bei Raumtemperatur und gemäß DIN EN ISO 6506-1 [188] bestimmt (Härteprüfer der Otto-Wolpert-Werke GmbH). Ferner wurden Zugversuche bei Raumtemperatur in Luft und in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1 [189] durchgeführt (Zugprüfmaschine von Zwick/Roell, Kapazität 100 kN). Hierzu wurde an jeder Position eine genormte Zugversuchsprobe gemäß DIN EN 1563 [141] entnommen (Prüfdurchmesser 7 mm, Anfangsmesslänge 35 mm).

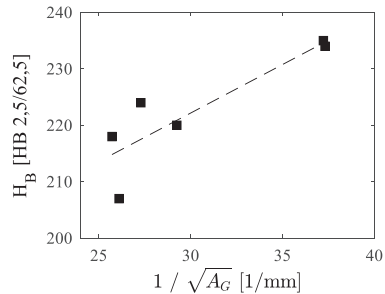


Bild 4.5: Brinell-Härte als Funktion der mittleren Kugelgraphitfläche

Bild 4.5 zeigt den Verlauf der Brinell-Härte über dem Kehrwert der Wurzel der durchschnittlichen Graphitkugelfläche. Mit Bezug zum Querschnitt des Planetenträgersegments ist ein Härteanstieg vom inneren zum äußeren Bereich bzw. mit feiner werdender Mikrostruktur zu erkennen. Die Streuung der Härte ist im Bereich der groben Mikrostruktur erhöht. Funktional lässt sich der Zusammenhang wie folgt beschreiben:

$$H_B = \left[171 + 1,72 \cdot \frac{1 \text{ mm}}{\sqrt{A_G}} \right] HB_{2,5/62,5} \quad (4.1)$$

Ein ähnliches Bild ergibt sich für die statische Festigkeit in Bild 4.6. Dort sind sowohl die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und die Zugfestigkeit R_m als auch die Bruchdehnung A über dem Kehrwert der Wurzel der durchschnittlichen Graphitkugelfläche aufgetragen. Da beim Zugversuch für Position 6 die Probe nahe dem Einspannkopf brach, war der Versuch ungültig. Die Ergebnisse fanden nachfolgend keine Berücksichtigung. Analog zur Härte nehmen die 0,2 %-Dehngrenze und die Zugfestigkeit mit feiner werdender Mikrostruktur zu. Für letztere ist der Effekt ausgeprägter. Gleiches gilt für die Bruchdehnung, wobei sie einer großen Streuung unterliegt. Der funktionale Zusammenhang kann wie folgt beschrieben werden:

$$R_{p0,2} = \left[396 + 2,07 \cdot \frac{1 \text{ mm}}{\sqrt{A_G}} \right] \text{ MPa} \quad , \quad (4.2)$$

$$R_m = \left[454 + 9,63 \cdot \frac{1 \text{ mm}}{\sqrt{A_G}} \right] \text{ MPa} \quad . \quad (4.3)$$

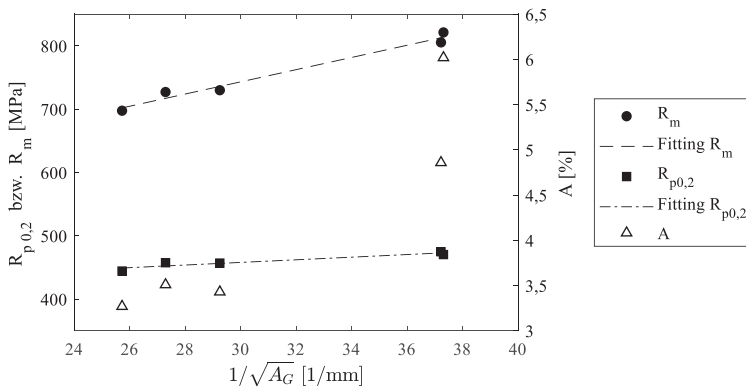


Bild 4.6: 0,2 %-Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung als Funktion der mittleren Kugelgraphitfläche

Tabelle 4.2: statische Kennwerte für EN-GJS-700-2, ermittelt am Planetenträgersegment bzw. nach Norm (bei vom Gussstück entnommenen Proben für Wanddicken im Bereich von 60 mm bis 200 mm) [141]

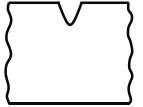
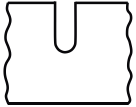
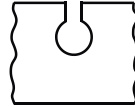
		$R_{p0,2} [MPa]$	$R_m [MPa]$	$A [\%]$	$E [MPa]$
Planetenträgersegment	Mittelwert	461	756	4,2	183.820
	Maximum	475	821	6,0	191.320
	Minimum	444	698	3,3	176.880
DIN EN 1563		370	600	1	176.000

Alle gültigen Versuchsergebnisse übertreffen die Mindestvorgaben der Norm [141]. Diese sowie die über den Querschnitt gemittelten Versuchsergebnisse des Planetenträgersegments zuzüglich Maximal- und Minimalwerten fasst Tabelle 4.2 zusammen. Der dort ebenfalls gelistete Elastizitätsmodul E wurde im Zugversuche bestimmt.

Gemäß dem Germanischen Lloyd [11] ist, neben einer niedrigen Bruchdehnung ($A < 12,5\%$), eine unzureichende Werkstoffzähigkeit wesentliches Kriterium für einen erweiterten Festigkeitsnachweis. Auf Grund dessen wurde abschließend das **temperaturabhängige Zähigkeitsverhalten** mit Hilfe des Kerbschlagbiegeversuchs analysiert (manueller Kerbschlagbiegehammer der Losenhausenwerke, Kapazität 300 J). Er wurde gemäß DIN EN ISO 148-1 [190] in Luft über einem Temperaturbereich von $T = -70 \dots 500\text{ °C}$ und an vier verschiedenen Probengeometrien durchgeführt (zugehörige Kerbradien r_K und graphische Veranschaulichung siehe Tabelle 4.3):

- Probe mit V-Kerbe gemäß DIN EN ISO 148-1 [190] (Normal-Probe, Länge: 55 mm, Höhe und Breite: 10 mm, verbleibende Höhe im Kerbgrund: 8 mm),
- Probe mit U-Kerbe gemäß DIN EN ISO 148-1 [190] (Normal-Probe, Länge: 55 mm, Höhe und Breite: 10 mm, verbleibende Höhe im Kerbgrund: 5 mm),
- Probe mit Bohrung und Sägeschnitt in Anlehnung an DIN 50115 [191] (Länge: 55 mm, Höhe und Breite: 10 mm, verbleibende Höhe im Kerbgrund: 5 mm) und
- Probe ohne Kerbe (Länge: 55 mm, Breite: 10 mm, Höhe: 8 mm).

Tabelle 4.3: mittlere Kerbschlagarbeit der Hochlage und Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit für verschiedene Probengeometrien

Kerbgeometrie	V-Kerbe	U-Kerbe	Bohrung	ohne Kerbe
Kerbschlagarbeit der Hochlage [J]	8,5	5,4	5,9	18,9
$T_{\text{Ü}}$ [°C]	76	17	2	2
r_K [mm]	0,25	1	1,75	-
graphische Veranschaulichung				

Je Probengeometrie und Temperaturniveau wurden im Übergangsbereich zwischen Hoch- und Tief- lage stets drei Proben getestet. Die Entnahme erfolgte aus dem äußeren, mittleren oder inneren Bereich des Planetenträgersegments. Ober- und unterhalb des Übergangsbereichs wurden immer zwei Proben unterschiedlicher Entnahmestellen geprüft. Bild 4.7 fasst das Ergebnis für alle Probengeo-

metrien zusammen, wobei die Kerbschlagarbeit jeweils dem Mittelwert aller Einzelversuche je Temperaturniveau entspricht. Im Anhang werden zusätzlich je Probengeometrie alle Einzelversuche unter Berücksichtigung des zugrundeliegenden Gefüges dargestellt (Bild 12.3 bis Bild 12.6).

Ein Einfluss der Entnahmestelle bzw. des Gefüges war nur bei den ungekerbten Proben erkennbar. Zumeist erzielten jene mit gröberer Mikrostruktur die niedrigste Kerbschlagarbeit, wie es Bild 12.6 im Anhang verdeutlicht. Abhängig von der Probenentnahmestelle lag die Streuung im Übergangsbereich bei durchschnittlich 8 J (ungekerbte Proben). Hierin begründet sich die Unstetigkeit im Kurvenverlauf aus Bild 4.7. Im Vergleich betrug bei den gekerbten Proben die Streuung maximal 0,75 J. Die Kurvenzüge der Proben mit U-Kerbe und Bohrung fallen beinahe zusammen. Dies ist auf eine vergleichbare Kerbschärfe sowie einen identischen Restquerschnitt zurückzuführen. Die Proben mit V-Kerbe unterscheiden sich von diesen maßgeblich in der Hochlage. Trotz höherer Kerbschärfe erzielen sie höhere Werte der Kerbschlagarbeit, was auf den größeren Restquerschnitt zurückzuführen ist. Der Kurvenzug der ungekerbten Proben liegt nochmals darüber. Der Querschnitt ist hier identisch zum Restquerschnitt der Proben mit V-Kerbe, sodass sich die höhere Kerbschlagarbeit in der fehlenden Kerbwirkung begründet.

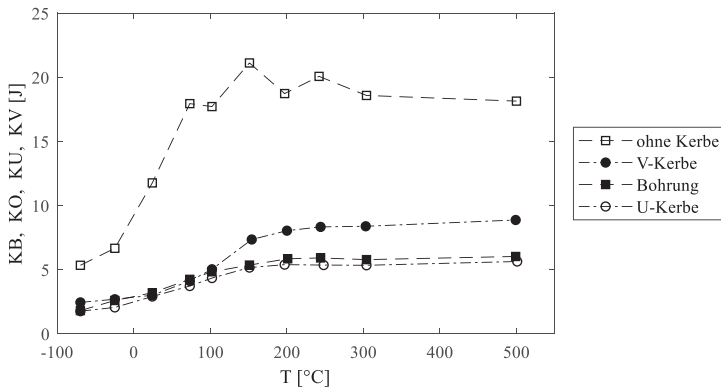


Bild 4.7: Kerbschlagarbeit verschiedener Probengeometrien über der Temperatur (KB: Probe mit Bohrung, KO: Probe ohne Kerbe, KU: Probe mit U-Kerbe, KV: Probe mit V-Kerbe)

Für die Probe mit V-Kerbe liegt bereits in der Hochlage die durchschnittliche Kerbschlagarbeit mit $KV = 8,5$ J unterhalb des Grenzwerts des Germanischen Lloyds ($KV = 10$ J) [11]. Die anderen Kerbkonfigurationen liegen nochmals darunter. Einzig die ungekerbte Probe erzielte ausreichend hohe Werte. Zur weiteren Diskussion wurde für alle Probenformen die Übergangstemperatur $T_{\bar{n}}$ bestimmt. Auf Grund mangelnder plastischer Verformung war dies weder über die seitliche Breite noch über

das Bruchflächenerscheinungsbild möglich. Deshalb wurde die Übergangstemperatur als jene Temperatur definiert, bei der 50 % der mittleren Kerbschlagarbeit der Hochlage unterschritten werden. Tabelle 4.3 fasst die Ergebnisse zusammen. Bereits bei 2 °C reduzierte sich die maximal erzielbare Kerbschlagarbeit der ungekerbten Probe auf die Hälfte. Sie unterschreitet dabei den vom Germanischen Lloyd geforderten Mindestwert, welcher, gleichwohl er sich auf eine V-Kerbe bezieht, hier als Referenz dient. Das Temperaturniveau liegt dabei deutlich oberhalb dessen einer Kaltklimatestumgebung (−40 °C bis −20 °C [13]). Unter Berücksichtigung dieser erweiterten Betrachtungen wird, neben der unzureichenden Bruchdehnung, auch das zweite Kriterium für einen erweiterten Festigkeitsnachweis klar erfüllt.

5 Methodisches Vorgehen

Nachfolgend werden die im Rahmen der Arbeit verwendeten Methoden beschrieben. Dabei wird die Unterteilung in Schwellenwertverhalten, Kurz- und Langrissfortschritt wieder aufgegriffen. Zu Beginn jedes Unterkapitels werden die wesentlichen Schritte des methodischen Vorgehens zusammengefasst. Eine Grafik veranschaulicht diese sowie deren individuelle Zielsetzung.

5.1 Schwellenwertverhalten

Zur Beschreibung des Schwellenwertverhaltens wurden zunächst konventionelle Ermüdungsversuche durchgeführt. Mittels derer wurde die Schwellenspannung eines defektarmen Werkstoffs bestimmt, welche zur Konstruktion der oberen Grenzgerade im KTD dient. Die Formzahl der verwendeten Probengeometrie wurde anhand numerischer Analysen ermittelt. Die rechte Grenzgerade im KTD wird über den LR-Schwellenwert definiert. Seine experimentelle sowie analytische Bestimmung werden in Kapitel 5.3.1 erläutert. Zur Validierung des Übergangsbereichs beider Grenzgeraden wurden modifizierte Ermüdungsversuche sowie umfangreiche Bruchflächenanalysen durchgeführt. Sie lieferten die Schwellenspannung in Abhängigkeit individueller gusseisentypischer Defekte. Die abschließende Ergebnisaufbereitung zeigte, dass mittels vorhandener analytischer Lösungen eine ganzheitliche Beschreibung des Schwellenwertverhaltens nicht möglich war. Daher wurden die experimentellen Untersuchungen durch numerische Simulationsstudien ergänzt. Anhand dieser konnte die Spannungsintensitätsfaktorlösung gusseisentypischer Defekte definiert werden. Das skizzierte Vorgehen sowie die jeweilige Zielsetzung veranschaulicht Bild 5.1.

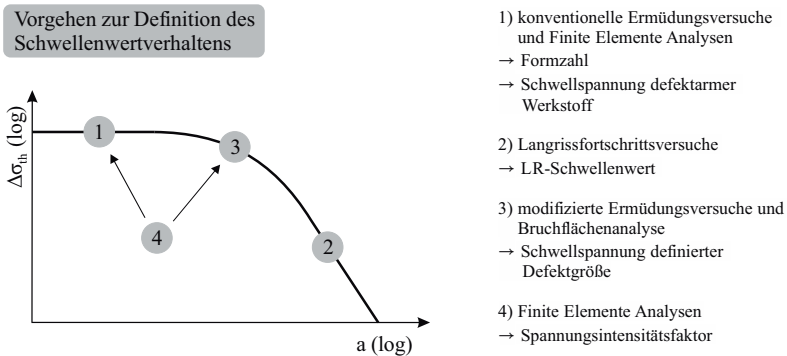


Bild 5.1: Übersicht des Vorgehens zur Definition des Schwellenwertverhaltens

5.1.1 Konventionelle Ermüdungsversuche

Bild 5.2 zeigt die für die konventionellen sowie modifizierten Ermüdungsversuche verwendete Probengeometrie. Die Funktion des zylindrischen Absatzes zwischen Prüfquerschnitt und Gewinde wird in Kapitel 5.1.2 erläutert. Nachfolgend werden die Finite-Elemente-Analyse (FEA) der Probe sowie die konventionellen Ermüdungsversuche beschrieben.

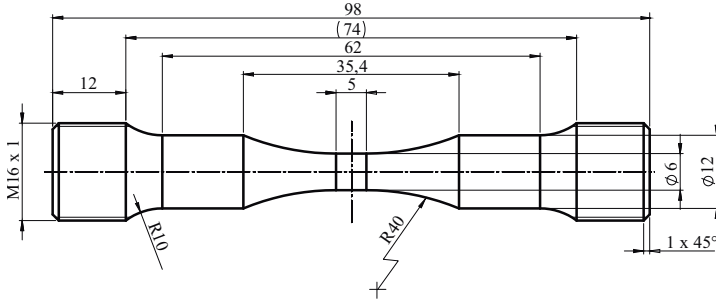


Bild 5.2: Probengeometrie für konventionelle und modifizierte Ermüdungsversuche (Angaben in [mm])

Finite-Elemente-Analyse zur Formzahl

Das Schwellenwertverhalten sollte für den ungekerbten Zustand untersucht werden. Folglich muss die Probengeometrie garantieren, dass Kerben oder Absätze keine übermäßige Spannungsüberhöhung hervorrufen. Dies wurde mittels FEA überprüft und anhand der Formzahl K_t quantifiziert. Sie beschreibt die durch eine Kerbe hervorgerufene Spannungsüberhöhung als Quotient aus maximaler Normalspannung im Kerbgrund $\sigma_{max,K}$ und Normalspannung σ_n im Nettoquerschnitt (Annahme linear-elastisches Materialverhalten) [25]:

$$K_t = \frac{\sigma_{max,K}}{\sigma_n} . \quad (5.1)$$

Die FEA wurde mit der kommerziell erhältlichen Software Abaqus/CAE [192] durchgeführt. Unter Nutzung der Symmetrie wurde die Probe quer zu ihrer Längsachse mittig geteilt und nur deren Hälfte modelliert. Das Materialverhalten wurde als isotrop und linear-elastisch angenommen. Der Elastizitätsmodul entsprach dem Mittelwert des Planetenträgersegments in Tabelle 4.2. Die Querkontraktionszahl wurde mit $\nu = 0,275$ aus der Norm [141] übernommen. Zur weitgehend strukturierten Vernetzung wurde die Probe unterteilt und anschließend mit linearen Hexaederelementen reduzierter Anzahl an Integrationspunkten (8 Knoten, 1 Integrationspunkt) vernetzt. Im spannungskritischen Bereich der Probenmitte wurde die Netzfeinheit erhöht. Die Belastung entsprach einer Zuglast von 5.000 N. Sie wurde über einen Referenzpunkt aufgebracht, welcher mit der planen Fläche am Gewin-

dekopft gekoppelt war. Die Sperrung der Probenbewegung entlang ihrer Längsachse erfolgte ebenfalls über einen Referenzpunkt. Seine Bewegung wurde wiederum mit der Symmetrieebene in der Probenmitte verknüpft. Beide Referenzpunkte lagen auf der Probenachse außerhalb des Modells.

Im Rahmen einer Konvergenzanalyse wurden drei Modelle analysiert und die Netzfeinheit kontinuierlich erhöht. Die Änderung der maximalen Hauptspannung, welche für die Berechnung der Formzahl ausgelesen wurde, war jeweils kleiner als 0,5 %. Die Formzahl ergab sich gemäß Gleichung (5.1) zu $K_t = 1,03 \approx 1$. Die durch die Probengeometrie hervorgerufene Spannungsüberhöhung wurde folglich als vernachlässigbar klein angenommen.

Ermüdungsversuche

Zur Bestimmung der Schwellenspannung einer möglichst defektarmen EN-GJS-700-2-Konfiguration wurden alle Proben für die konventionellen Ermüdungsversuche ausschließlich dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments entnommen (siehe Bild 4.2). Er zeichnete sich durch eine hochwertige, feine Mikrostruktur mit reduzierter Wahrscheinlichkeit für gusseisentypische Defekte aus.

Die Ermüdungsversuche wurden lastgesteuert bei Raumtemperatur in Luft und unter axialer Zug-Schwellbeanspruchung ($R = 0$) durchgeführt (Hochfrequenzpulsator von Amsler, modernisiert durch Rumul, Kapazität 20 kN). Die Prüffrequenz betrug etwa 130 Hz und eine Probenerwärmung wurde nicht beobachtet. In Summe standen 35 Proben für die Ermüdungsversuche zur Verfügung.

Die Langzeitfestigkeit wurde mit 19 Proben im Treppenstufenverfahren bestimmt. Hierbei wurden die Proben auf äquidistanten Spannungshorizonten geprüft (Intervallgröße 5 MPa). Das Lastniveau einer Probe war jeweils abhängig vom Ergebnis der zuvor geprüften Probe. Wenn sie brach (Bruch), wurde die Spannungsamplitude der nachfolgenden Probe um 5 MPa reduziert. Wenn sie nicht brach (Durchläufer), wurde die Spannungsamplitude der nachfolgenden Probe um 5 MPa erhöht. Die Treppe pendelt sich automatisch um den Mittelwert der Langzeitfestigkeit ein, was ein wesentlicher Vorteil des Verfahrens ist (weitere Informationen zum Treppenstufenverfahren siehe [32]). Die Grenzschwingspielzahl betrug $N_G = 2 \cdot 10^6$ Lastzyklen. Die Zeitfestigkeit wurde mit den übrigen Proben im Horizontverfahren untersucht. Hierbei wurden verschiedene Lasthorizonte oberhalb der Langzeitfestigkeit jeweils mit mehreren Proben belegt.

Ergebnis jedes Einzelversuchs war die bei vorgegebener Spannungsamplitude ertragene Schwingungszahl. Die statistische Ergebnisauswertung aller Daten erfolgte mit der kommerziell erhältlichen Software SAFD [193]. Dabei wurde eine Sinusverteilung zugrunde gelegt. Die Langzeitfestigkeit wurde für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{\bar{u}} = 50 \%$ sowie $P_{\bar{u}} = 0 \%$ und $P_{\bar{u}} = 100 \%$ bestimmt. Der Zeitfestigkeitsbereich wurde für identische Wahrscheinlichkeiten ausgewertet, wobei eine Normierung auf den Mittelwert erfolgte. Weitere Informationen zur statistischen Auswertung können [194] entnommen werden.

5.1.2 Modifizierte Ermüdungsversuche

Die zu einem individuellen Defekt zugehörige Schwellenspannung wurde mittels modifizierter Ermüdungsversuche unter axialer Zug-Schwellbeanspruchung ($R = 0$) bestimmt. Die Proben wurden hierzu ausschließlich aus dem inneren Bereich des Planetenträgersegments entnommen (siehe Bild 4.2). Er zeichnete sich durch eine grobe Mikrostruktur mit erhöhter Wahrscheinlichkeit für gusseisentypische Defekte aus. Die Probengeometrie sowie die Prüfbedingungen waren identisch zu denen der konventionellen Ermüdungsversuche (siehe Bild 5.2 bzw. Kapitel 5.1.1). In Summe wurden 33 Proben geprüft.

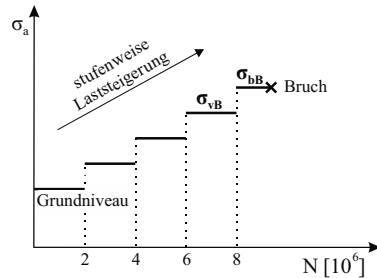


Bild 5.3: schematische Vorgehensweise bei den modifizierten Ermüdungsversuchen

Das experimentelle Vorgehen je Probe veranschaulicht schematisch Bild 5.3. Ausgehend von einem Grundniveau, bei dem kein Bruch zu erwarten war, wurde jede Probe einer stufenweisen Laststeigerung unterworfen. Die Spannungsamplitude wurde um 5 MPa erhöht, wenn nach einer Grenzschwingspielzahl von $N_G = 2 \cdot 10^6$ Lastzyklen kein Bruch erfolgte. Falls letzterer eintrat, wurde das vorhergehende Lastniveau σ_{vB} (vor Bruch) zur Berechnung der Schwellenspannung verwendet:

$$\Delta\sigma_{th} = 2\sigma_{vB} \quad . \quad (5.2)$$

Eine Verfälschung durch die stufenweise Laststeigerung wurde als vernachlässigbar klein angenommen, da EN-GJS-700-2 keine ausgeprägte zyklische Ent- bzw. Verfestigung zeigt. Bleicher et al. [183] bestimmten für diverse Gusseisengüten sowohl die statische als auch zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve. Im Falle von EN-GJS-700-2 sind die Kurven fast deckungsgleich, sodass der Einfluss der zyklischen Beanspruchung auf das Materialverhalten unwesentlich scheint. Die Analyse der Bruchflächen sowie der rissauslösenden Defekte wird in Kapitel 5.1.3 erläutert.

Im Rahmen von Rissfortschrittsversuchen wird die Rissentwicklung häufig mittels der Potentialmethode verfolgt. Dabei wird Strom auf die Probe gegeben und über der Bruchfläche die elektrische Spannung abgegriffen. Letztere korreliert mit der Risslänge und nimmt mit deren Zuwachs sowie dem damit einhergehenden Anstieg des elektrischen Widerstandes zu. Zur Detektion feinsten Anrisse wurden die modifizierten Ermüdungsversuche um diese Methodik ergänzt. Die Stromzufuhr erfolgte über die Gewindeköpfe, wohingegen die elektrische Spannung an den zylindrischen Absätzen zwischen Prüfquerschnitt und Gewinde abgegriffen wurde. Dies erklärt die spezielle Probengeometrie.

Trotz einer niederfrequenten Stromumkehr zur Minimierung thermoelektrischer Effekte und trotz einer vorhergehenden Analyse der optimalen Drahtpositionen waren die Messergebnisse nur wenig aussagekräftig. Nachfolgend finden sie keine Berücksichtigung.

5.1.3 Bruchflächenanalyse

Zur Korrelation der Schwellenspannungen mit den rissauslösenden Defekten wurden die beiden Bruchflächen aller Proben der modifizierten Ermüdungsversuche untersucht. Gleiches geschah für die gebrochenen Proben der konventionellen Wöhler-Versuche, gleichwohl dies der späteren Verifizierung des zum Ende vorgeschlagenen Auslegungskonzepts diene.

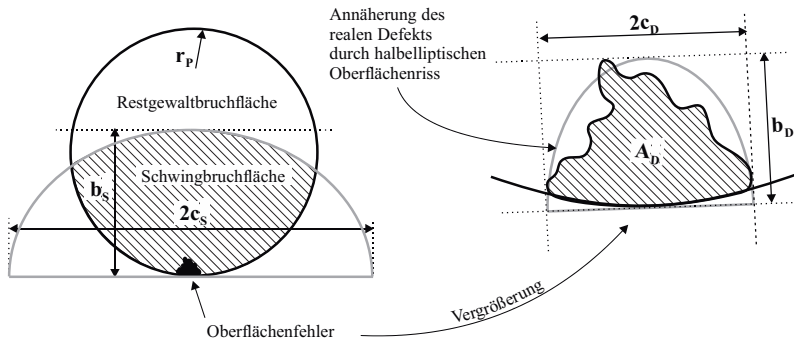


Bild 5.4: Erläuterung zur Vermessung der Bruchflächen und der rissauslösenden Defekte

Je Bruchfläche wurde mit einem Stereomikroskop (Olympus SZX12) sowohl eine Übersichtsaufnahme als auch eine Vergrößerung des rissauslösenden Oberflächendefekts aufgenommen, wie es Bild 5.4 schematisch veranschaulicht. In Anlehnung an die analytische Spannungsintensitätsfaktorenlösung für halbelliptische Oberflächenrisse wurde sowohl die Schwingbruchfläche als auch der Defekt durch eine Halbellipse angenähert (grau dargestellt in Bild 5.4). Ihre Achsen bzw. zu deren Berechnung notwendige Komponenten wurden softwaregestützt [187] ausgemessen. Bei der Schwingbruchfläche fällt die Kontur der Halbellipse mit der Grenze von Schwing- zu Restgewaltbruchfläche zusammen. Die Tiefe der Halbellipse wird mit b_s und die zugehörige Breite mit $2c_s$ bezeichnet. Beim Defekt definieren sich die Achsen der Halbellipse hingegen über die maximale Defekttiefe in radialer Richtung b_D bzw. über die maximale Defektbreite tangential zur Probenoberfläche $2c_D$. Ergänzend wurden sowohl die reale Defektfläche A_D als auch der Probenradius r_p vermessen. Eine Auswahl an Proben wurde zu Vergleichszwecken ferner im REM (Zeiss LEO 1450 VP) analysiert.

5.1.4 Finite-Elemente-Analyse zur Bestimmung des Spannungsintensitätsfaktors halbelliptischer Oberflächenrisse in Rundstäben unter Zug

Zur ganzheitlichen Beschreibung sowohl des Schwellenwertverhaltens als auch des Beanspruchungszustandes gusseisentypischer Defekte genügten die vorhandenen analytischen Lösungen nicht. Diese Diskrepanz wurde im Rahmen einer Verfügbarkeits- und Bedarfsanalyse aufgedeckt, welche nachfolgend vorgestellt wird. Anschließend wurde ein numerisches Modell entwickelt, mit dem der Beanspruchungszustand in Form eines Spannungsintensitätsfaktors ermittelt werden kann. Obwohl diese Kenngröße als ungeeignet zur Beschreibung von Defekten im Bereich des Kurzrissswachstums gilt, waren die Gründe hierfür:

- die im Rahmen mikroskopischer Untersuchungen beobachtete minimale plastische Verformung auf der Mikroebene (siehe Kapitel 6.3.4),
- die ausschließliche Möglichkeit experimentelle Ergebnisse lastgesteuerter Versuche spannungsbasiert beschreiben zu können (siehe Kapitel 5.2.1) sowie
- der Vorteil eines einzigen Beanspruchungsparameters zur Charakterisierung aller Stadien der Rissentwicklung im Rahmen eines Auslegungskonzepts (siehe Kapitel 7).

Die Modellentwicklung sowie die für die Modellierung definierten Richtlinien werden im Anschluss an die Verfügbarkeits- und Bedarfsanalyse erläutert. Abschließend wird die auf Basis des numerischen Modells durchgeführte Parameterstudie vorgestellt.

Verfügbarkeits- und Bedarfsanalyse zu analytischen Lösungen

Die Bruchflächenanalyse der Ermüdungsproben zeigte, dass ein Schwingbruch stets bei Defekten an der Oberfläche initiiert. Für Rundstäbe unter Zug existieren bereits analytische Spannungsintensitätsfaktorlösungen für halbelliptische Oberflächenrisse. Diese Konfiguration kommt der Ermüdungsprobe samt gusseisentypischem Oberflächendefekt nahe, weswegen sie im Rahmen der Arbeit Verwendung fand. Analytische Lösungen werden beispielsweise in [18, 195] bereitgestellt, wobei sich der Spannungsintensitätsfaktor gemäß Gleichung (2.4) mit $a = b$ berechnet. Der zugehörige Geometriefaktor wird tabellarisch als Funktion von Risstiefe zu Rissbreite b/c sowie Risstiefe zu Probenradius b/r_p zur Verfügung gestellt. Ferner erfolgt eine Differenzierung zwischen dem Scheitel (SP) und dem Oberflächenpunkt (OP) des Risses. Graphisch werden die Zusammenhänge in Bild 5.5 veranschaulicht.

Tabelle 5.1: Gegenüberstellung von Bedarf (weiß hinterlegter Tabelleninhalt, absolute Häufigkeit) und Verfügbarkeit (grau hinterlegte Zeilen- bzw. Spaltenbeschriftungen) analytischer Spannungsintensitätsfaktorlösungen für durch eine Halbellipse angenäherte Defekte und Schwingbruchflächen

	$b/r_p [1]$										
$b/c [1]$	0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
0,4	2						Schwingbruchflächen				
0,6		1					1	2	2	1	
0,7	2						1	5	15	12	2
0,8		2						9	18	12	3
0,9	1	7	2					5	2	7	1
1,0	3	2	2						2	3	
1,1		6	rissauslösende Defekte								
1,2	2	4									
1,3		6									
1,4		5	1	1							
1,5		3									
1,6	1	3	1	1	1						
1,7	1	3	1	1							
1,8			1								
1,9		2	2	1							
2,0		3									
2,1		2	2		1						
2,2		1	1								
2,3		1		1		1					
2,4		2	1	2	1						
2,5			1								
2,6		1									
2,7		1	5								
2,8		1									
2,9		1	1								
3,0				1							
3,2			1								

Für jeden vermessenen Defekt sowie jede Schwingbruchfläche wurden beide geometrischen Verhältnisse berechnet (gerundet auf eine Nachkommastelle). Tabelle 5.1 fasst die absolute Häufigkeit an resultierenden Kombinationen zusammen. Der obere rechte Bereich entspricht den Schwingbruchflächen, der linke Bereich den rissauslösenden Defekten. Grau eingefärbt sind jene geometrischen Verhältnisse, für die analytische Lösungen verfügbar sind. Es wird ersichtlich, dass mittels derer ein Großteil der gusseisentypischen Defekte nicht beschreibbar ist. Auch andere numerische Untersuchungen [196, 197] konzentrierten sich ausschließlich auf den Bereich $b/c \leq 1,2$. Folglich wurde es als notwendig erachtet eigenständig eine Lösung hierfür zu erarbeiten. Das verwendete Modell wird im nachfolgenden Unterkapitel beschrieben.

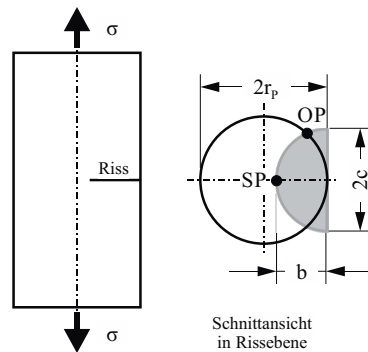


Bild 5.5: schematische Darstellung eines halb elliptischen Oberflächenrisses in einem Rundstab unter Zug, nach [195]

Modellentwicklung

Die FEA wurde mit der Software Abaqus/CAE [192] und der dort implementierten Erweiterung XFEM (extended finite element method) durchgeführt. Letztere stellt Elemente mit zusätzlichen Freiheitsgraden zur Verfügung. Sie sind in der Lage die Nichtlinearitäten an der Risspitze abzubilden, ohne dass letztere mit einem polaren Netz hoher Feinheit umgeben sein muss. Hierzu werden die konventionellen Ansatzfunktionen um Terme erweitert, die sowohl die Singularität an der Risspitze als auch den Steifigkeitssprung an der Rissfront selbst erfassen. Die Methode bietet sich insbesondere zur Analyse des Risswachstums an, wozu ferner Schädigungs- und gegebenenfalls Kontaktkriterien definiert werden müssen. Dies ist für eine quasistatische Betrachtung, auf welche sich die vorliegende Arbeit beschränkt, nicht notwendig. Im Rahmen der nachfolgend vorgestellten Parameterstudie wurden 75 geometrische Variationen analysiert. Der damit einhergehende Vernetzungsaufwand konnte durch die Vorteile der XFEM erheblich reduziert werden. Weitere Informationen können dem Handbuch [198] der für die FEA verwendeten Software Abaqus/CAE [192] entnommen werden.

Wie Bild 5.6 veranschaulicht, wurde mit sowohl einem globalen Modell als auch einem Submodell gearbeitet. Das globale Modell entsprach der zylindrischen Mitte der Ermüdungsprobe aus Bild 5.2. Das Materialverhalten wurde als isotrop und linear-elastisch angenommen. Der Elastizitätsmodul entsprach dem Mittelwert des Planetenträgersegments in Tabelle 4.2. Die Querkontraktionszahl wurde mit $\nu = 0,275$ aus der Norm [141] übernommen. Das Modell wurde mit linearen Hexaederelementen

(8 Knoten, 8 Integrationspunkte) vernetzt. Analog zu den Schilderungen in Kapitel 5.1.1 wurde sowohl die Beanspruchung (Zuglast von 6.000 N) als auch die Fixierung in y-Richtung jeweils über einen Referenzpunkt aufgebracht. Er befand sich jeweils zentrisch 2,5 mm ober- bzw. unterhalb des Modells und wurde mit der Ober- bzw. Unterseite gekoppelt. Die resultierende erste Hauptspannung war homogen über dem gesamten Modellquerschnitt und identisch zur analytischen Lösung (Spannung als Quotient aus Zugkraft und Probenquerschnittsfläche). Die für jeden Knoten des globalen Modells berechneten Verschiebungen bildeten die Randbedingung für das nachfolgende Submodell.

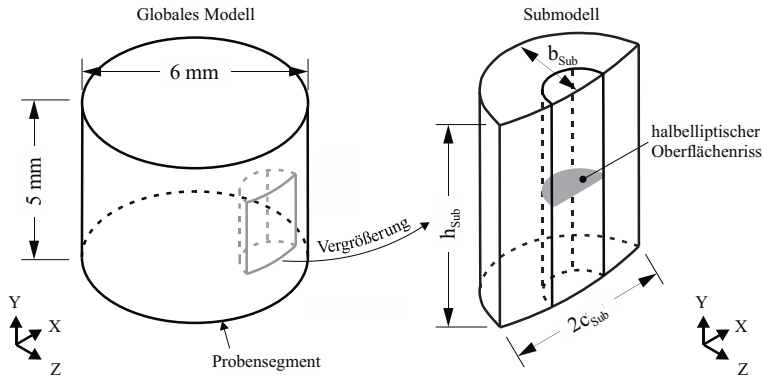


Bild 5.6: schematische Darstellung des globalen Modells und des Submodells der FEA

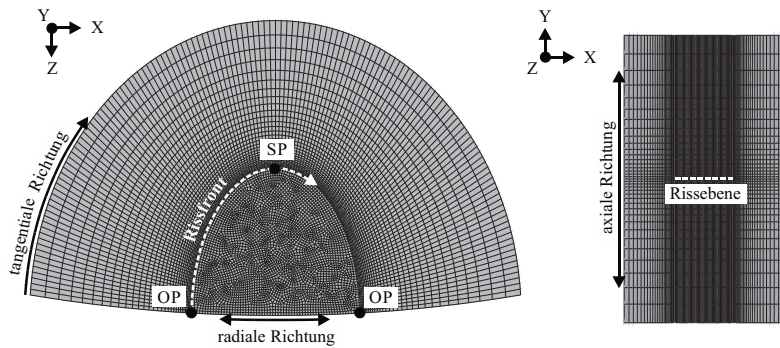


Bild 5.7: exemplarische Vernetzung des Submodells (mit $b/c = 1,75$ und $b/r_p = 0,1$)

Dieses wurde, wie in Bild 5.6 veranschaulicht, aus dem globalen Modell herausgeschnitten. Es hatte eine halbelliptische Grundfläche, die konzentrisch zum darin implementierten Riss verlief. Er wurde als Scheibe modelliert und zentrisch in das Submodell sowie tangential zu dessen Oberfläche eingebettet. Das Materialverhalten wurde identisch zu dem des globalen Modells angenommen, gleichwohl

die Betrachtung als homogenisiertes Kontinuum eine Vereinfachung darstellt. Die Randbedingungen ergaben sich aus dem Analyseergebnis des globalen Modells. Ergänzend wurde die Scheibe explizit als Riss deklariert, sodass entlang der Rissfront automatisch die erweiterten Elemente der XFEM Verwendung fanden. Die Vernetzung erfolgte mit linearen Hexaederelementen (8 Knoten, 8 Integrationspunkte), wobei das Submodell in einen inneren sowie äußeren Bereich unterteilt wurde, wie es die Draufsicht links in Bild 5.7 veranschaulicht. Rechts davon ist die Frontseite des Submodells dargestellt, welche gleich der Probenoberfläche ist.

Zwecks Verifizierung wurde das Submodell zunächst ohne darin implementierten Riss analysiert. Die resultierende erste Hauptspannung war identisch zur der des globalen Modells. Eine leichte lokale Überhöhung (kleiner 0,5 %) an der Ober- sowie Unterseite des Submodells wurde als vernachlässigbar klein angenommen.

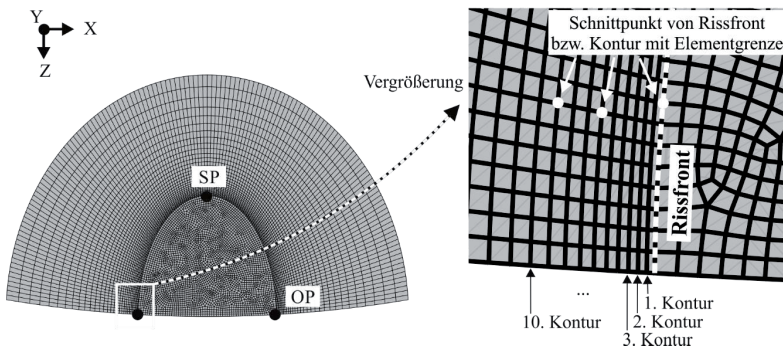


Bild 5.8: Veranschaulichung der Konturen um die Rissfront sowie deren Schnittpunkte mit den Elementgrenzen (mit $b/c = 1,75$ und $b/r_p = 0,1$)

Anschließend wurden drei geometrische Variationen berechnet, für die bereits eine analytische Lösung vorlag. Die Modellierung erfolgte gemäß den vorhergehenden Schilderungen und in Anlehnung an die Empfehlungen aus [199]. Der Spannungsintensitätsfaktor wurde entlang der kompletten Rissfront und für zehn Konturen um diese ausgelesen, welche Bild 5.8 veranschaulicht. Ein Vergleich der resultierenden mit den gemäß [18] berechneten Spannungsintensitätsfaktoren zeigte eine erhebliche Abweichung. Ferner wurde keine zufriedenstellende Konvergenz über die Konturen beobachtet. Folglich wurden sowohl die Dimensionen des Submodells als auch die lokale Elementgröße systematisch variiert, bis die Abweichung zwischen numerischem und analytischem Ergebnis kleiner 6 % war. Abschließend wurden Modellierungsrichtlinien formuliert:

- I) Die Ellipsenachsen des Submodells (siehe Bild 5.6) ergeben sich abhängig von denen des Risses gemäß:

$$b_{Sub} \approx b + 2,5 \min(b, c) \quad , \quad (5.3)$$

$$c_{Sub} \approx c + 2,5 \min(b, c) \quad . \quad (5.4)$$

- II) Die Höhe des Submodells (siehe Bild 5.6) berechnet sich zu:

$$h_{Sub} \approx 6 \min(b, c) \quad . \quad (5.5)$$

- III) Entlang axialer Richtung (siehe Bild 5.7) wird das Submodell symmetrisch vernetzt, sodass der Riss auf mittlerer Submodellhöhe ($0,5h_{Sub}$) mit den Elementgrenzen zusammenfällt. Die Elementhöhe ist dort kleiner $0,1\min(b, c)$. Richtung Ober- bzw. Unterseite des Modells darf sie auf maximal $0,6\min(b, c)$ anwachsen.

- IV) Entlang radialer Richtung (siehe Bild 5.7) und im inneren Bereich des Submodells soll die Elementlänge $(0,015 \dots 0,1)\min(b, c)$ betragen. Außerhalb und direkt an der Rissfront soll sie einen Wert von $0,01\min(b, c)$ nicht überschreiten, wobei mit zunehmender Distanz vom Riss eine Erhöhung auf $(0,15 \dots 0,3)\min(b, c)$ zulässig ist.

- V) Entlang tangentialer Richtung (siehe Bild 5.7) ist ein gleichförmiges Netz anzustreben. Eine Verdichtung ist dort zulässig, wo der Spannungsintensitätsfaktor entlang der Rissfront stark variiert. Sowohl diese als auch der Modellrand haben eine identische Anzahl an Elementen, sodass eine konzentrische Vernetzung gewährleistet wird. Entlang der Rissfront sollte die Elementlänge im Bereich von $(0,015 \dots 0,1)\min(b, c)$ liegen.

Zuletzt wurde exemplarisch für eine konstante geometrische Konfiguration die Beanspruchung des globalen Modells (Zuglast) in einem Bereich von 6.000...10.000 N variiert und dessen Einfluss auf den Geometriefaktor in Anlehnung an Gleichung (2.4) untersucht. Erwartungsgemäß stieg der resultierende Spannungsintensitätsfaktor gemäß der Beanspruchung an. Der Geometriefaktor war unabhängig von dieser konstant.

Parameterstudie

Die im Rahmen der Parameterstudie analysierten Modelle wurden gemäß den Modellierungsrichtlinien gestaltet. Gelegentlich, wenn die Elementanzahl unzulässig groß wurde, war eine Abweichung von diesen notwendig. In Anlehnung an die Verfügbarkeits- und Bedarfsanalyse fanden die in Tabelle 5.2 zusammengefassten geometrischen Verhältnisse Berücksichtigung. Ihre Kombination ergab, abzüglich der vorhandenen analytischen Lösungen aus [18], 75 individuell zu analysierende Modelle.

Tabelle 5.2: im Rahmen der Parameterstudie berücksichtigte geometrische Verhältnisse

b/r_p [1]	0,010	0,025	0,050	0,075	0,1	0,2	0,4
b/c [1]	0,4	0,6	1,0	1,25 bis 3,25 in 0,25er Schritten			

Bei jedem Modell wurde der Spannungsintensitätsfaktor (Modus I) entlang der kompletten Rissfront und über zehn Konturen ausgelesen. Regulär war er direkt an der Rissfront erhöht und konvergierte mit zunehmendem Abstand von dieser. Folglich wurde jeweils der Mittelwert über die letzten drei Konturen berechnet und für sowohl den Scheitel- als auch den Oberflächenpunkt (siehe Bild 5.7) dokumentiert. Bei leichten Schwankungen entlang der Rissfront erfolgte nochmals eine Mittelung über maximal drei Elemente. Mit dem Spannungsintensitätsfaktor und gemäß Gleichung (2.4) wurde für sowohl $a = b$ als auch $a = c$ der jeweilige Geometriefaktor berechnet. Unter Berücksichtigung aller Parametervariationen ließ sich dieser abschließend als Funktion der geometrischen Verhältnisse b/c und b/r_p darstellen.

5.2 Kurzrissfortschritt

Zur Analyse des Kurzrissfortschritts wurde zunächst eine adäquate Versuchsmethodik für Kurzrissfortschrittsversuche entwickelt. Letztere wurden anschließend bei einem konstanten Spannungsverhältnis und begleitet durch eine Echtzeit-Dokumentation durchgeführt. Zur Korrelation des Kurzrissfortschritts mit der Mikrostruktur wurden die Versuche durch eine Gefügeanalyse ergänzt. Zur Quantifizierung des Risssschließens wurden die Ergebnisse mit denen der Langrissfortschrittsversuche verglichen. Das methodische Vorgehen letzterer wird in Kapitel 5.3.1 erläutert. Ferner wurden die modifizierten Ermüdungsversuche aus Kapitel 5.1.2 genutzt, um eine mögliche Risslängenabhängigkeit des Schwellenwerts zu untersuchen. Das skizzierte Gesamtverfahren sowie die jeweilige Zielsetzung veranschaulicht Bild 5.9.

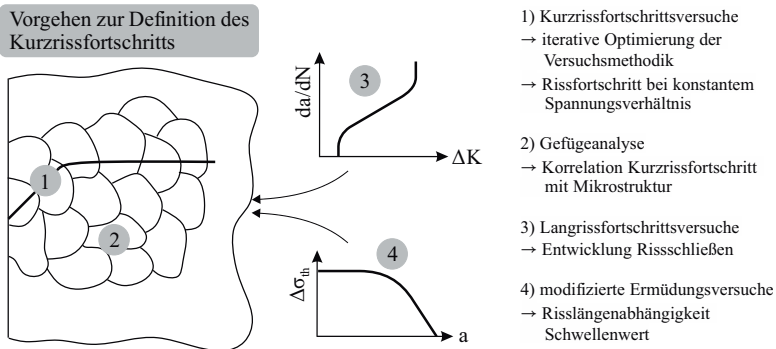


Bild 5.9: Übersicht des Vorgehens zur Definition des Kurzrissfortschritts

5.2.1 Kurzrissfortschrittsversuche

Die Kurzrissfortschrittsversuche sollten mit der in Bild 5.10 dargestellten Probengeometrie sowie unter Biegebeanspruchung erfolgen. Denn diese Konstellation stellte ausreichend Bauraum für die gleichzeitige Dokumentation der Rissentwicklung mittels eines Fernfeldmikroskops zur Verfügung. Die Proben wurden sowohl aus dem äußeren als auch dem inneren Bereich des Planetenträgersegments entnommen. Die Verjüngung der Probe sollte, ohne einen signifikanten Kerbeinfluss hervorzurufen, eine Anrissbildung in der Probenmitte begünstigen. Die Formzahl der Probe betrug $K_t = 1,01$ und wurde mittels FEA analog den Beschreibungen in Kapitel 5.1.1, jedoch für eine Biegebeanspruchung, bestimmt. Bei den ersten Versuchen zeigte sich, dass die dominierende Rolle gusseisentypischer Defekte eine Anrissbildung in der Probenmitte sowie deren Dokumentation unmöglich machte. Eine Optimierung der Versuchsmethodik war notwendig. Dies sowie die resultierende Probengeometrie werden nachfolgend zunächst erläutert. Anschließend werden die Rissfortschrittsversuche und die Bestimmung der bruchmechanischen Kennwerte detailliert beschrieben.

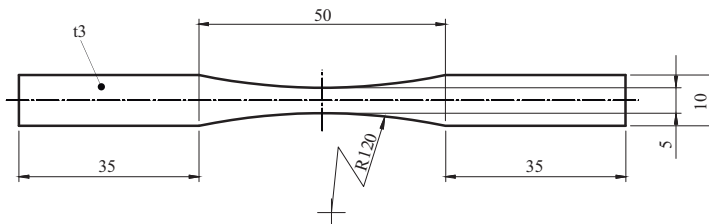


Bild 5.10: ursprüngliche Probengeometrie für Kurzrissfortschrittsversuche (Angaben in [mm])

Optimierung der Versuchsmethodik

Zu Beginn wurden zwei ungekerbte Proben (eine jeweils aus dem äußeren bzw. dem inneren Bereich des Planetenträgersegments, siehe Bild 4.2) gemäß der Zeichnung in Bild 5.10 geprüft. Die Abschätzung der einzustellenden Biegebeanspruchung erfolgte auf Basis des LR-Schwellenwerts und einer angenommenen Risslänge von der Größenordnung eines Graphitagglomerats ($60\text{ }\mu\text{m}$ für den äußeren bzw. $80\text{ }\mu\text{m}$ für den inneren Bereich des Planetenträgersegments). Obwohl die Last nur leicht oberhalb des LR-Schwellenwerts lag, kann sie nachfolgend und auf Basis der späteren Erkenntnisse zur Risslängenabhängigkeit des Schwellenwerts (siehe Kapitel 6.2.2) als zu hoch beurteilt werden. Dies beeinflusste jedoch nicht den Ort der Rissinitiation, welcher weit außerhalb der Probenmitte und somit des Fokussierbereichs des Mikroskops lag. Nach jeweils knapp $3 \cdot 10^5$ Lastzyklen brachen die Proben. Eine anschließende Bruchflächenanalyse im REM zeigte, dass der in Bild 5.11 dargestellte Lunker sowie der nichtmetallische Einschluss zu einer Rissinitiation weit außerhalb der Probenmitte führten. Folglich ist die durch die Verjüngung der Probe hervorgerufene Kerbwirkung unzureichend, um eine Anrissbildung in der Probenmitte zu gewährleisten.

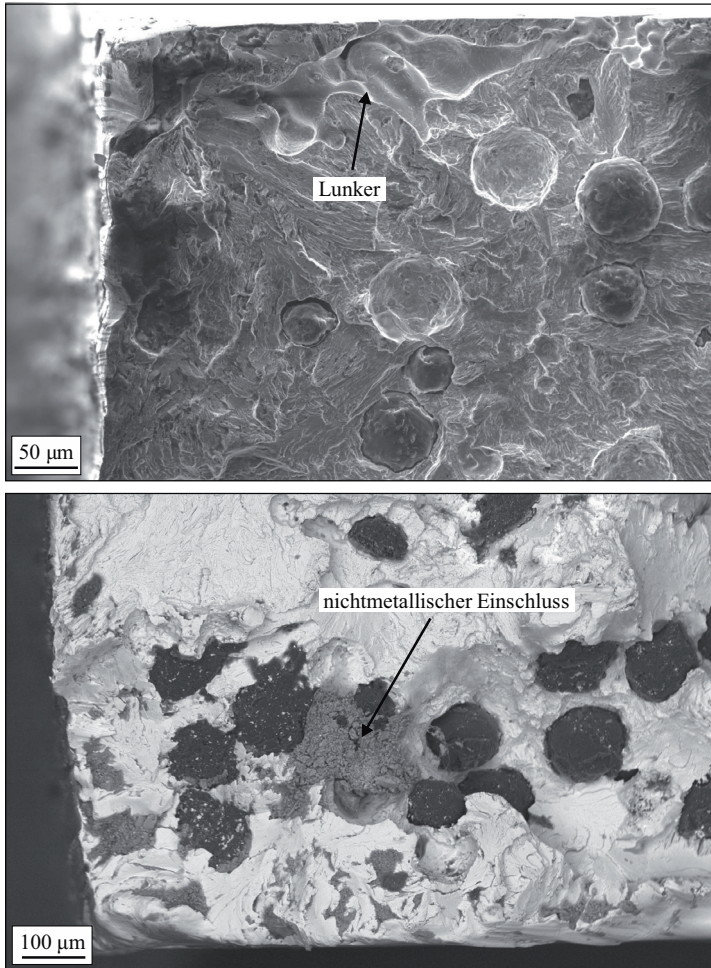


Bild 5.11: Bruchflächen der ungekerbten Kurzrissfortschrittsproben im Ort der Rissinitiierung

In der Literatur [156, 200, 201] wurde mehrmals über die Nachschärfung einer Kerbe mittels Rasierklinge berichtet. Dieses Vorgehen wurde unter zusätzlicher Verwendung von Diamantsuspension aufgegriffen, um mittig auf der Probenoberseite eine feine Kerbe zu erzeugen. Die hierdurch hervorgerufene Spannungsüberhöhung sollte eine Anrissbildung in der Probenmitte bewirken. Die Kerbtiefe entsprach etwa der bei der ungekerbten Probe angenommenen Risslänge von 80 µm. Jedoch war die Modifikation der Probengeometrie nicht ausreichend, sodass bei analogem Vorgehen die Probe

erneut außerhalb der Probenmitte brach. Bild 12.7 im Anhang zeigt einen Lunker knapp unterhalb der Probenoberfläche im Ort der Rissinitiierung sowie die mittels Rasierklinge erzeugte Kerbe.

Anschließend wurde eine Vergrößerung der Kerbe angestrebt. Dabei wurde auf die in [202] beschriebene funkenerosive Herstellung zurückgegriffen. Die mechanische Bearbeitung erfolgte äußerst vorsichtig, um eine zu große Kerbe zu vermeiden. Letztlich wurde die gewünschte Kerbgröße jedoch nicht erzielt. Bei einer nachträglichen Vertiefung hätte die Gefahr eine zweite Kerbe zu erzeugen bestanden. Deshalb wurde auf diese verzichtet und analog zur ungekerbten Probe geprüft. Das Ergebnis war identisch zu der mittels Rasierklinge gekerbten Probe, wie es Bild 12.8 im Anhang verdeutlicht.

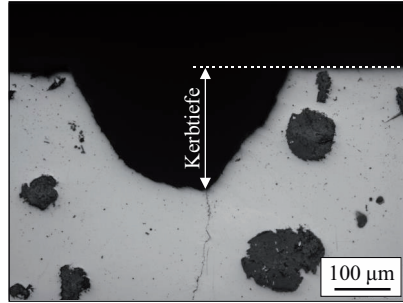


Bild 5.12: exemplarische Aufnahme der mechanisch erzeugten V-Kerbe

Zuletzt wurde mechanisch eine V-Kerbe mittels Scheibenfräser erzeugt, wohlwissend das dies einen signifikanten Kerbeinfluss hervorruft. Bild 5.12 zeigt eine exemplarische Aufnahme. Die resultierende Kerbtiefe lag im Bereich von etwa 180 µm bis 400 µm. Durch diese Modifikation gelang letztlich die Anrissbildung auf die Probenmitte zu konzentrieren, was Grundvoraussetzung für die erfolgreiche Dokumentation des Kurzrissfortschritts war. Dies sowie die Versuchsbedingungen werden nachfolgend erläutert.

Rissfortschrittsversuche bei konstantem Spannungsverhältnis

Im Rahmen der Kurzrissfortschrittsversuche wurden jeweils drei Proben aus dem sowohl inneren als auch äußeren Bereich des Planetenträgersegments analysiert (siehe Bild 4.2). Die Prüfung erfolgte lastgesteuert bei Raumtemperatur in Luft und bei einer ungefähren Prüffrequenz von 50 Hz (für Biegung modifizierter Kleinpulser von Schenk, Kapazität 1,5 kN). Die Beanspruchung entsprach einer Flachbiegung mit konstantem Biegemoment bei $R = 0,1$ und lag mit rund $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}^{0,5}$ leicht oberhalb des LR-Schwellenwerts. Das notwendige Biegemoment M_b wurde anhand einer analytischen Spannungsintensitätsfaktorlösung für einseitig gekerbte Flachproben unter Biegung abgeschätzt [195]:

$$K = Y \frac{6M_b}{sW^2} \sqrt{\pi a} \quad . \quad (5.6)$$

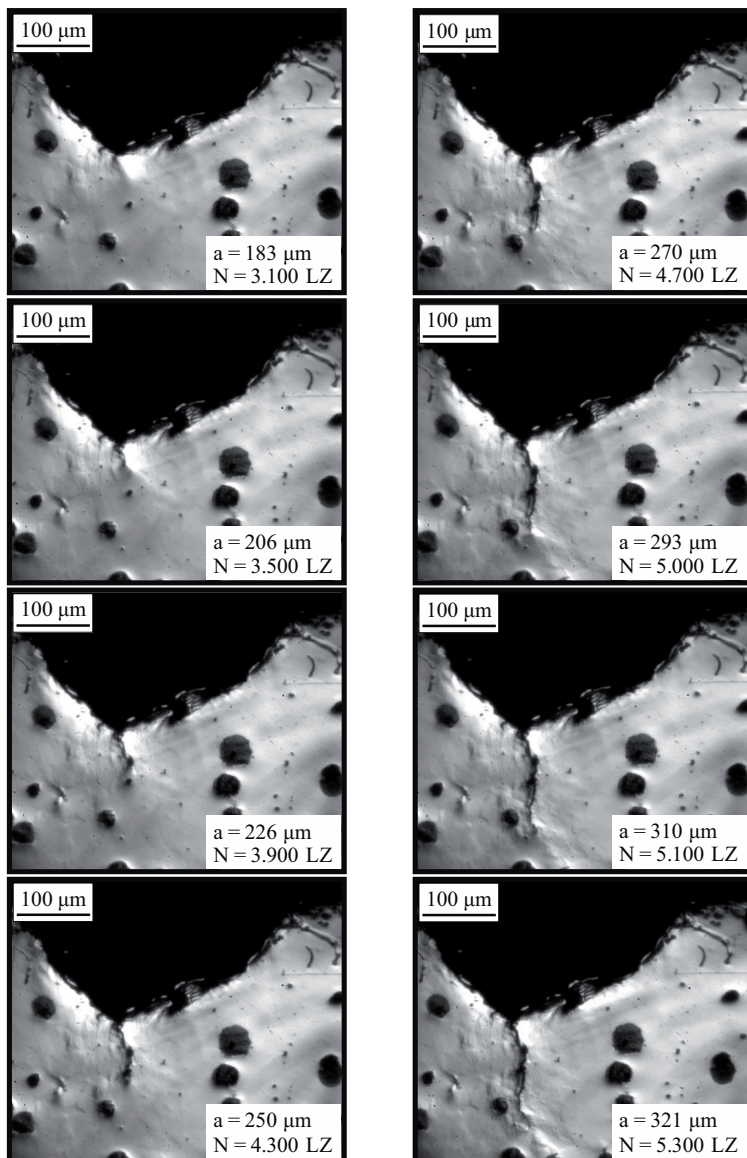


Bild 5.13: exemplarische Dokumentation des Kurzrissfortschritts anhand einer Bildauswahl
(a : Risslänge inklusive Kerbtiefe)

Die charakteristische Größe einer bruchmechanischen Probe wird durch W repräsentiert. Im vorliegenden Fall entsprach sie der Probenhöhe im Prüfquerschnitt (5 mm). Die Probendicke wurde mit s gekennzeichnet und betrug 3 mm. Die Risslänge war gleich dem Mittelwert der beidseits je Probe gemessenen Kerbtiefe, wie sie exemplarisch Bild 5.12 veranschaulicht. Der zugehörige Geometriefaktor berechnet sich zu [195]:

$$Y = 1,122 - 1,40 \left(\frac{a}{W} \right) + 7,33 \left(\frac{a}{W} \right)^2 - 13,08 \left(\frac{a}{W} \right)^3 + 14,00 \left(\frac{a}{W} \right)^4 . \quad (5.7)$$

Alle Versuche wurden mittels einem Fernfeldmikroskop (Aufnahme- und Softwaresystem Imager E-lite sowie DaVis8.1 [203] von LaVision) in Echtzeit dokumentiert. Dieses wurde mit der Prüfmaschine gekoppelt, sodass jedes zehnte Schwingenspiel stets im Moment der größten Durchbiegung aufgenommen wurde. Zur Detektion des Risses war eine hochwertige Aufbereitung der zu beobachtenden Probenoberflächen notwendig. Dies geschah vorab durch manuelles Schleifen und Polieren. Bild 5.13 veranschaulicht exemplarisch anhand einer Auswahl an Bildern die Dokumentation des Rissfortschritts samt zugehöriger Schwingenspielzahl und Risslänge (inklusive Kerbtiefe). Deren Auswertung sowie die Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte wird im nachfolgenden Unterkapitel erläutert.

Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte

Von den sechs zu prüfenden Proben brachen zwei direkt bei der Einspannung, was auf eine ungünstige Verklemmung mit entsprechend hoher Beanspruchung zurückzuführen ist. Die restlichen vier Proben wurden anhand der den Rissfortschritt dokumentierenden Bilder ausgewertet. Hierfür war zunächst eine Kalibrierung mittels lichtmikroskopischer Aufnahmen notwendig. Anschließend wurde je Probe softwaregestützt die Risslänge, beginnend bei der Rissentstehung, für verschiedene Stadien des Risswachstums vermessen. Dies geschah jeweils dann, wenn ein Risszuwachs mit bloßem Auge erkennbar war. Auf Grund der durchgehenden Nummerierung der Bilder sowie der Aufnahme jedes zehnten Lastzyklus entsprach die zugehörige Schwingenspielzahl der zehnfachen Bildnummer.

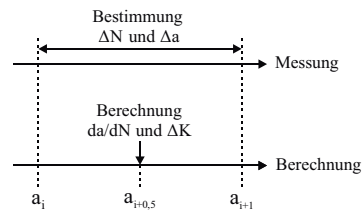


Bild 5.14: Schema zur Auswertung der Kurzrissschrittsversuche

Wie Bild 5.14 veranschaulicht, wurde auf Basis dieser Daten jeweils der Risszuwachs Δa sowie die verstrichene Schwingenspielzahl ΔN zwischen zwei aufeinanderfolgenden Risslängen a_i und a_{i+1} berechnet. Die durchschnittliche Rissfortschrittsrate über dem Intervall ergab sich zu $da/dN = \Delta a/\Delta N$. Sie wurde jeweils auf den Intervallmittelwert $a_{i+0,5} = (a_i + a_{i+1})/2$ bezogen.

Für ihn wurde abschließend der zyklische Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K(a_{i+0,5})$ gemäß Gleichung (5.6) und (5.7) berechnet. Die Bestimmung einer Beanspruchungskenngröße gemäß der EPBM war auf Basis der lastgesteuerten Versuchsführung nicht möglich.

5.2.2 Gefügeanalyse

Da anhand einer lichtmikroskopischen Aufnahme einzelne Perlitkörner eines rein perlitischen Gefüges schwer voneinander zu unterscheiden sind, sollten diese mittels Elektronenrückstreuung (EBSD: electron backscatter diffraction) dargestellt werden. Hierzu wurde bereits vor den Rissfortschrittsversuchen eine sehr hochwertige Oberfläche erzeugt. Die anschließende EBSD-Analyse verlief jedoch erfolglos, da die Präparation unzureichend war. Eine Überarbeitung hätte das im Rahmen der Rissfortschrittsversuche dokumentierte Gefüge abgetragen, sodass hiervon abgesehen wurde.

Letztlich wurde auf eine lichtmikroskopische Dokumentation mit konventioneller 3 % Nitalätzung, welche die Perlitstruktur sichtbar macht, zurückgegriffen. Anhand der Ausrichtung der Perlitlamellen wurde versucht die den Riss umgebenden Körner voneinander zu unterscheiden. Der relevante Gefügebereich wurde großformatig ausgedruckt und die Korngrenzen manuell nachgezeichnet. Die Digitalisierung erfolgte durch anschließendes Einscannen des überarbeiteten Ausdrucks. Hierdurch war abschließend die Korrelation mit dem über der Risslänge ausgewerteten Rissfortschritt möglich. Auf Grund des hohen Aufwandes wurde die manuelle Gefügenachzeichnung ausschließlich für eine Probe aus dem äußeren sowie eine aus dem inneren Bereich des Planetenträgersegments durchgeführt.

5.3 Langrissfortschritt

Zur grundlegenden Charakterisierung des Langrissfortschritts wurden Langrissfortschrittsversuche bei sowohl konstantem Spannungsverhältnis (nachfolgend mit $R = \text{const}$ bezeichnet) als auch konstantem maximalem Spannungsintensitätsfaktor (nachfolgend mit $K_{\max} = \text{const}$ bezeichnet) gefahren. Neben der Beschreibung des Schwellenwertbereichs sowie der Phase stabilen Rissfortschritts dienten sie zur Analyse des Risssschließens. Der instabile Bruch wurde über die Bruchzähigkeit quantifiziert. Weitergehende Untersuchungen in einer in-situ Biegevorrichtung im REM dienten ebenso der Charakterisierung des Risssschließens sowie der Analyse von Verschiebungsfeldern vor der Risspitze. Relevante Einflussfaktoren und Mechanismen wurden unter Berücksichtigung von Bruchflächenanalysen bewertet. Zuletzt wurde eine Methodik zur objektiven Quantifizierung der Riss- bzw. Bruchflächenrauheit entwickelt. Auf Basis dessen wurde ein Modell zur Beschreibung des Risssschließens formuliert. Letzteres nahm im Rahmen der Arbeit einen besonderen Stellenwert ein und wurde infolgedessen auf drei unterschiedliche Arten untersucht. Bild 5.15 fasst die vorhergehenden Schilderungen zusammen.

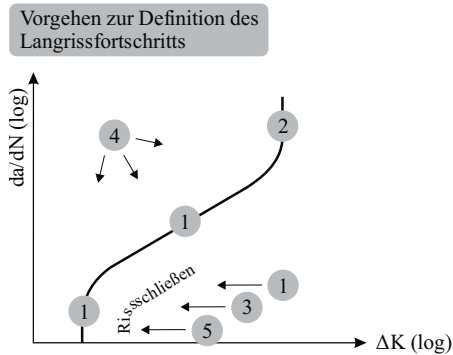


Bild 5.15: Übersicht des Vorgehens zur Definition des Langrissfortschritts

- 1) Langrissfortschrittsversuche
 - Rissfortschritt bei variierendem Spannungsverhältnis
 - Rissfortschritt bei variierendem maximalen Spannungsintensitätsfaktor
 - Risssschließen
- 2) Bestimmung der Bruchzähigkeit
 - Grenze instabilen Bruchs
- 3) in-situ Versuche im REM
 - Risssschließen
- 4) Bruchflächenanalyse
 - Einflussfaktoren und Mechanismen
- 5) Quantifizierung Rauheit
 - Risssschließen

5.3.1 Langrissfortschrittsversuche

Die Rissfortschrittsversuche wurden gemäß ASTM E647 [204] unter Zug-Schwellbeanspruchung bei Raumtemperatur in Luft durchgeführt (Hochfrequenzpulsator von Amsler, modernisiert durch Rumul, Kapazität 20 kN). Die Frequenz lag zu Versuchsbeginn in einem Bereich von etwa 110 Hz bis 120 Hz und reduzierte sich mit zunehmender Risslänge. Alle Versuche wurden mittels CT-Proben (CT: compact tension) mit Chevron-Kerbe gemäß Bild 5.16 durchgeführt. Deren Spannungsintensitätsfaktor berechnet sich in Abhängigkeit des charakteristischen Probenmaßes W , der Kraft F gemäß [204]:

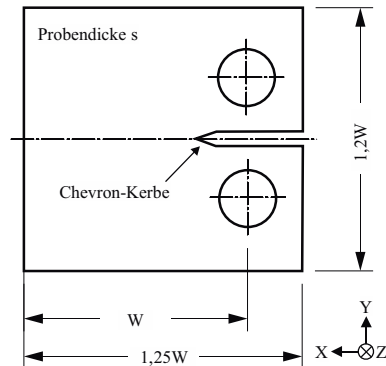


Bild 5.16: schematische CT-Probe, nach [204]

$$K = \frac{F}{s\sqrt{W}} \cdot \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \cdot \left[0,886 + 4,64 \left(\frac{a}{W}\right) - 13,32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6 \left(\frac{a}{W}\right)^4\right] \quad (5.8)$$

Der Versuchsablauf setzte sich regulär aus Anrisszeugung und Schwellenwertbestimmung sowie optional sich anschließender Charakterisierung des Bereichs stabilen Rissfortschritts zusammen. Der Anriss wurde bei konstantem zyklischem Spannungsintensitätsfaktor im Bereich von

$da/dN = 10^{-6}$ mm/LZ erzeugt. Das Spannungsverhältnis war identisch zu dem des eigentlichen Rissfortschrittsversuchs. Die LR-Schwellenwertbestimmung erfolgte mit fallendem zyklischem Spannungsintensitätsfaktor, welcher anfangs größer oder gleich dem der Anriss erzeugung war. Die Reduktion basierte auf einer mit der Risslänge abklingenden Exponentialfunktion (ΔK_{start} und a_{start} sind die Werte zu Versuchsbeginn) [204]:

$$\Delta K = \Delta K_{start} \cdot e^{(C^* \cdot (a - a_{start}))} \quad (5.9)$$

Der Spannungsintensitätsfaktor-Gradient C^* ist dabei definiert als [204]:

$$C^* = \frac{1}{K} \cdot \frac{dK}{da} \quad (5.10)$$

Bild 5.17 veranschaulicht für beide Versuchsvarianten ($R = const$ bzw. $K_{max} = const$) exemplarisch die Reduktion des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors anhand des Verlaufs von maximalem und minimalem Spannungsintensitätsfaktor. Zwecks besserer Vergleichbarkeit wurden sowohl die Risslänge $a_{normiert}$ als auch die Spannungsintensitätsfaktoren $K_{normiert}$ auf den jeweiligen Maximalwert zu Versuchsende normiert. Eine detaillierte Erläuterung der Diagramme folgt in den jeweiligen Unterkapiteln. Bei den Rissfortschrittsversuchen mit $R = const$ schloss sich die Charakterisierung des Bereichs stabilen Rissfortschritts an. Hierbei nahm der zyklische Spannungsintensitätsfaktor kontinuierlich zu, was einzig auf den Risslängenzuwachs zurückzuführen ist.

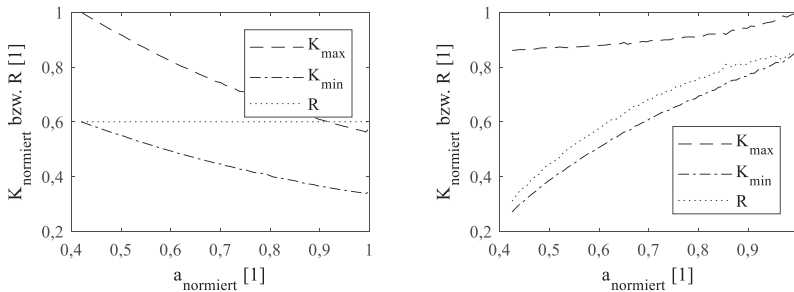


Bild 5.17: exemplarischer Verlauf von maximalem und minimalem Spannungsintensitätsfaktor sowie Spannungsverhältnis bei der LR-Schwellenwertbestimmung (links: mit $R = const$, rechts: mit $K_{max} \approx const$)

Die begleitende Messung der Risslänge basierte auf der in [204] beschriebenen Potentialmethode. Dabei wurde von Oberseite zu Unterseite ein elektrischer Strom von 0,5 A durch die Probe geleitet (Stromquelle von Keithley 2400). Der Abgriff der elektrischen Spannung erfolgte stirnseitig ober- sowie unterhalb der Kerbe (Voltmeter von Keithley 2182A). Die Drähte wurden mittels Widerstandspunktschweißen an den Proben appliziert. Durch eine niederfrequente Stromumkehr alle 2,5 s wurden

thermoelektrische Effekte minimiert. Die gemessene Spannung korrelierte über eine separat bestimmte Kalibrierfunktion mit der Risslänge. Letztere wurde als Regelgröße an die Maschinensteuerung übertragen.

Ergänzend wurden die Rissfortschrittsversuche durch Kontrollmessungen der Risslänge im Lichtmikroskop (Leica DM4000 M) begleitet. Dies geschah sowohl nach der Anrisserzeugung als auch nach der Schwellenwertbestimmung und zum Ende eines jeden Versuchs. Die CT-Proben wurden hierzu beidseits vor den Versuchen mittels Schleifen aufbereitet, sodass ein Riss gut erkennbar war. Die Messung der Risslänge erfolgte beidseits. Der sich ergebende Mittelwert wurde mit der per Potentialmethode bestimmten Risslänge verglichen. Bei Bedarf erfolgte eine Risslängenkorrektur gemäß den Empfehlung in [204] zur Korrektur einer Rissfrontkrümmung. Für Zwischendatenpunkte geschah dieses mittels linearer Interpolation, da die Abweichung, wenn vorhanden, mit zunehmender Risslänge anstieg. Die Rissfrontkrümmung selbst, wie sie exemplarisch der obere Teil von Bild 12.26 zeigt, war jeweils nur schwach ausgeprägt, sodass diesbezüglich keine Korrektur erfolgte.

Nachfolgend werden Details der Versuchsführung bei sowohl $R = \text{const}$ als auch $K_{max} = \text{const}$ erläutert. Abschließend wird die Bestimmung der relevanten bruchmechanischen Kennwerte beschrieben.

Rissfortschrittsversuche bei $R = \text{const}$

Die Rissfortschrittsversuche bei $R = \text{const}$ wurden gemäß ASTM E647 [204] durchgeführt. Berücksichtigung fanden sieben Spannungsverhältnisse im Bereich von $R = 0,1 \dots 0,7$, wobei die Variation in Schritten von 0,1 erfolgte. Die Probengröße charakterisierte sich durch ein charakteristisches Maß von $W = 40$ mm sowie einer Probendicke von $s = 8$ mm. Die Probenentnahme erfolgte aus dem mittleren Bereich des Planetenträgersegments. Abhängig von der je Probe erzeugten Datenanzahl wurden jeweils sechs bzw. acht Proben je Spannungsverhältnis geprüft. Zur Generierung von Datenpunkten im oberen Bereich des stabilen Rissfortschritts wurde dieser bei einem Teil der Proben direkt im Anschluss an die Anrisserzeugung charakterisiert. Der Spannungsintensitätsfaktor-Gradient lag bei der Bestimmung des LR-Schwellenwerts im Bereich von $C^* = -(0,06 \dots 0,04) \text{ mm}^{-1}$ und wurde je Versuch konstant gehalten. Bei den Spannungsverhältnissen $R = 0,1, 0,3$ und $0,5$ wurde die Last stufenweise reduziert. Bei den übrigen Spannungsverhältnissen war, durch eine spätere Aufrüstung der Regelungssoftware (Modul Riss von Rumul), eine kontinuierliche Lastreduktion möglich. Der linke Teil von Bild 5.17 veranschaulicht exemplarisch den Abfall des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors, welcher der Differenz zwischen maximalem und minimalem Spannungsintensitätsfaktor entspricht. Beide nehmen kontinuierlich ab, wohingegen das Spannungsverhältnis konstant bleibt.

Rissfortschrittsversuche bei $K_{max} = const$

Die Rissfortschrittsversuche bei $K_{max} = const$ wurden gemäß ASTM E647 [204] und in Anlehnung an [108] durchgeführt. Sie eignen sich insbesondere für die Bestimmung des LR-Schwellenwerts bei sehr hohen Spannungsverhältnissen. Der maximale Spannungsintensitätsfaktor lag im Bereich von $K_{max} = 20 \dots 36 \text{ MPam}^{0.5}$. Durch dessen Konstanz mit gleichzeitiger Reduktion des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors erhöhte sich das Spannungsverhältnis während der LR-Schwellenwertbestimmung. Zu Versuchsende lag es im Bereich von $R = 0,78 \dots 0,92$. Die Probengröße zeichnete sich durch ein charakteristisches Maß von $W = 50 \text{ mm}$ sowie eine Probendicke von $s = 12 \text{ mm}$ aus. Alle Proben wurden mittig dem Planetenträgersegment entnommen. Der Spannungsintensitätsfaktor-Gradient lag im Bereich von $C^* = -(0,08 \dots 0,06) \text{ mm}^{-1}$ und wurde je Versuch konstant gehalten. Die Lastreduktion erfolgte kontinuierlich.

Der rechte Teil von Bild 5.17 veranschaulicht exemplarisch den Abfall des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors. Neben dem Anstieg des Spannungsverhältnisses und des minimalen Spannungsintensitätsfaktors ist ein solcher auch bei dem maximalen Spannungsintensitätsfaktor zu erkennen. Dieser wurde erst durch die nachträgliche Kontrollmessung der Risslänge ersichtlich (Unterschätzung der Risslänge mittels Potentialmethode um bis zu 9 %) und widerspricht der ursprünglichen Versuchskonzeption. Die Auswirkungen auf die Versuchsergebnisse werden in Kapitel 6.3.1 diskutiert.

Insbesondere bei hohen maximalen Spannungsintensitätsfaktoren erfolgte häufig instabiler Bruch, sodass eine Kontrollmessung der Risslänge nicht möglich war. Diese Versuche wurden verworfen.

Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte

Risslänge, wirkende Kraft und Schwingenspielzahl wurden kontinuierlich während der Rissfortschrittsversuche dokumentiert. Bei jenen mit $R = const = 0,1, 0,3$ und $0,5$ wurden der Spannungsintensitätsfaktor sowie die Rissfortschrittsrate gemäß den Schilderungen zum Kurzrissfortschritt in Kapitel 5.2.1 bestimmt. Dies entspricht der Sekanten-Methode in [204]. Die Länge des Rissinkrements richtete sich nach den Empfehlungen der Norm [204]. Die dort aufgezeigte Möglichkeit diese im schwellenwertnahen Bereich zu reduzieren wurde aufgegriffen. Bei den übrigen Versuchen erfolgte automatisch eine kontinuierliche Berechnung der Rissfortschrittsrate sowie des Spannungsintensitätsfaktors durch die Regelungssoftware. Letzterer wurde, unabhängig von der Vorgehensweise, bei Bedarf auf Basis der zuvor geschilderten Risslängenkorrektur angepasst.

Für sowohl jedes Spannungsverhältnis (gemeinsame Auswertung aller Proben) als auch jeden maximalen Spannungsintensitätsfaktor (einzelne Auswertung je Probe) wurde der LR-Schwellenwert gemäß ASTM E647 [204] bestimmt. Für den Bereich $da/dN < 10^{-6} \text{ mm/LZ}$ wurde für Datenpaare $[\log(da/dN), \log(\Delta K)]$ eine Ausgleichsgerade berechnet. Anschließend wurde über die Geraden-

gleichung der LR-Schwellenwert bei $da/dN = 10^{-7}$ mm/LZ sowie bei $da/dN = 10^{-8}$ mm/LZ ermittelt. Der zugehörige maximale Spannungsintensitätsfaktor ergab sich bei den Versuchen mit $R = \text{const}$ gemäß:

$$K_{\max,th} = \frac{\Delta K_{th,L}}{1 - R} . \quad (5.11)$$

Bei den Versuchen mit $K_{\max} = \text{const}$ wurde der maximale Spannungsintensitätsfaktor hingegen gemäß den Schilderungen zum LR-Schwellenwert bestimmt und anschließend das zugehörige Spannungsverhältnis berechnet. Ferner war hier teils eine Verschiebung des Grenzwerts ($da/dN < 10^{-6}$ mm/LZ) zu niedrigeren Rissfortschrittsraten notwendig, da erst dort eine Konvergenz der Datenpunkte beobachtet wurde.

Die Bestimmung der Rissfortschrittparameter (C_p und n_p in Gleichung (2.46), C_N und n_N in Gleichung (2.55), C_{D2} und n_{D2} in Gleichung (2.68) sowie C_K und n_K in Gleichung (2.69)) erfolgte ebenfalls mittels Regressionsrechnung. Die Beanspruchung wurde in Form des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors bzw. gemäß den in Kapitel 6.3.5 vorgestellten Ansätzen (ΔK_{eff} , ΔK^* und $K_{\max}$) formuliert. Der durch die Ausgleichsgerade zu erfassende Bereich wurde individuell je Spannungsverhältnis bzw. maximalem Spannungsintensitätsfaktor definiert. Dies resultierte in einer bestmöglichen Beschreibung der experimentellen Datenpunkte.

Abschließend wurden die zur Erfassung des Übergangsbereichs notwendigen Exponenten (p_N und q_N in Gleichung (2.55), p_{D2} in Gleichung (2.68) sowie p_K in Gleichung (2.69)) ermittelt. Dies geschah mittels linearer Regression und individuell für jedes Spannungsverhältnis. Die zuvor bestimmten Komponenten wurden dabei als Konstanten des logarithmierten Rissfortschrittgesetzes definiert.

Zur Quantifizierung der Streuung wurden bei allen Regressionsrechnungen die Vertrauensgrenzen der Funktionsparameter bestimmt. Hierbei lag jeweils eine t-Verteilung zugrunde. Das Vertrauensniveau betrug 97,5 %. Weitere Informationen können dem Handbuch [205] der für die Berechnung verwendeten Software Matlab [206] entnommen werden.

5.3.2 Bestimmung der Bruchzähigkeit

Die Bestimmung der Bruchzähigkeit erfolgte bei Raumtemperatur in Luft und in Anlehnung an ASTM E399 [207]. Es wurden fünf Proben geprüft, die dem mittleren Bereich des Planetenträgersegments entnommen wurden. Die Probengeometrie entsprach der einer CT-Probe mit Chevron-Kerbe (siehe Bild 5.16) sowie $W = 80$ mm und $s = W/2$. Der Anriss wurde jeweils mit stufenweiser Lastreduktion und bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ erzeugt (Hochfrequenzpulsator von Amsler, modernisiert durch Zwick/Roell, Kapazität 100 kN). Die Frequenz lag in einem Bereich von 100...110 Hz. Der zyklische Spannungsintensitätsfaktor war stets kleiner $\Delta K = 15,5$ MPa $m^{0.5}$. Trotz Kontrollmessungen der Anrisslänge im Lichtmikroskop (Leica DM4000 M) wurde fälschlicherweise

ein zu kurzer Anriss erzeugt. Er betrug $a \approx 0,3W$ anstelle der laut Norm geforderten $a = 0,45 \dots 0,55W$. Da der Fokus der Arbeit auf Rissfortschritt unter Ermüdungsbeanspruchung liegt und da der Rohmaterialaufwand für Bruchzähigkeitsproben besonders hoch ist, wurde auf eine Wiederholung der Versuche verzichtet.

Nach der Anrissserzeugung wurden die Proben quasistatisch zur Bestimmung einer vorläufigen Bruchzähigkeit K_Q beansprucht (servohydraulische Prüfmaschine von MTS, Kapazität 100 kN). Die Beanspruchungsrate betrug 1,5 mm/min. Die Prüfmaschine dokumentierte automatisch und kontinuierlich sowohl Kraft als auch Weg. Die abschließende Auswertung der Bruchflächen wurde mit einem Stereomikroskop (Olympus SZX12) gemäß den Angaben in [207] durchgeführt.

Auf Grund des zu kurzen Anrisses stehen die hier ermittelten Versuchsergebnisse für sich. Um sie mit Kennwerten aus der Literatur vergleichen zu können, wurde ergänzend das Spannungsfeld im Ligament (ungerissener Restquerschnitt) numerisch analysiert. Hierzu wurde mit der Software Abaqus/CAE [192] die CT-Probe unter Berücksichtigung dreier unterschiedlicher Anrisslängen ($a = 0,3W$; $0,45W$ und $0,55W$) nachgebildet. Das Materialverhalten wurde als isotrop und linear-elastisch angenommen. Der Elastizitätsmodul entsprach dem Mittelwert des Planetenträgersegments in Tabelle 4.2. Die Querkontraktionszahl wurde mit $\nu = 0,275$ aus der Norm [141] übernommen. Das Modell wurde mit linearen Hexaederelementen (8 Knoten, 8 Integrationspunkte) und quadratischen Hexaederelementen reduzierter Anzahl an Integrationspunkten (20 Knoten, 8 Integrationspunkte) vernetzt. Die höherwertigen Elemente fanden dabei an der Risssspitze Verwendung. Sie wurde polar feinst vernetzt, wobei sich die erste Kontur aus kollabierten Hexaederelementen zusammensetzte (weiterführende Informationen siehe [208]). Die Beanspruchung wurde als Zugkraft über die obere Bohrung aufgebracht und derart bemessen, dass ein Spannungsintensitätsfaktor von $K = 47 \text{ MPam}^{0.5} \approx K_Q$ vorherrschte. Die Fixierung der Probe in y-Richtung (siehe Bild 5.16) erfolgte über die untere Bohrung. Im Anschluss an die FEA wurde zwecks Verifizierung der Spannungsintensitätsfaktor über mehrere Konturen um die Risssspitze ausgelesen. Ferner wurden sowohl die Maximalspannungen als auch verschiedene Normalspannungsverläufe im Ligament bestimmt.

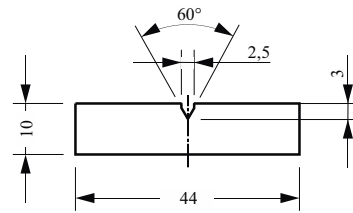
5.3.3 In-situ Versuche im Rasterelektronenmikroskop

Ergänzend zu den Langrissfortschrittsversuchen wurden in-situ Versuche im REM durchgeführt. Sie dienten einerseits zur qualitativen Beurteilung von Rissen unter Last sowie andererseits zur Analyse:

- der Verschiebungsfelder an der Risssspitze mittels digitaler Bildkorrelation,
- des Risssschließens auf Basis der Steifigkeitsänderung sowie
- des Risssschließens auf Basis der Bruchflächenrauheit.

Zunächst wird das experimentelle Vorgehen bei den in-situ Versuchen erläutert. Die darauf aufbauenden analytischen Untersuchungen sind Gegenstand der nachfolgenden Kapitel.

Die in-situ Versuche wurden in einer im REM (Zeiss LEO 1450 VP) installierten Biegevorrichtung (Hersteller Kammrath & Weiss) durchgeführt. Die Geometrie der Biegeproben zeigt Bild 5.18, wobei drei unterschiedliche Probendicken Berücksichtigung fanden. Der zugehörige Spannungsintensitätsfaktor berechnet sich gemäß Gleichung (5.6) und (5.7). Im Vorhinein der in-situ Versuche wurden die Probenoberflächen mittels Schleifen und Polieren aufbereitet sowie Anrisse in den Proben erzeugt. Letzteres erfolgte auf einer Resonanzbiegeprüfmaschine (Cracktronic 70 von Rumul, Kapazität 35 Nm) in Luft bei Raumtemperatur und bis zu einem Frequenzabfall von 4 Hz. Die Prüffrequenz lag abhängig von der Probendicke in einem Bereich von etwa 110...145 Hz. Auf Grund des sich ausbildenden Risses nahm der Spannungsintensitätsfaktor während der Versuche zu und betrug am Ende $\Delta K = (1,4 \dots 1,7) \Delta K_{th,L}$.



Probendicke: 2, 4 und 6

Bild 5.18: Biegeprobe für in-situ Versuche
(Angaben in [mm])

Die Probenoberflächen mittels Schleifen und Polieren aufbereitet sowie Anrisse in den Proben erzeugt. Letzteres erfolgte auf einer Resonanzbiegeprüfmaschine (Cracktronic 70 von Rumul, Kapazität 35 Nm) in Luft bei Raumtemperatur und bis zu einem Frequenzabfall von 4 Hz. Die Prüffrequenz lag abhängig von der Probendicke in einem Bereich von etwa 110...145 Hz. Auf Grund des sich ausbildenden Risses nahm der Spannungsintensitätsfaktor während der Versuche zu und betrug am Ende $\Delta K = (1,4 \dots 1,7) \Delta K_{th,L}$.

Ziel der in-situ Versuche war das Rissverhalten innerhalb eines einzelnen Lastzyklus detailliert zu dokumentieren. Nach erfolgreicher Installation der Proben im REM wurden sie zunächst in der Biegevorrichtung und bei der zu untersuchenden Beanspruchung eingeschwungen (durchschnittlich 15 Lastzyklen). Anschließend wurde ein einzelner Lastzyklus stufenweise durchfahren, wie es schematisch die Last-Zeit-Kurve in Bild 5.19 zeigt. Hierzu wurde die Beanspruchung in gleichmäßigen Schritten bis zur Maximallast der Schwingung erhöht und anschließend wieder bis zu deren Minimallast reduziert. Die Haltephasen dienten jeweils zur Dokumentation des Risses, wie es Bild 5.19 veranschaulicht.

Der Versuchsumfang definierte sich über die zu untersuchenden Spannungsverhältnisse sowie die Probendicke s . In einem ersten Schritt wurden folgende Kombinationen analysiert:

- $s = 4 \text{ mm}$: $R = 0,1; 0,3; 0,5$,
- $s = 2 \text{ mm}$: $R = 0,1$ und
- $s = 6 \text{ mm}$: $R = 0,1$.

Sowohl das Spannungsverhältnis als auch der Spannungsintensitätsfaktor der Anriss erzeugung waren identisch zu denen der in-situ Versuche. Während der Haltephasen wurden jeweils Aufnahmen des vollständigen Risses angefertigt.

Da die Aussagekraft der resultierenden Ergebnisse sehr begrenzt war, wurde der Versuchsumfang erweitert. In einem zweiten Schritt wurden je Probendicke acht Spannungsverhältnisse im Bereich von $R = 0,1 \dots 0,8$ untersucht, wobei die Variation in Schritten von 0,1 erfolgte. Statt dem vollständigen Riss wurde ein vergrößerter Ausschnitt dokumentiert, wie es exemplarisch Bild 5.19 zeigt. Die Beanspruchung lag jeweils im Bereich des LR-Schwellenwerts. Die Reduktion der Last unterhalb der zur Anrisserzeugung genutzten Last geschah dabei bewusst. Trotz der Möglichkeit von Lastreihenfolgeeffekten erschien die Gewinnung zusätzlicher Daten im schwellenwertnahen Bereich wichtig. Die Auswirkungen auf die Ergebnisse werden in Kapitel 6.3.4 diskutiert. Zusätzlich wurden bei den Spannungsverhältnissen $R = 0,2; 0,4; 0,6$ und $0,8$ Versuche bei leicht erhöhter Last durchgeführt. Bei diesen Spannungsverhältnissen sowie $R = 0,7$ wich ferner jenes der in-situ Versuche von dem der Anrisserzeugung ab. Auf Grund des hohen Zeitaufwandes für einen Probenwechsel im REM wurden diese Spannungsverhältnisse an jenen Proben analysiert, die mit dem nächst kleineren Spannungsverhältnis angerissen ($R = 0,1; 0,3; 0,5$) wurden. Beispielsweise wurde das Spannungsverhältnis $R = 0,2$ an der Probe untersucht, die zuvor bei $R = 0,1$ angerissen und geprüft worden war. Da hierbei die statische Last stieg, die zyklische Last hingegen konstant blieb, können Reihenfolgeeffekte als vernachlässigbar klein angenommen werden.

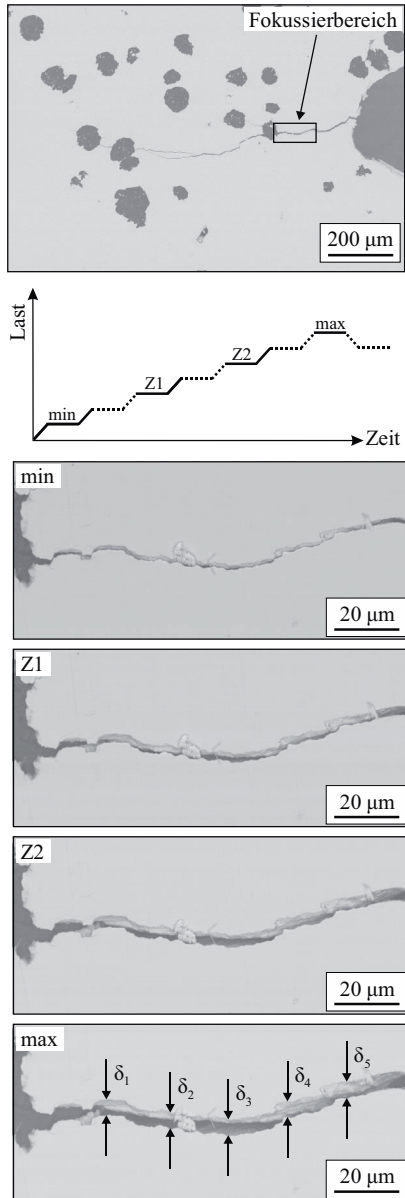


Bild 5.19: schematisches Vorgehen bei in-situ Versuchen im REM

5.3.4 Verschiebungsfeldanalyse mittels digitaler Bildkorrelation

Die Analyse der Verschiebungsfelder vor der Rissspitze erfolgte exemplarisch für eine Biegeprobe der ersten in-situ Versuche (Probendicke 2 mm, $R = 0,1$). Ziel war die sich mit steigender Last vor der Rissspitze ausbildende Verformung qualitativ sichtbar zu machen. Hierzu wurde, neben dem Riss, zusätzlich auch dessen Rissspitze bei hoher Vergrößerung dokumentiert. Durch ein Anätzen der Probe (3 % Nitalätzung) vor den Versuchen wurde die Reliefstruktur des Perlits im REM sichtbar. Dieser Kontrast genügte jedoch nicht für die anschließende Bildkorrelation, sodass die Aufnahmen einheitlich aufbereitet und kontrastiert wurden.

Für die Verschiebungsfeldanalyse wurde anschließend das quelloffene Programm Ncorr [209] genutzt, welches im Rahmen von Matlab [206] die digitale Bildkorrelation ermöglicht. Den Referenzzustand bildete die Aufnahme der Rissspitze im unbelasteten Zustand. Für jede nachfolgende Aufnahme wurden zunächst die Verschiebungen relativ zum Referenzzustand ermittelt. Auf Basis dessen konnten im Anschluss die resultierenden Dehnungen berechnet werden. Dies wurde bis zu einer Belastung knapp oberhalb des LR-Schwellenwerts durchgeführt. Die für die Bildkorrelation verwendeten Einstellungen, welche auf Basis einer vorhergehenden Parameteranalyse definiert wurden, fasst Tabelle 12.1 im Anhang zusammen. Für weitere Informationen wird auf das Programmhandbuch [210] verwiesen.

5.3.5 Untersuchungen zum Rissschließen

Das Rissschließen wurde auf drei unterschiedliche Herangehensweisen untersucht, welche nachfolgend separat erläutert werden. Allen ist gemein, dass jeweils der Rissöffnungsspannungsintensitätsfaktor bzw. der effektive zyklische Spannungsintensitätsfaktor bestimmt wurden. Anhand diesem ließ sich der Wert der Rissöffnungsfunktion gemäß Gleichung (2.56) bzw. (2.57) berechnen. Seine Abhängigkeit von anderen Größen, wie beispielsweise dem Spannungsverhältnis, wurde analysiert und abschließend funktional in Form einer Rissöffnungsfunktion beschrieben.

Vergleich von Rissfortschrittskurven

Unter der Annahme, dass hohe Spannungsverhältnisse rissschließfrei sind, wurde in Anlehnung an die Schilderungen von Schijve [120] das Rissschließen durch den Vergleich von Rissfortschrittskurven untersucht. Das Rissschließspannungsverhältnis, oberhalb dessen der zyklische Spannungsintensitätsfaktor gleich dem effektiven ist, wurde zu $R_{cl} = 0,7$ definiert. Dies begründet sich darin, dass bereits bei den Spannungsverhältnissen $R = 0,6$ sowie $R = 0,7$ eine Überlagerung der Rissfortschrittskurven beobachtet wurde (siehe Bild 6.19).

Alle Rissfortschrittsdaten (aus Rissfortschrittsversuchen sowohl bei $R = const$ als auch bei $K_{max} = const$) mit $R \geq R_{cl}$ wurden zu einer gemeinsamen Rissfortschrittskurve überlagert. Für sie

wurden gemäß den Schilderungen in Kapitel 5.3.1 (Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte) die Parameter der NASGRO-Gleichung (2.55) mit $\Delta K_{eff} = \Delta K$ bestimmt. Das Spannungsverhältnis musste als Konstante definiert werden und betrug $R = 0,7$. Die resultierende Funktion repräsentiert die da/dN - ΔK_{eff} -Kurve.

Mittels ihr wurde für die Rissfortschrittsdaten, bestimmt bei $R = const = 0,1 \dots 0,6$, der sich abhängig von der Rissfortschrittsrate ergebende effektive zyklische Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_{eff}(da/dN)$ berechnet. Der zugehörige Wert der Rissöffnungsfunktion ergab sich gemäß Gleichung (2.56). Im Anschluss an eine Parameterstudie zu relevanten Einflussfaktoren wurde abschließend eine Rissöffnungsfunktion definiert. Eine Validierung war nicht möglich, da für deren Definition alle Rissfortschrittsdaten verwendet wurden. Jedoch erfolgte eine Gegenüberstellung mit Rissöffnungsfunktionen, welche gemäß den nachfolgenden Schilderungen mit alternativen Methoden ermittelt wurden.

Analyse der Steifigkeitsänderung

Die Analyse des Risssschließens mittels Steifigkeitsänderung basierte auf den in-situ Versuchen, wobei sowohl alle Probendicken $s = 2 \dots 6$ mm als auch Spannungsverhältnisse $R = 0,1 \dots 0,8$ Berücksichtigung fanden. Während dieser Versuche wurden einzelne Lastzyklen stufenweise durchfahren und in jeder Haltephase der Riss graphisch für eine definierte Last dokumentiert. Im Nachhinein wurde für jede Versuchskonfiguration sowie Haltephase die Rissöffnung an fünf Positionen vermessen. Exemplarisch zeigt dies Bild 5.19. Die Messwerte wurden auf den jeweiligen Maximalwert der Kraft F_{max} bzw. der Rissöffnung δ_{max} normiert und ein Mittelwert je Haltephase berechnet. Das Ergebnis veranschaulicht exemplarisch Bild 5.20, in dem die normierte Last über der normierten Rissöffnung aufgetragen ist. Mit Bezug auf einen einzelnen Lastzyklus erfolgte die Auswertung für sowohl den steigenden als auch fallenden Ast separat.

Zur anschließenden Ermittlung der Rissöffnungs- F_{op} bzw. Risssschließkraft F_{cl} wurden verschiedene Methoden evaluiert. Die Auswertung auf Basis eines getrennten Fittings setzte sich durch. Hierzu wurde der gesamte Kurvenzug mittels einer Exponentialfunktion sowie der obere lineare Bereich mittels einer Geradengleichung beschrieben. In dem Punkt, in dem die Vorhersage beider Gleichungen um mehr als 3 % abwich, wurde die Rissöffnungs- bzw. Risssschließlast bestimmt. Dies erfolgte einheitlich für alle Versuchskonfigurationen und wird in Bild 5.20 veranschaulicht.

Da kein signifikanter Unterschied zwischen Rissöffnungs- und Risssschließlast erkennbar war, wurden anschließend alle Daten gemeinschaftlich ausgewertet. Gemäß Gleichung (2.57) wurde der Wert der Rissöffnungsfunktion (mit $K_{op} = K_{cl}$) bestimmt und dessen Abhängigkeit von Versuchsparametern analysiert. Abschließend wurde eine Rissöffnungsfunktion definiert und mittels der bei

$R = \text{const}$ ermittelten Rissfortschrittsdaten validiert. Die Beurteilung erfolgte anhand der Ineinander-Überführbarkeit der Daten in eine gemeinschaftliche Rissfortschrittskurve, was dem Idealzustand entsprechen würde.

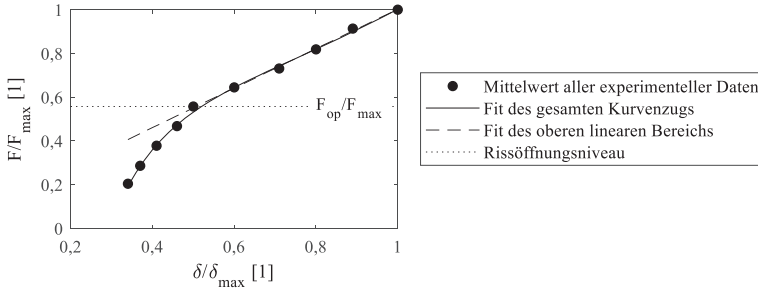


Bild 5.20: Veranschaulichung des Vorgehens zur Bestimmung des Rissöffnungs-niveaus (auf Basis der Ergebnisse bei $s = 4 \text{ mm}$ und $R = 0,2$)

Analyse der Bruchflächenrauheit

Zur Analyse des Riss-schließens auf Basis der Bruchflächenrauheit war deren objektive Quantifizierung notwendig. Hierzu wurde der mittels Lichtmikroskop oder REM aufgenommene Riss in ein binäres Bild umgewandelt und von den ihn umgebenden Graphitkugeln isoliert. Dies sowie das nachfolgende Vorgehen veranschaulicht Bild 5.21. Anschließend wurde dem Riss ein Koordinatensystem zugewiesen, dessen Ursprung in der Riss-spitze lag. Die Auswertung erfolgte pixelbasiert, wie es die Vergrößerung zeigt. Für jede Position entlang des Risses mit der Laufkoordinate x_i wurde die sowohl maximale $Z_{i,\max}$ als auch minimale Profilordinate $Z_{i,\min}$ bestimmt. Mittels dieser ließ sich die gemittelte Profilordinate

$$Z_{i,\text{mittel}} = \frac{Z_{i,\max} + Z_{i,\min}}{2} \quad (5.12)$$

sowie die zugehörige Rissöffnung

$$\delta_i = (Z_{i,\max} - Z_{i,\min}) \quad (5.13)$$

berechnen. Zuletzt wurden die Pixel auf Mikrometer skaliert und die gemittelten Profilordinaten auf den Mittelwert aller normiert. Für den in Bild 5.21 oben dargestellten Riss veranschaulicht das untere Diagramm das Ergebnis.

Bei sowohl den Langrissfortschrittsversuchen als auch den in-situ Versuchen wurde beobachtet, dass das Rissprofil größeren Schwankungen unterliegt. Die Abweichung von einer idealen Geraden betrug teils mehrere Graphitkugeldurchmesser (siehe beispielsweise Bild 6.28). Die Analyse einzelner Lastzyklen im REM zeigte ferner, dass weniger die globalen Schwankungen des Rissprofils als vielmehr die lokalen Rauheitsspitzen zum Riss schließen beitragen. Bild 5.22 veranschaulicht dies anhand eines Rissausschnittes bei Minimal- und Maximallast sowie für eine dazwischen liegende Beanspruchung. Die vollständige Separierung der Rissflanken, welche während der Rissöffnung aneinander vorbei gleiten, erfolgte hier erst signifikant oberhalb der Minimallast.

Die Beobachtung wurde für unterschiedliche Risse sowie Versuchskombinationen gemacht. Sie war Anlass für die Unterteilung des Risses in äquidistante Messstrecken der Länge l . Für diese wurde jeweils die lokale Rauheit Ra_{loc} gemäß Gleichung (2.59) mit $Z(x_i) = Z_{i,mittel}$ bestimmt. Sie repräsentiert die globalen Schwankungen. Die Rauheitsamplitude $\Delta Z(x_i)$ ergab sich gemäß Gleichung (2.60) und quantifiziert in Anlehnung an Bild 2.15 die lokalen Rauheitsspitzen.

Hierauf aufbauend wurde ein Modell entwickelt, mit dem sich der Rissöffnungsspannungsintensitätsfaktor berechnen lässt. Ihm liegt die Annahme eines EDZ zugrunde. Zur Aufhebung des Riss schließen muss die Rissöffnung die über die gesamte Risslänge gemittelte Rauheitsamplitude $\overline{\Delta Z}$ überwinden. Da dies selbst bei

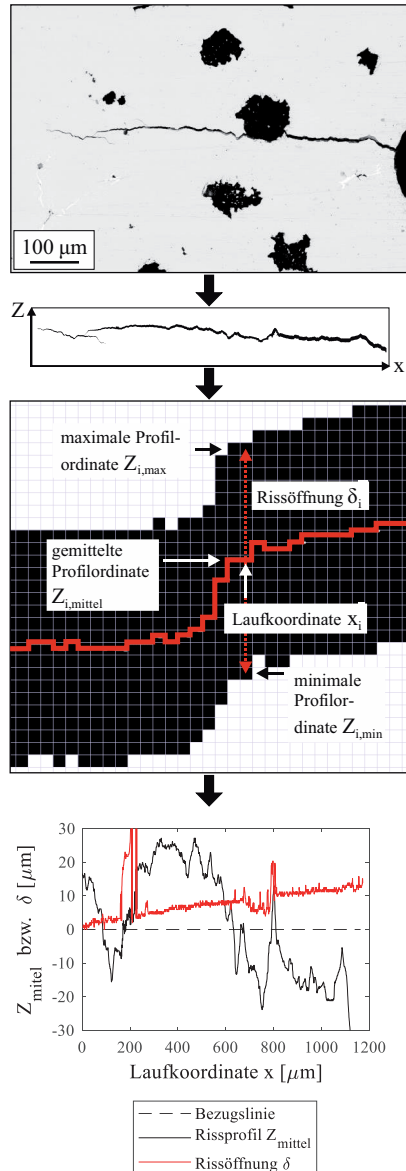


Bild 5.21: schematisches Vorgehen zur Quantifizierung der Rauheit und der Rissöffnung

Maximallast K_{max} unmittelbar an der Risspitze nicht gelingt, wurde zunächst eine effektive Risslänge a_{eff} berechnet:

$$a_{eff} = a - r_{min} \quad (5.14)$$

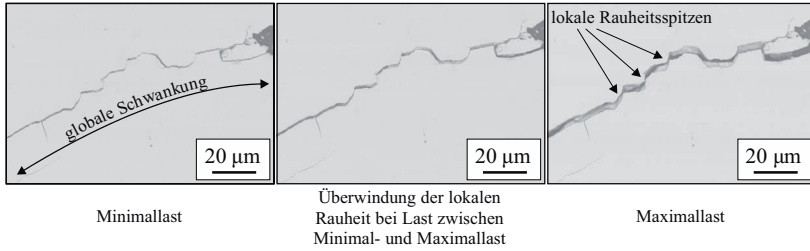


Bild 5.22: Veranschaulichung der sich bereits oberhalb der Minimallast berührenden Rauheitsflanken

Sie entspricht der Risslänge a , reduziert um die Distanz von der Risspitze r_{min} , über welcher die Rissöffnung die Rauheitsamplitude nie überwindet. Es folgt gemäß Gleichung (2.14) mit $\delta = \overline{\Delta Z}$:

$$r_{min} = \left(\frac{\overline{\Delta Z} \cdot E \cdot \sqrt{2\pi}}{8(1 - \nu^2) \cdot K_{max}} \right)^2 \quad (5.15)$$

Diese sowie nachfolgende geometrische Größen am Riss veranschaulicht Bild 5.23. Die ursprüngliche Risspitze ist dort mit Rs1 gekennzeichnet. Eine Verschiebung dieser um r_{min} resultiert in der virtuellen Risspitze Rs2. Zur Berechnung des Rissöffnungsspannungsintensitätsfaktors K_{op} wurde angenommen, dass das Riss schließen überwunden ist, sobald die Rissöffnung im Kerbgrund die Rauheitsamplitude übertrifft. Gemäß Gleichung (2.14) resultiert dies mit $\delta = \overline{\Delta Z}$ in:

$$K_{op} = \frac{\overline{\Delta Z} \cdot E}{8(1 - \nu^2)} \cdot \sqrt{\frac{2\pi}{r_{max}}} \quad (5.16)$$

Die Distanz von der virtuellen Risspitze bis zum Kerbgrund r_{max} entspricht der effektiven Risslänge reduziert um die Kerbtiefe a_k :

$$r_{max} = a_{eff} - a_k \quad (5.17)$$

Die Berechnung der effektiven Risslänge und der sich abhängig davon ergebenden Spannungsintensitätsfaktoren erfolgte iterativ. Sie basierte auf den in der ersten Phase durchgeführten in-situ Versuchen und berücksichtigte sowohl alle drei Probandicken ($s = 2 \dots 6$ mm) als auch

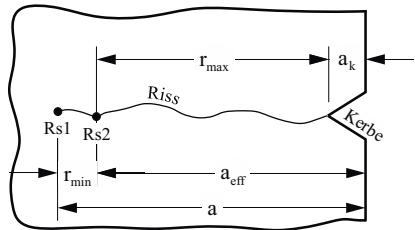


Bild 5.23: Definition geometrischer Größen am Riss

führten in-situ Versuchen und berücksichtigte sowohl alle drei Probandicken ($s = 2 \dots 6$ mm) als auch

die Spannungsverhältnisse $R = 0,1; 0,3$ und $0,5$. Für jede Konfiguration wurde der Rissöffnungs-spannungsintensitätsfaktor sowie der Wert der Rissöffnungsfunktion bestimmt. Bei der sich anschließenden Definition der Rissöffnungsfunktion wurden die Daten um $f(R = 1) = 1$ ergänzt. Die Validierung geschah analog zum Ansatz gemäß Steifigkeitsänderung.

5.3.6 Bruchflächenanalyse

Ergänzt wurden die bisher erläuterten Untersuchungen zum Langrissfortschritt um eine Analyse der Bruchflächen. Sie sollte der qualitativen Beurteilung von Rauheit und Plastizität in Abhängigkeit des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors dienen. Die Bruchflächenanalyse erfolgte exemplarisch für sowohl zwei CT-Proben, die bei den Rissfortschrittsversuchen mit $K_{max} = const$ zum Einsatz kamen, als auch für vier CT-Proben, die bei den Rissfortschrittsversuchen mit $R = const$ Verwendung fanden. Bei jeder Probe wurden das Erscheinungsbild beider Bruchflächen mittels einem Stereomikroskop (Olympus SZX12) dokumentiert und anschließend unter Differenzierung zwischen den charakteristischen Phasen der Langrissfortschrittsversuche (Bestimmung des LR-Schwellenwerts, stabiler Rissfortschritt und Restgewaltbruch) bewertet.

6 Ergebnisse und Diskussion

Nachfolgend werden die Ergebnisse vorgestellt sowie diskutiert. Dabei wird erneut nach Schwellenwertverhalten, Kurz- und Langrissfortschritt differenziert. Jedes Unterkapitel beginnt mit einer kurzen Zusammenfassung der wesentlichen Erkenntnisse.

6.1 Schwellenwertverhalten

Zur Charakterisierung des Beanspruchungszustandes gusseisentypischer Defekte wurde mittels numerischer Methoden ein funktionaler Zusammenhang in Abhängigkeit deren geometrischer Vielfalt entwickelt. Dieser wird im ersten Unterkapitel vorgestellt und anschließend angewandt, um das Schwellenwertverhalten in Kapitel 6.1.2 sowie den Kurzrissfortschritt in Kapitel 6.2 zu beschreiben. Ferner konnte das Schwellenwertverhalten in Form des Kitagawa-Takahashi-Diagramms (KTD) dargestellt und mit experimentellen Beobachtungen validiert werden. Dies sowie die Erweiterung um einen Mittelspannungseinfluss werden im zweiten Unterkapitel präsentiert.

6.1.1 Spannungsintensitäts- und Geometriefaktoren halbelliptischer Oberflächenrisse in Rundstäben unter Zug

Der Beanspruchungszustand gusseisentypischer Defekte wurde mittels der in Kapitel 5.1.4 erläuterten numerischen Methoden untersucht. Der linke Teil von Bild 5.6 zeigt schematisch das dafür verwendete globale Modell, welches den zentralen Prüfquerschnitt einer Ermüdungsprobe (siehe Bild 5.2) repräsentiert. Die resultierende erste Hauptspannung war identisch zu der analytischen Lösung und konstant über den gesamten Modellquerschnitt. Vernachlässigbare Spannungsänderungen von weniger als 0,015 % waren auf numerische Ungenauigkeiten zurückzuführen.

Bild 6.1 zeigt exemplarisch ein Submodell, das aus dem globalen Modell herausgeschnitten wurde und welches einen halbelliptischen Oberflächenriss enthält. Zwecks besserer Erkennbarkeit des Spannungsverlaufs wurde das Netz ausgeblendet. Das Material, das den Riss umgibt, wurde zur Vereinfachung als Kontinuum modelliert. Die Optimierung in Form einer mesoskalaren Simulation konnte auf Grund des beachtlichen Implementierungs- und Rechenaufwandes im Rahmen dieser Arbeit nicht umgesetzt werden. Da die gusseisentypischen Defekte durchschnittlich eine Zehnerpotenz größer waren als charakteristische Gefügemerkmale, wie der Vergleich von Bild 4.4 mit Bild 12.13 bis Bild 12.15 im Anhang demonstriert, scheint der Verzicht auf eine mesoskopische Betrachtung gerechtfertigt zu sein.

Um den Spannungsverlauf erkennbar zu machen, wurde das Farbspektrum auf den Mittelwert der 0,2 %-Dehngrenze des Planetenträgersegments in Tabelle 4.2 limitiert. Am äußeren Rand des Submodells ist die erste Hauptspannung gleich der des globalen Modells. Unmittelbar an der Rissfront liegen hohe Zugspannungen vor, die sich in der Singularität der Risspitze begründen. Hingegen bildeten sich ober- sowie unterhalb der Rissflanken Druckspannungen aus, denn hier wird das Material durch die Rissöffnung komprimiert. In größerer Entfernung überlagern sich die Druckspannungen mit den Zugspannungen (auf Grund der externen Beanspruchung) und heben sich gegenseitig auf.

1. Hauptspannung [MPa]

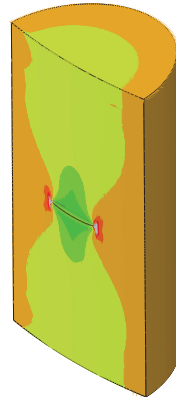
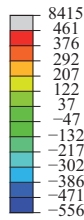


Bild 6.1: exemplarischer Verlauf der ersten Hauptspannung im Submodell (bei $b/c = 1,75$ und $b/r_p = 0,1$, Netz ausgeblendet)

1. Hauptdehnung [1]

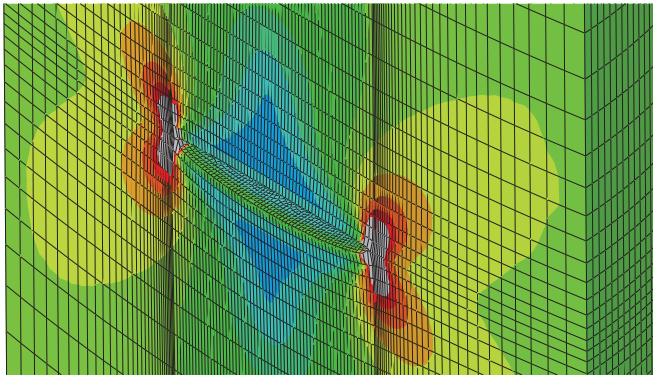
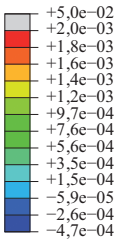


Bild 6.2: vergrößerte Ansicht des unter Beanspruchung geöffneten Risses im Submodell von Bild 6.1 sowie zugehörige Verteilung der ersten Hauptdehnung

Bild 6.2 zeigt eine Vergrößerung des Risses im Submodell sowie die Verteilung der ersten Hauptdehnung. Analog zum Spannungsverlauf wurde zwecks besserer Visualisierung das Farbspektrum auf 0,2 % bzw. $2 \cdot 10^{-3}$ limitiert. Im grauen Bereich unmittelbar an der Risspitze wird dieser Wert überschritten. In der Theorie weisen hier sowohl das Spannungs- als auch das Dehnungsfeld eine Singularität auf. Das in der Legende ausgewiesene Maximum stellt daher, ebenso wie der zugehörige Spannungswert in Bild 6.1, keinen belastbaren Wert da. Die Festigkeitsgrenzen des Werkstoffs werden hier um ein Vielfaches überschritten, da das elastisch-plastische Materialverhalten vernachlässigt

wurde. Auf die nachfolgende Auswertung der Spannungsintensitätsfaktoren hat dies keinen Einfluss, zumal sie nicht auf Basis der Ergebnisse unmittelbar an der Rissfront berechnet werden. Die Form der sich vor der Risspitze ausbildenden plastischen Zone ist charakteristisch für einen EDZ, wobei an der Probenoberfläche vielmehr ein ESZ zu erwarten wäre.

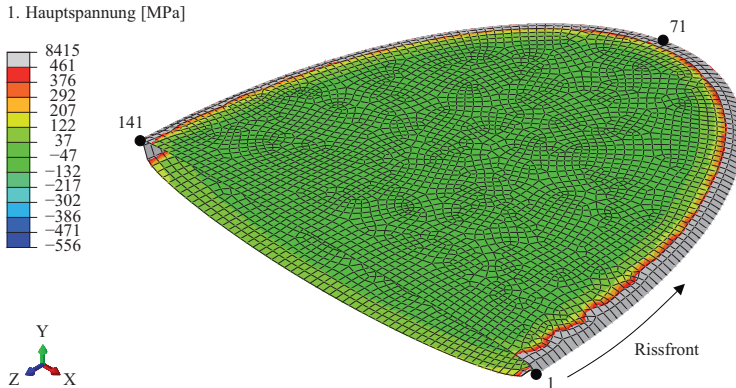


Bild 6.3: aus Submodell von Bild 6.2 extrahierter Riss

Bild 6.3 veranschaulicht abschließend den aus dem Submodell extrahierten halbelliptischen Oberflächenriss. Die erste Hauptspannung längs der Rissfront ist homogen ausgebildet. Entlang dieser wurden gemäß Bild 5.8 die Spannungsintensitätsfaktoren (Modus I) in den Schnittpunkten der Elementengrenzen mit den Konturen ausgelesen. Dies erfolgte für zehn konzentrisch zur Rissfront verlaufende Konturen außerhalb des Risses.

Prinzipiell ist der Spannungsintensitätsfaktor zur Charakterisierung der Beanspruchung gusseisentypischer Defekte ungeeignet, da deren Größenordnung im Bereich des Kurzrissswachstums liegt. Nichtsdestotrotz wurde er auf Grund der in Kapitel 5.1.4 gelisteten Argumente als Kenngröße gewählt. Die durch plastisches Fließen hervorgerufene Spannungsumlagerung vor der Risspitze wird dabei vernachlässigt. Gemäß den Schilderungen in [117] hat dies eine Unterschätzung des Spannungsintensitätsfaktors zur Folge. Eine auf Irwin [27, 117] zurückgehende Korrekturmöglichkeit ist die Verlängerung des Risses um die Hälfte der plastischen Zone. Unter der Annahme, dass deren Ausdehnung etwa gleich der Risslänge ist, würde die korrigierte Risslänge $1,5a$ betragen. Der resultierende Spannungsintensitätsfaktor wäre dann um den Faktor $1,5^{0,5} \approx 1,22$ erhöht. Da dieser Wert nur eine Abschätzung darstellt, wurde auf eine pauschale Korrektur der mittels FEA bestimmten Spannungsintensitätsfaktoren verzichtet. Vielmehr wird diese Diskussion im Rahmen der Validierung des zum Ende der Arbeit vorgestellten Auslegungskonzepts wieder aufgegriffen.

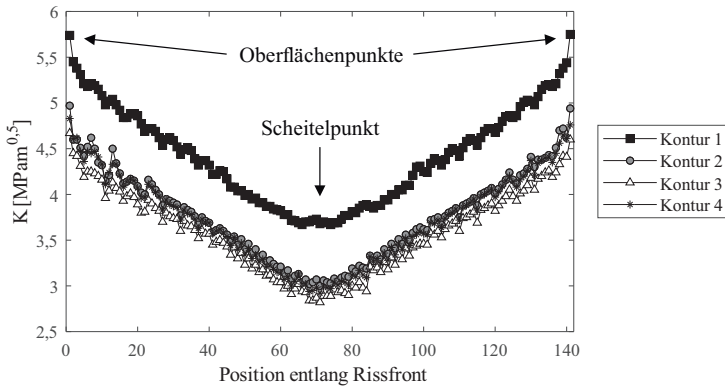


Bild 6.4: exemplarischer Verlauf des Spannungsintensitätsfaktors entlang der Rissfront
(bei $b/c = 1,75$ und $b/r_p = 0,1$)

Bild 6.4 zeigt exemplarisch für die ersten vier Konturen den Verlauf des berechneten Spannungsintensitätsfaktors entlang der Rissfront. Die Position entspricht dabei einer durchgehenden Nummerierung zwischen den Oberflächenpunkten, wie es Bild 6.3 für die Positionen 1, 71 und 141 veranschaulicht. Bei einem Großteil der analysierten Modelle reduzierte sich der Spannungsintensitätsfaktor von der Oberfläche ausgehend (Position 1 bzw. 141) hin zum Scheitelpunkt des Risses (Position 71). Die Differenz war bei den einzelnen Modellen unterschiedlich stark ausgeprägt. Unmittelbar an der Rissfront (Kontur 1) war der Spannungsintensitätsfaktor auf Grund der Singularität stets erhöht. Mit zunehmender Entfernung konvergierte er jedoch, wie die zunehmende Überlagerung der Datenpunkte von Kontur 2 bis 4 demonstriert. Der unstete Verlauf entlang der Kontur ließ sich mit einer Erhöhung der Netzfeinheit glätten. Auf Grund der einerseits zu gewährleistenden Mindestmodellgröße sowie des andererseits mit zunehmender Elementanzahl steigenden Rechenaufwands wurde hier jeweils ein Kompromiss angestrebt. Er kommt in den Modellierungsregeln aus Kapitel 5.1.4 zum Ausdruck. Ferner wurden die numerischen Ergebnisse aller 75 analysierten Modelle individuell begutachtet. Bei Bedarf erfolgte eine Mittelwertbildung über maximal bis zu drei Positionen entlang der Rissfront. Einzelne Ausreißer wurden von der Auswertung ausgeschlossen.

Im Gegensatz zu Bild 6.4, welches den Verlauf des Spannungsintensitätsfaktors entlang der Rissfront veranschaulicht, zeigt Bild 6.5 diesen exemplarisch über allen ausgelesenen Konturen. Dargestellt sind sowohl der Scheitelpunkt als auch die beiden Oberflächenpunkte des Risses. Für letztere ist das Ergebnis erwartungsgemäß identisch. Analog zu Bild 6.4 ist eine Konvergenz über die Konturen zu erkennen. Sie wurde bei allen analysierten Modellen beobachtet.

Gemäß Gleichung (2.4) wurde über die Spannungsintensitätsfaktoren der FEA jeweils der zugehörige Geometriefaktor berechnet. Bei der Definition der Risslänge wurde zwischen $a = b$ und $a = c$ differenziert. Zuzüglich der in [18] veröffentlichten Daten war abschließend eine funktionale Beschreibung des Geometriefaktors in Abhängigkeit der geometrischen Verhältnisse b/c und b/r_p möglich. Dies geschah sowohl für den Oberflächen- (OP) als auch den Scheitelpunkt (SP):

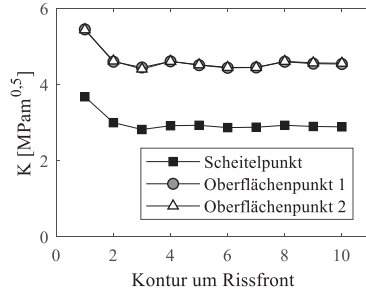


Bild 6.5: exemplarischer Verlauf des Spannungsintensitätsfaktors über alle Konturen (bei $b/c = 1,75$ und $b/r_p = 0,1$)

$$Y_{OP} = 0,5496 - 0,7767 \left(\frac{b}{r}\right) + 0,2582 \left(\frac{b}{c}\right) + 2,048 \left(\frac{b}{r}\right)^2 + 0,02202 \left(\frac{b}{r} \cdot \frac{b}{c}\right) - 0,08064 \left(\frac{b}{c}\right)^2, \quad (6.1)$$

für $a = b$

$$Y_{SP} = 1,131 - 0,04361 \left(\frac{b}{r}\right) - 0,5559 \left(\frac{b}{c}\right) + 1,247 \left(\frac{b}{r}\right)^2 - 0,2795 \left(\frac{b}{r} \cdot \frac{b}{c}\right) + 0,1015 \left(\frac{b}{c}\right)^2, \quad (6.2)$$

$$Y_{OP} = 0,1810 - 0,9112 \left(\frac{b}{r}\right) + 0,7112 \left(\frac{b}{c}\right) + 1,686 \left(\frac{b}{r}\right)^2 + 0,2256 \left(\frac{b}{r} \cdot \frac{b}{c}\right) - 0,1485 \left(\frac{b}{c}\right)^2, \quad (6.3)$$

für $a = c$

$$Y_{SP} = 0,5901 - 0,4913 \left(\frac{b}{r}\right) + 0,1001 \left(\frac{b}{c}\right) + 1,162 \left(\frac{b}{r}\right)^2 + 0,01089 \left(\frac{b}{r} \cdot \frac{b}{c}\right) - 0,03940 \left(\frac{b}{c}\right)^2. \quad (6.4)$$

Für den üblicheren Fall $a = b$ veranschaulichen Bild 6.6 und Bild 6.7 den funktionalen Zusammenhang graphisch. Die Datenpunkte im jeweils unteren linken Bereich, welche die Spannbreite von b/c vollständig abdecken, beruhen auf der FEA. Jene im oberen rechten Bereich wurden [18] entnommen.

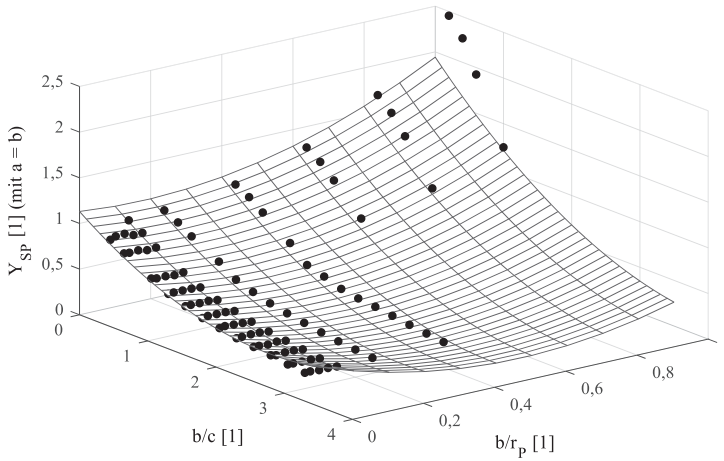


Bild 6.6: dreidimensionale Darstellung des Geometriefaktors für den Scheitelpunkt und unter der Annahme $a = b$ (Regressionskoeffizient $r^2 = 0,97$)

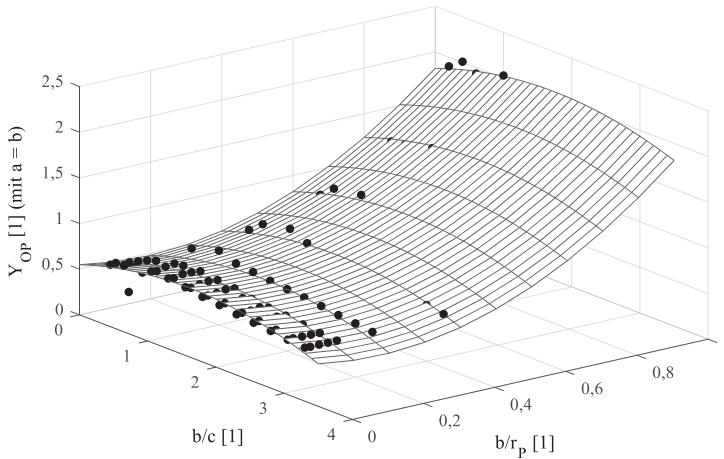


Bild 6.7: dreidimensionale Darstellung des Geometriefaktors für den Oberflächenpunkt und unter der Annahme $a = b$ (Regressionskoeffizient $r^2 = 0,96$)

Für $b/r_p \rightarrow 0$ konvergieren die Geometriefaktoren. Im Gegensatz zum Scheitelpunkt ist der Geometriefaktor des Oberflächenpunkts maßgeblich von diesem geometrischen Verhältnis abhängig. Die Risttiefe hat hier einen dominanteren Einfluss als die relative Rissbreite an der Oberfläche. Beim

Scheitelpunkt hingegen steigt der Geometriefaktor mit relativ zur Risstiefe abfallender Rissbreite an. Flache halbelliptische Oberflächenrisse haben hier einen größeren Geometriefaktor.

Gleichwohl die Funktion (Gitter) in Bild 6.6 die Datenpunkte (schwarze Punkte) im oberen rechten Bereich unterschätzt, war der Regressionskoeffizient jeweils hoch ($r^2 > 0,9$). Die individuellen Werte sind der Bildbeschreibung zu entnehmen. Für den Fall $a = c$ ist eine graphische Veranschaulichung der funktionalen Zusammenhänge dem Anhang beigelegt (Bild 12.9 und Bild 12.10).

Die Gültigkeitsgrenzen der Gleichungen (6.1) bis (6.4) ergeben sich aus den berücksichtigten geometrischen Verhältnissen $b/c = 0,4 \dots 3,25$ und $b/r_p = 0,01\dots 1$, exklusive $b/c > 1$ bei $b/r_p = 0,5\dots 1$. Die Funktionen werden insbesondere der geometrischen Vielfalt gusseisentypischer Defekte, angenähert durch einen halbelliptischen Oberflächenriss, gerecht. Sie erlauben deren Beanspruchungszustand in Form eines Spannungsintensitätsfaktors zu quantifizieren und dienen im Rahmen der Arbeit zur Analyse des Schwellenwertverhaltens sowie des Kurzrissfortschritts. Sie schließen aber auch die bereits von Clement et al. [152] aufgezeigte Lücke bei Spannungsintensitätsfaktorlösungen hoher Verhältnisse von b/c .

6.1.2 Risslängenabhängiges Schwellenwertverhalten

Im ersten Unterkapitel wird nachfolgend das Schwellenwertverhalten in Abhängigkeit der Risslänge und für ein Spannungsverhältnis von $R = 0$ vorgestellt. Die Definition in Form des KTD basiert auf experimentellen Beobachtungen sowie auf den Geometriefaktorlösungen aus Kapitel 6.1.1. Im zweiten Unterkapitel erfolgt anschließend eine Verallgemeinerung für positive Spannungsverhältnisse.

Reine Zugschwellbeanspruchung mit $R = 0$

In Anlehnung an Bild 5.1 wurde zunächst die Langzeitfestigkeit einer defektarmen Werkstoffkonfiguration mittels konventioneller Ermüdungsversuche (siehe Kapitel 5.1.1) bei $R = 0$ bestimmt. Das resultierende Wöhler-Diagramm sowie die statistisch ermittelten Kennwerte sind dem Anhang beigelegt (Bild 12.11 bzw. Tabelle 12.2). Zur Konstruktion der oberen Grenzgerade im KTD wurde die für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_u = 100\%$ ermittelte Langzeitfestigkeit von $\sigma_{aL,2 \cdot 10^6} = 167,49$ MPa verwendet. Der zweifache Wert entspricht der Schwellenspannung für eine gegen Null strebende Risslänge. Die Wahrscheinlichkeit begründet sich in der notwendigen Vergleichbarkeit mit Datenpunkten zur Validierung. Letztere wurden mit den modifizierten Wöhler-Versuchen (siehe Kapitel 5.1.2) bestimmt und entsprechen einer Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_u = 100\%$.

Zur Konstruktion der rechten Grenzgerade im KTD wurde auf Basis der Langrissfortschrittsuntersuchungen (siehe Kapitel 6.3.1) der LR-Schwellenwert für ein Spannungsverhältnis von $R = 0$ berechnet. Gemäß Gleichung (6.12) ergab sich dieser zu $\Delta K_{th,L}(R = 0) = 12,30 \text{ MPam}^{0.5}$. Damit lässt sich gemäß Gleichung (2.24) die Schwellenspannung für große Risslängen bestimmen.

Das risslängenabhängige Schwellenwertverhalten sollte gemäß Gleichung (2.27) und in Anlehnung an den Ansatz von El Haddad et al. [37] beschrieben werden. Letzterer berücksichtigt keinen defekttypischen Geometriefaktor ($Y = 1$). Dieser sollte jedoch spezifisch für die zu untersuchende Gusseisengüte definiert werden. Mit der im vorhergehenden Kapitel vorgestellten Lösung wurde der Geometriefaktor für alle im Rahmen der Bruchflächenanalyse (siehe Kapitel 5.1.3) vermessenen Defekte berechnet. Für den Fall $a = b$ zeigt Bild 6.8 die resultierende Häufigkeitsverteilung sowohl des Scheitel- als auch des Oberflächenpunkts. Für den Fall $a = c$ sind die Diagramme dem Anhang beigefügt (Bild 12.12). Zu über 94 % übertraf der Geometriefaktor des Oberflächenpunkts, und entsprechend auch der zugehörige Spannungsintensitätsfaktor, den des Scheitelpunkts. Folglich beginnt bei gusseisentypischen Defekten die Rissausbreitung zumeist an der Oberfläche, bevor ein Riss in Tiefenrichtung wächst. Für den Fall $a = b$ ist ferner ein deutlicher Schwerpunkt des Geometriefaktors des Oberflächenpunkts bei $Y_{Op} = 0,7$ zu erkennen. Er liegt leicht oberhalb des in der Literatur häufig für halbelliptische Oberflächenrisse genannten Werts von $Y = 0,65$ [56, 211].

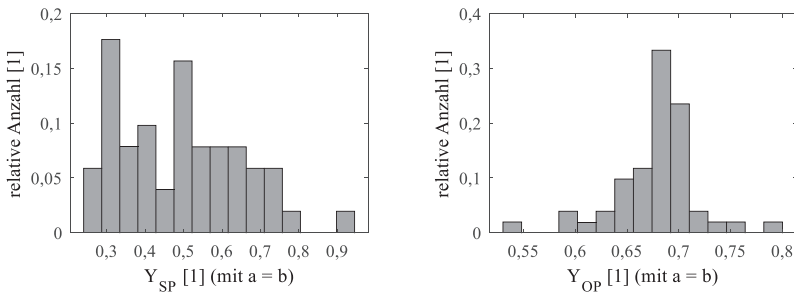


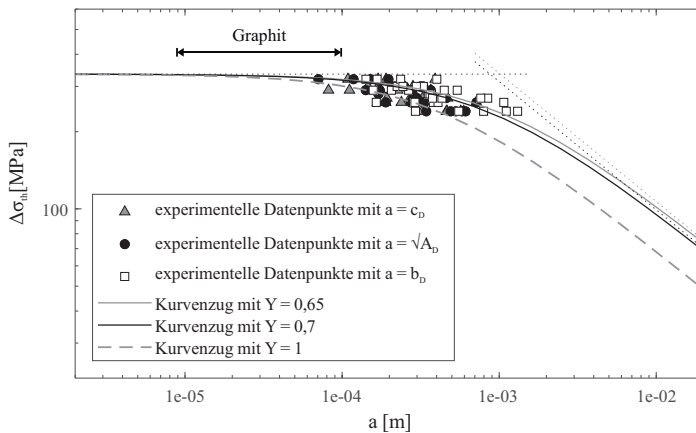
Bild 6.8: Häufigkeitsverteilung des Geometriefaktors für sowohl den Scheitel- (links) als auch den Oberflächenpunkt (rechts) bei $a = b$

Zur vollständigen Definition des risslängenabhängigen Schwellenwertverhaltens fehlt noch die Materialkonstante a^* , die dem Schnittpunkt der zuvor erläuterten Grenzgeraden im KTD entspricht. Sie wurde gemäß Gleichung (2.26) für sowohl $Y = 0,7$ als auch $Y = 0,65$ berechnet. Tabelle 6.1 fasst das Ergebnis sowie alle notwendigen Daten zur Konstruktion der Schwellenwertkurve gemäß Gleichung (2.27) zusammen.

Tabelle 6.1: Kennwerte zur Konstruktion des KTD in Bild 6.9

$2\sigma_{aL,2\cdot 10^6}(R=0)$	$\Delta K_{th,L}(R=0)$	Y (FEA)	Y (Literatur)	a^* ($Y=0,7$)	a^* ($Y=0,65$)
335,0 MPa	12,30 MPa $m^{0,5}$	0,7	0,65	$8,758\cdot 10^{-4}$ m	$1,000\cdot 10^{-3}$ m

Bild 6.9 zeigt die graphische Veranschaulichung in Form des KTD. Sowohl die obere als auch rechte Grenzgerade sind gestrichelt angedeutet. Kurvenzüge wurden für alle drei vorgestellten Geometriefaktoren ergänzt. Im oberen Bereich ist in Anlehnung an Bild 4.4 die Größenordnung des Graphits (als charakteristisches Gefügemerkmal) angedeutet. Die Schwellenspannung ist dort nahezu konstant. Einzelne Graphitkugeln, unabhängig davon ob sie einer groben oder feinen Mikrostruktur zuzuordnen sind, stellen somit keinen Defekt im Sinne der Bruchmechanik dar.

**Bild 6.9: risslängenabhängige Schwellenspannung in Form des KTD für $R=0$, zuzüglich experimenteller Datenpunkte**

Zwecks Validierung wurden im Übergangsbereich die mittels modifizierter Wöhler-Versuche (siehe Kapitel 5.1.2) bestimmten Datenpunkte ergänzt. Sie repräsentieren die zu einem individuellen Defekt zugehörige Schwellenspannung. Die Grenzen des Übergangsgebiets können mit Bezug auf den Mittelwert der Wurzel der Graphitkugelfläche zu $3\sqrt{A_G} \dots 30\sqrt{A_G}$ abgeschätzt werden (siehe hierzu auch Kapitel 4.2). Beispiele für rissauslösende Defekte des Übergangsbereichs zeigen Bild 6.10 und Bild 6.11. Zumeist waren Lunker direkt oder unmittelbar unterhalb der Oberfläche versagensrelevant, wie es auch Marquis et al. [150] sowie Nadot et al. [149] für ferritisch-perlitischen Sphäroguss beobachteten. Nur vereinzelt war ein Agglomerat von Graphitkugeln im Rissursprung zu identifizieren, wie es im linken Teil von Bild 6.11 zu sehen ist. Sowohl die Bruchflächenanalysen als auch spätere Rissfortschrittsuntersuchungen zeigten, dass die Graphitkugeln während der Rissausbreitung zumeist

vollständig erhalten bleiben. Der Riss umläuft die Graphitkugeln. Folglich stellt deren Anbindung an die Matrix, vielmehr als der Graphit selbst, eine Schwachstelle im Gefüge dar.

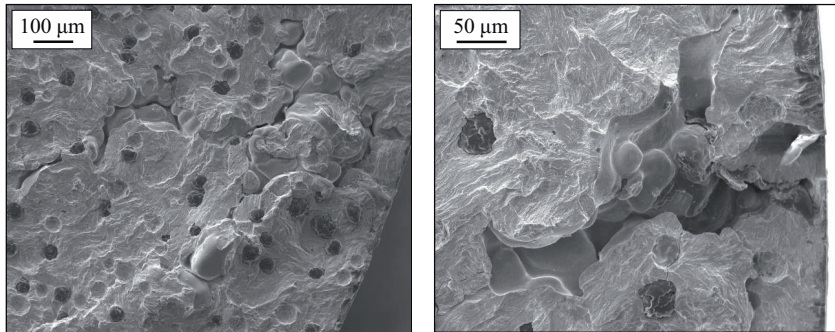


Bild 6.10: exemplarische Aufnahmen von im Rissursprung liegenden Defekten (Lunker) in Ermüdungsproben, die dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments mit feiner Mikrostruktur entnommen wurden

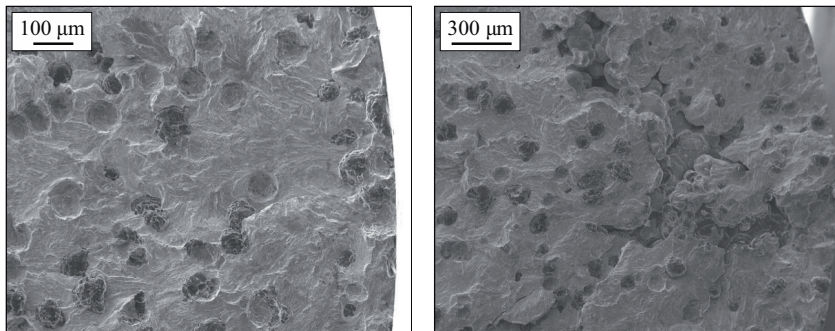


Bild 6.11: exemplarische Aufnahmen von im Rissursprung liegenden Defekten in Ermüdungsproben, die dem inneren Bereich des Planetenträgersegments mit grober Mikrostruktur entnommen wurden (links: Graphitagglomerat mit teils herausgebrochenen Graphitkugeln an Probenoberfläche; rechts: Lunker)

Die experimentellen Datenpunkte im KTD wurden für drei verschiedene Definitionsmöglichkeiten der Risslänge ergänzt: auf Basis der Wurzel der Defektfläche $\sqrt{A_D}$ sowie auf Basis der Defekttiefe b_D bzw. -breite c_D . Entsprechende Häufigkeitsverteilungen, die den technologischen Größeneinfluss gut wiedergeben, sind dem Anhang beigelegt (Bild 12.13 bis Bild 12.15). Die Streuung der Datenpunkte im KTD ist maßgeblich auf Messungenauigkeiten zurückzuführen. Denn auf Grund des dreidimensionalen Charakters waren die Grenzen der Defekte teils nur schwer zu identifizieren. Ein Trainingseffekt des Werkstoffs in Form einer zyklischen Verfestigung ist von untergeordneter Bedeutung. Unabhängig von der Risslängendefinition liegen alle Datenpunkte im Übergangsbereich des kontinuumsmechanischen Kurzrissswachstums. Mit Bezug auf die FEA (siehe Kapitel 5.1.4) sollte folglich

die dort getroffene Vereinfachung bei der Werkstoffmodellierung (als Kontinuum) zulässig sein. Ferner sind die zu ferritisch-perlitischen Sphärogussgüten veröffentlichten gusseisentypischen Defekte von vergleichbarer Größenordnung [149, 150]. Somit scheint eine Übertragbarkeit der hier erarbeiteten Geometriefaktorklösungen möglich.

In Hinblick auf eine Vorhersagbarkeit des über die experimentellen Datenpunkte ausgedrückten Schwellenwertverhaltens sollen zuletzt die Grenzkurven diskutiert werden. Für die zwei Geometriefaktoren $Y = 0,7$ und $Y = 0,65$ liegen sie nah beieinander. Ein signifikanter Unterschied ist nur für große Risslängen erkennbar. Dort verschiebt ein höherer Geometriefaktor den Kurvenzug zu niedrigeren Spannungen. Die klassische Formulierung gemäß El Haddad et al. [37] ($Y = 1$) scheint zu konservativ, da sie deutlich unterhalb des Großteils der experimentellen Datenpunkte verläuft. Letztere liegen für den Fall $a = c_D$ und $a = \sqrt{A_D}$ tendenziell unterhalb der beiden anderen Grenzkurven. Eine Definition auf Basis der Defekttiefe b_D zeigt die größte Übereinstimmung. Dabei scheint die Definition des Geometriefaktors gemäß der Literatur ($Y = 0,65$) weniger konservativ als jene auf Basis der numerischen Ergebnisse ($Y = 0,7$). Folglich wird zur Beschreibung des risslängenabhängigen Schwellenwertverhaltens in EN-GJS-700-2 die Defekttiefe b_D , als charakteristisches Defektmerkmal, und ein Geometriefaktor von $Y = 0,7$ empfohlen.

Verallgemeinerung für positive Spannungsverhältnisse

Das vorgestellte Schwellenwertverhalten gilt ausschließlich für das Spannungsverhältnis $R = 0$. Charakteristische Beanspruchungen eines Planetenträgers liegen zumeist im Bereich $R = 0,1 \dots 0,5$. Somit wäre eine dreidimensionale Erweiterung des KTD um einen Mittelspannungseinfluss wünschenswert.

Das Vorgehen hierbei ist identisch zur Konstruktion der Grenzkurve im KTD. Lediglich die Langzeitfestigkeit und der LR-Schwellenwert werden in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses definiert. Zwecks ersterem wird auf die in der FKM-Richtlinie [17] (FKM: Forschungskuratorium Maschinenbau) verwendete Mittelspannungsempfindlichkeit zurückgegriffen. Für die vorliegende Guss-eisengüte ergibt sich gemäß Gleichung (2.70) mit einer Zugfestigkeit von $R_m = 756 \text{ MPa}$ (Mittelwert des Planetenträgersegments in Tabelle 4.2) die Mittelspannungsempfindlichkeit zu $M = 0,345$. Auf Basis dieser sowie den Gleichungen (2.20) und (2.21) kann die Langzeitfestigkeit als Funktion positiver Spannungsverhältnisse beschrieben werden. Zur Definition des LR-Schwellenwerts wird hingegen auf experimentelle Befunde zurückgegriffen und die Formulierung gemäß Gleichung (6.12) verwendet.

Die Materialkonstante a^* ergibt sich gemäß Gleichung (2.26) über die Langzeitfestigkeit sowie den LR-Schwellenwert. Die Schwellenspannung wird gemäß Gleichung (2.27) definiert. Im Gegensatz

zum KTD sind die darin verwendeten Größen $\Delta K_{th,L}$ und α^* keine Konstanten sondern Funktionen des individuellen Spannungsverhältnisses.

Eine graphische Veranschaulichung der Schwellenspannung abhängig von Risslänge sowie Spannungsverhältnis zeigt Bild 6.12. Erwartungsgemäß nehmen mit zunehmender Mittelspannung die zulässigen Spannungsamplituden ab. Das Abknicken der Fläche begründet sich in der Definition des Mittelspannungsempfindlichkeit gemäß [17]. Mangels experimenteller Daten ist eine Validierung an dieser Stelle nicht möglich. Vielmehr soll hier qualitativ eine neue Betrachtungsweise der im Rahmen des konventionellen Betriebsfestigkeitsnachweises verwendeten Schwellenspannung, bei der ein möglicher Defekteinfluss keine Berücksichtigung findet, aufgezeigt werden. Da für andere Sphärogussgüten vergleichbare Defekte zu erwarten sind, wäre für eine Übertragung des Ansatzes lediglich die Anpassung der Mittelspannungsempfindlichkeit notwendig.

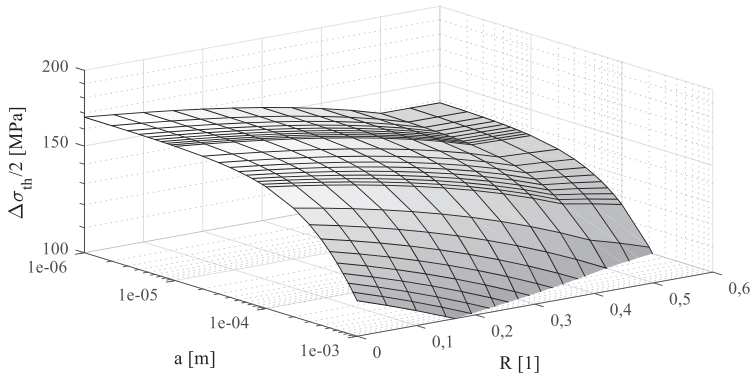


Bild 6.12: Schwellenspannung in Abhängigkeit der Risslänge sowie des Spannungsverhältnisses in Anlehnung an das KTD sowie das Haigh-Diagramm

6.2 Kurzrissfortschritt

Im nachfolgenden Kapitel wird zunächst der Kurzrissfortschritt qualitativ und im Hinblick auf einen Einfluss der Mikrostruktur vorgestellt. Aufbauend auf den zugehörigen Untersuchungen sowie denen zum Schwellenwertverhalten wurde ferner eine Möglichkeit zur quantitativen Beschreibung erarbeitet. Deren Schwerpunkt bilden die Risslängenabhängigkeit des zyklischen Schwellenwerts sowie das Risssschließen. Beide Teilaspekte werden im zweiten Unterkapitel vorgestellt.

6.2.1 Qualitative Beschreibung in Abhängigkeit der Mikrostruktur

Die fotografische Dokumentation des Kurzrissfortschritts gemäß den Schilderungen in Kapitel 5.2.1 erlaubte keine Korrelation mit der Mikrostruktur. Um einen möglichen Einfluss letzterer zu untersuchen, musste diese zunächst unter Zuhilfenahme lichtmikroskopischer Aufnahmen gemäß Kapitel 5.2.2 identifiziert und anschließend auf die fotografische Dokumentation des Fernfeldmikroskops übertragen werden. Das Ergebnis veranschaulichen Bild 12.16 und Bild 12.17 im Anhang. Dort wird die lichtmikroskopische Aufnahme des geätzten Gefüges, auf dem die Nachzeichnung der Korngrenzen basiert, der fotografischen Aufnahme des Fernfeldmikroskops gegenübergestellt.

Die Grafiken repräsentieren sowohl den äußeren Bereich des Planetenträgersegments mit feiner Mikrostruktur (Bild 12.16) als auch den inneren Bereich grober Mikrostruktur (Bild 12.17). Der technologische Größeneinfluss zeigt sich wesentlich in der Größe der Graphitkugeln, weniger in der Korngröße. Die Korngrenzen wurde anhand der Orientierung der Perlitlamellen identifiziert. Insbesondere in feinkörnigen Bereichen ist dies nicht immer gelungen, sodass hier vermehrt mit Fehlern bei der Definition der Korngrenzen zu rechnen ist. Eine Rissausbreitungsrichtung in Abhängigkeit der Orientierung der Perlitlamellen war nicht zu erkennen. Der Anteil an transkristallinem Risswachstum überwiegt tendenziell jenen des interkristallinen Risswachstums. Gleichwohl scheint bei günstiger Orientierung der Riss bevorzugt entlang den Korngrenzen zu wachsen. In Bild 12.16 passiert der Riss auf etwa mittlerem Weg eine maßgeblich unterhalb der Oberfläche liegende Graphitkugel (nur leicht angeschnitten). Der Riss wuchs zunächst gemäß seiner ursprünglichen Ausbreitungsrichtung weiter, kam alsbald jedoch zum Stillstand (kleiner Riss hinter Graphitkugel). Kurz zuvor bildete sich unabhängig vom Hauptriss ein Nebenriss leicht unterhalb der Graphitkugel aus. Später wuchs dieser mit dem ursprünglichen Hauptriss zusammen. Hierauf ist die Ablenkung des Risses von seiner ursprünglichen Ausbreitungsrichtung zurückzuführen. Ähnliche Beobachtungen wurden auch an anderer Stelle für Sphärogussgüten abweichender Matrixzusammensetzung gemacht [156, 161, 168, 184]. Es ist folglich davon auszugehen, dass die Graphitkugeln, sowohl an der Oberfläche als auch unsichtbar unterhalb dieser, wesentlich die Rissausbreitungsrichtung in Sphäroguss beeinflussen. Vergleichbar dominant wirken darüber hinaus nur fertigungstypische Defekte, insbesondere Lunker und Einschlüsse, wie die notwendige Adaption der experimentellen Methodik in Kapitel 5.2.1 verdeutlicht.

In Bild 6.13 sowie Bild 6.14 wird, ergänzend zur den Riss umgebenden Mikrostruktur, die Rissfortschrittsrate über der Risslänge (gemessen ausgehend vom Kerbgrund) dargestellt. Dies geschieht repräsentativ für sowohl den äußeren Bereich des Planetenträgersegments mit feiner Mikrostruktur (Bild 6.13) als auch den inneren Bereich grober Mikrostruktur (Bild 6.14). Die Rissfortschrittsrate weist erhebliche Schwankungen auf. Um einen optischen Abgleich mit der Mikrostruktur zu erleichtern, führen Pfeile von den lokalen Minima zum Riss. Ein Abfall der Rissfortschrittsrate ist vermehrt

bei Annäherung des Risses an ein mikrostrukturelles Hindernis (zumeist Korngrenze) zu erkennen. Diese Beobachtung beschränkt sich nicht auf den Bereich des mikrostrukturellen Kurzrissfortschritts, für welchen dies maßgeblich zu erwarten wäre, sondern zeigt sich auch im Bereich des kontinuumsmechanischen Kurzrissfortschritts. Die Verzögerungen begründen sich maßgeblich im zunehmenden Versetzungsaufbau vor Hindernissen sowie im Widerstand, der zur Aktivierung eines neuen Gleitsystems im Folgekorn überwunden werden muss.

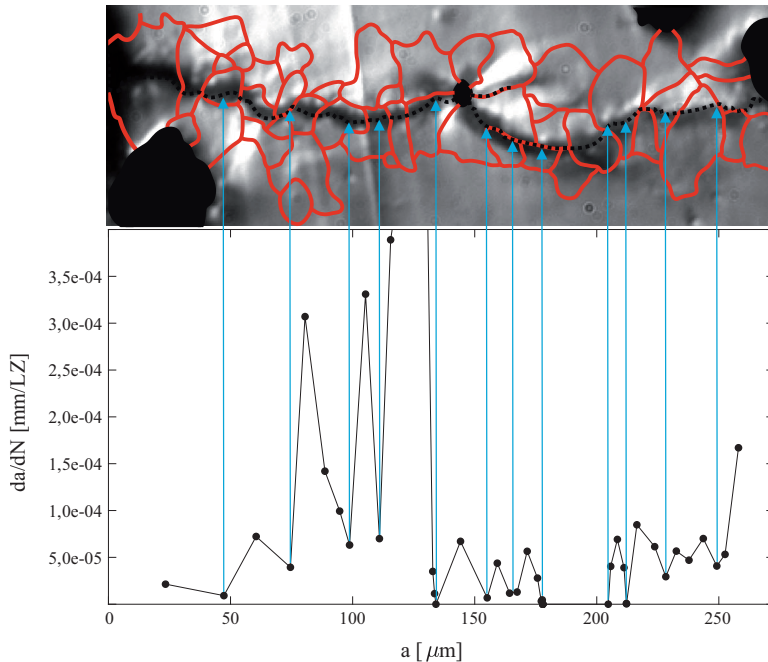


Bild 6.13: Kurzrissfortschritt in Abhängigkeit des Gefüges und im äußeren Bereich des Planetenträgersegments mit feiner Mikrostruktur

In Bild 6.13 ist unmittelbar vor beiden Graphitkugeln eine Beschleunigung des Rissfortschritts zu beobachten. Die Graphitkugeln üben eine Art Anziehungskraft auf den Riss aus. Dieser Effekt ist derart stark ausgeprägt, dass, trotz identischer Grundbeanspruchung, die Rissfortschrittsraten beider Diagramme um eine Zehnerpotenz zu variieren scheinen. Dies ist jedoch nicht der Fall, denn unmittelbar nach der ersten Graphitkugel fällt die Rissfortschrittsrate ab. Dieser Ausbremsseffekt wurde auch an anderer Stelle beobachtet. Er ist auf das Umwandern der Graphitkugeln durch den Riss zurückzuführen, was teils unsichtbar unterhalb der Oberfläche erfolgt. Wie anfangs geschildert, bildete sich hier ($a \approx 175 \dots 205 \mu\text{m}$) ein Nebenriss aus. Für ihn liegen jedoch keine Datenpunkte vor, da das Diagramm lediglich die Rissfortschrittsrate des Hauptrisses dokumentiert. Zusammenfassend weist,

analog zum geometrischen Rissverlauf, auch die Rissfortschrittsrate eine signifikante Abhängigkeit von den Graphitkugeln auf.

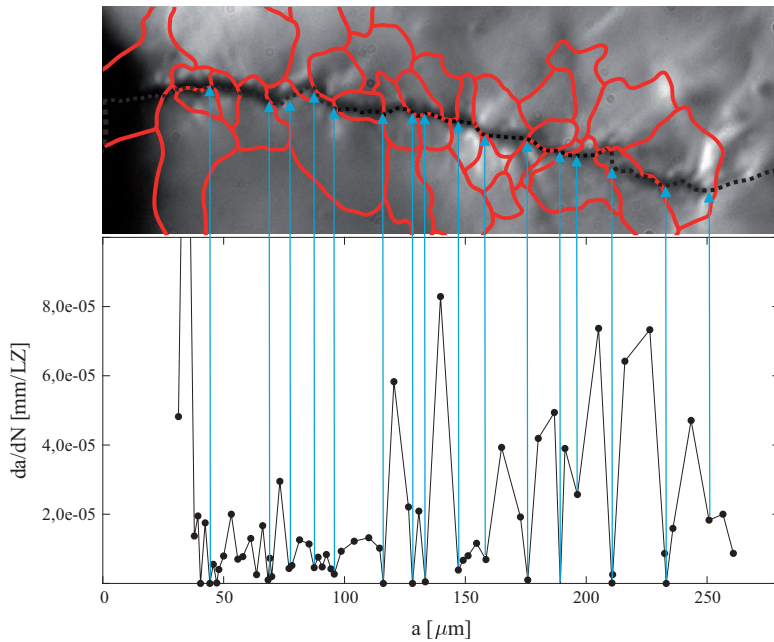


Bild 6.14: Kurzrissfortschritt in Abhängigkeit des Gefüges und im inneren Bereich des Planetenträgersegments mit grober Mikrostruktur

In Bild 6.14, bei dem eine Analyse unabhängig von Graphitkugeln möglich ist, zeigt sich eine Beschleunigung der Rissfortschrittsrate innerhalb einzelner Körner (beispielsweise ab $a \approx 95 \mu\text{m}$ oder $145 \mu\text{m}$ oder $235 \mu\text{m}$). Nach Überwindung des mikrostrukturellen Hindernisses kann der Riss sich hier ungehindert ausbreiten und beschleunigt. Erst unmittelbar vor der nächsten Korngrenze kommt es zu einer erneuten Verzögerung. Tokaji et al. [60] machten vergleichbare Beobachtungen in Stahl, wobei die Beschleunigungs- und Verzögerungseffekte ab einer Risslänge größer dem dreifachen durchschnittlichen Korndurchmesser verschwanden. Dieser Grenzwert ist für die vorliegende Guss-eisengüte zu niedrig, gleichwohl auf Basis der vorliegenden Untersuchungsergebnisse keine alternative Definition möglich ist.

Zuletzt soll der Einfluss der Kerbe auf den Rissfortschritt erörtert werden. Im Rahmen fertigungsbedingter Ungenauigkeiten sind die Kerben beider Proben als geometrisch vergleichbar einzustufen. Die Rissinitiierung im Bereich derartiger Spannungsüberhöhungen ist repräsentativ für ein reales Bauteilversagen. Abseits der Kerbe zeigen beide Proben ein ähnliches Rissfortschrittsverhalten. In

unmittelbarer Nähe des Kerbgrunds variiert die Rissfortschrittsrate um etwa eine Zehnerpotenz. Auf Grund der Größenordnung und in Anlehnung an die vorhergehenden Schilderungen ist eine Begründung dessen in der Mikrostruktur (beispielsweise in Graphitkugeln unterhalb der Oberfläche) wahrscheinlich, gleichwohl ein Kerbeinfluss nicht vollends auszuschließen ist. Die Auswirkungen auf das Risssschließen sind Gegenstand des nachfolgenden Kapitels.

6.2.2 Quantitative Beschreibung des Kurzrissfortschritts

Zur quantitativen Beschreibung des Kurzrissfortschritts wurden Kenngrößen des Langrissfortschritts adaptiert. Dies erfolgte einerseits mangels der Möglichkeit einer dehnungsgeregelten Versuchsführung beim Kurzrissfortschritt. Andererseits erlaubt dies, in Hinblick auf ein Auslegungskonzept, die ganzheitliche Charakterisierung kurzer und langer Risse mit einem einzigen Beanspruchungsparameter. Nichtsdestotrotz waren Modifikationen notwendig, um den Besonderheiten des Kurzrissfortschritts gerecht zu werden. Erstere betreffen den zyklischen Schwellenwert sowie das Risssschließen und werden nachfolgend erläutert.

Zyklischer Schwellenwert kurzer Risse

Das Schwellenwertverhalten in Form des KTD (siehe Kapitel 6.1.2) ist eine spannungsbasierte Bemessung des Werkstoffwiderstandes. Sie entspricht dem konventionellen Festigkeitsnachweis und ist für eine darauf aufbauende Rissfortschrittsberechnung mathematisch weniger geeignet als eine Ermüdungsrisswiderstandskurve. Denn letztere beschreibt den Werkstoffwiderstand mittels des Spannungsintensitätsfaktors. Folglich wurde für jede Probe der modifizierten Ermüdungsversuche (siehe Kapitel 5.1.2) ein zyklischer Spannungsintensitätsfaktor bestimmt. Der Riss definierte sich über den in der Bruchflächenanalyse (siehe Kapitel 5.1.3) vermessenen Defekt. Ferner wurden sowohl die Spannung vor Bruch (Definition siehe Kapitel 5.1.2) als auch die numerisch bestimmte Geometriefaktorlösung aus Kapitel 6.1.1 (für $a = b$) berücksichtigt. Der zyklische Schwellenwert entsprach dem maximalen zyklischen Spannungsintensitätsfaktor des Scheitel- oder Oberflächenpunkts, wobei letzterer in über 80 % der Fälle ersteren übertraf.

Das Ergebnis veranschaulicht Bild 6.15, in dem der zyklische Schwellenwert linear mit der Risslänge zunimmt. Identische Beobachtungen von vergleichbarer Größenordnung machten Clement et al. [152] bei einem rein ferritischen Sphäroguss. Für die vorliegende perlitische Gusseisengüte ist ein oberer Grenzwert durch den LR-Schwellenwert bei entsprechendem Spannungsverhältnis $\Delta K_{th,L}(R = 0)$ gegeben. Er berechnet sich gemäß Gleichung (6.12) und wird im Diagramm durch die obere Horizontale repräsentiert. Unterhalb ($a \leq a_L$) lässt sich die Risslängenabhängigkeit des zyklischen Schwellenwerts für $R = 0$ wie folgt beschreiben:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th}^* + (\Delta K_{th,L} - \Delta K_{th}^*) \cdot \frac{a}{a_L} . \quad (6.5)$$

In Bild 6.15 entspricht die Gleichung der Geraden durch die experimentellen Datenpunkte. Tabelle 6.2 fasst die zugehörigen Parameter zusammen, mit denen sich ein Regressionskoeffizient von $r^2 = 0,86$ ergibt. Der Parameter ΔK_{th}^* ist der intrinsische zyklische Schwellenwert. Er ist Ergebnis der Langrissfortschrittsversuche und wird detailliert in Kapitel 6.3.1 erläutert. Die Risslänge a_L entspricht dem Schnittpunkt der Geraden mit der Horizontalen und ist von ähnlicher Größenordnung wie die Materialkonstante a^* im KTD.

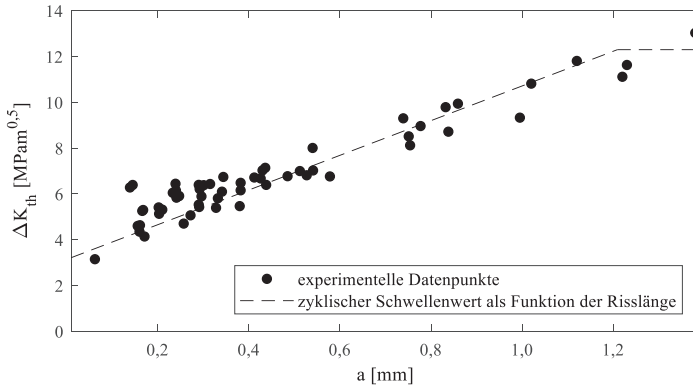


Bild 6.15: zyklischer Schwellenwert als Funktion der Risslänge mit $a = b$ und bei $R = 0$

Tabelle 6.2: Parameter zu Gleichung (6.5)

ΔK_{th}^*	$\Delta K_{th,L}(R = 0)$	a_L
3,141 MPam ^{0.5}	12,30 MPam ^{0.5}	1,209 mm

Der erhöhten Streuung der Datenpunkte im unteren Bereich wäre ein konventionelles Fitting besser gerecht geworden als Gleichung (6.5). Letztere gibt jedoch die Modellvorstellung, gemäß derer für Rissfortschritt stets der intrinsische zyklische Schwellenwert überwunden werden muss, mathematisch korrekt wieder. Als untere Grenzgerade beschreibt sie die Risslängenabhängigkeit des zyklischen Schwellenwerts hinreichend genau. Ferner kann die Streuung auf Ungenauigkeiten, beispielsweise bei der Defektvermessung, zurückzuführen sein. Nichtsdestotrotz stellt Gleichung (6.5) eine Vereinfachung im Vergleich zu Chapettis Ansatz [49] gemäß Gleichung (2.29) dar. Dieser führte zusätzlich eine mikrostrukturelle Barriere ein, unterhalb derer Risse initiieren und oberhalb derer die risslängenabhängige Zunahme des zyklischen Schwellenwerts zu verzeichnen ist. Da bei der vorliegenden Gusseisengüte die rissinitierenden Defekte durchschnittlich eine Zehnerpotenz größer als mikrostrukturelle Barrieren sind (siehe Bild 6.9), wäre eine Beschreibung gemäß Chapetti dem Werkstoff nicht gerecht geworden.

Die vorgestellte Ermüdungsrisswiderstandskurve gilt ausschließlich für das Spannungsverhältnis $R = 0$. Charakteristische Beanspruchungen eines Planetenträgers liegen zumeist im Bereich $R = 0,1 \dots 0,5$. Analog zum KTD soll deshalb eine Verallgemeinerung für positive Spannungsverhältnisse erfolgen. Hierzu wird in Gleichung (6.5) der konstante LR-Schwellenwert durch Gleichung (6.12) substituiert, welche ihn als Funktion des Spannungsverhältnisses beschreibt. Der intrinsische zyklische Schwellenwert ist eine Konstante. Dies wird auch für die Risslänge a_L angenommen. Eine graphische Veranschaulichung des Ergebnisses zeigt Bild 6.16. Der zyklische Schwellenwert des Kurzrissfortschritts unterscheidet sich dabei von dem des Langrissfortschritts ausschließlich in seiner Risslängenabhängigkeit. Diese wiederum begründet sich in dem mit wachsender Risslänge sich ausbildenden Riss schließen, was Gegenstand des nachfolgenden Unterkapitels ist.

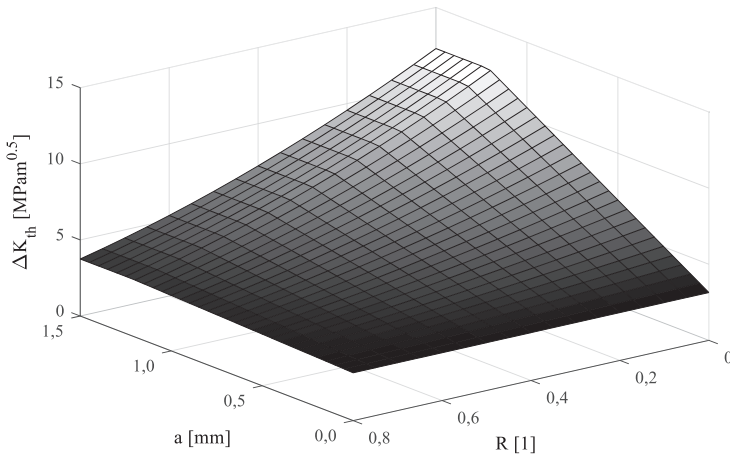


Bild 6.16: zyklischer Schwellenwert als Funktion sowohl der Risslänge (mit $a = b$) als auch des Spannungsverhältnisses

Kurzrissfortschritt und risslängenabhängige Entwicklung des Riss schließen

Die Kurzrissfortschrittsdaten wiesen auf Grund des Mikrostruktureinflusses eine erhebliche Streuung auf. Zum direkten Vergleich mit Langrissfortschrittsdaten (bestimmt bei identischem Spannungsverhältnis) wurden die Kurzrissfortschrittsdaten in Abhängigkeit ihres zyklischen Spannungsintensitätsfaktors gruppiert. Je Gruppe wurde ein Mittelwert der Rissfortschrittsrate berechnet. Die Auftragung der gruppierten Kurz- sowie Langrissfortschrittsdaten in einem gemeinsamen Rissfortschrittsdia-

gramm zeigt Bild 6.17. Letztere werden dabei in Form sowohl des effektiven als auch des konventionellen zyklischen Spannungsintensitätsfaktors dargestellt. Eine detaillierte Erläuterung der Langrissfortschrittsergebnisse folgt in Kapitel 6.3.

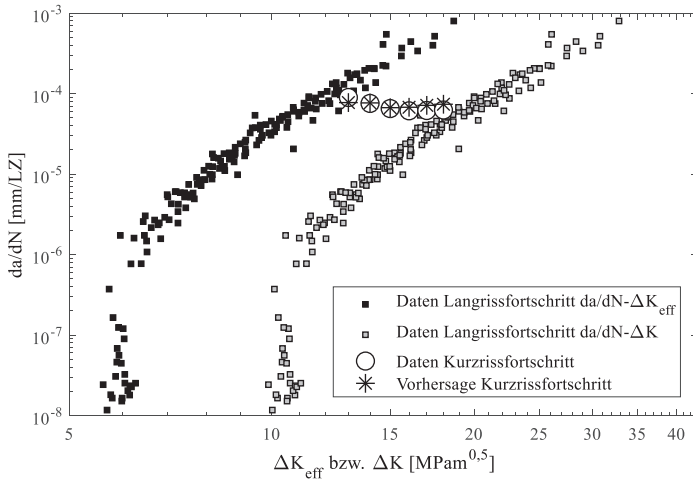


Bild 6.17: Kurz- und Langrissfortschrittsdaten mit unterschiedlicher Ausprägung des Risssschließens bei $R = 0,1$

Die Kurzrissfortschrittsdaten fallen weder mit der einen noch der anderen Langrissfortschrittskurve zusammen. Sie gehen vielmehr von der risssschließfreien Darstellung (effektiver zyklischer Spannungsintensitätsfaktor) in jene über, bei der Risssschließen voll ausgebildet ist (konventioneller zyklischer Spannungsintensitätsfaktor). Da die Kurzrissfortschrittsversuche bei konstanter Last gefahren wurden, sind die zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren repräsentativ für die relative Risslänge. Deshalb wird nachfolgend die Entwicklung des Risssschließens in Abhängigkeit letzterer beschrieben, wobei folgende Randbedingungen Berücksichtigung finden:

- unterhalb einer Grenzlängslänge a_{grenz1} erfolgt kein Risssschließen,
- oberhalb einer Grenzlängslänge a_{grenz2} ist das Risssschließen voll ausgeprägt und
- zwischen beiden Grenzlängslängen a_{grenz1} und a_{grenz2} muss das Risssschließen gemäß den experimentellen Beobachtungen zunehmen.

Das zum Ende der Arbeit vorgeschlagene Auslegungskonzept beschreibt den Langrissfortschritt gemäß der NASGRO-Gleichung, welche Risssschließen über Gleichung (2.56) erfasst. Da der Kurzrissfortschritt in Anlehnung an den Langrissfortschritt charakterisiert werden sollte, orientiert sich die hier vorgestellte Risssschließentwicklungsfunktion o an diesem Ansatz. Unterhalb der Grenzlängslänge

a_{grenz1} ist sie gleich dem Kehrwert des Rissöffnungsverhältnisses gemäß Gleichung (2.56), sodass mathematisch kein Risssschließen vorliegt:

$$a < a_{grenz1} = 0,182 \text{ mm} \quad o = const = \left(\frac{1-f}{1-R} \right)^{-1} , \quad (6.6)$$

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = 1 . \quad (6.7)$$

Oberhalb der Grenzlängsänge a_{grenz2} ist die Risssschließentwicklungsfunktion gleich eins, sodass für Kurz- und Langrissfortschritt identische Risssschließbedingungen gelten:

$$a > a_{grenz2} = 2,5 \text{ mm} \quad o = const = 1 , \quad (6.8)$$

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = \left(\frac{1-f}{1-R} \right) . \quad (6.9)$$

Für den Übergangsbereich wurde mittels heuristischer Methoden eine Funktion entwickelt, welche die experimentellen Kurzrissfortschrittsdaten in Bild 6.17 hinreichend gut beschreibt (siehe Vorhersage Kurzrissfortschritt):

$$a_{grenz1} \leq a \leq a_{grenz2} \quad o(a) = \left(\frac{0,16 \text{ mm}}{a} \right)^{2,1} + 1 , \quad (6.10)$$

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = \left(\frac{1-f}{1-R} \right) \cdot o(a) . \quad (6.11)$$

Die Risslänge wurde auf Basis des jeweiligen Minimums (je Gruppe der experimentellen Kurzrissfortschrittsdaten) definiert. Bild 6.18 veranschaulicht die mathematischen Zusammenhänge und stellt den Verlauf der Risssschließentwicklungsfunktion über der Risslänge dar. Der Bereich, innerhalb dessen das Risssschließen sich entwickelt, kann mit Bezug auf den Mittelwert der Wurzel der Graphitkugelfläche zu $5\sqrt{A_G} \dots 75\sqrt{A_G}$ abgeschätzt werden (siehe hierzu auch Kapitel 4.2). Das Übergangsbereich ist somit rund doppelt so groß wie jenes im KTD, wobei letzteres zu niedrigeren Risslängen verschoben ist.

Die vorgestellte Risssschließentwicklungsfunktion gilt ausschließlich für das Spannungsverhältnis $R = 0,1$ und wurde für Beanspruchungen leicht oberhalb des zyklischen LR-Schwellenwerts untersucht. Clement et al. [152] verglichen bei identischem Spannungsverhältnis den Kurz- und Langrissfortschritt in einem ferritischen Sphäroguss. Dabei gelang eine nahezu einheitliche Darstellung aller Versuchsdaten bei Nutzung des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors als Beanspruchungsgröße. Jedoch ist, insbesondere im schwellenwertnahen Bereich, mit zunehmender Risslänge eine Verschiebung der Kurzrissfortschrittsdaten zu höheren Spannungsintensitätsfaktoren zu beobachten. Dies ist im Einklang mit den hiesigen Beobachtungen, sodass prinzipiell eine Übertragbarkeit der Risssschließentwicklungsfunktion auf andere Sphärogussgüten möglich scheint. In Hinblick

auf die zugrundeliegenden Risssschließmechanismen, welche bei duktileren Sphärogussgüten von denen des EN-GJS-700-2 abweichen werden, sind jedoch weitergehende Untersuchungen notwendig. Gleiches gilt für eine Verallgemeinerung hinsichtlich des Spannungsverhältnisses.

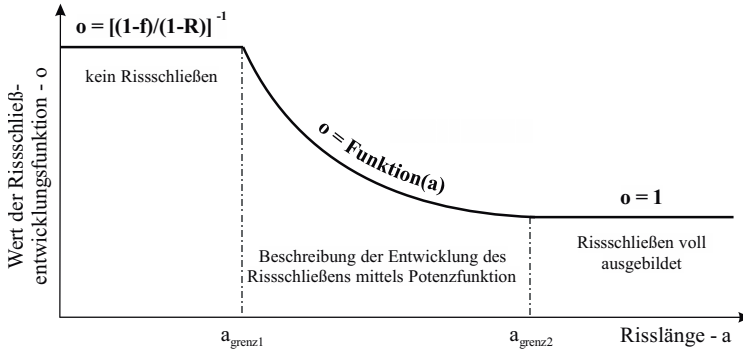


Bild 6.18: schematische Darstellung der Risssschließentwicklungsfunktion

Wie in Kapitel 5.2 beschrieben, besaßen die Kurzrissfortschrittsproben eine V-Kerbe, deren Einfluss abschließend erörtert werden soll. Die Endrisslänge (inklusive Kerbe) betrug durchschnittlich das Doppelte der Kerbtiefe. Im Bereich der Kerbe selbst erfolgt kein Risssschließen, sodass mit dem geschilderten Versuchsaufbau eine Unterschätzung dessen nicht auszuschließen ist. Mit Bezug auf das KTD in Bild 6.9 ist die Kerbtiefe (etwa 180 μm bis 400 μm) von derselben Größenordnung wie kleine gusseisentypische Defekte. Letztere sind zumeist Lunker mit einem ausgeprägten dreidimensionalen Charakter. Auf Grund dessen können sie als nahezu risssschließfrei angenommen werden. Das Risssschließverhalten ist dann ähnlich dem einer Kerbe, sodass eine Verfälschung des gusseisentypischen Verhaltens durch die V-Kerbe als gering einzustufen ist.

Basierend auf den vorhergehenden Schilderungen kann der Kurzrissfortschritt in EN-GJS-700-2 mittels eines modifizierten Langrissfortschrittsgesetzes beschrieben werden. Für letzteres erwies sich die NASGRO-Gleichung als besonders geeignet (siehe Kapitel 6.3.5). Die notwendigen Modifikationen, um den Besonderheiten des Kurzrissfortschritts gerecht zu werden, orientierten sich folglich an diesem Ansatz und sind:

- die Risslängenabhängigkeit des Schwellenwerts sowie
- die risslängenabhängige Entwicklung des Risssschließens.

Die hierzu vorgestellten Lösungsansätze sind zur Beschreibung des Kurzrissfortschritts in Gleichung (6.25) zu integrieren, wie es zum Ende der Arbeit im Rahmen des Auslegungskonzepts erfolgt. Dort wird abschließend auch die Verwendung des Spannungsintensitätsfaktors zur Beschreibung des Kurzrissfortschritts diskutiert.

6.3 Langrissfortschritt

Nachfolgend werden zunächst grundlegende Eigenschaften des Langrissfortschritts in EN-GJS-700-2 vorgestellt. Sie adressieren sowohl das LR-Schwellenwertverhalten, die stabile Rissausbreitung und den instabilen Bruch als auch den Einfluss von Spannungsverhältnis und maximalem Spannungsintensitätsfaktor auf die Rissausbreitung. Deren Abhängigkeit vom Gefüge war hingegen nicht Gegenstand der Langrissfortschrittsuntersuchungen. Einen wesentlichen Schwerpunkt bildet im Anschluss das Risssschließen. Es erfolgt eine Bewertung möglicher Risssschließmechanismen in EN-GJS-700-2. Darauf aufbauend werden drei Modelle zur quantitativen Beschreibung vorgestellt und miteinander verglichen. Die Integration des Risssschließens in die grundlegende Charakterisierung des Langrissfortschritts liefert ein umfassendes Rissfortschrittsgesetz. Dieses sowie zwei alternative Ansätze werden abschließend vorgestellt und diskutiert. Sie sind Grundlage des zum Ende der Arbeit vorgestellten Auslegungskonzepts.

6.3.1 Grundlegende Eigenschaften des Langrissfortschritts

Zur Charakterisierung des Langrissfortschritts wurden Rissfortschrittsversuche gemäß den Schilderungen in Kapitel 5.3.1 bei sowohl $R = const$ als auch $K_{max} = const$ durchgeführt. Die resultierenden Rissfortschrittskurven werden zu Beginn vorgestellt. Daraus abgeleitete Parameter werden im Anschluss benannt und in Abhängigkeit wesentlicher Einflussfaktoren diskutiert. Neben graphischen Veranschaulichungen werden funktionale Zusammenhänge zur späteren Integration in ein Rissfortschrittsgesetz definiert.

Rissfortschritt bei $R = const$

Bild 6.19 zeigt die für variierende positive Spannungsverhältnisse bestimmten Rissfortschrittskurven. Der Einfluss der Mittelspannung zeigt sich insbesondere im Schwellenwertbereich, wo mit steigendem Spannungsverhältnis eine Verschiebung der Kurven zu niedrigeren Spannungsintensitätsfaktoren zu beobachten ist. Bei $R = 0,7$ konnten keine Daten im Schwellenwertbereich generiert werden, da der Riss zwar langsam aber kontinuierlich wuchs. Der Einfluss hoher Spannungsverhältnisse auf den LR-Schwellenwert wird an späterer Stelle im Detail diskutiert.

Die Streuung der Daten begründet sich einerseits in der Messmethode der Risslänge (Potentialmethode), da sie bei schlechter Isolation der Rissflanken (unzureichende Oxidation) sowie erhöhter Bruchflächenrauheit zu Fehlmessungen neigt. Andererseits begründet sich die Streuung in den gusseisentypischen Defekten, welche un stetigen Rissfortschritt begünstigen. Im Schwellenwertbereich zeigt sich ferner ein Einfluss der Versuchsführung. Kurven, ermittelt bei kontinuierlicher Lastreduktion ($R = 0,2; 0,4; 0,6$ und $0,7$), weisen einen glatteren Verlauf auf als jene, die bei stufenweiser Lastreduktion bestimmt wurden. Im oberen Bereich der Rissfortschrittskurve ist die erhöhte Streuung hingegen auf die Instabilität des Risses zurückzuführen.

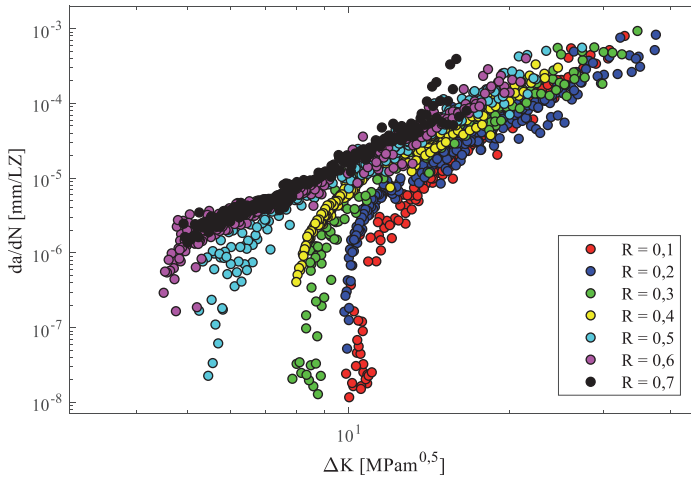


Bild 6.19: Rissfortschrittsrate über zyklischem Spannungsintensitätsfaktor bei verschiedenen konstanten Spannungsverhältnissen

Der je Spannungsverhältnis bei $da/dN = 10^{-7}$ mm/LZ und 10^{-8} mm/LZ ermittelte LR-Schwellenwert wird im Anhang in Tabelle 12.3 bzw. Tabelle 12.4 gelistet. Ferner werden jeweils der Minimal- und Maximalwert des Vertrauensintervalls, der zugehörige maximale Spannungsintensitätsfaktor und das Verhältnis von Risslänge zu W-Maß der Probe angegeben. Analog werden die Rissfortschrittsparameter gemäß Paris (siehe Gleichung (2.46)) samt Vertrauensgrenzen im Anhang zur Verfügung gestellt (Tabelle 12.5). Das Kriterium der Norm [204] bezüglich des Restligaments wurde jeweils zu Versuchsende überprüft und von allen ausgewerteten Versuchsdaten erfüllt. Das Verhältnis von Endrisslänge zu W-Maß der Probe lag im Durchschnitt bei $a/W = 0,7$.

Rissfortschritt bei $K_{max} = const$

Bild 6.20 zeigt die für variierende maximale Spannungsintensitätsfaktoren bestimmten Rissfortschrittskurven. Da, wie in Kapitel 5.3.1 bereits erwähnt, ersterer während der Versuchsführung nicht konstant war, sind seine Spannweite von Versuchsbeginn bis -ende sowie die zugehörigen Spannungsverhältnisse in der Legende gelistet. Die verwendete experimentelle Methodik ermöglicht den Rissöffnungsspannungsintensitätsfaktor zügig zu überwinden und, im Vergleich zu Versuchen mit $R = const$, Risserschließeffekte zu minimieren. Dies ist insbesondere auf die kontinuierliche Erhöhung des minimalen und die daraus resultierende Reduktion des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors zurückzuführen. Letzterer ist verantwortlich für die wechselnde plastische Verformung der zyklischen plastischen Zone. Der maximale Spannungsintensitätsfaktor hingegen definiert die monotone

plastische Zone, innerhalb der sich das Material während der Ermüdungsbeanspruchung linear-elastisch verhält. Dies sowie die weitgehende Unabhängigkeit des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors (bzw. seine Reduktion) erlauben die Nichtkonstanz des maximalen Spannungsintensitätsfaktors als vernachlässigbar anzunehmen.

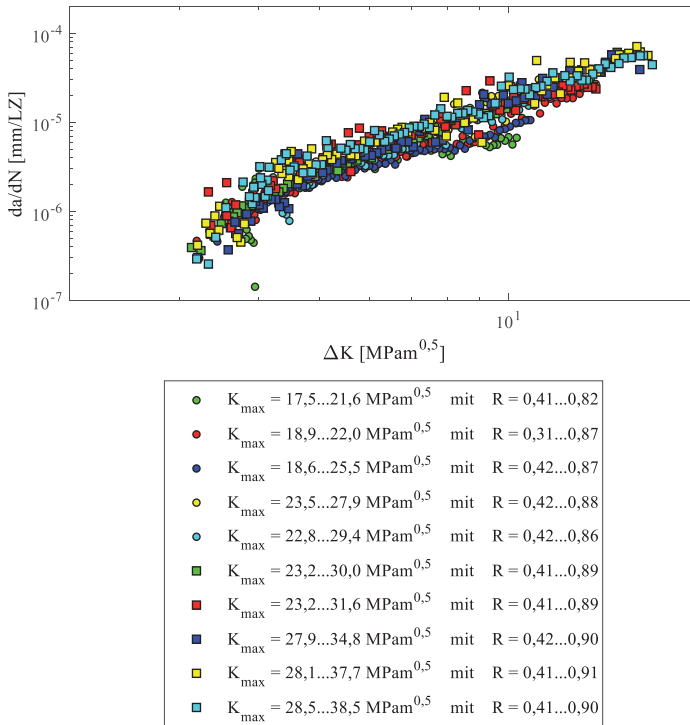


Bild 6.20: Rissfortschrittsrate über zyklischem Spannungsintensitätsfaktor bei verschiedenen nahezu konstanten maximalen Spannungsintensitätsfaktoren

Anhand der Rissfortschrittskurven ist kein Trend hinsichtlich des zugrundeliegenden maximalen Spannungsintensitätsfaktors erkennbar. Eine Korrelation zwischen seiner Spannweite und dem resultierenden LR-Schwellenwert konnte nicht festgestellt werden. Obwohl Daten im Schwellenwertbereich generiert wurden, war hier zwar ein langsamer aber kontinuierlicher Rissfortschritt zu beobachten. Die Gründe für die Streuung der Versuchsdaten sind identisch zu jenen der Versuche bei $R = \text{const.}$ Analog werden im Anhang die Rissfortschrittsparameter in tabellarischer Form zur Verfügung gestellt (Tabelle 12.6 bis Tabelle 12.8). Beim LR-Schwellenwert wurde dabei das Spannungs-

verhältnis auf Basis der Spannungsintensitätsfaktoren gemäß Gleichung (5.11) berechnet. Das Kriterium der Norm [204] bezüglich des Restligaments wurde zu Versuchsende jeweils überprüft und erfüllt.

Einfluss des Spannungsverhältnisses auf LR-Schwellenwert und Rissfortschritt

Wie in Bild 6.19 zu erkennen, hat das Spannungsverhältnis einen signifikanten Einfluss auf den Rissfortschritt. Anhand charakteristischer Rissfortschrittsparameter wird dieser nachfolgend diskutiert und quantifiziert. Dies geschieht jeweils für die im Anhang gelisteten Mittelwerte (Tabelle 12.3 bis Tabelle 12.8) sowie den LR-Schwellenwert bestimmt bei $da/dN = 10^{-7}$ mm/LZ.

In Bild 6.21 sind der LR-Schwellenwert sowie der zugehörige maximale Spannungsintensitätsfaktor über dem Spannungsverhältnis aufgetragen. Ersterer fällt kontinuierlich ab. Eine Konvergenz bei hohen Spannungsverhältnissen, wie von Schmidt et al. [99] für eine Aluminiumlegierung beschrieben, stellt sich nicht ein.

Die erhöhte Streuung in diesem Bereich ist auf die Instabilität des Risses zurückzuführen, welche später im Detail erläutert wird. Funktional kann das Verhalten des LR-Schwellenwerts wie folgt beschrieben werden:

$$\Delta K_{th,L} = (12,30 - 14,67 \cdot R + 4,972 \cdot R^2) \text{MPam}^{0,5} \quad (6.12)$$

Der maximale Spannungsintensitätsfaktor ist bei niedrigen Spannungsverhältnissen konstant. Für den Bereich $R = 0,1 \dots 0,6$ beträgt der Mittelwert $K_{max,th}^* = 12,06 \text{ MPam}^{0,5}$. Oberhalb von $R = 0,6$ nimmt der maximale Spannungsintensitätsfaktor hingegen progressiv zu, was den Schilderungen Schmidts et al. [99] entspricht.

Mit Gleichung (6.12) kann der LR-Schwellenwert bei $R = 0$ zu $\Delta K_{th,L} = 12,30 \text{ MPam}^{0,5}$ abgeschätzt werden. Dieser Wert fand bei der Konstruktion sowohl des KTD (Bild 6.9) als auch der zyklischen R-Kurve (Bild 6.15) Verwendung. In der Literatur [18] werden für vergleichbare Sphärogussgüten und Spannungsverhältnisse folgende Werte genannt (GGG: veraltete Bezeichnung für Sphäroguss):

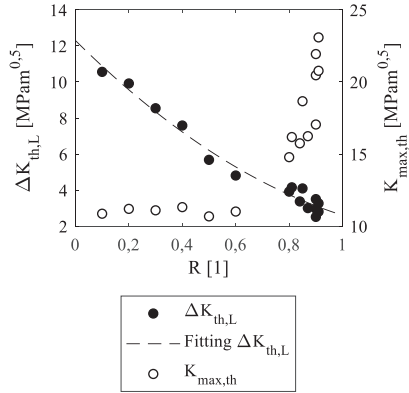


Bild 6.21: LR-Schwellenwert und zugehöriger maximaler Spannungsintensitätsfaktor über Spannungsverhältnis

- $\Delta K_{th,L}(R = 0,01) = 10,50 \text{ MPam}^{0,5}$ bei GGG-70 mit $R_m = 615 \text{ MPa}$ und
- $\Delta K_{th,L}(R = 0) = 12,6 \text{ MPam}^{0,5}$ bei GGG-60/70 mit $R_m = 858 \text{ MPa}$.

Mit einer Zugfestigkeit von $R_m = 756 \text{ MPa}$ (Mittelwert des Planetenträgersegments in Tabelle 4.2) kann der LR-Schwellenwert der hier untersuchten Gusseisengüten als vergleichbar eingestuft werden. Mangels Publikationen zum Einfluss des Spannungsverhältnisses ist eine diesbezügliche Gegenüberstellung nicht möglich.

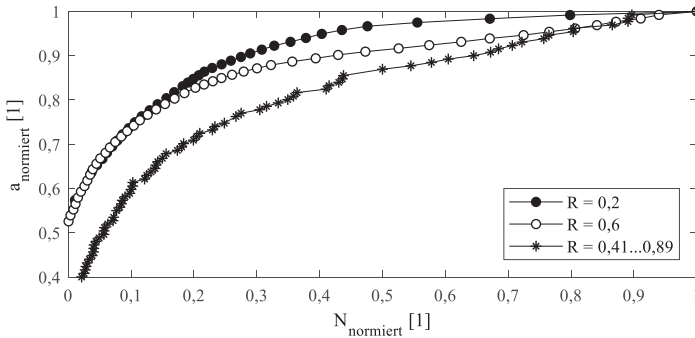


Bild 6.22: Entwicklung der Risslänge über der Schwingenspielzahl

Ein wesentliches Ergebnis der Untersuchung zum LR-Schwellenwert von EN-GJS-700-2 ist dessen unterschiedliche Wertigkeit bei hohen und niedrigen Spannungsverhältnissen. Graphisch veranschaulicht dies Bild 6.22, in dem die Entwicklung der Risslänge über der kumulierten Schwingenspielzahl aufgetragen ist. Dabei werden sowohl die Risslänge $a_{normiert}$ als auch die Schwingenspielzahl $N_{normiert}$ normiert auf den jeweiligen Maximalwert zu Versuchsende dargestellt. Die Daten wurden während der LR-Schwellenwertbestimmung aufgezeichnet, sodass mit abnehmender Rissfortschrittsrate bzw. zunehmender Schwingenspielzahl eine Konvergenz gegen eine konstante Risslänge zu erwarten wäre. Diese wird für $R = 0,2$ beobachtet, geht mit zunehmendem Spannungsverhältnis jedoch verloren. Eine Verlangsamung des Rissfortschritts ist festzustellen, jedoch kein Rissstillstand, wie es bis etwa $R = 0,5$ der Fall war. Die Instabilität des Risses ist maßgebliche Ursache für die erhöhte Streuung des LR-Schwellenwerts bei $R > 0,7$ (siehe Bild 6.21). Entsprechend hohe Mittellasten vorausgesetzt, ist folglich selbst im LR-Schwellenwertbereich ein langfristiges Versagen des EN-GJS-700-2 nicht auszuschließen.

Analog zum LR-Schwellenwert wurde der Einfluss des Spannungsverhältnisses auf die Rissfortschrittsparameter gemäß Paris (siehe Gleichung (2.46)) analysiert. Graphisch veranschaulichen dies die Diagramme in Bild 6.23. Beide Parameter streuen, abgesehen von $R = 0,1$, um einen über die

Spannungsverhältnisse konstanten Wert. Die erhöhte Abweichung bei $R = 0,1$ könnte auf einen kurzzeitigen Verlust des Kraftschlusses während der Versuchsführung zurückzuführen sein. Jedoch zeigen die von D'Agostino et al. [184] für EN-GJS-700-2 veröffentlichten Rissfortschrittskurven ein ähnliches Verhalten. Die zugehörigen Rissfortschrittsparameter wurden zu:

- $C_P = 4,3 \cdot 10^{-11}$ mm/LZ und $n_P = 4,9$ bei $R = 0,1$ sowie
- $C_P = 4,8 \cdot 10^{-9}$ mm/LZ und $n_P = 3,3$ bei $R = 0,5$

abgeschätzt (numerische Werte in [184] nicht gegeben) und sind von vergleichbarer Größenordnung der in Tabelle 12.5 gelisteten Werte. Eine finale Begründung für die Abweichung bei $R = 0,1$ kann jedoch nicht geliefert werden und bedürfe einer umfassenderen Untersuchung.

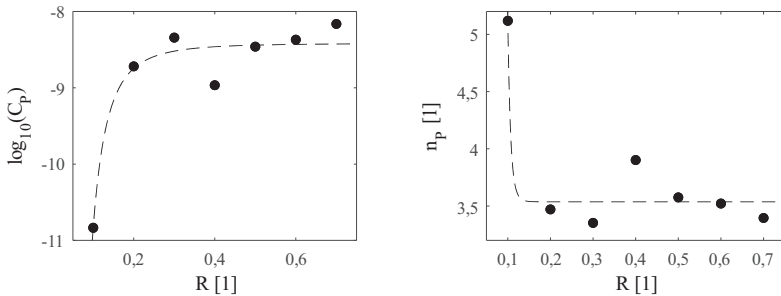


Bild 6.23: Rissfortschrittsparameter C_P (links, mit $[C_P] = 1 \text{ mm}/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0,5})^n)$) und n_P (rechts) gemäß Paris über Spannungsverhältnis

Gleichwohl die Rissfortschrittsparameter keine Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis aufweisen, zeigen sie diese jedoch untereinander. Mathematisch kann der Zusammenhang, welchen Bild 6.24 veranschaulicht, wie folgt beschrieben werden (mit $[C_P] = 1 \text{ mm}/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0,5})^n)$ und $[n_P] = 1$):

$$\log_{10}(C_P) = -3,376 - 1,451 \cdot n_P \quad . \quad (6.13)$$

Im Rissfortschrittsdiagramm entspricht dies bei doppeltlogarithmischer Auftragung einer Rechtsdrehung der Geraden des stabilen Rissfortschritts. Mit zunehmender Geradensteigung verschiebt sich der Schnittpunkt zwischen Geradenverlängerung und Ordinate zur niedrigeren Rissfortschrittsraten. Dieses Verhalten spiegelt auch der in [18] für ferritischen Sphäroguss skizzierte Zusammenhang wider, welcher zu $\log_{10}(C_P) = -4,3 - 1,2 \cdot n_P$ abgeschätzt wurde. Gleichwohl die Funktionswerte variieren, scheint das bei EN-GJS-700-2 beobachtete Verhalten repräsentativ für Sphäroguss zu sein.

Einfluss des maximalen Spannungsintensitätsfaktors auf LR-Schwellenwert und Rissfortschritt

Wie in Bild 6.21 bereits ersichtlich, ist der zum LR-Schwellenwert zugehörige maximale Spannungsintensitätsfaktor bei niedrigen Spannungsverhältnissen etwa konstant. Hingegen steigt er bei hohen Spannungsverhältnissen progressiv an. Der entsprechende LR-Schwellenwert variiert hier nur mäßig. Eine alternative Darstellungsform zeigt Bild

6.25. Sie bestätigt für EN-GJS-700-2 die Existenz zweier Schwellenwerte gemäß dem Zwei-Parameter-Ansatz von Sadananda et al. [128, 129]:

- $\Delta K_{th}^* = 3,141 \text{ MPam}^{0,5}$ (ermittelt auf Basis gemeinschaftlicher Auswertung aller gültigen Versuchsdaten der Rissfortschrittsversuche bei $K_{max} = const$, siehe Tabelle 12.6) und
- $K_{max,th}^* = 12,06 \text{ MPam}^{0,5}$ (gleich dem Mittelwert der maximalen Spannungsintensitätsfaktoren der Rissfortschrittsversuche bei $R = const = 0,1 \dots 0,6$, siehe Tabelle 12.3).

Das Risssschließspannungsverhältnis, oberhalb dessen Risssschließen nicht mehr vorliegt, ergibt sich gemäß Gleichung (2.49) bzw. (2.52) zu $R_{cl} = 0,74$.

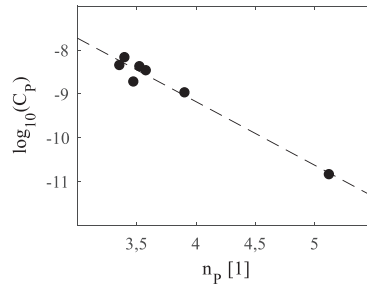


Bild 6.24: Rissfortschrittsparameter gemäß Paris in Abhängigkeit voneinander (mit $[C_p] = 1 \text{ mm}/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0,5})^n)$)

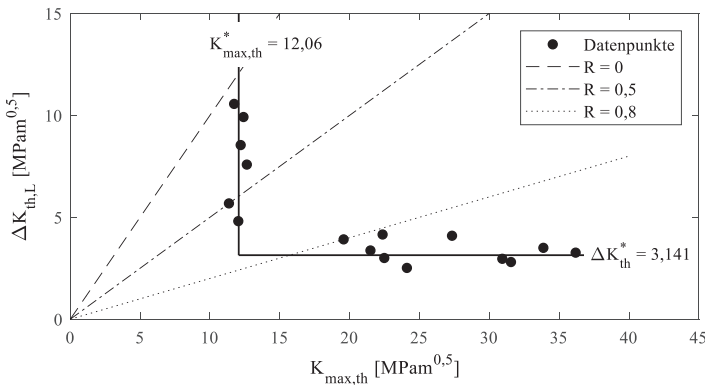


Bild 6.25: LR-Schwellenwertverhalten in Abhängigkeit sowohl des zyklischen als auch des maximalen Spannungsintensitätsfaktors

Für Rissfortschritt in EN-GJS-700-2 muss folglich sowohl der maximale als auch der zyklische Spannungsintensitätsfaktor einen intrinsischen Mindestwert überschreiten. Ersterer kann, analog zu einer

statischen Belastung, als absolute Höhe der Beanspruchung interpretiert werden. Erst wenn sie einen kritischen Wert erreicht, kann eine Ermüdungsschädigung durch den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor erfolgen. Dieser repräsentiert die wechselnde plastische Beanspruchung an der Riss Spitze, welche wiederum einen eigenen kritischen Wert überschreiten muss. Die Ausprägung bzw. Dominanz beider Schwellenwerte ist abhängig vom Werkstoffverhalten. Gemäß den Ausführungen von McEvily et al. [131] ist insbesondere die Duktilität des Werkstoffs von entscheidender Bedeutung.

Zur Analyse des Einflusses des maximalen Spannungsintensitätsfaktors auf den Rissfortschritt wurden die in Bild 6.20 dargestellten Daten nach Spannungsverhältnissen gruppiert. Das Resultat zeigt Bild 12.18 im Anhang, wo die den stabilen Rissfortschritt beschreibenden Geraden gemäß Paris (siehe Gleichung (2.46), ermittelt auf Basis der Versuche bei $R = const$) ergänzt wurden. Die im Rahmen der Versuche bei $K_{max} = const$ generierten Daten stimmen mit letzteren für identische Spannungsverhältnisse größtenteils überein. Die bei $R = 0,5$ und $R = 0,6$ links unterhalb der Geraden liegenden Punkte beschreiben bereits den Übergang zum LR-Schwellenwert, welchen die Gerade jedoch nicht erfasst. Ein signifikanter Einfluss sowohl der Versuchsführung als auch des maximalen Spannungsintensitätsfaktors kann folglich ausgeschlossen werden. Eine weitere Diskussion der Daten erfolgt in Kapitel 6.3.4 im Kontext des Riss schließens.

6.3.2 Bruchzähigkeit

Zur Charakterisierung des instabilen Rissfortschritts im oberen Bereich der Rissfortschrittskurve wurde gemäß den Schilderungen in Kapitel 5.3.2 die Bruchzähigkeit bestimmt. Bei den Bruchflächen aller Proben war klar zwischen Schwingbruchfläche des Anrisses sowie Restgewaltbruchfläche der quasistatischen Beanspruchung zu unterscheiden. Die während letzterer maximal erzielte Zugkraft wurde zur Berechnung der vorläufigen Bruchzähigkeit verwendet. Sie betrug:

- im Mittel $K_Q = 46,83 \text{ MPam}^{0,5}$,
- mit einem Minimalwert von $K_Q = 44,74 \text{ MPam}^{0,5}$ und
- einem Maximalwert von $K_Q = 47,71 \text{ MPam}^{0,5}$.

Die geometrischen Kriterien gemäß [207] zur Deklaration als gültige Bruchzähigkeit wurden von jeder Probe erfüllt, mit Ausnahme des zu kurzen Anrisses. Er betrug im Mittel $a = 23,6 \text{ mm}$ und lag etwa 9 % unterhalb des geforderten Mindestwerts von $a = 2,5 \cdot (K_{Ic}/R_{p0,2})^2 = 25,8 \text{ mm}$.

Die benannten Kriterien gewährleisteten die Bestimmung einer geometrieunabhängigen und konservativen Bruchzähigkeit unter Wahrung des EDZ. Zur Überprüfung dessen wurde der Spannungsverlauf im Restquerschnitt der CT-Probe numerisch untersucht. Dies erfolgte unter einer Beanspruchung nahe der vorläufigen Bruchzähigkeit ($K_Q = 47 \text{ MPam}^{0,5}$) sowie bei variierenden Anrisslängen (Versuchswert sowie Minimal- und Maximalwert der Norm [207]). Für letztere wurden die Verläufe der

drei Hauptspannungen sowohl in Rissausbreitungsrichtung als auch quer zu dieser miteinander verglichen. Eine graphische Veranschaulichung ist dem Anhang beigelegt (Bild 12.20 bis Bild 12.25). In Rissausbreitungsrichtung ist innerhalb der ersten 5 mm vor der Rissspitze kein Unterschied in den Spannungsverläufen der unterschiedlichen Risslängen zu erkennen (Bild 12.20 bis Bild 12.22). Dies gilt sowohl für die Probenoberfläche als auch -mitte. Quer zur Rissausbreitungsrichtung fallen innerhalb der ersten 5 mm vor der Rissspitze die Spannungsverläufe ebenfalls zusammen (Bild 12.23 bis Bild 12.25). Die ergänzend in Tabelle 12.9 für die verschiedenen Risslängen zusammengefassten Maximalwerte der Normalspannungen sowie der Vergleichsspannung weisen eine Abweichung kleiner 1 % auf. Folglich ist der Spannungszustand aller drei Probenkonfigurationen in unmittelbarer Rissnähe identisch. Die für den zu kurzen Anriss bestimmte Bruchzähigkeit wird infolgedessen nur geringfügig von einem korrekt ermittelten Kennwert abweichen.

Unter Berücksichtigung der Zugfestigkeit von $R_m = 756$ MPa (Mittelwert des Planetenträgersegments in Tabelle 4.2) fügt sich die für EN-GJS-700-2 ermittelte Bruchzähigkeit exakt in ein von Speidel [157] für diverse Gusseisengüten skizziertes Streuband. Gleiches gilt für die über die Schwingbruchflächen der Ermüdungsproben (siehe Kapitel 5.1.1 und 5.1.2) berechneten Spannungsintensitätsfaktoren bei Bruch. Sie belaufen sich im Mittel auf $K = 50,3 \text{ MPam}^{0.5}$ bei der feinkörnigen (Proben der konventionellen Ermüdungsversuche) sowie $K = 39,1 \text{ MPam}^{0.5}$ bei der grobkörnigen Mikrostruktur (Proben der modifizierten Ermüdungsversuche). Entsprechende Häufigkeitsverteilungen sind dem Anhang beigelegt (Bild 12.19). Über eine hochwertige Mikrostruktur, im Sinne von Feinkörnigkeit und Defektarmut, scheint folglich die Grenze instabilen Bruchs signifikant steigerbar. Im Mittel liegen die Spannungsintensitätsfaktoren ($K = 44,7 \text{ MPam}^{0.5}$) der Ermüdungsproben bei Bruch jedoch nur knapp unterhalb der für EN-GJS-700-2 ermittelten Bruchzähigkeit.

6.3.3 Qualitative Bewertung möglicher Riss-schließmechanismen

Ein umfassendes Verständnis über die Riss-schließmechanismen in EN-GJS-700-2 ist wesentliche Grundlage zur Entwicklung eines ganzheitlichen Rissfortschritts-gesetzes. Im Fokus bisheriger Untersuchungen stand das plastizitäts-induzierte Riss-schließen, auf dem ein Großteil der entwickelten Modelle fußt. Da EN-GJS-700-2 auf makroskopischer Ebene nur wenig Duktilität zeigt, ist zu hinterfragen, ob dieser Riss-schließmechanismus für die vorliegende Gusseisengüte von Relevanz ist. Folglich werden nachfolgend mögliche Riss-schließmechanismen analysiert und bezüglich ihrer Bedeutung diskutiert. Berücksichtigung finden plastizitäts-, rauheits- und korrosionsbedingtes Riss-schließen. Sowohl fluid- als auch umwandlungs-induziertes Riss-schließen können beim vorliegenden Werkstoff und Anwendungsfall ausgeschlossen werden.

Plastizität

Für Risssschließen sind insbesondere plastische Verformungen auf der Mikroebene von Relevanz. Sie wurden einerseits mittels Bruchflächenanalyse sowie andererseits mittels Dehnungsfeldanalyse einer unter Beanspruchung stehenden Risssspitze untersucht.

Bild 6.26 zeigt exemplarisch die Bruchfläche einer Ermüdungsprobe. Auf dem oberen Übersichtsbild ist ein sich von rechts ausbreitender Schwingbruch zu erkennen, welcher knapp vor der Probenmitte in einen Restgewaltbruch übergeht. Da dies mit dem REM, im Gegensatz zum bloßen Auge, schlecht zu erkennen ist, wurde der Übergang durch eine Linie angedeutet. Die Bruchfläche erscheint ganzheitlich zerklüftet. Sich konzentrisch vom Rissursprung ausbreitende Schwingstreifen sind nicht zu erkennen. Eine erste Vergrößerung der Schwingbruchfläche (zweites Bild von oben) zeigt klar die Lamellenstruktur des Perlit. Auf Grund deren wahlloser Orientierung und scharfkantigen Kontur kann ausgeschlossen werden, dass es sich hierbei um Schwingstreifen handelt. Analog sind auf der zweiten Vergrößerung der Schwingbruchfläche (drittes Bild von oben) keine Anzeichen plastischer Verformung zu erkennen. Das unterste Bild zeigt eine Vergrößerung der Restgewaltbruchfläche, bei der der mittig im Bild liegende Spaltbruch dominiert. Wabenbruch, wie er rechts unten zu erkennen ist, zeigte sich äußerst selten und deutet auf Ferritanhäufung hin. Die Bruchflächenanalysen weiterer Ermüdungsproben stehen mit diesen Schilderungen im Einklang. Sowohl die Schwing- als

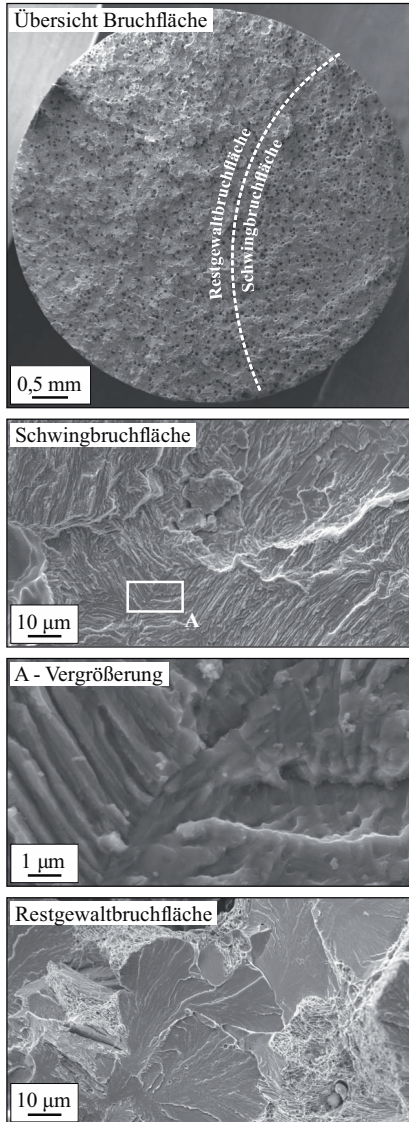


Bild 6.26: exemplarische Bruchfläche einer Ermüdungsprobe (REM-Aufnahmen)

auch Restgewaltbruchflächen von EN-GJS-700-2 zeigen keinen signifikanten Anteil plastischer Verformung auf der Mikroebene.

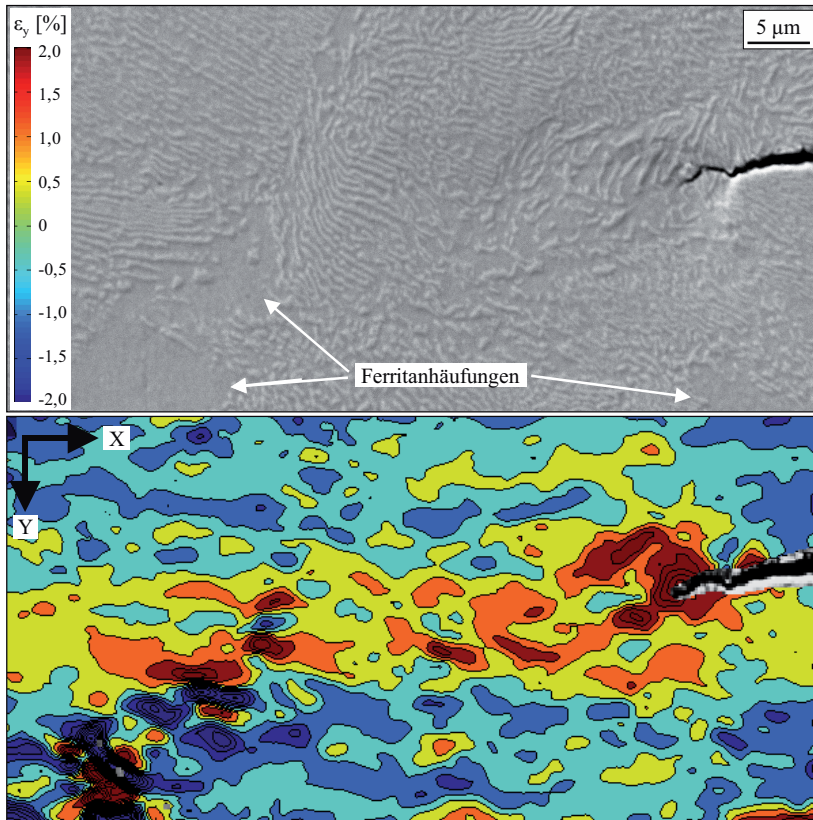


Bild 6.27: Dehnungsfeld (ϵ_y) vor Rissspitze (unten) samt zugehöriger REM-Aufnahme der angeätzten Probenoberfläche (oben) bei einer Beanspruchung von $K = 12 \text{ MPam}^{0,5}$

Ergänzend wurden gemäß den Schilderungen in Kapitel 5.3.4 die Verformungen vor der Rissspitze mittels digitaler Bildkorrelation sichtbar gemacht. Das Ergebnis zeigt Bild 6.27 in Form einer in-situ-Biegeprobe, die eine Beanspruchung von ca. $K = 12 \text{ MPam}^{0,5}$ sieht. Im oberen Teil ist die REM-Aufnahme der Probenoberfläche mit ausgeprägter Reliefstruktur zu erkennen. Letztere ist auf den Perlit zurückzuführen. Unmittelbar vor der Rissspitze sowie im unteren Bildabschnitt zeigen sich ebene Bereiche, welche lokale Ferritanhäufungen indizieren.

Der untere Teil zeigt die Verteilung der Dehnung in y-Richtung quer zur Rissausbreitungsrichtung. Zwecks besserer Visualisierung wurde ihr Betrag auf 2 % limitiert, wobei die Grafik ausschließlich

einer qualitativen Beurteilung dienen soll. Erwartungsgemäß konzentrieren sich die plastischen Verformungen vor der Risspitze. Die Form der plastischen Zone deutet auf einen ESZ hin, welcher an der Oberfläche regulär dominiert und was auf Grund der geringen Probendicke ($s = 2 \text{ mm}$) plausibel ist. Jedoch erscheint die plastische Zone nicht als homogenes Verformungsfeld, sondern wird von zahlreichen lokalen Abweichungen unterbrochen. Gleiches gilt für den unteren Bildabschnitt, der großteils eine moderate Verformung mit vereinzelt Dehnungshotspots aufweist. Sie korrelieren mit den Ferritanhäufungen der REM-Aufnahme. Wesentliche Erkenntnis ist infolgedessen, dass der Perlit bzw. vielmehr dessen Zementitlamellen die plastische Verformung behindern.

Zusammenfassend zeigen sowohl die Bruchflächen- als auch Dehnungsfeldanalyse, dass bei der nahezu rein perlitischen Gusseisengüte EN-GJS-700-2 das Ausmaß von Plastizität auf der Mikroebene als gering eingestuft werden kann. Plastizitätsinduziertes Riss schließen wird folglich eine untergeordnete Rolle spielen. Auffällig ist jedoch die markante Bruchflächenrauheit, welche Gegenstand des nachfolgenden Unterkapitels ist.

Rauheit

Die diversen Aufnahmen der Ermüdungsprobe in Bild 6.26 zeigen eine ausgeprägte Bruchflächenrauheit. Im Anhang (siehe Bild 12.26) wurden entsprechende Aufnahmen einer Rissfortschrittsprobe mit identischer Aussage ergänzt. Ein Einfluss der Beanspruchungshöhe bzw. der Rissfortschrittsrate oder des Spannungsverhältnisses war bei keiner Bruchfläche zu erkennen.

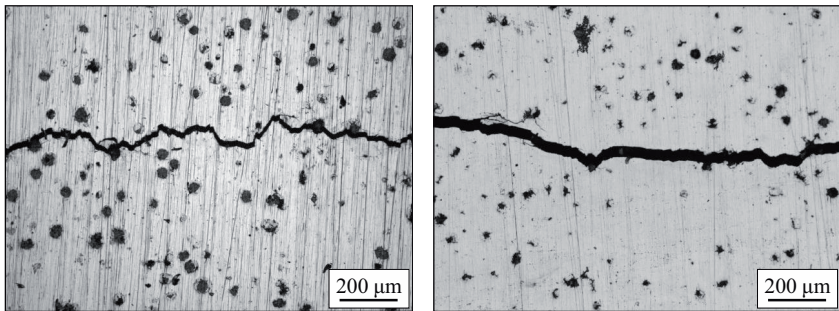


Bild 6.28: exemplarische Aufnahmen von Rissen der Langrissfortschrittsversuche
(links: bei $R = 0,1$; rechts: bei $R = 0,5$)

Da in Draufsichten die Bruchflächenrauheit relativ zu Gefügekenngößen schwer zu quantifizieren ist, zeigt Bild 6.28 Ausschnitte langer Risse in der Seitenansicht. Sie verdeutlichen, ähnlich wie es schon im Rahmen des Kurzrissfortschritts beobachtet wurde, dass Risse in Sphäroguss bevorzugt entlang der Grenzfläche zwischen Matrix und Graphitkugel wachsen. Die Ablenkungen im Rissprofil sind dabei signifikant größer als charakteristische mikrostrukturelle Dimensionen. Bei hohen Vergrö-

ßerung im REM (siehe Bild 5.22) zeigt sich ferner, dass die globalen Schwankungen wiederum zahlreiche lokale Rauheitsspitzen aufweisen. Bei Be- und Entlastung des Risses gleiten diese aneinander vorbei, sodass der Rissmodus I auf der Mikroebene von einem Modus II überlagert wird. Dies muss einen Einfluss auf die Lastübertragung haben, sodass in EN-GJS-700-2 dem rauheitsinduzierten Riss-schließen eine dominante Rolle zugesprochen wird.

Oxidation

Sowohl auf Bruchflächen als auch am Riss konnten keine signifikanten Rückstände einer Oxidation, weder mit bloßem Auge noch bei Untersuchungen im REM, festgestellt werden (siehe hierzu Bild 5.19, Bild 5.22, Bild 6.26 oder Bild 12.26). Bei letzterem hätten sich diese als helle, elektrostatische Aufladungen gezeigt. Folglich ist im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen korrosionsbedingtes Riss-schließen nicht von Relevanz.

6.3.4 Quantitative Beschreibung des Riss-schließens

Die Analyse möglicher Riss-schließmechanismen in EN-GJS-700-2 zeigte, dass plastizitätsinduziertes Riss-schließen von untergeordneter Bedeutung ist. Die Untersuchungsmethoden gemäß Kapitel 5.3.5, die sich zu dessen Quantifizierung etablierten, wurden nichtsdestotrotz zur Analyse herangezogen. Dies sind der Vergleich von Rissfortschrittskurven sowie die Steifigkeitsmethode, deren Ergebnisse nachfolgend vorgestellt werden. Darüber hinaus wurde ein Modell gemäß den Schilderungen in Kapitel 5.3.5 entwickelt, das der Quantifizierung des rauheitsinduzierten Riss-schließens dient. Denn im Rahmen der qualitativen Beurteilung schien dieses der dominierende Riss-schließmechanismus zu sein. Das entsprechende Ergebnis in Form einer Rissöffnungsfunktion wird ebenfalls vorgestellt und mit jenen der anderen Untersuchungsmethoden verglichen.

Vergleich von Rissfortschrittskurven

Zur Quantifizierung des Riss-schließens mittels des Vergleichs von Rissfortschrittskurven war es notwendig einen funktionalen Zusammenhang zwischen Rissfortschrittsrate und effektivem zyklischem Spannungsintensitätsfaktor zu definieren:

$$\frac{da}{dN} = \frac{10^{-7,421} \text{ mm/LZ}}{(\text{MPa} \cdot \text{m}^{0,5})^{2,705}} \cdot \Delta K_{eff}^{2,705} \cdot \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th,L}}{\Delta K_{eff}}\right)^{4,662 \cdot 10^{-2}}}{\left(1 - \frac{K_{max}}{46,83 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0,5}}\right)^{0,2494}} \quad (6.14)$$

Die Herleitung erfolgte in Anlehnung an Gleichung (2.55) und anhand von Rissfortschrittsdaten mit einem Spannungsverhältnis $R \geq 0,7$. Letzteres wurde als Riss-schließspannungsverhältnis angenommen, sodass $\Delta K = \Delta K_{eff}$ gilt. In Hinblick auf das später im Rahmen der LR-Schwellenwertanalyse ermittelte Riss-schließspannungsverhältnis $R_{cl} = 0,74$ (siehe Kapitel 6.3.1 sowie Bild 6.25) scheint diese Annahme zulässig. Die Rissfortschrittparameter $p_N = 4,662 \cdot 10^{-2}$, $n_N = 2,705$ und

$C_N = 10^{-7,421} \text{ mm}/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0,5})^{2,705})$ wurden gemäß den Schilderungen in Kapitel 5.3.1 ermittelt. Einzig der Parameter $q_N = 0,2494$ wurde auf Basis der in Kapitel 6.3.5 (Basis effektiver Spannungsintensitätsfaktor) dargestellten Ergebnisse definiert, da hier mangels Daten nahe dem instabilen Bruch kein sinnvolles Fitting möglich war. Die Bruchzähigkeit $K_{Ic} = 46,83 \text{ MPam}^{0,5}$ entspricht dem Ergebnis aus Kapitel 6.3.2.

Über Gleichung (6.14) konnte den bei $R = \text{const} = 0,1 \dots 0,6$ ermittelten Daten bzw. deren Rissfortschrittsraten jeweils ein effektiver zyklischer Spannungsintensitätsfaktor zugeordnet werden. Dies war Grundlage für die sich anschließende Berechnung des Werts der Rissöffnungsfunktion. Eine Auftragung dessen über dem Spannungsverhältnis (Bild 12.27) sowie dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor (Bild 12.28) ist dem Anhang beigelegt. Letzterer wurde dabei auf den jeweils zugehörigen LR-Schwellenwert (siehe Tabelle 12.3) normiert.

Die Darstellung in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis zeigt, dass unabhängig von diesem der maximal erzielbare Wert der Rissöffnungsfunktion nahezu konstant ist. Der Minimalwert entspricht jeweils dem zugehörigen Spannungsverhältnis, wobei dies teils nur einzelne Ausreißer sind. Exklusive dieser, nimmt ab $R = 0,4$ der minimale Wert der Rissöffnungsfunktion mit steigendem Spannungsverhältnis merklich zu. Unterhalb ist er etwa konstant. Die Streuspanne der Daten reduziert sich dabei mit steigendem Spannungsverhältnis.

Die Darstellung in Abhängigkeit des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors liefert eine Erklärung für die teils erhebliche Streuung der Daten in Bild 12.27. Bei hohen Beanspruchungen ist der Wert der Rissöffnungsfunktion häufig gleich dem Spannungsverhältnis. Im Schwellenwertbereich hingegen erzielt er seine Maximalwerte. Oberhalb nimmt er etwa bis zum zweieinhalbfachen LR-Schwellenwert kontinuierlich ab.

Das Risssschließen in EN-GJS-700-2 zeigt somit eine Abhängigkeit von sowohl der statischen Vorlast als auch der Spannweite der Ermüdungsbeanspruchung. Bei hohen Spannungsverhältnissen sowie zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren wird kein Risssschließen beobachtet, wohingegen es bei niedrigen Spannungsverhältnissen und im Schwellenwertbereich ausgeprägt ist. Dies entspricht den in der Literatur häufig berichteten Erfahrungen mit anderen Werkstoffen. Infolgedessen scheint eine Beschreibung des Risssschließens als Funktion beider Kenngrößen zielführend, wie sie Bild 6.29 zeigt.

Gleichwohl die Grafik und die vorhergehenden Schilderungen das globale Risssschließverhalten gut wiedergeben, sind die Ergebnisse mit Vorbehalt zu betrachten. Denn bei der zugrundeliegenden Untersuchungsmethode handelt es sich um ein Normierungsverfahren. Da zur Herleitung alle ermittelten Rissfortschrittsdaten genutzt wurden, ist eine Verifizierung nicht möglich. Wünschenswert wäre eine detaillierte Untersuchung der hier aufgezeigten Zusammenhänge mittels unabhängiger Methoden.

Bezüglich des Spannungsverhältnisses ist dies erfolgt. Deshalb und in Hinblick auf eine Vergleichbarkeit mit den nachfolgend vorgestellten Ergebnissen wird die Rissöffnungsfunktion lediglich in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses formuliert:

$$f = 0,4123 + 0,4980 \cdot R^{1,418} \quad (6.15)$$

Die Gleichung basiert auf dem je Spannungsverhältnis berechneten Mittelwert der Rissöffnungsfunktion, wobei für $R = 0,7$ dieser gleich dem Spannungsverhältnis gesetzt wurde. Eine graphische Veranschaulichung sowie Diskussion im Kontext anderer Rissöffnungsfunktionen folgen am Ende des Kapitels.

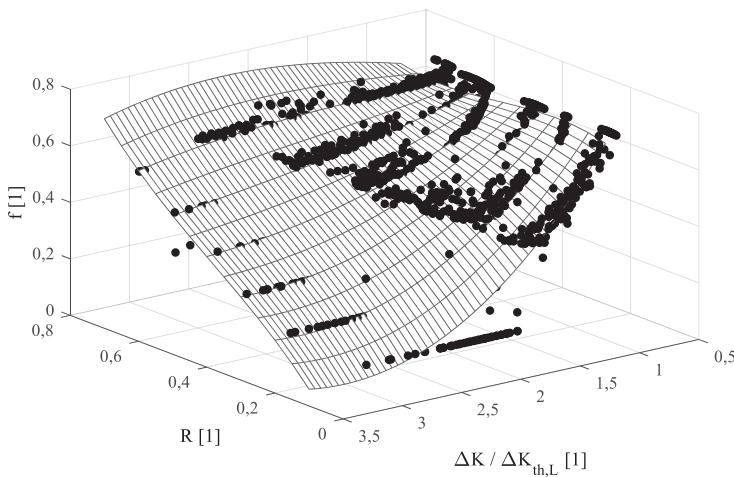


Bild 6.29: Rissöffnungsfunktion in Abhängigkeit von Spannungsverhältnis und relativem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor (bezogen auf jeweiligen LR-Schwellenwert, $r^2 = 0,83$)

Analyse der Steifigkeitsänderung

Zur Quantifizierung des Rissschließens anhand der Steifigkeitsänderung wurden einzelne Lastzyklen bei variierenden Spannungsverhältnissen inkrementell durchfahren und das Verhältnis von Beanspruchung (Kraft) zu sich einstellender Rissöffnung analysiert. Eine graphische Veranschaulichung zeigt exemplarisch Bild 6.30. Zwecks besserer Vergleichbarkeit wurden die Absolutwerte auf den jeweiligen Maximalwert bezogen. Bei der Kombination aus niedrigem Spannungsverhältnis sowie mäßigem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor (schwarze Quadrate und graue Dreiecke) ist klar ein Steifigkeitssprung zu erkennen. Er indizierte den Übergang von einem geschlossenen zu einem offenen Riss. Mit steigendem Spannungsverhältnis (graue Kreise) sowie zunehmendem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor (graue Quadrate) wird der Sprung flacher und verschob sich zu höheren Spannungsverhältnissen.

tensitätsfaktor (weiße Kreise) ist der Kurvenverlauf hingegen nahezu linear. Der Riss ist allzeit geöffnet. Diese Beobachtungen sind im Einklang mit denen der Riss-schließuntersuchungen anhand von Rissfortschrittskurven.

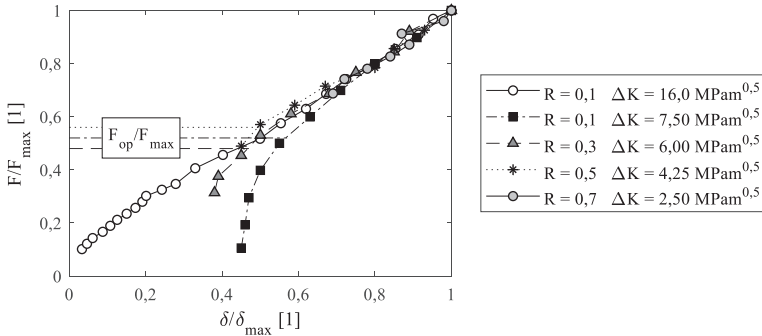


Bild 6.30: exemplarischer Steifigkeitssprung bei diversen Spannungsverhältnissen sowie zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren

Die Bestimmung des Steifigkeitssprungs erfolgte für sowohl den steigenden als auch fallenden Ast eines Lastzyklus. Folglich konnten Rissöffnungs- sowie Riss-schließspannungsintensitätsfaktor berechnet und miteinander verglichen werden. Das Ergebnis veranschaulicht Bild 6.31, in dem ersterer über letzterem aufgetragen ist. Die Datenpunkte fallen nahezu vollständig mit einer Geraden der Steigung eins zusammen. Folglich sind die Lastniveaus, bei denen ein Riss öffnet bzw. schließt, in EN-GJS-700-2 identisch.

Bild 6.32 zeigt dieses Niveau, bezogen auf den minimalen Spannungsintensitätsfaktor, aufgetragen über dem Spannungsverhältnis. Mit dessen Anstieg konvergieren die Werte gegen eins, was gleichbedeutend mit einer Reduktion des Riss-schließens ist. Bei niedrigen Spannungsverhältnissen ist der Rissöffnungs- bzw. Riss-schließspannungsintensitätsfaktor hingegen ein Vielfaches des minimalen Spannungsintensitätsfaktors.

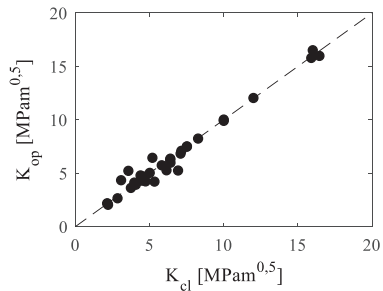


Bild 6.31: Rissöffnungs- über Riss-schließspannungsintensitätsfaktor

Wie in Kapitel 5.3.3 erwähnt, waren die ersten in-situ Versuche bei einer Beanspruchung von $\Delta K = (1,4 \dots 1,7) \Delta K_{th,L}$ wenig aussagekräftig. Ein Steifigkeitssprung wurde hier nur bei niedrigen Spannungsverhältnissen sowie einer Probendicke $s \geq 4$ mm beobachtet. Deshalb erfolgte eine Reduktion der Beanspruchung in den Schwellenwertbereich. Anschließend war bei den Proben mit einer Probendicke von $s = 2$ mm bis zu einem Spannungsverhältnis von $R = 0,2$ ein Steifigkeitssprung zu erkennen. Die Proben größerer Probendicke hingegen zeigten diesen bis zu einem Spannungsverhältnis von $R = 0,5$ ($s = 4$ mm) bzw. $R = 0,7$ ($s = 6$ mm). Es scheint folglich, dass neben den bisher erörterten Einflussfaktoren auch die durch eine hohe Spannungsmehrachsigkeit hervorgerufene Dehnungsbehinderung das Risssschließen beeinflusst. Ein EDZ, welcher bei den dicken Proben angenommen werden kann, scheint dieses zu begünstigen. Eine Quantifizierung ist auf Basis der vorliegenden Ergebnisse jedoch nicht möglich.

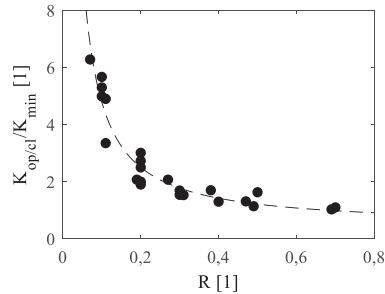


Bild 6.32: Verhältnis von Rissöffnungs- bzw. Riss-schließspannungsintensitätsfaktor zu minimalem Spannungsintensitätsfaktor über dem Spannungsverhältnis

Vielmehr soll abschließend eine Diskussion eventueller Lastreihenfolgeeffekte gemäß den Schilderungen in Kapitel 5.3.3 erfolgen. Diese begründen sich in einer Ver- bzw. Entfestigung des Werkstoffs durch vorhergehende Beanspruchungen. Wie den Untersuchungen von Bleicher et al. [183] zu entnehmen, sind derartige Effekte bei EN-GJS-700-2 kaum ausgeprägt. Ferner zeigte die Analyse möglicher Risssschließmechanismen (Kapitel 6.3.3), dass bei der vorliegenden Gusseisengüte nahezu keine plastische Verformung auf der Mikroebene erfolgt. Diese Werkstoffeigenschaften sowie die moderate Beanspruchung der Anrisserzeugung minimieren die Wahrscheinlichkeit signifikanter Lastreihenfolgeeffekte. Folglich fanden zur Definition der Rissöffnungsfunktion alle Verläufe von Kraft über Rissöffnung, in denen ein Steifigkeitssprung beobachtet wurde, Berücksichtigung:

$$f = 5,722 \cdot 10^{-2} \cdot e^{2,742 \cdot R} + 0,4352 \cdot e^{-0,5097 \cdot R} \quad (6.16)$$

Eine graphische Veranschaulichung sowie Diskussion im Kontext anderer Rissöffnungsfunktionen folgen am Ende des Kapitels.

Analyse der Bruchflächenrauheit

Zur Analyse des Risssschließens auf Basis der Bruchflächenrauheit war zunächst deren Quantifizierung gemäß den Schilderungen in Kapitel 2.1.4 sowie 5.3.5 notwendig. Ein exemplarisches Ergebnis

zeigt Bild 6.33 für den Riss einer in-situ Biegeprobe, welcher oberhalb des Diagramms als Schwarz-weißgrafik abgebildet wird. Neben der Profilordinate Z ist die lokale Rauheit Ra_{loc} dargestellt. Letztere quantifiziert die globalen Schwankungen des Rissprofils gemäß Bild 5.22 und wurde für eine Messstrecke von $l = 34 \mu\text{m}$ bestimmt. Der Wert entspricht dem Mittelwert der Wurzel der Graphitkugelflächen aus Bild 4.4 und wurde als repräsentative Gefügekenngroße gewählt. Ferner zeigt die Grafik die Rauheitsamplitude ΔZ , welche die lokalen Rauheitsspitzen gemäß Bild 5.22 repräsentiert.

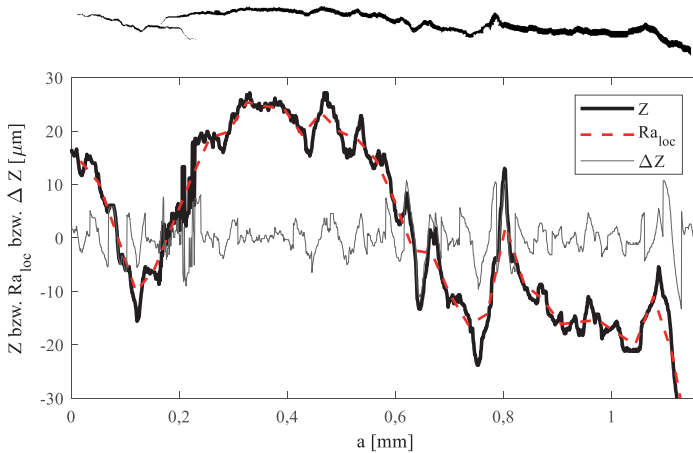


Bild 6.33: Verlauf von Rissprofil Z , lokaler Rauheit Ra_{loc} und Rauheitsamplitude ΔZ entlang Riss (oben dargestellt) einer in-situ Biegeprobe

Im Anhang wurde eine entsprechende Grafik für den Riss einer CT-Probe ergänzt (Bild 12.29), mit der eine vollständige Rissfortschrittskurve bestimmt wurde. Zum Rissende ist dort eine Zunahme der Rauheitsamplitude zu erkennen. Sie könnte sich in der Annäherung an den instabilen Bruch begründen. Die Analyse weiterer Langrissfortschrittsproben bestätigte dies jedoch nicht. Eine Korrelation zwischen Beanspruchung bzw. Rissfortschrittsrate und sich ergebender Rauheit konnte nicht festgestellt werden. Einzig wenn der Riss scharfkantige Knicke aufwies oder Graphitkugeln passierte, war eine Zunahme der Rauheitsamplitude zu beobachten.

Die lokale Rauheit ist abhängig von der Definition der Messstrecke. Je kürzer diese, umso stärker stimmt das Profil der lokalen Rauheit mit dem der Profilordinaten überein. Auch die Rauheitsamplitude zeigt eine signifikante Abhängigkeit, welche in einer Sensitivitätsanalyse untersucht wurde. Bis zu einem Wert von $l \approx 150 \mu\text{m}$ nahm die Rauheitsamplitude mit zunehmender Messstrecke linear zu. Oberhalb ging sie in einen degressiven Verlauf über. Für Risse von sowohl in-situ

Biegeproben (5 Proben) als auch Langrissfortschrittsproben (6 Proben) wurde bei variierenden Spannungsverhältnissen die durchschnittliche Rauheitsamplitude für eine Messstrecke von $l = 34 \mu\text{m}$ bestimmt. Der Mittelwert aller Proben ergab sich zu:

- Biegeproben: $\overline{\Delta Z} = 3,56 \mu\text{m}$ (Spannweite: $\overline{\Delta Z} = 2,58 \dots 4,83 \mu\text{m}$) und
- Langrissfortschrittsproben: $\overline{\Delta Z} = 2,65 \mu\text{m}$ (Spannweite: $\overline{\Delta Z} = 2,33 \dots 3,01 \mu\text{m}$).

In ihrer Größenordnung stimmen die Werte überein. Jedoch stellt die Sensitivität der Rauheitsamplitude eine Schwachstelle im Modell dar, welche unzureichend untersucht ist. Gleiches gilt für die sinnvolle Definition der Messstrecke, auf der alle Rauheitskennwerte basieren.

Trotz der noch offenen Fragen war eine Untersuchung des Risssschließens auf Basis der Rauheitsanalyse möglich. Gemäß den Schilderungen in Kapitel 5.3.5 wurde für variierende Spannungsverhältnisse die Beanspruchung ermittelt, bei der die Rissöffnung gleich der Rauheitsamplitude ist. Bild 6.34 veranschaulicht hierzu exemplarisch das Verhältnis von Rauheitsamplitude zu Rissöffnung im sowohl Minimum als auch Maximum eines Lastzyklus bei $R = 0,1$. Dabei sind die reale Rissöffnung gemäß der Bildanalyse sowie theoretische Berechnungen gemäß Gleichung (2.14) bzw. (2.15) dargestellt. Letztere stimmen mit ersterer gut überein. Unter Berücksichtigung aller analysierten Proben kann jedoch keine der theoretischen Berechnungen (EDZ oder ESZ) als zutreffender bezeichnet werden. Bei minimaler Beanspruchung ist die Rissöffnung über dem kompletten Riss kleiner als die Rauheitsamplitude. Bei maximaler Beanspruchung gilt dies nur für die Rissspitze. Deshalb wurde gemäß den Schilderungen in Kapitel 5.3.5 eine effektive Risslänge (Risslänge, für die $\delta > \overline{\Delta Z}$ gilt) berechnet. Im Anhang wird eine vergleichbare Darstellung für das Spannungsverhältnis $R = 0,5$ gezeigt (Bild 12.30).

Auf Basis der Beanspruchungen, bei denen die Rissöffnung die Rauheitsamplitude überwindet, konnten die zugehörigen Werte der Rissöffnungsfunktion berechnet und letztere definiert werden. Dies erfolgte für die durchschnittlichen Rauheitsamplituden, welche für die in-situ Biegeproben bzw. Langrissfortschrittsproben berechnet wurden:

$$\overline{\Delta Z} = 3,56 \mu\text{m} \quad f = 0,4596 + 0,5395 \cdot R^{1,682} \quad , \quad (6.17)$$

$$\overline{\Delta Z} = 2,65 \mu\text{m} \quad f = 0,3128 + 0,6881 \cdot R^{1,856} \quad . \quad (6.18)$$

Eine graphische Veranschaulichung sowie Diskussion im Kontext anderer Rissöffnungsfunktionen folgen im nächsten Unterkapitel.

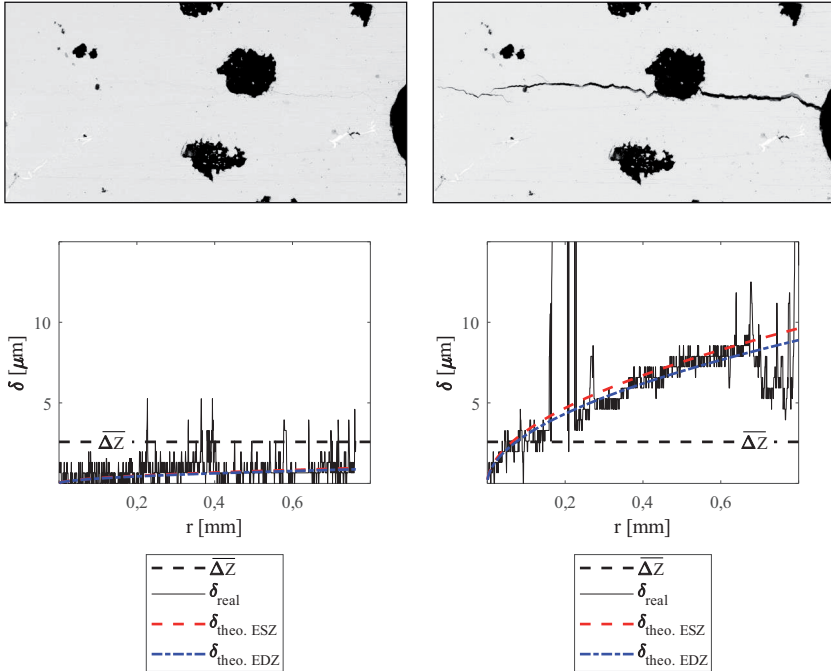


Bild 6.34: exemplarische Rissöffnung im Minimum (links) sowie Maximum (rechts) eines Lastzyklus bei $R = 0,1$ (real: reale Rissöffnung; theo.: gemäß Gleichung (2.14) bzw. (2.15) berechnete Rissöffnung; Definition von r siehe Bild 2.2)

Vergleich der Rissöffnungsfunktionen

Bild 6.35 stellt die für EN-GJS-700-2 und auf Basis der verschiedenen Untersuchungsmethoden hergeleiteten Rissöffnungsfunktionen gegenüber. Die Ansätze gemäß dem Vergleich von Rissfortschrittskurven, der Steifigkeitsänderung und der Bruchflächenrauheit mit $\overline{\Delta Z} = 3,56 \mu\text{m}$ fallen in einem Streuband von etwa 0,1 (bezogen auf den Wert der Rissöffnungsfunktion) zusammen. Einzig die auf Basis der Rauheit mit $\overline{\Delta Z} = 2,65 \mu\text{m}$ definierte Funktion sagt für alle Spannungsverhältnisse ein niedrigeres Risssschließniveau vorher. Der grundsätzliche Verlauf gemäß dem Vergleich von Rissfortschrittskurven sowie der Bruchflächenrauheit mit $\overline{\Delta Z} = 3,56 \mu\text{m}$ sind nahezu identisch. Sie unterscheiden sich maßgeblich in einer Verschiebung entlang der Ordinate.

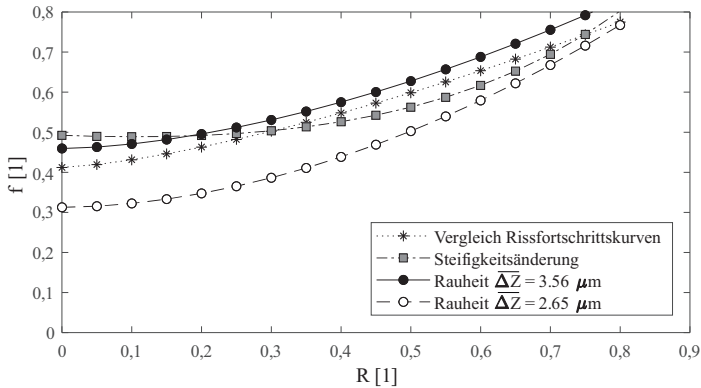


Bild 6.35: Rissöffnungsfunktion in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis und für diverse Untersuchungsansätze (mit $f = K_{op}/K_{max}$)

Griswold et al. [163] sowie Tokaji et al. [162] untersuchten für diverse Sphärogussgüten das Riss-schließen. Anhand der dort veröffentlichten LR-Schwellenwerte (in Form von sowohl konventionel-lem als auch effektivem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor) wurde gemäß Gleichung (2.56) der Wert der Rissöffnungsfunktion bestimmt. Tabelle 6.3 fasst das Ergebnis samt ergänzender Angaben zu Spannungsverhältnis und zugrundeliegendem Werkstoff zusammen. Die von Griswold et al. [163] veröffentlichten Werte stimmen dabei nahezu exakt mit der Vorhersage gemäß Bruchflächenrauheit und $\overline{\Delta Z} = 2,65 \mu\text{m}$ überein. Die von Tokaji et al. [162] publizierten Werte liegen allesamt oberhalb der hiesigen Vorhersagen, wobei die Abweichung bei der perlitischen Sphärogussgüte etwa 10 % (bezogen auf die Vorhersage gemäß Steifigkeitsänderung) beträgt. Eine duktilere Matrix scheint da-bei Risssschließen zu begünstigen. Alle den Veröffentlichungen entnommenen Werte wurde im Schwellenwertbereich ermittelt, in dem die Risssschließeffekte am stärksten ausgeprägt sind. Dies trifft auch für den Großteil der hier vorgestellten Rissöffnungsfunktionen zu. Einzig der Ansatz ge-mäß dem Vergleich von Rissfortschrittskurven repräsentiert ein über die gesamte Rissfortschritts-kurve gemitteltes Risssschließverhalten.

Anhand der Literaturwerte scheinen die für EN-GJS-700-2 vorgestellten Rissöffnungsfunktionen das Risssschließen in duktileren Sphärogussgüten zu unterschätzen. Bei vergleichbarer Matrixzusammen-setzung scheint jedoch eine hinreichend genaue Beschreibung des Risssschließens möglich, gleich-wohl kein Favorit unter den Rissöffnungsfunktionen zu benennen ist. Dieser soll anhand der Ineinan-der-Überführbarkeit von Rissfortschrittsdaten identifiziert werden. Dazu werden die Rissfortschritts-kurven aus Bild 6.19 miteinander verglichen. Im Anhang sind die entsprechenden Rissfortschrittsdi-agramme auf Basis des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors aufgeführt (Bild 12.31).

Dabei gelingt die einheitliche Darstellung der Rissfortschrittsdaten dem Ansatz gemäß Steifigkeitsänderung sowie dem gemäß Rauheit mit $\Delta\bar{Z} = 3,56 \mu\text{m}$ am besten. Im Übergang zum LR-Schwellenwert resultiert letzterer jedoch in einer leicht erhöhten Streuung. Folglich scheint der Ansatz gemäß Steifigkeitsänderung die Risssschließeffekte in EN-GJS-700-2 am zutreffendsten zu beschreiben und wird nachfolgend in ein Langrissfortschrittsgesetz integriert.

Tabelle 6.3: Werte der Rissöffnungsfunktion für diverse Sphärogussgüten

R [1]	f [1]	R_m [MPa]	Matrix	Quelle
0	0,3	~ 640	Ferrit-Perlit	[163]
0,05	0,7	400	Ferrit	[162]
0,05	0,64	474	Ferrit-Perlit	[162]
0,05	0,56	645	Perlit	[162]
0,05	0,55	957	Bainit	[162]
0,5	0,5	~ 640	Ferrit-Perlit	[163]

6.3.5 Ganzheitliche Beschreibung des Langrissfortschritts

Die vorangehenden Untersuchungen bilden die Grundlage für eine ganzheitliche Beschreibung des Langrissfortschritts. Diese sollte, in Hinblick auf die Verwendung im Rahmen eines Betriebsfestigkeitsnachweises, ein möglichst breites Beanspruchungsspektrum abbilden. Die nachfolgend für EN-GJS-700-2 vorgestellten Rissfortschrittsgesetze erlauben dies, indem sie den Rissfortschritt vom LR-Schwellenwert bis hin zum instabilen Bruch erfassen. Ferner berücksichtigen sie eine im Bereich positiver Spannungsverhältnisse beliebig variierende Vorlast. Mögliche Reihenfolgeeffekte werden nicht erfasst.

Ziel zahlreicher Untersuchungen war die einheitliche Darstellung von Rissfortschrittsdaten durch einen einzigen Beanspruchungsparameter, trotz variierender Randbedingungen. Eine häufig genutzte Kenngröße hierfür ist der effektive zyklische Spannungsintensitätsfaktor. Die Formulierung der Rissfortschrittsrate als Funktion dessen gelang auf Basis der Untersuchungen zum Risssschließen. Darüber hinaus wurde der neuere Zwei-Parameter-Ansatz genutzt, bei dem sich die Beanspruchung aus maximalem und zyklischem Spannungsintensitätsfaktor ergibt. Eine weitere Variante stellt die Definition einzig auf Basis des maximalen Spannungsintensitätsfaktors dar. Die Güte der Beanspruchungsparameter wird nachfolgend anhand der Ineinander-Überführbarkeit von Rissfortschrittsdaten in einen einheitlichen Kurvenzug analysiert. Ferner werden die entwickelten Rissfortschrittsgesetze vorgestellt und in Form eines konventionellen Rissfortschrittsdiagramms visualisiert. Hierzu wurden die zuvor genannten Beanspruchungsparameter jeweils auf den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor

zurückgeführt, der in der Praxis die am weitesten verbreitete Kenngröße ist. Ein Vergleich der Rissfortschrittsgesetze untereinander erfolgt zum Ende des Kapitels.

Definition auf Basis des maximalen Spannungsintensitätsfaktors K_{max}

Bild 6.36 zeigt die Rissfortschrittsdaten der Versuche bei $R = const$, wobei die Beanspruchung in Form des maximalen Spannungsintensitätsfaktors ausgedrückt wird. In Analogie zu Bild 6.21 fallen die Daten im unteren Teil der Rissfortschrittskurve zusammen. Im oberen Abschnitt sind teils Datenpunkte mit einer Beanspruchung oberhalb der Bruchzähigkeit zu erkennen. Die dünneren Rissfortschrittsproben repräsentieren, im Gegensatz zu den Bruchzähigkeits-Proben, keinen EDZ über der gesamten Probendicke. Hierdurch sind maximale Spannungsintensitätsfaktoren oberhalb der Bruchzähigkeit erklärbar. Im mittleren bis oberen Teil des Rissfortschrittsdiagramms zeigt sich ferner der Einfluss des Spannungsverhältnisses. Für die Parameter der zugehörigen Geradengleichung (in Anlehnung an Gleichung (2.69)) veranschaulicht diesen Bild 12.32 im Anhang. Die Abhängigkeit der Parameter voneinander ist dabei prinzipiell vergleichbar zur Definition gemäß zyklischem Spannungsintensitätsfaktor (siehe Bild 6.24). Die Steigung der Geraden ist hingegen nicht mehr konstant, sondern reduziert sich mit zunehmendem Spannungsverhältnis.

In Anlehnung an Gleichung (2.69) und unter Berücksichtigung von $K_{max} = \Delta K / (1 - R)$ lässt sich der Rissfortschritt in EN-GJS-700-2, hergeleitet auf Basis des maximalen Spannungsintensitätsfaktors, wie folgt beschreiben:

$$\frac{da}{dN} = C_K(n_K) \cdot \left(\frac{\Delta K}{1 - R} \right)^{n_K(R)} \cdot \left(1 - \frac{12,06 \text{ MPam}^{0,5}}{\Delta K} \cdot (1 - R) \right)^{0,1915} \quad (6.19)$$

mit

$$n_K(R) = 3,025 \cdot R^{-0,2613} \quad (6.20)$$

und

$$C_K(n_K) = 10^{-6,348 - 0,9328 \cdot n_K(R)} \quad (6.21)$$

Gleichung (6.20) und der Exponent in Gleichung (6.21) entsprechen dem Kurvenverlauf bzw. der Geraden in Bild 12.32. Obere Gültigkeitsgrenze ist das Risschließspannungsverhältnis $R_{cl} = 0,74$.

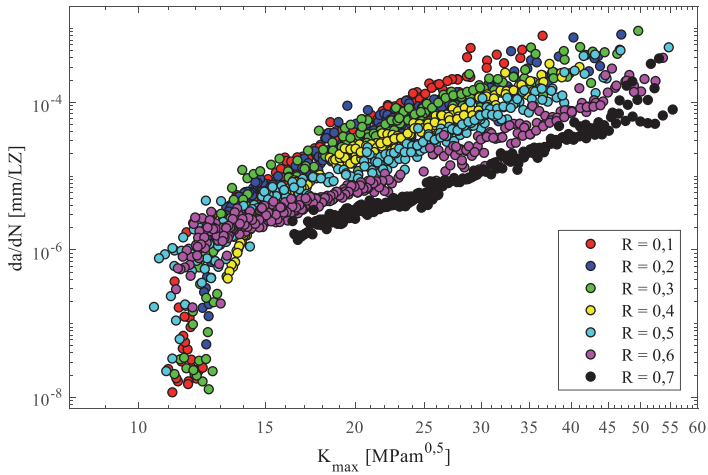


Bild 6.36: Rissfortschrittsrate über maximalem Spannungsintensitätsfaktor bei verschiedenen konstanten Spannungsverhältnissen

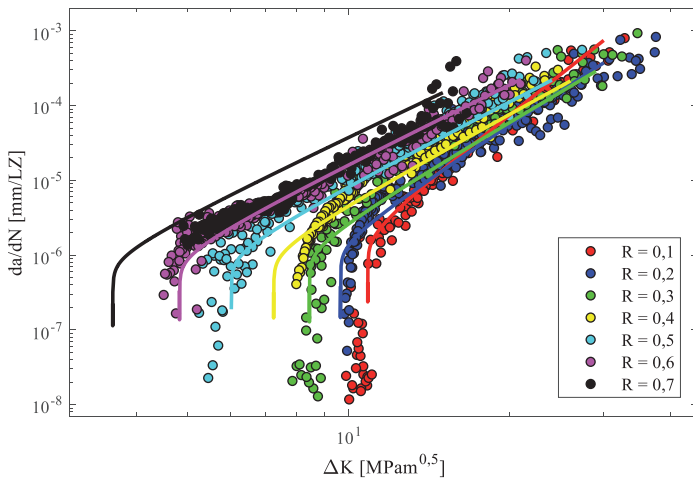


Bild 6.37: Rissfortschrittsrate über zyklischem Spannungsintensitätsfaktor samt Vorhersage gemäß Rissfortschrittsgesetz (6.19) für verschiedene Spannungsverhältnisse

Eine Gegenüberstellung von Vorhersage gemäß Rissfortschrittsgesetz und experimentellen Datenpunkten erfolgt in Bild 6.37. Die Übereinstimmung ist bis zu einem Spannungsverhältnis von $R = 0,6$ zufriedenstellend. Oberhalb wird der Rissfortschritt jedoch erheblich überschätzt. Ein wesentlicher

Vorteil des Rissfortschrittsgesetzes ist die analytische Herleitung einzig anhand von Rissfortschrittsdaten. Dem steht der Nachteil einer fehlenden Begrenzung der Beanspruchung hinsichtlich instabilen Bruchs gegenüber. Im Rahmen eines Berechnungsalgorithmus ließe sich dies jedoch leicht gemäß $\Delta K/(1-R) \leq K_{Ic}$ integrieren.

Definition auf Basis eines Zwei-Parameter-Ansatzes $\Delta K^{1-\alpha} K_{max}^{\alpha}$

Bild 6.38 zeigt die Rissfortschrittsdaten der Versuche bei $R = const$, wobei die Beanspruchung in Form des gemittelten zyklischen Spannungsintensitätsfaktors $\Delta K^* = (\Delta K^+)^{1-\alpha_D} \cdot K_{max}^{\alpha_D}$ (siehe Gleichung (2.67)) ausgedrückt wird. Der Exponent wurde zu $\alpha_D = 0,6$ definiert, womit im Rahmen einer Parameterstudie die beste Überführung der Daten in einen einheitlichen Kurvenzug gelang. Beginnend bei $\alpha_D = 0,1$ näherten sich die Kurven mit zunehmendem Exponenten einander an. Oberhalb von $\alpha_D = 0,6$ reduzierte sich die Streuung im Schwellenwertbereich weiter, wohingegen sie im Bereich stabilen Rissfortschritts zunahm. Auf Grund der Größe des Exponenten überwiegt der Einfluss des maximalen Spannungsintensitätsfaktors. In Anlehnung an die Ausführungen in Kapitel 6.3.1 ist dies auf die mäßige Duktilität des Werkstoffs zurückzuführen.

Trotz der Darstellung in Form des gemittelten zyklischen Spannungsintensitätsfaktors zeigt sich der Einfluss des Spannungsverhältnisses im LR-Schwellenwertbereich. Der Teil stabilen Rissfortschritts verhält sich hingegen analog zur Auftragung über dem maximalen Spannungsintensitätsfaktor gemäß Bild 6.36. Die Abhängigkeit der Steigung vom Spannungsverhältnis veranschaulicht Bild 12.33 im Anhang. Die dort dargestellten Parameter wurden in Anlehnung an Gleichung (2.68) bestimmt und weisen auch untereinander einen funktionalen Zusammenhang auf. Er ist prinzipiell vergleichbar zur Definition auf Basis des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors (siehe Bild 6.24).

In Anlehnung an Gleichung (2.68) und unter Berücksichtigung von $(\Delta K)^{1-\alpha_D} \cdot K_{max}^{\alpha_D} = \Delta K/(1-R)^{\alpha_D}$ lässt sich der Rissfortschritt in EN-GJS-700-2, hergeleitet auf Basis des gemittelten zyklischen Spannungsintensitätsfaktors, wie folgt beschreiben:

$$\frac{da}{dN} = C_{D2}(n_{D2}) \cdot \left(\frac{\Delta K}{(1-R)^{\alpha_D}} \right)^{n_{D2}(R)} \cdot \left(1 - \frac{\Delta K_{th,L}(R)}{\Delta K} \right)^{0,2555} \quad (6.22)$$

mit

$$n_{D2}(R) = 3,106 \cdot R^{-0,2467} \quad , \quad (6.23)$$

$$C_{D2}(n_{D2}) = 10^{-5,149-1,139 \cdot n_{D2}(R)} \quad (6.24)$$

und $\alpha_D = 0,6$ sowie $\Delta K_{th,L}(R)$ gemäß Gleichung (6.12). Gleichung (6.23) sowie der Exponent von Gleichung (6.24) entsprechen dabei dem Kurvenverlauf bzw. der Geraden in Bild 12.33.

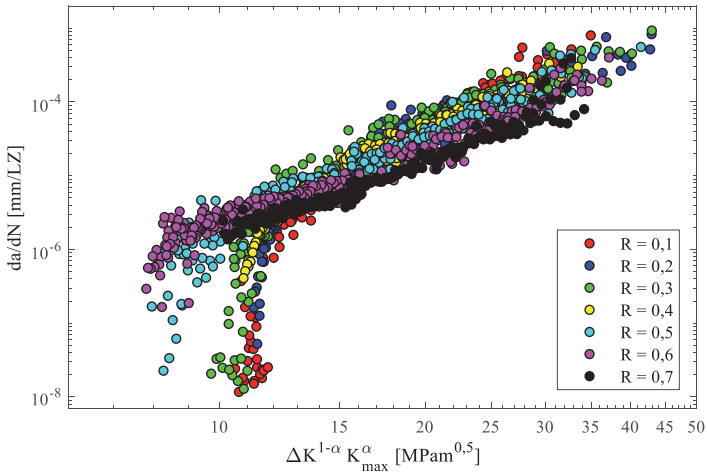


Bild 6.38: Rissfortschrittsrate über gemitteltem zyklischem Spannungsintensitätsfaktor bei verschiedenen konstanten Spannungsverhältnissen mit $\alpha_D = 0,6$

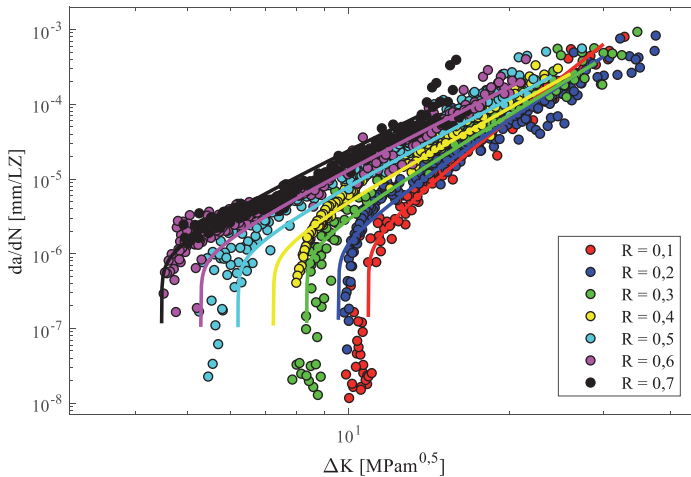


Bild 6.39: Rissfortschrittsrate über zyklischem Spannungsintensitätsfaktor samt Vorhersage gemäß Rissfortschrittsgesetz (6.22) für verschiedene Spannungsverhältnisse

Eine Gegenüberstellung von Vorhersage gemäß Rissfortschrittsgesetz und experimentellen Datenpunkten erfolgt in Bild 6.39. Die Übereinstimmung ist für alle Spannungsverhältnisse, ausgenommen $R = 0,6$, gut. Insbesondere bei hohen Spannungsverhältnissen wird der LR-Schwellenwert jedoch

leicht überschätzt. Ein Nachteil des Rissfortschrittsgesetzes ist die fehlende Begrenzung der Beanspruchung hinsichtlich instabilen Bruchs. Ähnlich zum Ansatz des maximalen Spannungsintensitätsfaktors ließe sich dies jedoch leicht in einen Berechnungsalgorithmus integrieren.

Definition auf Basis des effektiven Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{eff}

Bild 6.40 zeigt die Rissfortschrittsdaten der Versuche bei $R = const$, wobei die Beanspruchung in Form des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ausgedrückt wird. Er wurde gemäß Gleichung (2.56) und auf Basis der Rissöffnungsfunktion der Steifigkeitsanalyse (Gleichung (6.16)) ermittelt. Die Streuung im LR-Schwellenwertbereich ist vergleichbar zur Auftragung der Daten über dem maximalen Spannungsintensitätsfaktor in Bild 6.36. Bei niedrigen Spannungsverhältnissen ist deren Einfluss auf die Rissfortschrittsdaten nicht mehr zu identifizieren. Lediglich bei $R \geq 0,5$ zeigt sich der Einfluss des Spannungsverhältnisses analog zur Darstellung in Bild 6.19. Der untere Bereich des stabilen Rissfortschritts weist, im Vergleich zum übrigen Kurvenzug, eine Einschnürung auf. Oberhalb nimmt die Streuung wieder zu. Bei identischer Beanspruchung resultiert hier ein höheres Spannungsverhältnis in einer niedrigeren Rissfortschrittsrate. Der Unterschied ist jedoch deutlich schwächer ausgeprägt als bei der Auftragung über dem maximalen Spannungsintensitätsfaktor. Dies veranschaulicht auch Bild 12.34 im Anhang, in dem die Rissfortschrittsparameter (in Anlehnung an Gleichung (2.55)) in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses bzw. voneinander dargestellt werden. Im Vergleich zu den Darstellungen in Bild 12.32 sowie Bild 12.33 konvergiert oberhalb $R = 0,1$ die Geradensteigung n_N zügig und der davon abhängige Parameter C_N konzentriert sich auf einen kleineren Wertebereich.

In Anlehnung an Gleichung (2.55) und unter Berücksichtigung von $K_{max} = \Delta K / (1 - R)$ lässt sich der Rissfortschritt in EN-GJS-700-2, hergeleitet auf Basis des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors, wie folgt beschreiben:

$$\frac{da}{dN} = C_N(n_N) \cdot \left(\frac{1 - f(R)}{1 - R} \cdot \Delta K \right)^{n_N(R)} \cdot \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th,L}(R)}{\Delta K} \right)^{0,3886}}{\left(1 - \frac{\Delta K}{(1 - R) \cdot 46,83 \text{ MPa}m^{0,5}} \right)^{0,2494}} \quad (6.25)$$

mit

$$n_N(R) = 3,449 + 6,065 \cdot 10^{-2} \cdot R^{-1,503} \quad , \quad (6.26)$$

$$C_N(n_N) = 10^{-5,166 - 0,8683 \cdot n_N(R)} \quad (6.27)$$

und $\Delta K_{th,L}(R)$ gemäß Gleichung (6.12) sowie $f(R)$ gemäß Gleichung (6.16).

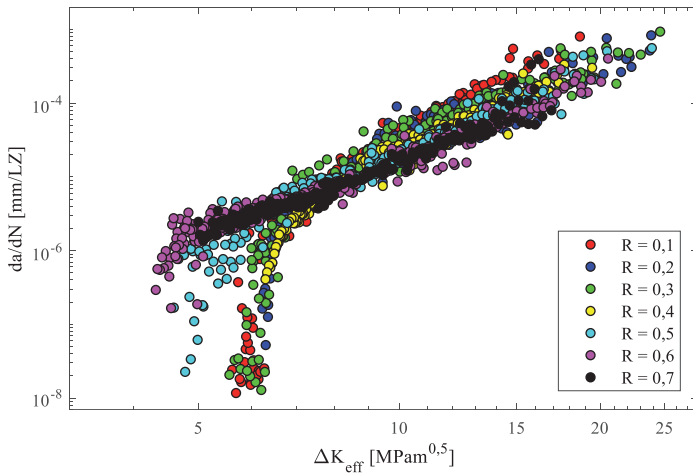


Bild 6.40: Rissfortschrittsrate über effektivem zyklischem Spannungsintensitätsfaktor bei verschiedenen konstanten Spannungsverhältnissen

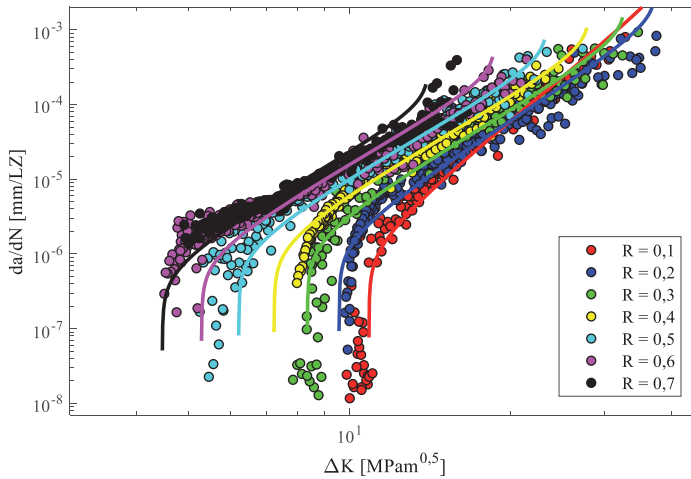


Bild 6.41: Rissfortschrittsrate über zyklischem Spannungsintensitätsfaktor samt Vorhersage gemäß Rissfortschrittsgesetz (6.25) für verschiedene Spannungsverhältnisse

Gleichung (6.26) sowie der Exponent von Gleichung (6.27) entsprechen dem Kurvenverlauf bzw. der Geraden in Bild 12.34. Eine Gegenüberstellung von Vorhersage gemäß Rissfortschrittsgesetz und experimentellen Datenpunkten erfolgt in Bild 6.41. Die Übereinstimmung vom Schwellenwertbereich bis hin zum instabilen Bruch ist für alle Spannungsverhältnisse mit $R \leq 0,5$ gut. Für höhere

Werte scheint der LR-Schwellenwert, vergleichbar zum Zwei-Parameter-Ansatz, jedoch leicht überschätzt zu werden. Ferner wird der Rissfortschritt bei $R = 0,7$ nur unzureichend beschrieben und im unteren Bereich der Rissfortschrittskurve unter- sowie im oberen Bereich überschätzt. Ein Nachteil des Rissfortschrittsgesetzes ist der erhebliche experimentelle Aufwand zur Quantifizierung des Riss-schließens und der Bruchzähigkeit.

Vergleich der Rissfortschrittsgesetze

Die vorgestellten Rissfortschrittsgesetze beschreiben allesamt den Rissfortschritt in Abhängigkeit des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors und positiver Spannungsverhältnisse. Die ursprünglich zugrundeliegende Definition der Beanspruchung variierte je Ansatz. Lastreihenfolgeeffekte finden keine Berücksichtigung.

Die einheitliche Darstellung der Rissfortschrittsdaten gelingt dem Ansatz des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors am besten. Dieser berücksichtigt als einziger Riss-schließeffekte, welche infolgedessen maßgebliche Ursache für den Einfluss des Spannungsverhältnisses (siehe hierzu Bild 6.19) zu sein scheinen. Im Schwellenwertbereich erzielt der Ansatz des maximalen Spannungsintensitätsfaktors eine ähnlich gute Überführung der Daten ineinander. Im Bereich des stabilen Rissfortschritts ist die Streuung vergleichbar zum Ansatz des gemittelten zyklischen Spannungsintensitätsfaktors. Jedoch gelingt keinem der zuletzt genannten Modelle eine vergleichbar gute Darstellung über den vollständigen Kurvenzug.

Der experimentelle Aufwand zur Parameteridentifikation für die Rissfortschrittsgesetze nimmt gemäß der Reihenfolge ihrer Vorstellung zu. Insbesondere beim Ansatz auf Basis des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors sind zusätzliche Untersuchungen notwendig. Die Gegenüberstellung mit experimentellen Daten zeigt für alle Gesetze eine zufriedenstellende Übereinstimmung. Sie verdeutlicht jedoch, dass jedes den Rissfortschritt im Übergang zum LR-Schwellenwert bei $R = 0,4$ überschätzt. Ferner haben alle Rissfortschrittsgesetze Defizite bei der Beschreibung der Daten mit $R = 0,7$. Am besten gelingt diese dem Ansatz des gemittelten zyklischen Spannungsintensitätsfaktors, wohingegen der des maximalen Spannungsintensitätsfaktors die Datenpunkte erheblich verfehlt. Insbesondere bei hohen Spannungsverhältnissen ist dieser Ansatz im Schwellenwertbereich konservativer. Einzig der Ansatz auf Basis des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ermöglicht eine Beschreibung des Übergangs zum instabilen Bruch.

Obwohl die Vorhersagequalität aller Rissfortschrittsgesetze zusammenfassend als vergleichbar beurteilt werden kann, findet im Rahmen des nachfolgend vorgestellten Auslegungskonzepts der Ansatz des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors Verwendung. Dies begründet sich einerseits in der guten einheitlichen Darstellung der Rissfortschrittsdaten sowie andererseits in der Möglichkeit den Übergang zum instabilen Bruch erfassen zu können. Da alle Gesetze den Rissfortschritt bei

$R = 0,7$ unzureichend vorhersagen, wird deren Anwendung nur für Spannungsverhältnisse im Bereich $0,1 \leq R \leq 0,6$ empfohlen. Eine Erweiterung bis $R = 0$ ist dabei unter Berücksichtigung der in Kapitel 7 genannten Modifikationen möglich.

In den vorangehenden Kapiteln wurde mit Hilfe von Literaturwerten versucht zu beurteilen, inwieweit eine Übertragbarkeit der Ergebnisse gewährleistet ist. Sowohl qualitativ als auch quantitativ wurde dabei für Sphärogussgüten vergleichbarer Matrixzusammensetzung eine Übereinstimmung mit publizierten Kennwerten und Beobachtungen festgestellt. Infolgedessen scheint auch die Übertragbarkeit der hier vorgestellten Rissfortschrittsgesetze auf Sphärogussgüten vergleichbarer Matrixzusammensetzung gegeben. Ferner ist davon auszugehen, dass hier beschriebene Zusammenhänge qualitativ auch für andere Sphärogussgüten zutreffen. Insbesondere das Riss-schließverhalten duktilerer Gusseisengüten erfordert jedoch eine spezifische Untersuchung der Riss-schließmechanismen sowie deren quantitativer Beschreibung.

7 Vorschlag eines Auslegungskonzepts

Die vorangehenden Ausführungen liefern eine funktionale Beschreibung sowohl des Schwellenwertverhaltens als auch des Kurz- und Langrissfortschritts in EN-GJS-700-2. Für eine Lebensdauervorhersage im Sinne eines schadenstoleranten Auslegungskonzepts müssen darüber hinaus der Beanspruchungszustand im Bauteil sowie die Defektverteilung bekannt sein. Ersteres kann im Rahmen einer strukturellen Bauteilanalyse bestimmt werden. Letzteres liefert die Herstellungssimulation, welche auf Basis lokaler Erstarrungs- und Abkühlungsbedingungen das sich örtlich einstellende Gefüge vorhersagt. Die Informationen bezüglich der Defektverteilung können dabei zur Bestimmung einer örtlichen Schwellenspannung gemäß dem KTD in Bild 6.9 bzw. Bild 6.12 genutzt werden. Diese repräsentiert den lokalen Werkstoffwiderstand gegen die im Bauteil wirkende Werkstoffbeanspruchung. Wenn letztere die Schwellenspannung übertrifft, schließt sich eine Berechnung des Risswachstums an.

Dazu werden sowohl der Werkstoffwiderstand als auch die Beanspruchung des Risses in Form eines Spannungsintensitätsfaktors definiert. Das Grundgerüst zur Berechnung des Rissfortschritts bildet das in Kapitel 6.3.5 vorgestellte Langrissfortschrittsgesetz (Gleichung (6.25)) auf Basis des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors. Darüber hinaus werden, zur gleichzeitigen Erfassung des Kurzrissfortschritts, sowohl der Schwellenwert als auch das Risssschließen hinsichtlich der in Kapitel 6.2.2 aufgeführten Aspekte modifiziert. Die Schadensentwicklung kann dann mit Hilfe von:

$$\frac{da}{dN} = C_N(n_N) \cdot \left(\frac{1-f(R)}{1-R} \cdot \Delta K \cdot o(a) \right)^{n_N(R)} \cdot \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}(a, R)}{\Delta K} \right)^{0,3886}}{\left(1 - \frac{\Delta K}{(1-R) \cdot 46,83 \text{ MPam}^{0,5}} \right)^{0,2494}} \quad (7.1)$$

sowie den Rissfortschrittsparametern gemäß:

$$n_N(R) = 3,449 + 6,065 \cdot 10^{-2} \cdot R^{-1,503} , \quad (7.2)$$

$$C_N(n_N) = 10^{-5,166 - 0,8683 \cdot n_N(R)} , \quad (7.3)$$

dem Schwellenwert in Abhängigkeit von Risslänge und Spannungsverhältnis gemäß:

$$\Delta K_{th}(a, R) = \left[3,141 + ((12,30 - 14,67 \cdot R + 4,972 \cdot R^2) - 3,141) \cdot \frac{a}{1,209 \cdot 10^{-3} \text{ m}} \right] \text{MPam}^{0,5} , \quad (7.4)$$

der risslängenabhängigen Risssschließentwicklungsfunktion gemäß:

$$a < a_{\text{grenz1}} \quad o(a) = \left(\frac{1 - f(R)}{1 - R} \right)^{-1}, \quad (7.5)$$

$$a_{\text{grenz1}} \leq a \leq a_{\text{grenz2}} \quad o(a) = \left(\frac{0,16 \text{ mm}}{a} \right)^{2,1} + 1, \quad (7.6)$$

$$a > a_{\text{grenz2}} \quad o(a) = 1, \quad (7.7)$$

und der Rissöffnungsfunktion gemäß Gleichung (6.16):

$$f = 5,722 \cdot 10^{-2} \cdot e^{2,742 \cdot R} + 0,4352 \cdot e^{-0,5097 \cdot R} \quad (7.8)$$

beschrieben werden. Zur Vermeidung von Unstetigkeiten im Kurvenverlauf wird eine Anpassung der Grenzen der Risschließentwicklungsfunktion an das entsprechende Spannungsverhältnis empfohlen. Sein Gültigkeitsbereich beläuft sich gemäß den Schilderungen in Kapitel 6.3.5 auf $R = 0,1 \dots 0,6$.

Die Validierung des Konzepts erfolgte anhand von Lebensdauern im Zeitfestigkeitsbereich, die mittels der konventionellen Wöhler-Versuche (siehe Kapitel 5.1.1) bestimmt wurden. Die Daten dieser Versuche fanden bei den bisherigen Ausführungen keine Verwendung. Da sie jedoch bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$ ermittelt wurden, waren die nachfolgenden Modifikationen notwendig:

- Beide Rissfortschrittsparameter n_N und C_N werden auf den für $R = 0,1$ berechneten Wert limitiert, da Gleichung (7.2) für $R \rightarrow 0$ gegen unendlich strebt.
- Die untere Grenze der Risschließentwicklungsfunktion wird zu $a_{\text{grenz1}} = 0,162 \text{ mm}$ definiert.

Die eigentliche Lebensdauerberechnung wurde mit Hilfe der Software Matlab [206] durchgeführt. Ein Ablaufschema des dort implementierten Berechnungsalgorithmus ist dem Anhang beigelegt (Kapitel 12.6). Als Input werden neben den hier vorgestellten Werkstoffkennwerten Angaben zur Beanspruchung ($\Delta\sigma, R$), zur Probengeometrie (r_p) sowie zum rissinitiiierenden Defekt (angenähert durch eine Halbellipse mit $c_D = c_{i=0}$ und $b_D = b_{i=0}$) benötigt. Dessen Abmaße wurden gemäß den Schilderungen in Kapitel 5.1.3 ermittelt. Der Index i kennzeichnet die Durchlaufnummer der sich anschließenden inkrementellen Berechnung, wobei $i = 0$ den Initialzustand repräsentiert. Die zugehörige Beanspruchung in Form des Spannungsintensitätsfaktors wurde für den Scheitel- als auch den Oberflächenpunkt bestimmt (erster Teil des Ablaufschemas). Diese sowie alle nachfolgenden Betrachtungen basieren auf den Geometriefaktorlösungen aus Kapitel 6.1.1.

Im Rahmen der Lebensdauerberechnung wurde zunächst der Schwellenwert in Abhängigkeit der Risslänge ermittelt und der Beanspruchung im sowohl Scheitel- als auch Oberflächenpunkt gegenübergestellt (erster Teil des Ablaufschemas). Wenn die Beanspruchung den Schwellenwert übertraf, wurde für den Punkt maximaler Beanspruchung ein Risszuwachs um $100 \mu\text{m}$ angenommen (zweiter Teil des Ablaufschemas). Mittels numerischer Integration des Rissfortschrittsgesetzes (Erläuterung

siehe unten im zweiten Teil des Ablaufschemas) wurde die für den Risszuwachs notwendige Schwingenspielzahl bestimmt. Anschließend erfolgte die iterative Berechnung des daraus resultierenden Risszuwachses entlang der anderen Ellipsenachse. In beiden Fällen wurde der Wert der Riss-schließentwicklungsfunktion jeweils über die kleinere Rissabmessung ($\min(2c_i, b_i)$) berechnet. Auf Basis der neuen Rissabmaße wurden der Schwellenwert sowie die Beanspruchung aktualisiert. Wenn das Maximum der Beanspruchung unterhalb der Bruchzähigkeit lag (erster Teil des Ablaufschemas), wurde die Berechnungsschleife erneut durchlaufen. Der kontinuierliche Abgleich mit dem Schwellenwert erlaubt Rissstillstände zu erfassen. In diesem Falle oder wenn die maximale Beanspruchung die Bruchzähigkeit übertraf, wurden alle berechneten Schwingenspielzahlen zur resultierenden Lebensdauer aufsummiert.

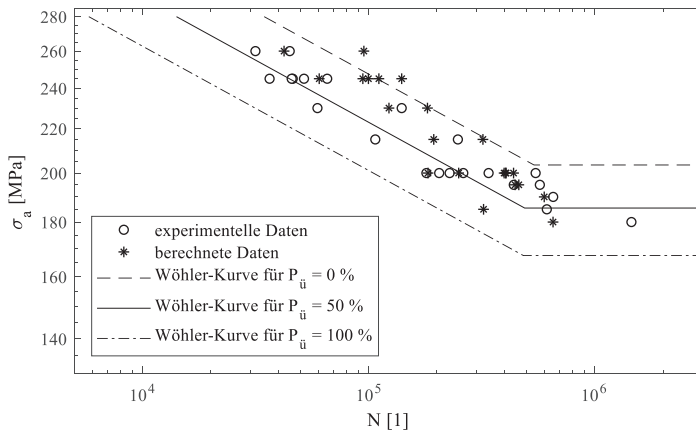


Bild 7.1: Gegenüberstellung von experimentell ermittelter sowie berechneter Lebensdauer im Zeitfestigkeitsbereich des Wöhler-Diagramms bei $R = 0$

Bild 7.1 stellt die berechneten und experimentell ermittelten Lebensdauern in Form eines Wöhler-Diagramms gegenüber. Die zugrundeliegenden Daten fasst Tabelle 12.10 im Anhang zusammen. Ein Großteil der rechnerisch bestimmten Datenpunkte fällt in das Streuband für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{\bar{u}} = 0 \dots 100\%$. Insbesondere bei niedrigen Beanspruchungen ist die Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen zufriedenstellend. Bei höheren Beanspruchungen übertrifft die Vorhersage jedoch die real ertragene Schwingenspielzahl.

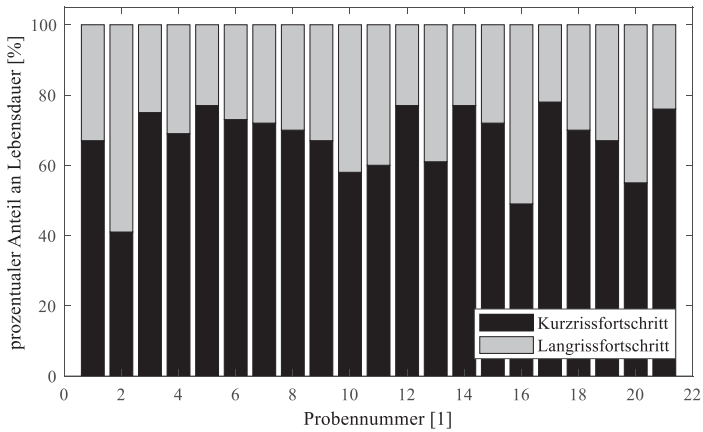


Bild 7.2: Unterteilung der Lebensdauer in Kurz- und Langrissfortschritt

Ergänzend zur Gesamtlebensdauer wurde für jede Probe der prozentuale Anteil des Kurz- und Langrissfortschritts bestimmt. Das Ergebnis veranschaulicht Bild 7.2. Dabei wurde in Anlehnung an Bild 6.15 angenommen, dass der Übergang vom Kurz- zum Langrissfortschritt bei der Risslänge $a_L = 1,209$ mm erfolgt, bei der der zyklische Schwellenwert gleich dem des Langrissfortschritts ist. Durchschnittlich beträgt der Anteil des Kurzrissfortschritts etwa zwei Drittel der Gesamtlebensdauer. Folglich scheinen sich Defizite bei der Vorhersagegenauigkeit des Auslegungskonzepts maßgeblich in einer unzureichenden Erfassung des Kurzrissfortschritts zu begründen. Aber auch Ungenauigkeiten bei der Vermessung der rissauslösenden Defekte oder deren Approximation durch Halbellipsen könnten Ursache der Abweichungen sein. Der Spannungsintensitätsfaktor, als Beanspruchungsgröße sowohl des Kurz- als auch des Langrissfortschritts, scheint für den vorliegenden Werkstoff prinzipiell geeignet. Dies vereinfacht den Berechnungsalgorithmus erheblich. Jedoch könnte die Vernachlässigung elastisch-plastischer Effekte einer der unzureichend adressierten Aspekte des Kurzrissfortschritts sein.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen der Energiewende sind technisch zuverlässige Windenergieanlagen, mit der Windenergie als regenerativer Energiequelle, von zentraler Bedeutung. Eine Kernkomponente ist dabei der mechanische Antriebsstrang, in dem großvolumige Gussstrukturbauteile verbaut werden. Fertigungsbedingt können Defekte hier nicht ausgeschlossen werden. Deren Spannweite werden aktuelle Nachweisverfahren jedoch nur unzureichend gerecht. Häufig wird, als Ergänzung zum konventionellen, ein bruchmechanischer Festigkeitsnachweis gefordert. Konservative Annahmen, auf Grund mangelnden Verständnisses zu den Schädigungsmechanismen, verhindern dabei eine umfassende Erschließung des Werkstoffpotentials.

Besonders hoch ist der Bedarf für ein gusseisengerechtes Auslegungskonzept bei dem hochbeanspruchten Planetenträger des Hauptgetriebes. Er wird oft aus der Gusseisengüte EN-GJS-700-2 gefertigt, welche infolgedessen Untersuchungsgegenstand der vorliegenden Arbeit war. Ferner ist der Planetenträger maßgeblich einer Ermüdungsbeanspruchung ausgesetzt, sodass diese im Fokus der Untersuchungen stand.

Zielsetzung der Arbeit war die Entwicklung eines schadenstoleranten Auslegungskonzepts. Letzteres sollte die drei charakteristischen Stadien einer Schadensentwicklung: Schwellenwertverhalten, Kurz- und Langrissfortschritt, berücksichtigen.

Der Lösungsweg umfasste sowohl umfangreiche experimentelle als auch metallographische Analysen, welche die Basis für sich anschließende analytische Untersuchungen darstellen. Zur realitätsnahen Erfassung gusseisentypischer Defekte wurden alle Proben einem realen Planetenträger entnommen. Die experimentellen Methoden wurden durch numerische Verfahren ergänzt.

In Anlehnung an die drei Stadien der Schadensentwicklung sind, neben einer grundlegenden Charakterisierung des Werkstoffs, wesentliche Ergebnisse der vorliegenden Arbeit:

- **Schwellenwertverhalten:** Zur Quantifizierung der Beanspruchung gusseisentypischer Defekte wurde eine umfassende Geometriefaktorklärung erarbeitet. Sie wird der geometrischen Vielfalt der Defekte gerecht und schließt eine bei den analytischen Spannungsintensitätsfaktorklärungen vorliegende Lücke. Ferner fand sie Berücksichtigung bei der Beschreibung sowohl des Kurzrissfortschritts als auch des Schwellenwertverhaltens. Letzteres wurde in Form des Kitagawa-Takahashi-Diagramms definiert und für gusseisentypische Defekte erfolgreich validiert. Ferner wurde eine Erweiterung der risslängenabhängigen Darstellung des Schwellenwertverhaltens um den Mittelspannungseinfluss vorgeschlagen.
- **Kurzrissfortschritt:** Der Einfluss der Mikrostruktur auf den Kurzrissfortschritt wurde zunächst qualitativ untersucht. Er zeigte eine signifikante Abhängigkeit vom Kugelgraphit und,

weniger stark ausgeprägt, von den Korngrenzen. Ferner wurden Besonderheiten des Kurzrissfortschritts, im Vergleich zum Langrissfortschritt, quantifiziert. Sowohl für die Risslängenabhängigkeit des zyklischen Schwellenwerts als auch für das Risssschließen, welches sich mit zunehmender Risslänge ausbildet, wurden funktionale Zusammenhänge vorgestellt. Ihre spätere Integration in ein Langrissfortschrittsgesetz erlaubt die ganzheitliche Beschreibung kurzer und langer Risse.

- **Langrissfortschritt:** Der Langrissfortschritt wurde vom zyklischen Schwellenwert bis hin zum instabilen Bruch und für eine Vielzahl von Mittelspannungsvariationen untersucht. Charakteristische Rissfortschrittsparameter wurden insbesondere als Funktion des Spannungsverhältnisses formuliert. Ferner wurde das Risssschließen umfassend analysiert und ein rauheitsbasiertes Modell zur Quantifizierung entwickelt. Die mit unterschiedlichen Methoden erarbeiteten Rissöffnungsfunktionen zeigen eine teils hohe Übereinstimmung. Zur Beschreibung des Rissfortschritts wurden abschließend drei Rissfortschrittsgesetze unterschiedlicher Komplexität vorgestellt. Die Formulierung unter Berücksichtigung des Risssschließens wird hierbei empfohlen.

Zum Ende der Arbeit wurde ein schadenstolerantes Auslegungskonzept für EN-GJS-700-2 vorgeschlagen, welches die Kombination der für jedes Stadium entwickelten mathematischen Modelle repräsentiert. Wissen zu Beanspruchung und Defektverteilung im Bauteil vorausgesetzt, kann anhand des riss- und mittelspannungsabhängigen Schwellenwertverhaltens zunächst beurteilt werden, ob eine Schadensentwicklung zu erwarten ist. Bedingt schließt sich eine Lebensdauerberechnung an. Sie berücksichtigt Risssschließen und basiert auf einem Langrissfortschrittsgesetz, welches hinsichtlich der Besonderheiten des Kurzrissfortschritts modifiziert wurde.

Das Auslegungskonzept wurde auf Labormaßstab und für eine reine Zug-Schwellbeanspruchung im Zeitfestigkeitsbereich validiert. Bei hohen Beanspruchungen übertrifft die Lebensdauervorhersage zumeist die experimentellen Beobachtungen. Im Übergang zur Langzeitfestigkeit ist die Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen jedoch hoch.

Der Einsatzbereich des Auslegungskonzepts beschränkt sich auf positive Spannungsverhältnisse $R = 0,1 \dots 0,6$, die bei Windenergieanlagen überwiegen. Auf Kosten der Genauigkeit ist eine Ausweitung des Anwendungsbereichs auf $R = 0 \dots 0,7$ möglich. Lastreihenfolgeeffekte bleiben unberücksichtigt. Die Untersuchungen wurden bei Raumtemperatur und zumeist an Luft durchgeführt. Infolgedessen sind vergleichbare Umgebungsbedingungen Voraussetzung für die Anwendbarkeit des Auslegungskonzepts.

Die im Rahmen der Arbeit geleistete umfassende Charakterisierung des EN-GJS-700-2 wird zukünftig die schadenstolerante Auslegung mit diesem Werkstoff erleichtern. Insbesondere da die Untersuchungen an Proben erfolgten, die einem realen Bauteil entnommen wurden, ist das generierte Werkstoffwissen von hoher praktischer Bedeutung. Die bei den Versuchen gewählten Randbedingungen werden dem Einsatzbereich der Windenergie gerecht. Die daraus abgeleiteten funktionalen Zusammenhänge bilden somit eine Basis für die Entwicklung technisch zuverlässiger Windenergieanlagen. Ferner können mit Hilfe des erhöhten Werkstoffverständnisses konservative Annahmen zukünftig reduziert und das Werkstoffpotential besser erschlossen werden. In Kombination mit dem Trend zu höheren Leistungsklassen trägt diese Entwicklung zur Steigerung des Energieertrags durch Windenergieanlagen bei.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit konnten jedoch nicht alle wichtigen Aspekte ausreichend adressiert werden. In Anlehnung an die drei Stadien der Schadensentwicklung werden nachfolgend weiterführende Forschungsfragen aufgezeigt, deren Antworten das Auslegungskonzept verbessern würden:

- **Schwellenwertverhalten:** Die Arbeit schlägt eine Erweiterung der risslängenabhängigen Darstellung des Schwellenwertverhaltens um den Mittelspannungseinfluss vor. Dieser beschränkt sich auf Spannungsverhältnisse $R \geq 0$ und wurde bisher nicht experimentell validiert. Letzteres wäre hinsichtlich einer sowohl sicheren als auch wirtschaftlichen Bauteilauslegung von hoher Bedeutung. Ferner würde die zusätzliche Berücksichtigung von Wechselbeanspruchungen ($R < 0$) den möglichen Einsatzbereich, maßgeblich auf Anwendungen außerhalb der Windenergie, erweitern.
- **Kurzrissfortschritt:** Die Untersuchungen zum Kurzrissfortschritt beschränkten sich in der Arbeit auf die Spannungsverhältnisse $R = 0$ und $R = 0,1$. Die ermittelte Ermüdungsrissschwellenwertkurve wurde um eine Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis erweitert, wobei dessen experimentelle Validierung aussteht. Sie könnte gemeinsam mit den Untersuchungen zum Schwellenwertverhalten erfolgen. Von besonderem Interesse wäre jedoch eine erweiterte Analyse der risslängenabhängigen Entwicklung des Risschließens. Die hier vorgestellte Risschließentwicklungsfunktion wurde empirisch definiert. Zur Vermeidung von Unstetigkeiten im Kurvenverlauf wird eine Anpassung der Gültigkeitsgrenzen an das zugrundeliegende Spannungsverhältnis empfohlen. Eine systematische Untersuchung dessen wäre Grundlage zur nahtlosen Integration des Kurzrissfortschritts in ein Langrissfortschrittsgesetz. Ferner bestünde die Möglichkeit bisher unerkannte Effekte, die Ursache der unzureichenden Lebensdauervorhersagen sein könnten, zu entdecken und das Auslegungskonzept dahingehend zu optimieren.

- **Langrissfortschritt:** Bei den Untersuchungen zum Langrissfortschritt bietet sich, analog zum Schwellenwertverhalten und zum Kurzrissfortschritt, eine Ausweitung der Untersuchungen hinsichtlich Wechselbeanspruchungen an. Ferner sind nicht alle Aspekte des hier vorgestellten, rauheitsbasierten Riss-schließmodells verstanden. Beispielsweise sollte der Einfluss der Mikrostruktur auf die Definition der Messstrecke untersucht werden. Eine Ausweitung der Betrachtungen auf andere Sphärogussgüten wäre wünschenswert. Von entscheidender Bedeutung ist jedoch die Quantifizierung von Reihenfolgeeffekten sowie eine entsprechende Implementierung in das Auslegungskonzept. Untersuchungen an duktilen Sphärogussgüten zeigten, dass es durch Lastwechsel zu einer Beschleunigung des Rissfortschritts kommen kann [171, 174]. Dies zu berücksichtigen ist folglich unabdingbar für eine zuverlässige Lebensdauervorhersage und wirtschaftliche Bauteildimensionierung.

Darüber hinaus beschränkt sich das vorgestellte Auslegungskonzept auf eine Rissbeanspruchung im Modus I. Alle Untersuchungen wurden an Proben unter einachsiger Beanspruchung durchgeführt. Das reale Spannungsfeld innerhalb eines Bauteils ist jedoch zumeist das Resultat einer mehrachsigen Beanspruchung. Daher wäre es von entscheidender Bedeutung die Auswirkungen einer überlagerten Rissbeanspruchung (auch Mixed-Mode genannt) zu untersuchen sowie ein relevantes Spannungsmaß für das Auslegungskonzept zu definieren.

Ferner weisen Bauteile stets konstruktive Kerben auf. Eine günstige Kombination von mit Risslänge variierendem Spannungsgradienten und Schwellenwert kann zum Rissstillstand führen [43], wie er für duktile Sphärogussgüten beobachtet wurde [146]. Würde dessen Integration in das hier vorgestellte Auslegungskonzept gelingen, wäre eine Substitution des konventionellen und bruchmechanischen Festigkeitsnachweises durch eine einzige schadenstolerante Bewertung naheliegend.

9 Literatur

- [1] Beuermann, C.; Hüging, H.: Vom Menschen gemacht - Der anthropogene Treibhauseffekt. URL: <http://www.bpb.de/gesellschaft/umwelt/klimawandel/38441/anthropogener-treibhauseffekt>. Abrufdatum 21.08.2017.
- [2] klimafakten.de-Redaktion: Was wir mit hoher Sicherheit über den Klimawandel wissen. URL: <https://www.klimafakten.de/meldung/was-wir-mit-hoher-sicherheit-ueber-den-klimawandel-wissen>. Abrufdatum 21.08.2017.
- [3] Venjakob, M.; Mersmann, F.: Kosten des Klimawandels. URL: <http://www.bpb.de/gesellschaft/umwelt/klimawandel/38487/kosten-des-klimawandels>. Abrufdatum 21.08.2017.
- [4] klimafakten.de-Redaktion: Klimawandel - eine Faktenliste. URL: <https://www.klimafakten.de/meldung/klimawandel-eine-faktenliste>. Abrufdatum 21.08.2017.
- [5] Kopatz, M.: Energiewende. URL: <http://www.bpb.de/gesellschaft/umwelt/klimawandel/177825/energiewende>. Abrufdatum 21.08.2017.
- [6] Umweltbundesamt: Erneuerbare Energien in Zahlen. URL: <http://www.umweltbundesamt.de/themen/klima-energie/erneuerbare-energien/erneuerbare-energien-in-zahlen#textpart-1>. Abrufdatum 21.08.2017.
- [7] Lüers, S.; Rehfeldt, K.; Wallasch, A.-K.; Vogelsang, K.: Status des Windenergieausbaus an Land in Deutschland. URL: <http://www.windguard.de/service/knowledge-center/windstatistik/Halbjahr-1-2017.html>. Abrufdatum 21.08.2017.
- [8] Global Wind Energy Council: Global statistics. URL: <http://www.gwec.net/global-figures/market-forecast-2012-2016/>. Abrufdatum 21.08.2017.
- [9] Bundesverband WindEnergie: Technik. URL: <https://www.wind-energie.de/themen/technik-anlagen>. Abrufdatum 21.08.2017.
- [10] Bundesverband WindEnergie: Statistiken. URL: <https://www.wind-energie.de/themen/statistiken/international>. Abrufdatum 24.08.2017.
- [11] Germanischer Lloyd: Guideline for the certification of wind turbines (2010). Hamburg.
- [12] International Electrotechnical Commission: IEC 61400 - Wind turbines (Online Collection) 27.180 - Wind turbine energy systems (2014).
- [13] VDMA 23901: Komponenten und Systeme für Windenergieanlagen in kalter Umgebung 27.180 (2016). Berlin.
- [14] Hau, E.: Windkraftanlagen. Grundlagen, Technik, Einsatz, Wirtschaftlichkeit, 4., vollst. neu bearb. Aufl. Berlin, Heidelberg 2008.
- [15] Bundesverband WindEnergie: Maschinenhaus / Antriebstrang. Getriebe für Windkraftanlagen. URL: <https://www.wind-energie.de/infocenter/technik/konstruktiver-aufbau/maschinenhaus-antriebstrang>. Abrufdatum 21.08.2017.

-
- [16] VDMA 23902: Leitlinie für den bruchmechanischen Nachweis von Planetenträgern aus EN-GJS-700-2 für Getriebe von Windenergieanlagen 21.200 (2014). Berlin.
 - [17] Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen, 6., überarb. Ausg. Frankfurt am Main 2012.
 - [18] Berger, C.: Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile. Frankfurt am Main 2013.
 - [19] Pollicino, F.: Bruchmechanische Fragestellungen bei der Lebensdauerberechnung von Windenergieanlagen. In: DVM-Bericht 239 (2007), S. 57–69.
 - [20] Dobi, D.; Junghans, E.: VDI-Fachkonferenz "Guss für die Energietechnik". Werkstoffqualifizierung für die Windenergieanlagen. Dresden 2016.
 - [21] Murakami, Y.: Metal fatigue. Effects of small defects and nonmetallic inclusions, 1. ed. Amsterdam 2002.
 - [22] Ritchie, R. O.; Murakami, Y.: Comprehensive structural integrity. Volume 4 - Cyclic loading and fatigue. Amsterdam 2003.
 - [23] Broeckmann, C.; Beiss, P.: Werkstoffkunde I (Vorlesungsskript). Aachen 2012.
 - [24] Irwin, G. R.: Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. In: Journal of Applied Mechanics (1957), S. 361–64.
 - [25] Radaj, D.; Vormwald, M.: Ermüdungsfestigkeit. Grundlagen für Ingenieure, 3., neubearbeitete und erweiterte Auflage. Berlin, Heidelberg 2007.
 - [26] Gross, D.; Seelig, T.: Bruchmechanik. Mit einer Einführung in die Mikromechanik, 5., erw. Aufl. Berlin, Heidelberg 2011.
 - [27] Irwin, G. R.: Plastic zone near a crack and fracture toughness. In: Proceedings of the 7th Sagamore Ordnance Materials Research Conference (1961), IV-63-78.
 - [28] Rice, J. R.: Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue. In: ASTM STP 415: Fatigue Crack Propagation (1967), S. 247–309.
 - [29] DIN 50100: Schwingfestigkeitsversuch - Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile 19.060;77.040.10 (2016). Berlin.
 - [30] Sander, M.: Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen. Konzepte und Methoden zur Lebensdauervorhersage. Berlin, Heidelberg 2008.
 - [31] Gudehus, H.; Zenner, H.: Leitfaden für eine Betriebsfestigkeitsrechnung. Empfehlungen zur Lebensdauerabschätzung von Maschinenbauteilen, 4. korrigierte Aufl., unveränd. Nachdr. Düsseldorf 2007.
 - [32] Haibach, E.: Betriebsfestigkeit. Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung, 3., korrigierte und erg. Aufl. Berlin 2006.

-
- [33] Frost, N. E.; Greenan, A. F.: Cyclic stress required to propagate edge cracks in eighth materials. In: *Journal of Mechanical Engineering Science* 6 (1964) 3, S. 203–10.
- [34] Kitagawa, H.; Takahashi, S.: Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage. In: *International Conference on Mechanical Behavior of Materials* (1976) 2, S. 627–31.
- [35] Miller, K. J.: The behaviour of short fatigue cracks and their initiation. Part II - A general summary. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 10 (1987) 2, S. 93–113.
- [36] Miller, K. J.: The behaviour of short fatigue cracks and their initiation. Part I - A review of two recent books. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 10 (1987) 1, S. 75–91.
- [37] El Haddad, M. H.; Smith, K. N.; Topper, T. H.: Fatigue crack propagation of short cracks. In: *Transactions of the ASME: Journal of Engineering Materials and Technology* 101 (1979), S. 42–46.
- [38] Taylor, D.: Fatigue of short cracks: the limitations of fracture mechanics. In: *The Behaviour of Short Fatigue Cracks* (1986), S. 479–90.
- [39] Usami, S.; Shida, S.: Elastic-plastic analysis of the fatigue limit for a material with small flaws. In: *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 1 (1979), S. 471–81.
- [40] Nakai, Y.; Tanaka, K.: Grain size effect on growth threshold for small surface-cracks and long through-cracks under cyclic loading. In: *Proceedings of the 23rd Japan Congress on Materials Research* (1980), S. 106–12.
- [41] Sähn, S.: Beanspruchungsparameter für Risse und Kerben bei statischer und zyklischer Belastung. In: *Technische Mechanik* 8 (1987) 4, S. 5–17.
- [42] Sähn, S.: Festigkeitsverhalten von Bauteilen mit kleinen Rissen und Kerben bei zyklischer Belastung. In: *Konstruktion* 43 (1991), S. 9–16.
- [43] Frost, N. E.; Dugdale, D. S.: Fatigue tests on notched mild steel plates with measurements of fatigue cracks. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 5 (1957), S. 182–92.
- [44] Atzori, B.; Lazzarin, P.: A three-dimensional graphical aid to analyze fatigue crack nucleation and propagation phases under fatigue limit conditions. In: *International Journal of Fracture* 118 (2002), S. 271–84.
- [45] Taylor, D.: Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model. In: *International Journal of Fatigue* 21 (1999), S. 413–20.
- [46] Fujimoto, Y.; Hamada, K.; Shintaku, E.; Pirker, G.: Inherent damage zone model for strength evaluation of small fatigue cracks. In: *Engineering Fracture Mechanics* 68 (2001), S. 455–73.

-
- [47] Kitagawa, H.: Limitations in the applications of fatigue threshold ΔK_{th} . In: *Fatigue Thresholds - Fundamentals and Engineering Applications - Volume II* (1981), S. 1051–68.
- [48] Romaniv, O. N.; Siminkovich, V. N.; Tkach, A. N.: Near-threshold short fatigue crack growth. In: *Fatigue Thresholds - Fundamentals and Engineering Applications - Volume II* (1981), S. 799–807.
- [49] Chapetti, M.: Fatigue propagation threshold of short cracks under constant amplitude loading. In: *International Journal of Fatigue* 25 (2003) 12, S. 1319–26.
- [50] Tabernig, B.; Powell, P.; Pippan, R.: Resistance curves for the threshold of fatigue crack propagation in particle reinforced aluminium alloys. In: *ASTM STP 1372: Fatigue Crack Growth Thresholds, Endurance Limits, and Design* (2000), S. 96–108.
- [51] Akiniwa, Y.; Tanaka, K.: Prediction of fatigue limits of engineering components containing small defects. In: *ASTM STP 1372: Fatigue Crack Growth Thresholds, Endurance Limits, and Design* (2000), S. 304–18.
- [52] Chapetti, M. D.; Guerrero, A. O.: Estimation of notch sensitivity and size effect on fatigue resistance. In: *Procedia Engineering* 66 (2013), S. 323–33.
- [53] Hertel, O.; Vormwald, M.: Statistical and geometrical size effects in notched members based on weakest-link and short-crack modelling. In: *Engineering Fracture Mechanics* 95 (2012), S. 72–83.
- [54] Murakami, Y.; Endo, T.: Effects of small defects on fatigue strength of metals. In: *International Journal of Fatigue* (1980), S. 23–30.
- [55] Murakami, Y.; Endo, M.: Effects of hardness and crack geometries on ΔK_{th} of small cracks emanating from small defects. In: *The Behaviour of Short Fatigue Cracks* (1986), S. 275–93.
- [56] Murakami, Y.: Material defects as the basis of fatigue design. In: *International Journal of Fatigue* 41 (2012), S. 2–10.
- [57] Murakami, Y.: Effects of small defects and inhomogeneities on fatigue strength: experiments, model and applications to industry. In: *ECF 11 - Mechanisms and mechanics of damage and failure 1996*, S. 31–42.
- [58] Brown, M. W.: Interfaces between short, long, and non-propagating cracks. In: *The Behaviour of Short Fatigue Cracks* (1986), S. 423–39.
- [59] Miller, K. J.: The two thresholds of fatigue behaviour. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 16 (1993) 9, S. 931–39.
- [60] Tokaji, K.; Ogawa, T.; Harada, Y.; Ando, Z.: Limitations of linear elastic fracture mechanics in respect of small fatigue cracks and microstructure. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 9 (1986) 1, S. 1–14.

-
- [61] Radhakrishnan, V. M.; Mutoh, Y.: On fatigue crack growth in stage I. In: *The Behaviour of Short Fatigue Cracks* (1986), S. 87–99.
- [62] Taira, S.; Tanaka, K.; Nakai, Y.: A model of crack-tip slip band blocked by grain boundary. In: *Mechanics research communications* 5 (1978), S. 375–81.
- [63] Navarro, A.; de los Rios, E. R.: A model for short fatigue crack propagation with an interpretation of the short-long crack transition. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 10 (1987) 2, S. 169–86.
- [64] Suresh, S.; Ritchie, R. O.: Propagation of short fatigue cracks. In: *International Metals Reviews* 29 (1984) 6, S. 445–75.
- [65] Hobson, P. D.; Brown, M. W.; de los Rios, E. R.: Two phases of short crack growth in a medium carbon steel. In: *The Behaviour of Short Fatigue Cracks* (1986), S. 441–59.
- [66] Hobson, P. D.: The formulation of a crack growth equation for short cracks. In: *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 5 (1982) 4, S. 323–27.
- [67] Hussain, K.: A two-stage micromechanics model for short fatigue cracks. In: *Engineering Fracture Mechanics* 44 (1993) 3, S. 425–36.
- [68] Turnbull, A.; de los Rios, E. R.: Predicting fatigue life in commercially pure aluminium using a short crack growth model. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 18 (1995) 12, S. 1469–81.
- [69] Wilkinson, A. J.: Modelling the effects of texture on the statistics of stage I fatigue crack growth. In: *Philosophical Magazine A* 81 (2001) 4, S. 841–55.
- [70] Hussain, K.: Short fatigue crack behaviour and analytical models: a review. In: *Engineering Fracture Mechanics* 58 (1997) 4, S. 327–54.
- [71] Schick, A.; Christ, H.-J.; Floer, W.; Fritzen, C.-P.; Krupp, U.: Experimentelle Charakterisierung und zweidimensionale Simulation der mikrostrukturbestimmten Ermüdungsrissausbreitung in einer Beta-Titanlegierung. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 33 (2002), S. 244–51.
- [72] Wang, S. Z.; Miller, K. J.; Brown, M. W.; de los Rios, E. R.: A statistical analysis of short fatigue crack growth. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 14 (1991) 2/3, S. 351–68.
- [73] Marx, M.; Schaefer, W.; Vehoff, H.: Interaction of short cracks with the local microstructure. In: *Procedia Engineering* 2 (2010) 1, S. 163–71.
- [74] Marx, M.; Schaefer, W.; Welsch, M. T.: The microstructure as crack initiation point and barrier against fatigue damaging. In: *International Journal of Fatigue* 41 (2012), S. 57–63.

-
- [75] Riemelmoser, F. O.; Pippan, R.; Stüwe, H. P.: A comparison of a discrete dislocation model and a continuous description of cyclic crack tip plasticity. In: *International Journal of Fracture* 85 (1997), S. 157–68.
- [76] Tanaka, K.; Akiwaka, Y.: Mechanics of small fatigue crack propagation. In: *Small Fatigue Cracks: Mechanics, Mechanisms and Applications* (1999), S. 59–71.
- [77] Kucharczyk, P.; Sharaf, M.; Münstermann, S.: On the influence of steel microstructure on short crack growth under cyclic loading. In: *International Journal of Fatigue* 41 (2012), S. 83–89.
- [78] Farhangdoost, K.; Rahnama, S.: Special criterion for crack path prediction at micro-structural scale based on dominate slip system and grain boundary. In: *International Journal of Fatigue* 69 (2014), S. 49–62.
- [79] Özden, U. A.; Mingard, K.P.; Zivcec, M.; Bezold, A.; Broeckmann, C.: Mesoscopic finite element simulation of fatigue crack propagation in WC/Co-hardmetal. In: *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 49 (2015), S. 261–67.
- [80] Smith, R. A.: On the short crack limitations of fracture mechanics. In: *International Journal of Fracture* 13 (1977), S. 717–19.
- [81] Rice, J. R.: A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. In: *Journal of Applied Mechanics* 35 (1968), S. 379–86.
- [82] Schwalbe, K.-H.: *Bruchmechanik metallischer Werkstoffe*. München 1980.
- [83] Dowling, N. E.; Begley, J. A.: Fatigue crack growth during gross plasticity and the J-integral. In: *ASTM STP 590: Mechanics of Crack Growth* (1976), S. 82–103.
- [84] Vormwald, M.: *Anrißlebensdauervorhersage auf der Basis der Schwingbruchmechanik für kurze Risse*. Dissertation 1989.
- [85] McClintock, F. A.: Written discussion on: The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation. In: *ASTM STP 415: Fatigue Crack Propagation* 1967, S. 170–74.
- [86] Anthes, R. J.: *Ein neuartiges Kurzrißfortschrittsmodell zur Anrißlebensdauervorhersage bei wiederholter Beanspruchung*. Dissertation 1997.
- [87] Panasyuk, V. V.; Andreykiv, O. Y.; Ritchie, R. O.; Darchuk, O. I.: Estimation of the effects of plasticity and resulting crack closure during small fatigue crack growth. In: *International Journal of Fracture* 107 (2001), S. 99–115.
- [88] Newman, J. C.; Wu, X. R.; Swain, M. H.; Zhao, E. P.; Phillips, E. P.; Ding, C. F.: Small-crack growth and fatigue life predictions for high-strength aluminium alloys. Part II: crack closure and fatigue analyses. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 23 (2000), S. 59–72.

-
- [89] McEvily, A. J.; Ishihara, S.: On the dependence of the rate of fatigue crack growth on the $\sigma_a^n(2a)$ parameter. In: *International Journal of Fatigue* 23 (2001), S. 115–20.
- [90] Endo, M.; McEvily, A. J.: Fatigue crack growth from small defects under out-of-phase combined loading. In: *Engineering Fracture Mechanics* 78 (2011) 8, S. 1529–41.
- [91] Laue, S.: Experimentelle und theoretische Untersuchungen zur Ausbreitung kurzer Ermüdungsrisse in gekerbten Proben des Stahls Cm15. Dissertation 2004.
- [92] Kujawski, D.: A new $(K+K_{max})^{0.5}$ driving force parameter for crack growth in aluminium alloys. In: *International Journal of Fatigue* 23 (2001), S. 733–40.
- [93] Sadananda, K.; Vasudeven, A.: Short crack growth and internal stresses. In: *International Journal of Fatigue* 19 (1997) 1, S. 99–108.
- [94] Paris, P. C.: The growth of cracks due to variations in load. Dissertation 1962.
- [95] Paris, P. C.: The fracture mechanics approach to fatigue. In: *Proceedings of the 10th Sagamore Army Materials Research Conference* (1964), S. 107–27.
- [96] Zerbst, U.; Madia, M.; Hellmann, D.: An analytical fracture mechanics model for estimation of S–N curves of metallic alloys containing large second phase particles. In: *Engineering Fracture Mechanics* 82 (2012), S. 115–34.
- [97] Forman, R. G.; Kearney, V. E.; Engle, R. M.: Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures. In: *Transactions of the ASME: Journal of Basic Engineering* (1967), S. 459–63.
- [98] Erdogan, F.; Ratwani, M.: Fatigue and fracture of cylindrical shells containing a circumferential crack. In: *International Journal of Fracture Mechanics* 6 (1970) 4, S. 379–92.
- [99] Schmidt, R. A.; Paris, P. C.: Threshold for fatigue crack propagation and the effects of load ratio and frequency. In: *ASTM STP 536: Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing* (1973), S. 79–94.
- [100] Bucci, R. J.; Paris, P. C.; Hertzberg, R. W.; Schmidt, R. A.; Anderson, A. F.: Fatigue threshold crack propagation in air and dry argon for a Ti-6Al-4V alloy. In: *ASTM STP 513: Stress Analysis and Growth of Cracks* (1972), S. 125–40.
- [101] Klesnil, M.; Lukas, P.: Effect of stress cycle asymmetry on fatigue crack growth. In: *Materials Science and Engineering* 9 (1972), S. 231–40.
- [102] Maounave, J.; Bailon, J.-P.: The dependence of the threshold stress intensity factor on the cyclic stress ratio in fatigue of ferritic-pearlitic steels. In: *Scripta Metallurgica* 9 (1975), S. 723–30.
- [103] Priddle, E. K.: The influence of grain size on threshold stress intensity for fatigue crack growth in AISI 316 stainless steel. In: *Scripta Metallurgica* 12 (1978), S. 49–56.

-
- [104] Beevers, C. J.: Fatigue crack growth characteristics at low stress intensities of metals and alloys. In: *Metal Science* (1977), S. 362–67.
- [105] Cooke, R. J.; Irving, P. E.; Booth, G. S.; Beevers, C. J.: The slow fatigue crack growth and threshold behaviour of a medium carbon alloy steel in air and vacuum. In: *Engineering Fracture Mechanics* 7 (1975), S. 69–77.
- [106] Stewart, A. T.: The influence of environment and stress ratio on fatigue crack growth at near threshold stress intensities in low-alloy steels. In: *Engineering Fracture Mechanics* 13 (1980), S. 463–78.
- [107] Lindley, T. C.: Near threshold fatigue crack growth: experimental methods, mechanisms and applications. In: *Subcritical crack growth due to fatigue, stress corrosion and creep* (1985), S. 167–213.
- [108] Döker, H.: Fatigue crack growth threshold: implications, determination and data evaluation. In: *International Journal of Fatigue* 19 (1997) 1, S. 145–49.
- [109] Elber, W.: Fatigue crack closure under cyclic tension. In: *Engineering Fracture Mechanics* 2 (1970), S. 37–45.
- [110] Elber, W.: The significance of fatigue crack closure. In: *ASTM STP 486: Damage tolerance in aircraft structures* (1971), S. 230–42.
- [111] Newman, J. C.: A crack-closure model for predicting fatigue crack growth under aircraft spectrum loading. In: *ASTM STP 748: Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading* (1981), S. 53–84.
- [112] Forman, R. G.; Mettu, S. R.: Behavior of surface and corner cracks subjected to tensile and bending loads in Ti-6Al-4V alloy. In: *NASA Technical Memorandum 102165* (1990).
- [113] Newman, J. C.: A crack opening stress equation for fatigue crack growth. In: *International Journal of Fracture Mechanics* 24 (1984) R131-135.
- [114] Donald, K.; Paris, P. C.: An evaluation of Keff estimation procedures on 6061-T6 and 2024-T3 aluminium alloys. In: *International Journal of Fatigue* 21 (1999), S. 47–57.
- [115] Paris, P. C.; Tada, H.; Donald, K.: Service load fatigue damage - a historical perspective. In: *International Journal of Fatigue* 21 (1999), S. 35–46.
- [116] Kujawski, D.: Enhanced model of partial crack closure for correlation of R-ratio effects in aluminium alloys. In: *International Journal of Fatigue* 23 (2001), S. 95–102.
- [117] Anderson, T. L.: *Fracture mechanics. Fundamentals and applications*, 2. ed. Boca Raton, Fla. 1995.
- [118] McEvily, A. J.: On crack closure in fatigue crack growth. In: *ASTM STP 982: Mechanics of Fatigue Crack Closure* (1988), S. 35–43.

- [119] McClung, R. C.: The influence of applied stress, crack length, and stress intensity factor on crack closure. In: *Metallurgical Transactions A* 22 (1991), S. 1559–71.
- [120] Schijve, J.: Fatigue crack closure: Observations and technical significance. In: *ASTM STP 982: Mechanics of Fatigue Crack Closure* (1988), S. 5–34.
- [121] Macha, D. E.; Corby, D. M.; Jones, J. W.: On the variation of fatigue-crack-opening load with measurement location. In: *Experimental Mechanics* 36 (1979) 207–213.
- [122] Suresh, S.; Ritchie, R. O.: A geometrical model for fatigue crack closure by fracture surface roughness. In: *Metallurgical Transactions A* 13 (1982), S. 1627–31.
- [123] Gray, G. T.; Williams, J. C.; Thompson, A. W.: Roughness-induced crack closure: an explanation for microstructurally sensitive fatigue crack growth. In: *Metallurgical Transactions A* 14 (1983), S. 421–33.
- [124] McEvily, A. J.; Renauld, M.; Bao, H.; Shover, R.: Fatigue fracture-surface roughness and the K-opening level. In: *International Journal of Fatigue* 19 (1997), S. 629–33.
- [125] Garcia, A. M.; Sehitoglu, H.: Contact of crack surfaces during fatigue: Part 1. Formulation of the model. In: *Metallurgical Transactions A* 28 (1997), S. 2263–75.
- [126] Garcia, A. M.; Sehitoglu, H.: Contact of crack surfaces during fatigue: Part 2. Simulations. In: *Metallurgical Transactions A* 28 (1997), S. 2277–89.
- [127] DIN EN ISO 4287: Geometrische Produktspezifikationen (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Benennungen, Definition und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit 01.404.17, 17.040.30 (2010). Berlin.
- [128] Sadananda, K.: Crack tip driving forces and crack growth representation under fatigue. In: *International Journal of Fatigue* 26 (2004) 1, S. 39–47.
- [129] Vasudeven, A.; Sadananda, K.; Louat, N.: A review of crack closure, fatigue crack threshold and related phenomena. In: *Materials Science and Engineering A* 188 (1994), S. 1–22.
- [130] Walker, K.: The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 aluminium. In: *ASTM STP 462: Effects of Environment and Complex Load History on Fatigue Life* (1970), S. 1–14.
- [131] McEvily, A. J.; Ritchie, R. O.: Crack closure and the fatigue-crack propagation threshold as a function of load ratio. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 21 (1998), S. 847–55.
- [132] Dinda, S.; Kujawski, D.: Correlation and prediction of fatigue crack growth for different R-ratios using K_{max} and ΔK_{+} parameters. In: *Engineering Fracture Mechanics* 71 (2004) 12, S. 1779–90.
- [133] Ambos, E.; Hartmann, R.; Lichtenberg, H.: *Fertigungsgerechtes Gestalten von Gußstücken*. Darmstadt 1992.

- [134] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde, 10., bearb. Aufl. Berlin, Heidelberg 2008.
- [135] Liesenberg, O.; Wittekopf, D.: Stahlguß- und Gußeisenlegierungen. Mit 56 Tabellen, 1. Aufl. Leipzig, Weinheim 2001.
- [136] DIN EN ISO 945-1: Mikrostruktur von Gusseisen - Teil 1: Graphitklassifizierung durch visuelle Auswertung 77.080.10 (2010). Berlin.
- [137] Minkoff, I.: The physical Metallurgy of cast iron. Chichester 1983.
- [138] DIN EN 1560: Gießereiwesen – Bezeichnungssystem für Gusseisen – Werkstoffkurzzeichen und Werkstoffnummern 77.080.10 (2011). Berlin.
- [139] Elliott, R.: Cast iron technology. London 1988.
- [140] Hasse, S.: Gefüge der Gusseisenlegierungen. Structure of cast iron alloys. Berlin 2008.
- [141] DIN EN 1563: Gießereiwesen - Gusseisen mit Kugelgraphit; 77.080.10 (2012). Berlin.
- [142] DIN EN 1564: Gießereiwesen - Ausferritisches Gusseisen mit Kugelgraphit 77.080.10 (2012). Berlin.
- [143] Bartels, C.; Gerhards, R.; Hanselka, H.; Herfurth, K.; Kaufmann, H.; Kleinkröger, W.; Lampic, M.; Löblich, H.; Menk, W.; Pusch, G.; Schmidt, T.; Schütt, K.-H.; Tölke, P.; Warnke, E. P.: Gusseisen mit Kugelgraphit. Herstellung - Eigenschaften - Anwendung (2010).
- [144] IGF-Vorhaben 19257 BG: Ableitung von synthetischen Wöhlerlinien für Eisengusswerkstoffe (Laufzeit: 2016-2019).
- [145] Taylor, D.; Hughes, M.; Allen, D.: Notch fatigue behaviour in cast irons explained using fracture mechanics approach. In: International Journal of Fatigue 18 (1996) 7, S. 439–45.
- [146] Zambrano, H.: Fatigue assessment of notches and cracks in ductile cast iron. Dissertation 2011.
- [147] Ferro, P.; Lazzarin, P.; Berto, F.: Fatigue properties of ductile cast iron containing chunky graphite. In: Materials Science and Engineering: A 554 (2012), S. 122–28.
- [148] IGF-Vorhaben 18524N: Simulationsgestützte Ermittlung des Versagenspotentials von siliziumlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit bei schwingender Beanspruchung (Laufzeit: 2015-2018).
- [149] Nadot, Y.; Mendez, J.; Ranganathan, N.: Influence of casting defects on the fatigue limit of nodular cast iron. In: International Journal of Fatigue 26 (2004) 3, S. 311–19.
- [150] Marquis, G.; Rabb, R.; Siivonen, L.: Endurance limit design of spheroidal graphite cast iron components based on natural defects. In: ASTM STP 1372: Fatigue Crack Growth Thresholds, Endurance Limits, and Design (2000), S. 411–26.
- [151] Rausch, T.; Beiss, P.; Broeckmann, C.; Lindlohr, S.; Weber, R.: Application of quantitative image analysis of graphite structures for the fatigue strength estimation of cast iron materials. In: Procedia Engineering 2 (2010) 1, S. 1283–90.

-
- [152] Clement, P.; Angeli, J. P.; Pineau, A.: Short crack behaviour in nodular cast iron. In: *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 7 (1984) 4, S. 251–65.
- [153] Verdu, C.; Adrien, J.; Buffiere, J.-Y.: Three-dimensional shape of the early stages of fatigue cracks nucleated in nodular cast iron. In: *Materials Science and Engineering: A* 483-484 (2008), S. 402–05.
- [154] Marrow, T.; Buffiere, J.-Y.; Withers, P. J.; Johnson, G.; Engelberg, D.: High resolution X-ray tomography of short fatigue crack nucleation in austempered ductile cast iron. In: *International Journal of Fatigue* 26 (2004) 7, S. 717–25.
- [155] Marrow, T.; Cetinel, H.: Short fatigue cracks in austempered ductile cast iron (ADI). In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 23 (2000), S. 425–34.
- [156] Stokes, B.; Gao, N.; Reed, P.A.S.: Effects of graphite nodules on crack growth behaviour of austempered ductile iron. In: *Materials Science and Engineering: A* 445-446 (2007), S. 374–85.
- [157] Speidel, M. O.: Bruchzähigkeit und Ermüdungs-Rißwachstum von Gußeisen. In: *Werkstofftechnik* 12 (1981), S. 387–402.
- [158] Bulloch, D. J.; Bulloch, J. H.: The influence of R-ratio and microstructure on the threshold fatigue crack growth characteristics of spheroidal graphite cast irons. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 36 (1989), S. 289–314.
- [159] Bulloch, J. H.: Effects of mean stress on the threshold fatigue crack extension rates of two spheroidal graphite cast irons. In: *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 18 (1992), S. 15–30.
- [160] Jen, K.-P.; Scardina, J. T.; Smith, D. G.: Fracture behavior of as-cast pearlitic nodular iron. In: *Engineering Fracture Mechanics* 22 (1985) 2, S. 227–36.
- [161] Jen, K.-P.; Scardina, J. T.; Smith, D. G.: Fractographic analysis of an ASTM A536 as-cast pearlitic nodular iron. In: *Metallography* 19 (1986) 3, S. 359–70.
- [162] Tokaji, K.; Ogawa, T.; Shamoto, K.: Fatigue crack propagation in spheroidal-graphite cast irons with different microstructures. In: *International Journal of Fatigue* 16 (1994) 5, S. 344–50.
- [163] Griswold, F. D.; Stephens, R. I.: Comparison of fatigue properties of nodular cast iron production and Y-block castings. In: *International Journal of Fatigue* 9 (1987) 1, S. 3–10.
- [164] Greno, G. L.; Otegui, J. L.; Boeri, R. E.: Mechanisms of fatigue crack growth in austempered ductile iron. In: *International Journal of Fatigue* 21 (1999), S. 35–43.
- [165] James, M. N.; Wenfong, L.: Fatigue crack growth in austempered ductile and grey cast irons - stress ratio effects in air and mine water. In: *Materials Science and Engineering A* 265 (1999), S. 129–39.

- [166] Konečná, R.; Nicoletto, G.; Bubenko, L.; Fintová, S.: A comparative study of the fatigue behavior of two heat-treated nodular cast irons. In: *Engineering Fracture Mechanics* 108 (2013), S. 251–62.
- [167] Yang, J.; Putatunda, S. K.: Near threshold fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process. In: *Materials Science and Engineering A* 393 (2005) 1-2, S. 254–68.
- [168] Bartosiewicz, L.; Krause, A. R.; Alberts, F. A.; Singh, I.; Putatunda, S. K.: Influence of microstructure on high-cycle fatigue behavior in austempered ductile cast iron. In: *Materials Characterization* 30 (1993) 4, S. 221–34.
- [169] Hübner, P.; Pusch, G.; Krodell, L.: Fatigue behaviour of cast iron with globular graphite. In: *Advanced Engineering Materials* 6 (2004) 7, S. 541–44.
- [170] Pusch, G.: Bruchmechanische Kennwerte von Gusseisenwerkstoffen. In: *Konstruieren + Gießen* 33 (2008) 4, S. 2–34.
- [171] Hübner, P.; Schlosser, H.; Pusch, G.; Biermann, H.: Load history effects in ductile cast iron for wind turbine components. In: *International Journal of Fatigue* 29 (2007), S. 1788–96.
- [172] Čanžar, P.; Tonković, Z.; Kodvanj, J.: Microstructure influence on fatigue behaviour of nodular cast iron. In: *Materials Science and Engineering: A* 556 (2012), S. 88–99.
- [173] Zybelle, L.; Selent, M.; Hübner, P.; Kuna, M.: Overload effects during fatigue crack growth in nodular cast iron - simulation with an extended strip-yield model. In: *Procedia Materials Science* 3 (2014), S. 221–26.
- [174] Mottitschka, T.; Pusch, G.; Biermann, H.; Zybelle, L.; Kuna, M.: Influence of overloads on the fatigue crack growth in nodular cast iron. Experiments and numerical simulation. In: *Procedia Engineering* 2 (2010) 1, S. 1557–67.
- [175] Broeckmann, C.; Keusemann, S.; Özden, U. A.; Bartz, M.; Krull, F.; Langenberg, P.: A fracture mechanically based strength analysis of planet carriers for wind turbines made of high strength cast iron. In: *Tagungsband der Conference for Wind Power Drives, CWD 2013* (2013).
- [176] Heine, L.; Keusemann, S.; Özden, U. A.; Broeckmann, C.; Krull, F.; Langenberg, P.: Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis für Planetenträger aus hochfestem Gusseisen für Windenergieanlagen. In: *CastTec 2014 Full Paper* (2014).
- [177] Iacoviello, F.; Di Bartolomeo, O.; Di Cocco, V.; Piacente, V.: Damaging micromechanisms in ferritic-pearlitic ductile cast irons. In: *Materials Science and Engineering A* 478 (2008) 1-2, S. 181–86.
- [178] Requena, G.; Degischer, H. P.: Three-dimensional architecture of engineering multiphase metals. In: *Annual Review of Materials Research* 42 (2012) 1, S. 145–61.

-
- [179] Gocmez, T.; Awarke, A.; Pischinger, S.: A new low cycle fatigue criterion for isothermal and out-of-phase thermomechanical loading. In: *International Journal of Fatigue* 32 (2010) 4, S. 769–79.
- [180] Seifert, T.; Riedel, H.: Mechanism-based thermomechanical fatigue life prediction of cast iron. Part I. Models. In: *International Journal of Fatigue* 32 (2010) 8, S. 1358–67.
- [181] Seifert, T.; Maier, G.; Uihlein, A.; Lang, K.-H.; Riedel, H.: Mechanism-based thermomechanical fatigue life prediction of cast iron. Part II. Comparison of model predictions with experiments. In: *International Journal of Fatigue* 32 (2010) 8, S. 1368–77.
- [182] Heinrietz, A.; Hessler, J.; Buffiere, J.-Y.; Brune, M.; Morel, F.; Nadot, Y.: An approach for the fatigue estimation of porous cast iron based on non-destructive testing results. In: *MATEC Web of Conferences* 12 (2014), S. 5001.
- [183] Bleicher, C.; Wagener, R.; Kaufmann, H.; Melz, T.: Nodular cast iron for normal and arctic temperatures in wind energy. In: *Proceedings of 25th International Ocean and Polar Engineering Conference* (2015), S. 368–75.
- [184] D'Agostino, L.; Di Cocco, V.; Iacoviello, F.: Overload effects on fatigue cracks in ferritic-pearlitic ductile cast irons. In: *Procedia Structural Integrity* 2 (2016), S. 3369–76.
- [185] Pusch, G.: VDI-Fachkonferenz "Guss für die Energietechnik". Bruchmechanische Bewertung Si-mischkristallverfestigter GJS-Werkstoffe im Hinblick auf ihren Einsatz in Windkraftanlagen. Dresden 2016.
- [186] Smith, R. A.: Fatigue crack growth. 30 years of progress ; *Proceedings of a Conference on Fatigue Crack Growth*, Cambridge, UK, 20 September 1984, 1st ed. Oxford Oxfordshire, New York 1986.
- [187] Imagic Bilderverarbeitung: Software im Client.
- [188] DIN EN ISO 6506-1: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Brinell - Teil 1: Prüfverfahren 77.040.10 (2015). Berlin.
- [189] DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur 77.040.20 (2009). Berlin.
- [190] DIN EN ISO 148-1: Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren 77.040.10 (2011). Berlin.
- [191] DIN 50115: Prüfung metallischer Werkstoffe, Kerbschlagbiegeversuch, Besondere Probenform und Auswerteverfahren (1991). Berlin.
- [192] Dassault Systèmes Simulia Corp.: Software Abaqus/CAE 2014.
- [193] Institut für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau der RWTH Aachen University: Software SAFD - Statistical Analysis of Fatigue Data 2006.

- [194] Institut für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau der RWTH Aachen University: Manual SAFD - Statistical Analysis of Fatigue Data. Version 5.5 (2006).
- [195] Murakami, Y.: Stress intensity factors handbook - Volume 1. Oxford 1987.
- [196] Ismail, A.E.; Ariffin, A.K.; Abdullah, S.; Ghazali, M.J.: Stress intensity factors under combined tension and torsion loadings. In: Indian Journal of Engineering & Materials Science (2012) 19, S. 5–16.
- [197] Le Van, A.; Royer, J.: Part-circular surface cracks in round bars under tension, bending and twisting. In: International Journal of Fracture 61 (1993) 1, S. 71–99.
- [198] Dassault Systèmes Simulia Corp.: Abaqus/CAE User's Manual (2012).
- [199] Levén, M.: Stationary 3D crack analysis with Abaqus XFEM for integrity assessment of sub-sea equipment, Master's Thesis in Applied Mechanics. Göteborg 2012.
- [200] Maierhofer, J.; Pippin, R.; Ganser, H.-P.: Modified NASGRO equation for physically short cracks. In: International Journal of Fatigue 59 (2014), S. 200–07.
- [201] Frost, N. E.; Dugdale, D. S.: The propagation of fatigue cracks in sheet specimens. In: Journal of the Mechanics and Physics of Solids 6 (1958), S. 92–110.
- [202] Tabernig, B.; Pippin, R.: Determination of the length dependence of the threshold for fatigue crack propagation. In: Engineering Fracture Mechanics 69 (2002), S. 899–907.
- [203] LaVision: Software DaVis.
- [204] ASTM E647-11: Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates (2011). Pennsylvania.
- [205] The MathWorks Inc.: Matlab Documentation, Version R2017a.
- [206] The MathWorks Inc.: Software Matlab R2017a.
- [207] ASTM E399-09: Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness K_{Ic} of metallic materials (2009). Pennsylvania.
- [208] Kuna, M.: Numerische Beanspruchungsanalyse von Rissen. Finite Elemente in der Bruchmechanik, 1. Aufl. s.l. 2008.
- [209] Blaber, J.; Antoniou, A.: Ncorr v1.2. URL: <http://www.ncorr.com/index.php>. Abrufdatum 10.06.2016.
- [210] Blaber, J.; Antoniou, A.: Ncorr Instruction Manual Version 1.2.1 2015.
- [211] Lukas, P.: Utilisation of threshold values for characterisation of fatigue notch sensitivity. In: Fatigue Thresholds - Fundamentals and Engineering Applications - Volume II (1981), S. 737–58.

10 Abbildungsverzeichnis

Bild 1.1: Entwicklung der weltweit installierten Windleistung, nach [10].....	1
Bild 1.2: gefügeabhängiger Gültigkeitsbereich aktueller Festigkeitsnachweise	2
Bild 1.3: Gliederungsschema der vorliegenden Arbeit	4
Bild 2.1: schwingende Beanspruchung	5
Bild 2.2: Rissmodi und Koordinatensystem an der Rissspitze für Modus I (Pfeile verdeutlichen Wirkrichtung der externen Lasten), nach [23]	6
Bild 2.3: Wöhler-Diagramm in doppeltlogarithmischer Darstellung, nach [29]	9
Bild 2.4: Einflussfaktoren und ihre Auswirkungen auf die Lage der Wöhler-Linie, nach [30, 31]	10
Bild 2.5: Dauerfestigkeitsschaubild nach Haigh für positive Mittelspannungen, nach [17] und [32].....	11
Bild 2.6: risslängenabhängiges Schwellenwertverhalten im KTD (**bei konstanter Last), nach [36] und [25]	14
Bild 2.7: zyklische R-Kurve (links) und Rissbeanspruchungskurven (rechts, ergänzt um eine zyklische R-Kurve, deren Ursprung in der hypothetischen Anfangsrisslänge a_n liegt), nach [50] und [49]	16
Bild 2.8: Stadien des risslängenabhängigen Kurzrissfortschritts (MBM: mikrostrukturelle Bruchmechanik), nach [58] und [59]	19
Bild 2.9: Rissfortschrittsdiagramm, nach [96]	25
Bild 2.10: Einfluss des Spannungsverhältnisses auf LR-Schwellenwert und zugehörigen maximalen Spannungsintensitätsfaktor, nach [99]	26
Bild 2.11: Veranschaulichung des Risssschließens anhand eines Lastzyklus, nach [25].....	27
Bild 2.12: verschiedene Risssschließmechanismen, nach [117]	29
Bild 2.13: Steifigkeitsänderung eines Probekörpers mit Riss, nach [25].....	30
Bild 2.14: Bestimmung des Risssschließanteils durch den Vergleich von Rissfortschrittskurven, nach [120]	30
Bild 2.15: Rauheitsprofil.....	31
Bild 2.16: Schwellenwertverhalten gemäß dem Zwei-Parameter-Ansatz, nach [128]	32
Bild 2.17: Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (stabil: Ausbildung des Kohlenstoffs als Graphit (C), metastabil: Ausbildung des Kohlenstoffs als Zementit (Fe_3C)), nach [134]	35
Bild 2.18: Graphitformen (I: Lamellengraphit, II: Vermiculargraphit, III: Kugelgraphit), nach [136]	36
Bild 2.19: Übersicht der Eisengusswerkstoffe, nach [134].....	37
Bild 4.1: schematische Darstellung des Planetenträgers samt entnommenem Segment	47

Bild 4.2: Querschnitt des Planetenträgersegments.....	48
Bild 4.3: Gefügeaufnahmen (links: ungeätzt, rechts: geätzt) über den Querschnitt des Planetenträgersegments (Zuordnung siehe Bild 4.2, 1: äußerer Bereich, 4: mittlerer Bereich, 6: innerer Bereich).....	49
Bild 4.4: Häufigkeitsverteilung der Wurzel der Graphitkugelfläche unter Berücksichtigung des gesamten Querschnitts des Planetenträgersegments.....	50
Bild 4.5: Brinell-Härte als Funktion der mittleren Kugelgraphitfläche	50
Bild 4.6: 0,2 %-Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung als Funktion der mittleren Kugelgraphitfläche.....	51
Bild 4.7: Kerbschlagarbeit verschiedener Probengeometrien über der Temperatur (KB: Probe mit Bohrung, KO: Probe ohne Kerbe, KU: Probe mit U-Kerbe, KV: Probe mit V-Kerbe)	53
Bild 5.1: Übersicht des Vorgehens zur Definition des Schwellenwertverhaltens	55
Bild 5.2: Probengeometrie für konventionelle und modifizierte Ermüdungsversuche (Angaben in [mm])	56
Bild 5.3: schematische Vorgehensweise bei den modifizierten Ermüdungsversuchen	58
Bild 5.4: Erläuterung zur Vermessung der Bruchflächen und der rissauslösenden Defekte	59
Bild 5.5: schematische Darstellung eines halbelliptischen Oberflächenrisses in einem Rundstab unter Zug, nach [195].....	62
Bild 5.6: schematische Darstellung des globalen Modells und des Submodells der FEA.....	63
Bild 5.7: exemplarische Vernetzung des Submodells (mit $b/c = 1,75$ und $b/r_p = 0,1$)	63
Bild 5.8: Veranschaulichung der Konturen um die Rissfront sowie deren Schnittpunkte mit den Elementgrenzen (mit $b/c = 1,75$ und $b/r_p = 0,1$)	64
Bild 5.9: Übersicht des Vorgehens zur Definition des Kurzrissfortschritts.....	66
Bild 5.10: ursprüngliche Probengeometrie für Kurzrissfortschrittsversuche (Angaben in [mm])	67
Bild 5.11: Bruchflächen der ungekerbten Kurzrissfortschrittsproben im Ort der Rissinitiierung	68
Bild 5.12: exemplarische Aufnahme der mechanisch erzeugten V-Kerbe	69
Bild 5.13: exemplarische Dokumentation des Kurzrissfortschritts anhand einer Bildauswahl (a: Risslänge inklusive Kerbtiefe)	70
Bild 5.14: Schema zur Auswertung der Kurzrissfortschrittsversuche	71
Bild 5.15: Übersicht des Vorgehens zur Definition des Langrissfortschritts	73
Bild 5.16: schematische CT-Probe, nach [204]	73

Bild 5.17: exemplarischer Verlauf von maximalem und minimalem Spannungsintensitätsfaktor sowie Spannungsverhältnis bei der LR-Schwellenwertbestimmung (links: mit $R = \text{const}$, rechts: mit $K_{\max} \approx \text{const}$)	74
Bild 5.18: Biegeprobe für in-situ Versuche (Angaben in [mm])	79
Bild 5.19: schematisches Vorgehen bei in-situ Versuchen im REM	80
Bild 5.20: Veranschaulichung des Vorgehens zur Bestimmung des Rissöffnungsniveaus (auf Basis der Ergebnisse bei $s = 4 \text{ mm}$ und $R = 0,2$)	83
Bild 5.21: schematisches Vorgehen zur Quantifizierung der Rauheit und der Rissöffnung	84
Bild 5.22: Veranschaulichung der sich bereits oberhalb der Minimallast berührenden Rauheitsflanken	85
Bild 5.23: Definition geometrischer Größen am Riss	85
Bild 6.1: exemplarischer Verlauf der ersten Hauptspannung im Submodell (bei $b/c = 1,75$ und $b/r_p = 0,1$, Netz ausgeblendet)	88
Bild 6.2: vergrößerte Ansicht des unter Beanspruchung geöffneten Risses im Submodell von Bild 6.1 sowie zugehörige Verteilung der ersten Hauptdehnung	88
Bild 6.3: aus Submodell von Bild 6.2 extrahierter Riss	89
Bild 6.4: exemplarischer Verlauf des Spannungsintensitätsfaktors entlang der Rissfront (bei $b/c = 1,75$ und $b/r_p = 0,1$)	90
Bild 6.5: exemplarischer Verlauf des Spannungsintensitätsfaktors über alle Konturen (bei $b/c = 1,75$ und $b/r_p = 0,1$)	91
Bild 6.6: dreidimensionale Darstellung des Geometriefaktors für den Scheitelpunkt und unter der Annahme $a = b$ (Regressionskoeffizient $r^2 = 0,97$)	92
Bild 6.7: dreidimensionale Darstellung des Geometriefaktors für den Oberflächenpunkt und unter der Annahme $a = b$ (Regressionskoeffizient $r^2 = 0,96$)	92
Bild 6.8: Häufigkeitsverteilung des Geometriefaktors für sowohl den Scheitel- (links) als auch den Oberflächenpunkt (rechts) bei $a = b$	94
Bild 6.9: risslängenabhängige Schwellenspannung in Form des KTD für $R = 0$, zuzüglich experimenteller Datenpunkte	95
Bild 6.10: exemplarische Aufnahmen von im Rissursprung liegenden Defekten (Lunker) in Ermüdungsproben, die dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments mit feiner Mikrostruktur entnommen wurden	96
Bild 6.11: exemplarische Aufnahmen von im Rissursprung liegenden Defekten in Ermüdungsproben, die dem inneren Bereich des Planetenträgersegments mit grober Mikrostruktur entnommen wurden (links: Graphitagglomerat mit teils herausgebrochenen Graphitkugeln an Probenoberfläche; rechts: Lunker)	96

Bild 6.12: Schwellenspannung in Abhängigkeit der Risslänge sowie des Spannungs- verhältnisses in Anlehnung an das KTD sowie das Haigh-Diagramm	98
Bild 6.13: Kurzrissfortschritt in Abhängigkeit des Gefüges und im äußeren Bereich des Planetenträgersegments mit feiner Mikrostruktur	100
Bild 6.14: Kurzrissfortschritt in Abhängigkeit des Gefüges und im inneren Bereich des Planetenträgersegments mit grober Mikrostruktur	101
Bild 6.15: zyklischer Schwellenwert als Funktion der Risslänge mit $a = b$ und bei $R = 0$	103
Bild 6.16: zyklischer Schwellenwert als Funktion sowohl der Risslänge (mit $a = b$) als auch des Spannungsverhältnisses	104
Bild 6.17: Kurz- und Langrissfortschrittsdaten mit unterschiedlicher Ausprägung des Risssschließens bei $R = 0,1$	105
Bild 6.18: schematische Darstellung der Risssschließentwicklungsfunktion	107
Bild 6.19: Rissfortschrittsrate über zyklischem Spannungsintensitätsfaktor bei verschiedenen konstanten Spannungsverhältnissen	109
Bild 6.20: Rissfortschrittsrate über zyklischem Spannungsintensitätsfaktor bei verschiedenen nahezu konstanten maximalen Spannungsintensitätsfaktoren	110
Bild 6.21: LR-Schwellenwert und zugehöriger maximaler Spannungsintensitätsfaktor über Spannungsverhältnis	111
Bild 6.22: Entwicklung der Risslänge über der Schwingspielzahl	112
Bild 6.23: Rissfortschrittsparameter C_P (links, mit $[C_P] = 1 \text{ mm}/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0,5})^n)$) und n_P (rechts) gemäß Paris über Spannungsverhältnis	113
Bild 6.24: Rissfortschrittsparameter gemäß Paris in Abhängigkeit voneinander (mit $[C_P] = 1 \text{ mm}/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0,5})^n)$)	114
Bild 6.25: LR-Schwellenwertverhalten in Abhängigkeit sowohl des zyklischen als auch des maximalen Spannungsintensitätsfaktors	114
Bild 6.26: exemplarische Bruchfläche einer Ermüdungsprobe (REM-Aufnahmen)	117
Bild 6.27: Dehnungsfeld (ϵ_y) vor Risspitze (unten) samt zugehöriger REM-Aufnahme der angeätzten Probenoberfläche (oben) bei einer Beanspruchung von $K = 12 \text{ MPam}^{0,5}$	118
Bild 6.28: exemplarische Aufnahmen von Rissen der Langrissfortschrittsversuche (links: bei $R = 0,1$; rechts: bei $R = 0,5$)	119
Bild 6.29: Rissöffnungsfunktion in Abhängigkeit von Spannungsverhältnis und relativem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor (bezogen auf jeweiligen LR-Schwellenwert, $r^2 = 0,83$)	122
Bild 6.30: exemplarischer Steifigkeitssprung bei diversen Spannungsverhältnissen sowie zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren	123

Bild 6.31: Rissöffnungs- über Risssschließ- spannungsintensitätsfaktor	123
Bild 6.32: Verhältnis von Rissöffnungs- bzw. Risssschließspannungsintensitätsfaktor zu minimalem Spannungsintensitätsfaktor über dem Spannungsverhältnis	124
Bild 6.33: Verlauf von Rissprofil Z , lokaler Rauheit Ra_{loc} und Rauheitsamplitude ΔZ entlang Riss (oben dargestellt) einer in-situ Biegeprobe	125
Bild 6.34: exemplarische Rissöffnung im Minimum (links) sowie Maximum (rechts) eines Lastzyklus bei $R = 0,1$ (real: reale Rissöffnung; theo.: gemäß Gleichung (2.14) bzw. (2.15) berechnete Rissöffnung; Definition von r siehe Bild 2.2)	127
Bild 6.35: Rissöffnungsfunktion in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis und für diverse Untersuchungsansätze (mit $f = K_{op}/K_{max}$)	128
Bild 6.36: Rissfortschrittsrate über maximalem Spannungsintensitätsfaktor bei verschiedenen konstanten Spannungsverhältnissen	131
Bild 6.37: Rissfortschrittsrate über zyklischem Spannungsintensitätsfaktor samt Vorhersage gemäß Rissfortschrittsgesetz (6.19) für verschiedene Spannungsverhältnisse	131
Bild 6.38: Rissfortschrittsrate über gemitteltem zyklischem Spannungsintensitätsfaktor bei verschiedenen konstanten Spannungsverhältnissen mit $\alpha_D = 0,6$	133
Bild 6.39: Rissfortschrittsrate über zyklischem Spannungsintensitätsfaktor samt Vorhersage gemäß Rissfortschrittsgesetz (6.22) für verschiedene Spannungsverhältnisse	133
Bild 6.40: Rissfortschrittsrate über effektivem zyklischem Spannungsintensitätsfaktor bei verschiedenen konstanten Spannungsverhältnissen	135
Bild 6.41: Rissfortschrittsrate über zyklischem Spannungsintensitätsfaktor samt Vorhersage gemäß Rissfortschrittsgesetz (6.25) für verschiedene Spannungsverhältnisse	135
Bild 7.1: Gegenüberstellung von experimentell ermittelter sowie berechneter Lebensdauer im Zeitfestigkeitsbereich des Wöhler-Diagramms bei $R = 0$	141
Bild 7.2: Unterteilung der Lebensdauer in Kurz- und Langrissfortschritt	142
Bild 12.1: Gefügaufnahmen (ungeätzt) über den Querschnitt des Planetenträgersegments (Zuordnung siehe Bild 4.2)	171
Bild 12.2: Gefügaufnahmen (geätzt) über den Querschnitt des Planetenträgersegments (Zuordnung siehe Bild 4.2)	172
Bild 12.3: Kerbschlagarbeit der Proben mit V-Kerbe über der Temperatur (grobes Gefüge: Proben wurden dem inneren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, mittleres Gefüge: Proben wurden dem mittleren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, feines Gefüge: Proben wurden dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen)	173

Bild 12.4: Kerbschlagarbeit der Proben mit U-Kerbe über der Temperatur (grobes Gefüge: Proben wurden dem inneren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, mittleres Gefüge: Proben wurden dem mittleren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, feines Gefüge: Proben wurden dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen).....	173
Bild 12.5: Kerbschlagarbeit der Proben mit Bohrung über der Temperatur (grobes Gefüge: Proben wurden dem inneren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, mittleres Gefüge: Proben wurden dem mittleren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, feines Gefüge: Proben wurden dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen).....	174
Bild 12.6: Kerbschlagarbeit der ungekerbten Proben über der Temperatur (grobes Gefüge: Proben wurden dem inneren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, mittleres Gefüge: Proben wurden dem mittleren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, feines Gefüge: Proben wurden dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen).....	174
Bild 12.7: Aufnahme der mittels Rasierklinge erzeugten Kerbe (links) und der zugehörigen Bruchfläche (rechts) der Kurzrissfortschrittsprobe im Ort der Rissinitiation	175
Bild 12.8: Aufnahme der funkenerosiv erzeugten Kerbe (links) und der zugehörigen Bruchfläche (rechts) der Kurzrissfortschrittsprobe im Ort der Rissinitiation	175
Bild 12.9: dreidimensionale Darstellung des Geometriefaktors für den Scheitelpunkt und unter der Annahme $a = c$ (Regressionskoeffizient $r^2 = 0,91$).....	176
Bild 12.10: dreidimensionale Darstellung des Geometriefaktors für den Oberflächenpunkt und unter der Annahme $a = c$ (Regressionskoeffizient $r^2 = 0,93$).....	176
Bild 12.11: Wöhler-Diagramm bei Spannungsverhältnis $R = 0$ mit Grenzwahrscheinlichkeit $N_G = 2 \cdot 10^6$ (Versuche wurden an Proben durchgeführt, die dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments mit feiner Mikrostruktur entnommen wurden. Die Zahlen rechts bezeichnen die Anzahl an Durchläufen je Lasthorizont im Langzeitfestigkeitsbereich.).....	177
Bild 12.12: Häufigkeitsverteilung des Geometriefaktors für sowohl den Scheitelpunkt (links) als auch den Oberflächenpunkt (rechts) bei $a = c$	177
Bild 12.13: Häufigkeitsverteilung der Tiefe rissauslösender Defekte b (siehe Bild 5.5) für sowohl den äußeren, feinkörnigen (links) als auch den inneren, grobkörnigen (rechts) Bereich des Planetenträgersegments	178
Bild 12.14: Häufigkeitsverteilung der halben Breite rissauslösender Defekte c (siehe Bild 5.5) für sowohl den äußeren, feinkörnigen (links) als auch den inneren, grobkörnigen (rechts) Bereich des Planetenträgersegments	178

Bild 12.15: Häufigkeitsverteilung der Wurzel der Defektfläche A_D für sowohl den äußeren, feinkörnigen (links) als auch den inneren, grobkörnigen (rechts) Bereich des Planetenträgersegments	178
Bild 12.16: Nachzeichnung der Korngrenzen für die Kurzrissfortschrittsprobe, entnommen aus dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments mit feiner Mikrostruktur.....	179
Bild 12.17: Nachzeichnung der Korngrenzen für die Kurzrissfortschrittsprobe, entnommen aus dem inneren Bereich des Planetenträgersegments mit grober Mikrostruktur	180
Bild 12.18: Rissfortschrittsdaten der Versuche bei $K_{\max} = \text{const}$, gruppiert nach konstanten Spannungsverhältnissen (Datenpunkte $R = 0,4 \dots 0,9$) und ergänzt um Paris-Geraden gemäß Gleichung (2.46), welche anhand von Versuchen bei $R = \text{const} = 0,5 \dots 0,7$ bestimmt wurden.....	185
Bild 12.19: Häufigkeitsverteilung der anhand von Schwingbruchflächen ermittelten Bruchzähigkeit für sowohl die fein- (links) als auch grobkörnige (rechts) Mikrostruktur des Planetenträgersegments.....	185
Bild 12.20: Spannungsverlauf in Rissausbreitungsrichtung (σ_x : Spannung in Rissausbreitungsrichtung (siehe Bild 5.16); M: Probenmitte; OF: Probenoberfläche) bei $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$	186
Bild 12.21: Spannungsverlauf in Rissausbreitungsrichtung (σ_y : Spannung in Probenhöhenrichtung (siehe Bild 5.16); M: Probenmitte; OF: Probenoberfläche) bei $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$	186
Bild 12.22: Spannungsverlauf in Rissausbreitungsrichtung (σ_z : Spannung in Probendickenrichtung (siehe Bild 5.16); M: Probenmitte; OF: Probenoberfläche) bei $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$	186
Bild 12.23: Spannungsverlauf über Probendicke (σ_x : Spannung in Rissausbreitungsrichtung (siehe Bild 5.16); +1 mm bzw. +5 mm: ermittelt 1 mm bzw. 5 mm vor Rissfront) bei $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$	187
Bild 12.24: Spannungsverlauf über Probendicke (σ_y : Spannung in Probenhöhenrichtung (siehe Bild 5.16); +1 mm bzw. +5 mm: ermittelt 1 mm bzw. 5 mm vor Rissfront) bei $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$	187
Bild 12.25: Spannungsverlauf über Probendicke (σ_z : Spannung in Probendickenrichtung (siehe Bild 5.16); +1 mm bzw. +5 mm: ermittelt 1 mm bzw. 5 mm vor Rissfront) bei $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$	187
Bild 12.26: exemplarische Bruchfläche einer CT-Probe der Langrissfortschrittsversuche bei $K_{\max} = \text{const}$ (oben: Übergang von Schwing- zu Restgewaltbruchfläche im	

Schwellenwertbereich; mittig: Schwingbruchfläche bei hoher Rissfortschrittsrate; unten: Schwingbruchfläche bei niedriger Rissfortschrittsrate).....	188
Bild 12.27: Wert der Rissöffnungsfunktion (siehe Gleichung (2.57)) in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis	189
Bild 12.28: Wert der Rissöffnungsfunktion (siehe Gleichung (2.57)) in Abhängigkeit vom relativen zyklischen Spannungsintensitätsfaktor (bezogen auf jeweiligen LR-Schwellenwert)	189
Bild 12.29: Verlauf von Rissprofil Z, lokaler Rauheit Ra_{loc} und Rauheitsamplitude ΔZ entlang des Risses (oben dargestellt) einer Langrissfortschrittsprobe	190
Bild 12.30: exemplarische Rissöffnung im Minimum (links) sowie Maximum (rechts) eines Lastzyklus bei $R = 0,5$ (real: reale Rissöffnung; theo.: gemäß Gleichung (2.14) bzw. (2.15) berechnete Rissöffnung; Definition von r siehe Bild 2.2))	190
Bild 12.31: Gegenüberstellung der verschiedenen Rissöffnungsfunktionen anhand der Ineinander-Überführbarkeit von Rissfortschrittsdaten. Berechnung des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors mittels vier verschiedener Methoden.	191
Bild 12.32: Abhängigkeit der Rissfortschrittsparameter (gemäß Gleichung (2.69)) vom Spannungsverhältnis (links) bzw. voneinander (rechts, mit $[C_K] = 1 \text{ mm}/(LZ(MPam^{0,5})^n)$) bei Beschreibung der Beanspruchung auf Basis des maximalen Spannungsintensitätsfaktors K_{max}	192
Bild 12.33: Abhängigkeit der Rissfortschrittsparameter (gemäß Gleichung (2.68)) vom Spannungsverhältnis (links) bzw. voneinander (rechts, mit $[C_{D2}] = 1 \text{ mm}/(LZ(MPam^{0,5})^n)$) bei Beschreibung der Beanspruchung auf Basis des gemittelten zyklischen Spannungsintensitätsfaktors $\Delta K^{1-\alpha} K_{max}^{\alpha}$	192
Bild 12.34: Abhängigkeit der Rissfortschrittsparameter (gemäß Gleichung (2.55)) vom Spannungsverhältnis (links) bzw. voneinander (rechts, mit $[C_N] = 1 \text{ mm}/(LZ(MPam^{0,5})^n)$) bei Beschreibung der Beanspruchung auf Basis des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{eff}	192

11 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1: charakteristische Temperaturen im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm, ergänzend zu Bild 2.17.....	35
Tabelle 2.2: Übersicht der Gusseisengüten mit Kugelgraphit, nach [141]	38
Tabelle 2.3: exemplarische Übersicht von in der Windenergie verwendeten Gusseisengüten und zugehörigen Bauteilen, nach [13].....	41
Tabelle 4.1: chemische Zusammensetzung.....	48
Tabelle 4.2: statische Kennwerte für EN-GJS-700-2, ermittelt am Planetenträgersegment bzw. nach Norm (bei vom Gussstück entnommenen Proben für Wanddicken im Bereich von 60 mm bis 200 mm) [141].....	51
Tabelle 4.3: mittlere Kerbschlagarbeit der Hochlage und Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit für verschiedene Probengeometrien	52
Tabelle 5.1: Gegenüberstellung von Bedarf (weiß hinterlegter Tabelleninhalt, absolute Häufigkeit) und Verfügbarkeit (grau hinterlegte Zeilen- bzw. Spaltenbeschriftungen) analytischer Spannungsintensitätsfaktorlösungen für durch eine Halbellipse angenäherte Defekte und Schwingbruchflächen	61
Tabelle 5.2: im Rahmen der Parameterstudie berücksichtigte geometrische Verhältnisse	66
Tabelle 6.1: Kennwerte zur Konstruktion des KTD in Bild 6.9	95
Tabelle 6.2: Parameter zu Gleichung (6.5)	103
Tabelle 6.3: Werte der Rissöffnungsfunktion für diverse Sphärogussgüten	129
Tabelle 12.1: Einstellungen der digitalen Bildkorrelation mit Ncorr [209].....	175
Tabelle 12.2: Kennwerte der Wöhler-Kurven im Wöhler-Diagramm aus Bild 12.11.....	177
Tabelle 12.3: Ergebnis der Rissfortschrittsversuche bei $R = \text{const}$: zyklischer LR-Schwellenwert (Mittelwert bestimmt bei $da/dN = 10^{-7} \text{ mm/LZ}$) sowie Grenzen des Vertrauensintervalls und zum Mittelwert zugehöriger maximaler Spannungsintensitätsfaktor.....	181
Tabelle 12.4: Ergebnis der Rissfortschrittsversuche bei $R = \text{const}$: zyklischer LR-Schwellenwert (Mittelwert bestimmt bei $da/dN = 10^{-8} \text{ mm/LZ}$) sowie Grenzen des Vertrauensintervalls und zum Mittelwert zugehöriger maximaler Spannungsintensitätsfaktor.....	181
Tabelle 12.5: Ergebnis der Rissfortschrittsversuche bei $R = \text{const}$: Rissfortschrittsparameter sowie Grenzen des Vertrauensintervalls (im Durchschnitt $r^2 = 0,91$).....	182
Tabelle 12.6: Ergebnis der Rissfortschrittsversuche bei $K_{\text{max}} = \text{const}$: zyklischer LR-Schwellenwert (Mittelwert bestimmt bei $da/dN = 10^{-7} \text{ mm/LZ}$) sowie	

Grenzen des Vertrauensintervalls und zum Mittelwert zugehöriger maximaler Spannungsintensitätsfaktor	183
Tabelle 12.7: Ergebnis der Rissfortschrittsversuche bei $K_{\max} = \text{const}$: zyklischer LR-Schwellenwert (Mittelwert bestimmt bei $da/dN = 10^{-8}$ mm/LZ) sowie Grenzen des Vertrauensintervalls und zum Mittelwert zugehöriger maximaler Spannungsintensitätsfaktor	
	183
Tabelle 12.8: Ergebnis der Rissfortschrittsversuche bei $K_{\max} = \text{const}$: Rissfortschritts- parameter sowie Grenzen des Vertrauensintervalls (im Durchschnitt $r^2 = 0,92$)	
	184
Tabelle 12.9: Maxima der Normalspannungen aller drei Raumrichtungen (siehe Bild 5.16) sowie der Vergleichsspannung nach von Mises für drei variierende Verhältnisse von Risslänge zu charakteristischem W-Maß einer Bruchzähigkeitsprobe mit $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$	
	185
Tabelle 12.10: rissauslösende Defektabmaße und experimentell ermittelte sowie berechnete Lebensdauern im Zeitfestigkeitsbereich bei $R = 0$, ergänzend zu Bild 7.1	
	193

12 Anhang

12.1 Anhang zu Kapitel 4: Bauteil und Werkstoff

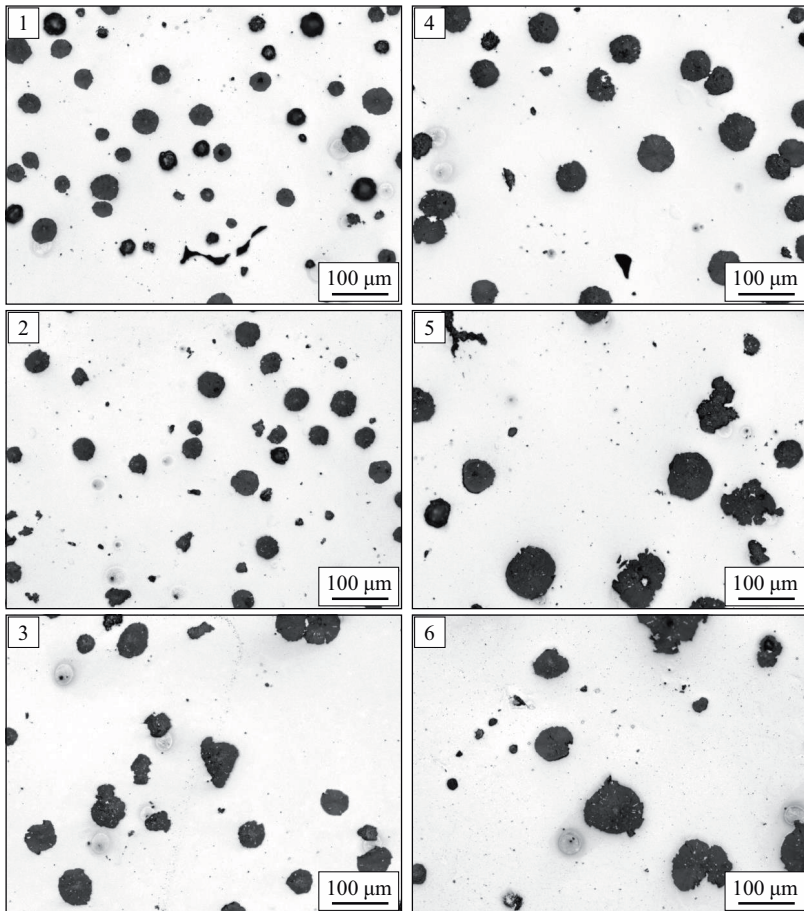


Bild 12.1: Gefügeaufnahmen (ungeätzt) über den Querschnitt des Planetenträgersegments
(Zuordnung siehe Bild 4.2)

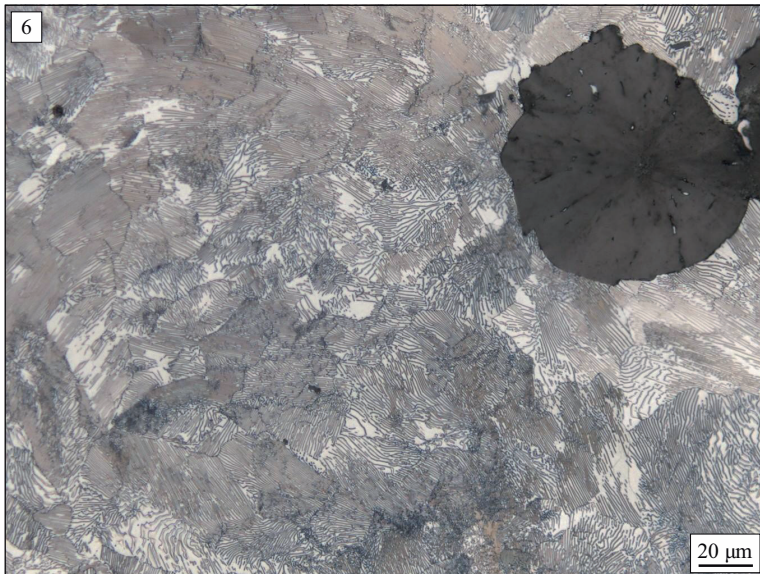
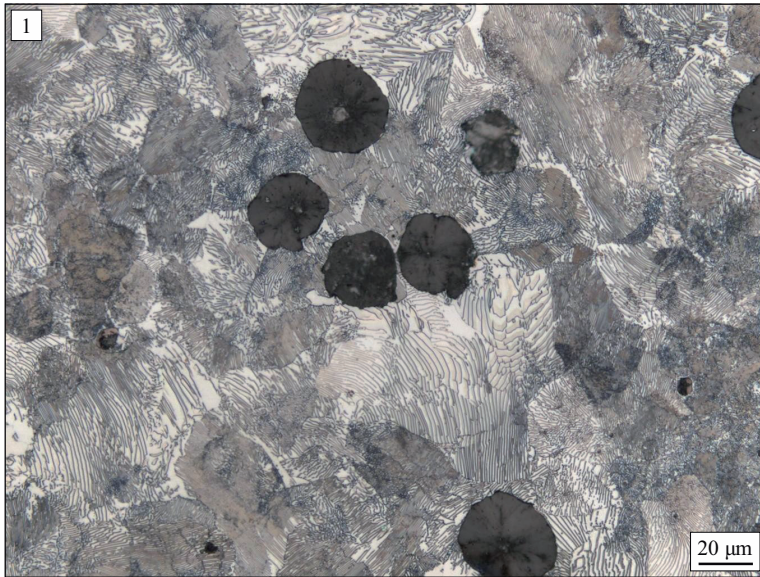


Bild 12.2: Gefügeaufnahmen (geätzt) über den Querschnitt des Planetenträgersegments
(Zuordnung siehe Bild 4.2)

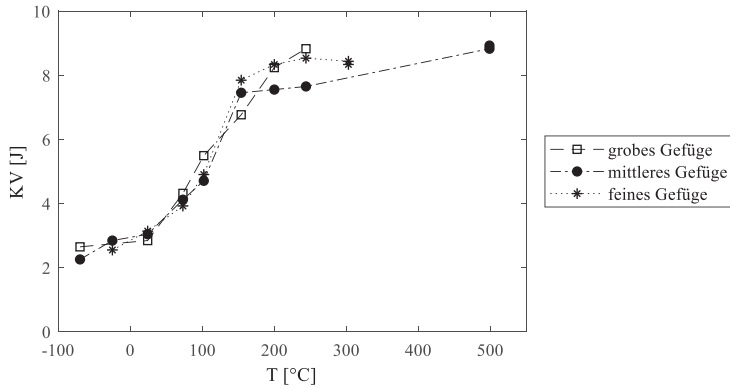


Bild 12.3: Kerbschlagarbeit der Proben mit V-Kerbe über der Temperatur (grobes Gefüge: Proben wurden dem inneren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, mittleres Gefüge: Proben wurden dem mittleren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, feines Gefüge: Proben wurden dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen)

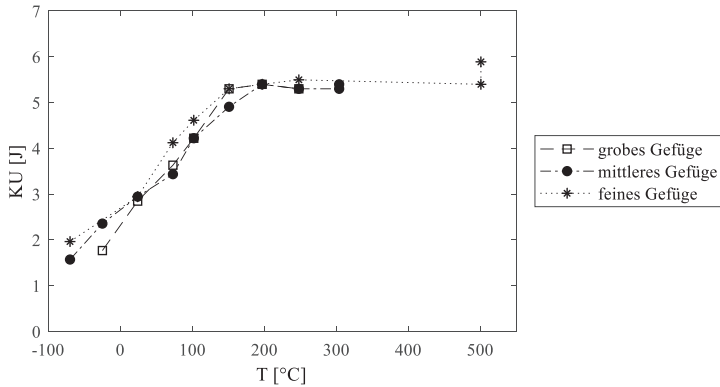


Bild 12.4: Kerbschlagarbeit der Proben mit U-Kerbe über der Temperatur (grobes Gefüge: Proben wurden dem inneren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, mittleres Gefüge: Proben wurden dem mittleren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, feines Gefüge: Proben wurden dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen)

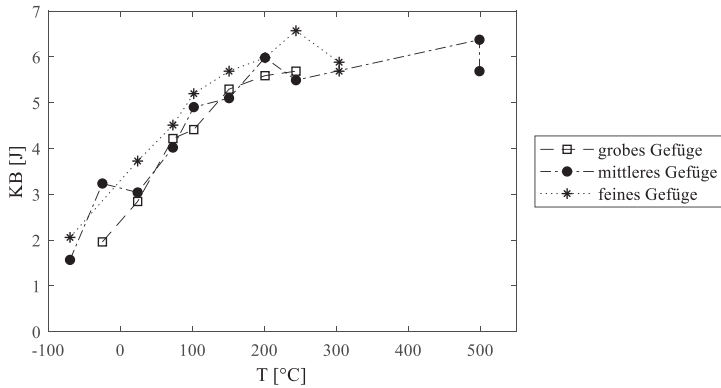


Bild 12.5: Kerbschlagarbeit der Proben mit Bohrung über der Temperatur (grob. Gefüge: Proben wurden dem inneren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, mittl. Gefüge: Proben wurden dem mittleren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, fein. Gefüge: Proben wurden dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen)

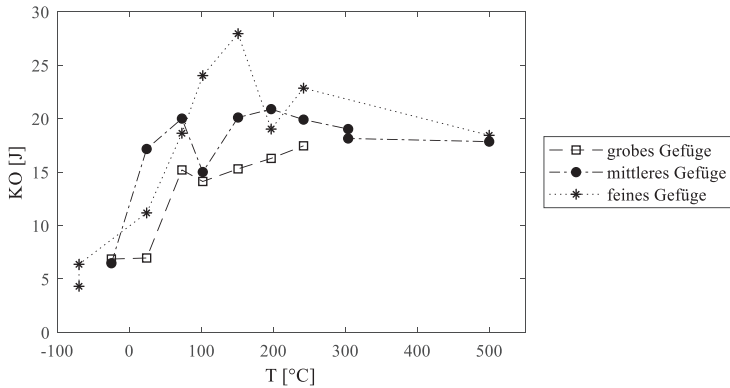


Bild 12.6: Kerbschlagarbeit der ungekerbten Proben über der Temperatur (grob. Gefüge: Proben wurden dem inneren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, mittl. Gefüge: Proben wurden dem mittleren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen, fein. Gefüge: Proben wurden dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments aus Bild 4.2 entnommen)

12.2 Anhang zu Kapitel 5: Methodisches Vorgehen

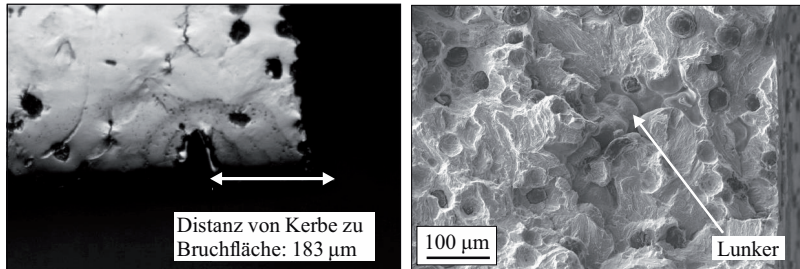


Bild 12.7: Aufnahme der mittels Rasierklinge erzeugten Kerbe (links) und der zugehörigen Bruchfläche (rechts) der Kurzrissfortschrittsprobe im Ort der Rissinitiierung

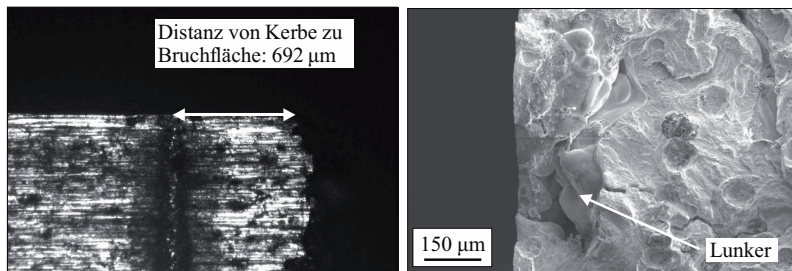


Bild 12.8: Aufnahme der funkenerosiv erzeugten Kerbe (links) und der zugehörigen Bruchfläche (rechts) der Kurzrissfortschrittsprobe im Ort der Rissinitiierung

Tabelle 12.1: Einstellungen der digitalen Bildkorrelation mit Ncorr [209]

Analysis type	Subset radius	Subset spacing	Norm of difference vector	Number of iterations	Strain radius
regular	43	3	10-6	50	7

12.3 Anhang zu Kapitel 6.1: Schwellenwertverhalten (Ergebnisse und Diskussion)

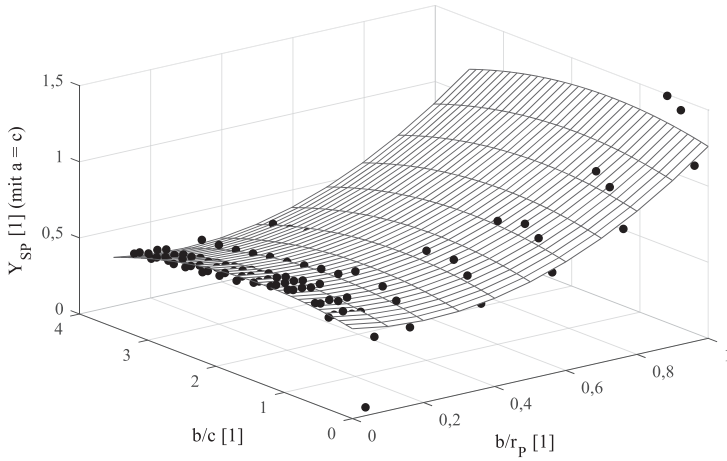


Bild 12.9: dreidimensionale Darstellung des Geometriefaktors für den Scheitelpunkt und unter der Annahme $a = c$ (Regressionskoeffizient $r^2 = 0,91$)

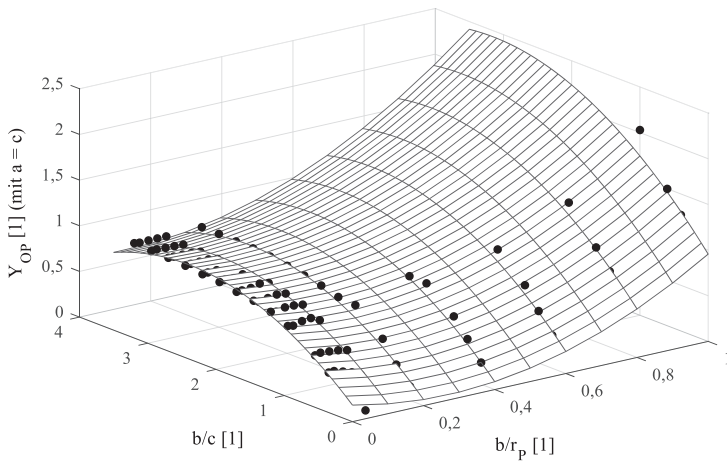


Bild 12.10: dreidimensionale Darstellung des Geometriefaktors für den Oberflächenpunkt und unter der Annahme $a = c$ (Regressionskoeffizient $r^2 = 0,93$)

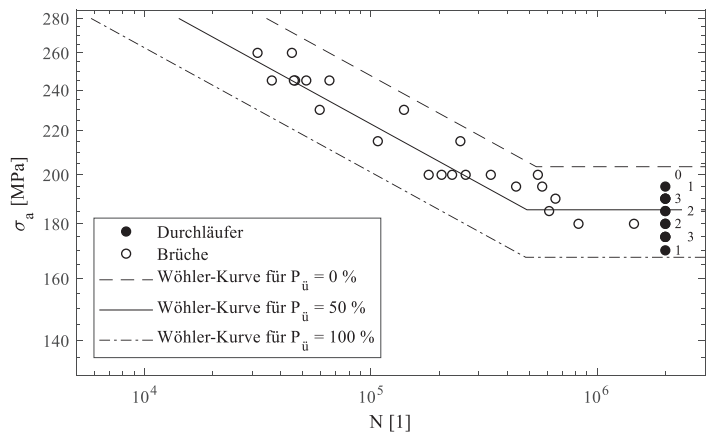


Bild 12.11: Wöhler-Diagramm bei Spannungsverhältnis $R = 0$ mit Grenzschwingspielzahl $N_G = 2 \cdot 10^6$ (Versuche wurden an Proben durchgeführt, die dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments mit feiner Mikrostruktur entnommen wurden. Die Zahlen rechts bezeichnen die Anzahl an Durchläufern je Lasthorizont im Langzeitfestigkeitsbereich.)

Tabelle 12.2: Kennwerte der Wöhler-Kurven im Wöhler-Diagramm aus Bild 12.11

$P_{\bar{u}}$ [%]	N_k [1]	$\sigma_{aL, 2 \cdot 10^6}$ [MPa]	s_{W1}	s_{W2}
100	482.685	167,49	24,81965	-8,60438
50	489.214	185,50	25,20718	-8,60438
0	537.939	203,51	25,59471	-8,60438

Beschreibung der Geraden im Zeitfestigkeitsbereich mit
 $\log_{10}(N) = s_{W1} + s_{W2} \cdot \log_{10}(\sigma_a)$ mit $[\sigma_a] = 1 \text{ MPa}$ und $[N] = 1$

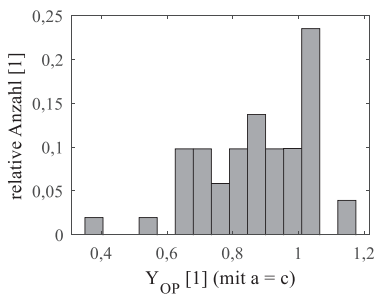
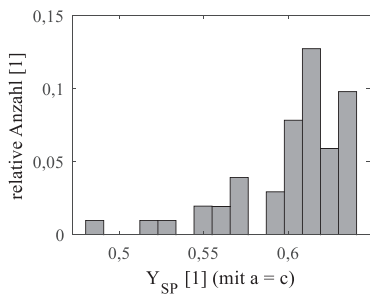


Bild 12.12: Häufigkeitsverteilung des Geometriefaktors für sowohl den Scheitelpunkt (links) als auch den Oberflächenpunkt (rechts) bei $a = c$

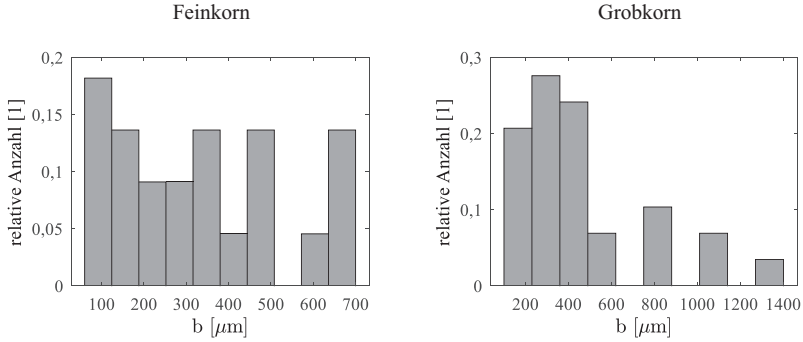


Bild 12.13: Häufigkeitsverteilung der Tiefe rissauslösender Defekte b (siehe Bild 5.5) für sowohl den äußeren, feinkörnigen (links) als auch den inneren, grobkörnigen (rechts) Bereich des Planetenträgersegments

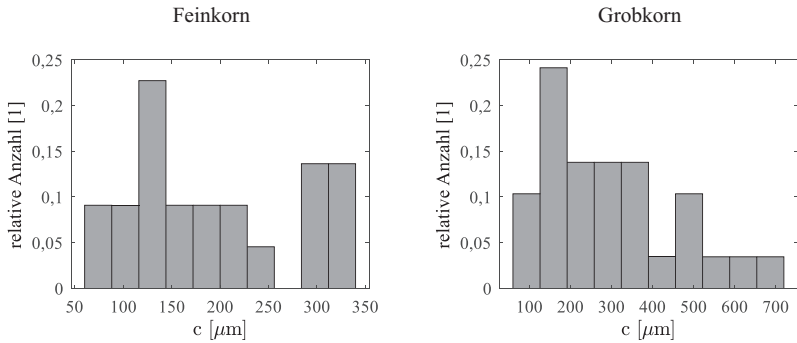


Bild 12.14: Häufigkeitsverteilung der halben Breite rissauslösender Defekte c (siehe Bild 5.5) für sowohl den äußeren, feinkörnigen (links) als auch den inneren, grobkörnigen (rechts) Bereich des Planetenträgersegments

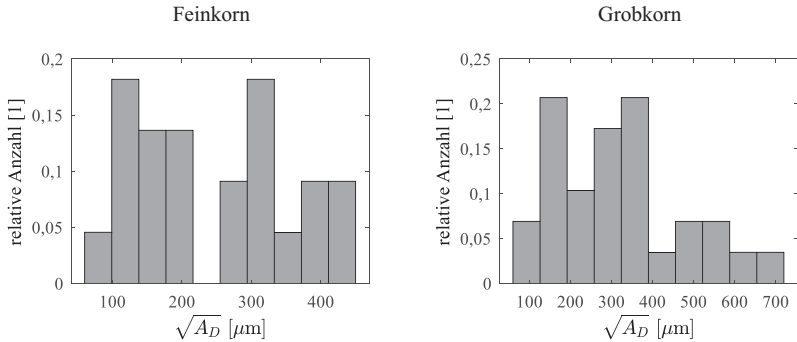


Bild 12.15: Häufigkeitsverteilung der Wurzel der Defektfläche $\sqrt{A_D}$ für sowohl den äußeren, feinkörnigen (links) als auch den inneren, grobkörnigen (rechts) Bereich des Planetenträgersegments

12.4 Anhang zu Kapitel 6.2: Kurzrissfortschritt (Ergebnisse und Diskussion)

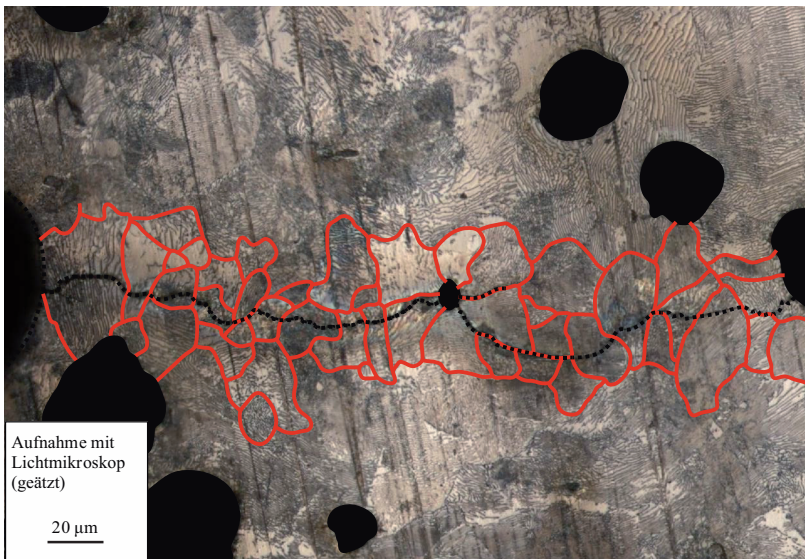
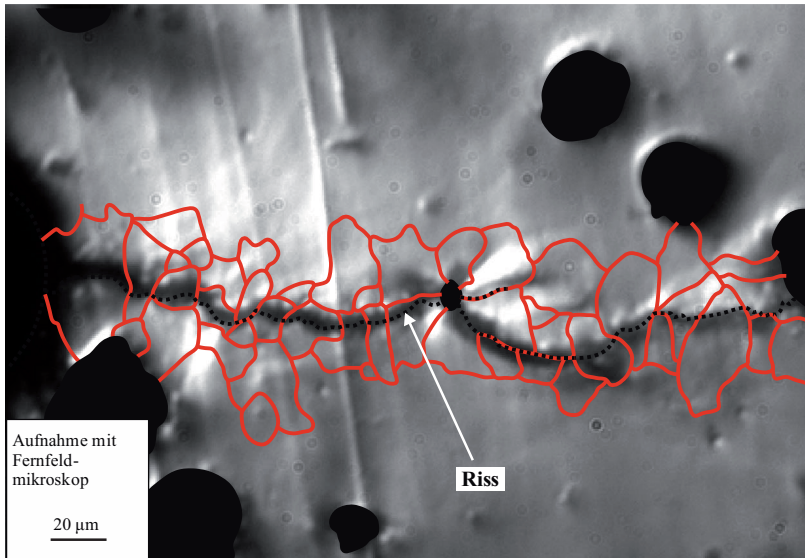


Bild 12.16: Nachzeichnung der Korngrenzen für die Kurzrissfortschrittprobe, entnommen aus dem äußeren Bereich des Planetenträgersegments mit feiner Mikrostruktur

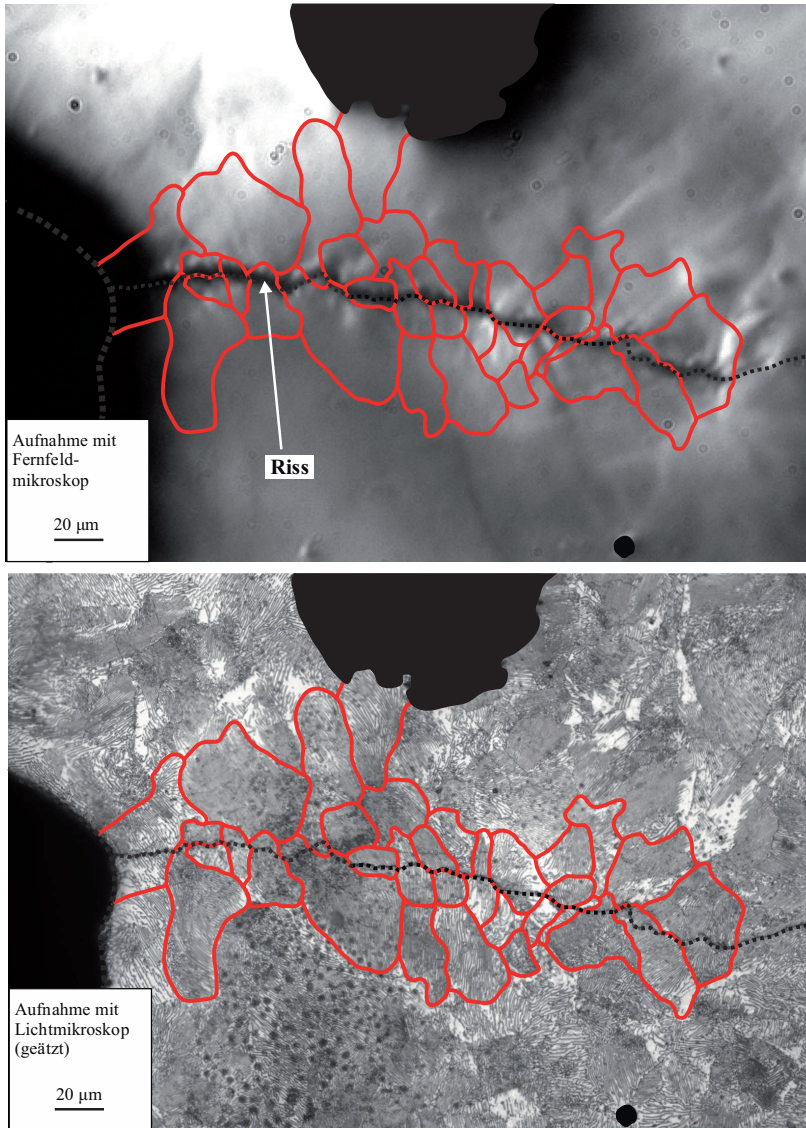


Bild 12.17: Nachzeichnung der Korngrenzen für die Kurzrissfortschrittsprobe, entnommen aus dem inneren Bereich des Planetenträgersegments mit grober Mikrostruktur

12.5 Anhang zu Kapitel 6.3: Langrissfortschritt (Ergebnisse und Diskussion)

Tabelle 12.3: Ergebnis der Rissfortschrittsversuche bei $R = \text{const}$: zyklischer LR-Schwellenwert (Mittelwert bestimmt bei $da/dN = 10^{-7}$ mm/LZ) sowie Grenzen des Vertrauensintervalls und zum Mittelwert zugehöriger maximaler Spannungsintensitätsfaktor

R [1] konstant	$\Delta K_{th,L}$ [MPam ^{0,5}]	Vertrauensintervall 97,5 %		$K_{max,th}$ [MPam ^{0,5}]	a/W * [1] bei $\Delta K = \Delta K_{th,L}$
		Min. $\Delta K_{th,L}$ [MPam ^{0,5}]	Max. $\Delta K_{th,L}$ [MPam ^{0,5}]		
0,1	10,56	10,46	10,67	11,73	0,44
0,2	9,917	9,822	10,01	12,40	0,51
0,3	8,542	8,536	8,549	12,20	0,53
0,4	7,584	7,365	7,809	12,64	0,48
0,5	5,680	5,495	5,871	11,36	0,55
0,6	4,810	4,309	5,370	12,03	0,73
				12,06 *	

* Mittelwert aller ausgewerteten Versuche

Tabelle 12.4: Ergebnis der Rissfortschrittsversuche bei $R = \text{const}$: zyklischer LR-Schwellenwert (Mittelwert bestimmt bei $da/dN = 10^{-8}$ mm/LZ) sowie Grenzen des Vertrauensintervalls und zum Mittelwert zugehöriger maximaler Spannungsintensitätsfaktor

R [1] konstant	$\Delta K_{th,L}$ [MPam ^{0,5}]	Vertrauensintervall 97,5 %		$K_{max,th}$ [MPam ^{0,5}]	a/W * [1] bei $\Delta K = \Delta K_{th,L}$
		Min $\Delta K_{th,L}$ [MPam ^{0,5}]	Max. $\Delta K_{th,L}$ [MPam ^{0,5}]		
0,1	10,42	10,63	10,22	11,58	0,44
0,2	9,773	9,475	10,08	12,22	0,51
0,3	8,325	8,111	8,545	11,89	0,53
0,4	6,978	6,535	7,450	11,63	0,48
0,5	5,411	4,928	5,942	10,82	0,55
0,6	4,853	3,739	6,301	12,13	0,73

* Mittelwert aller ausgewerteten Versuche

Tabelle 12.5: Ergebnis der Rissfortschrittsversuche bei $R = \text{const}$: Rissfortschrittsparameter sowie Grenzen des Vertrauensintervalls (im Durchschnitt $r^2 = 0,91$)

R [1]	C_P [**]	n_P [1]	Vertrauensintervall 97,5 % *			
			Min. C_P [**]	Max. C_P [**]	Min. n_P [1]	Max. n_P [1]
0,1	1,464E-11	5,119	3,068E-11	6,986E-12	4,867	5,371
0,2	1,912E-09	3,471	4,859E-09	7,522E-10	3,151	3,791
0,3	4,547E-09	3,353	9,161E-09	2,257E-09	3,109	3,597
0,4	1,082E-09	3,902	1,977E-09	5,925E-10	3,675	4,128
0,5	3,462E-09	3,576	5,093E-09	2,354E-09	3,421	3,730
0,6	4,274E-09	3,522	6,156E-09	2,967E-09	3,372	3,673
0,7	6,875E-09	3,396	8,505E-09	5,557E-09	3,297	3,496

* Die Bezeichnungen „Min.“ und „Max.“ beziehen sich auf die untere (Min.) bzw. obere (Max.) Paris-Gerade des Vertrauensintervalls und nicht auf die Absolutwerte der Rissfortschrittsparameter.

** $[C_P] = 1 \text{ mm}/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0,5})^n)$

Tabelle 12.6: Ergebnis der Rissfortschrittsversuche bei $K_{max} = const$: zyklischer LR-Schwellenwert (Mittelwert bestimmt bei $da/dN = 10^{-7}$ mm/LZ) sowie Grenzen des Vertrauensintervalls und zum Mittelwert zugehöriger maximaler Spannungsintensitätsfaktor

R [1] bei $\Delta K = \Delta K_{th,L}$	$\Delta K_{th,L}$ [MPam ^{0,5}]	Vertrauensintervall 97,5 %		$K_{max,th}$ [MPam ^{0,5}]	a/W [1] bei $\Delta K = \Delta K_{th,L}$
		Min. $\Delta K_{th,L}$ [MPam ^{0,5}]	Max. $\Delta K_{th,L}$ [MPam ^{0,5}]		
0,80	3,916	2,847	5,386	19,57	0,63
0,81	4,155	3,848	4,486	22,36	0,69
0,84	3,372	2,754	4,127	21,49	0,69
0,85	4,094	2,075	8,076	27,33	0,84
0,87	3,003	2,163	4,170	22,48	0,73
0,90	2,516	1,707	3,709	24,10	0,64
0,90	3,501	2,059	5,953	33,87	0,77
0,90	2,963	2,692	3,261	30,93	0,71
0,91	3,265	2,725	3,913	36,18	0,73
0,91	2,805	2,118	3,715	31,55	0,73
*	3,141	2,872	3,436	32,92	

* Ergebnis gemeinschaftlicher Auswertung aller gültigen Versuche (Dabei fanden auch Proben Berücksichtigung, bei denen für eine individuelle Bestimmung des LR-Schwellenwerts nicht ausreichend Datenpunkte erzielt wurden.)

Tabelle 12.7: Ergebnis der Rissfortschrittsversuche bei $K_{max} = const$: zyklischer LR-Schwellenwert (Mittelwert bestimmt bei $da/dN = 10^{-8}$ mm/LZ) sowie Grenzen des Vertrauensintervalls und zum Mittelwert zugehöriger maximaler Spannungsintensitätsfaktor

R [1] bei $\Delta K = \Delta K_{th,L}$	$\Delta K_{th,L}$ [MPam ^{0,5}]	Vertrauensintervall 97,5 %		$K_{max,th}$ [MPam ^{0,5}]	a/W [1] bei $\Delta K = \Delta K_{th,L}$
		Min. $\Delta K_{th,L}$ [MPam ^{0,5}]	Max. $\Delta K_{th,L}$ [MPam ^{0,5}]		
0,82	3,685	1,893	7,175	20,97	0,63
0,81	4,729	3,943	5,672	24,87	0,69
0,83	3,353	2,093	5,371	19,92	0,69
0,80	4,811	1,084	21,35	23,81	0,84
0,89	2,646	1,175	5,957	23,55	0,73
0,96	1,401	0,579	3,409	33,64	0,64
0,89	3,515	1,040	11,88	31,43	0,77
0,94	2,356	1,910	2,906	40,99	0,71
0,93	2,766	1,851	4,134	38,76	0,73
0,94	2,196	1,053	4,578	35,12	0,73

Tabelle 12.8: Ergebnis der Rissfortschrittsversuche bei $K_{max} = \text{const}$: Rissfortschrittsparameter sowie Grenzen des Vertrauensintervalls (im Durchschnitt $r^2 = 0,92$)

R [1] nicht konstant	C_P [**]	n_P [1]	Vertrauensintervall 97,5 % *			
			Min. C_P [**]	Max. C_P [**]	Min. n_P [1]	Max. n_P [1]
0,42...0,78	4,376E-08	2,508	5,813E-08	3,294E-08	2,371	2,645
0,41...0,81	3,803E-07	1,254	5,353E-07	2,702E-07	1,075	1,432
0,42...0,82	9,701E-08	2,236	1,280E-07	7,354E-08	2,100	2,372
0,41...0,85	1,611E-07	2,000	2,288E-07	1,134E-07	1,830	2,170
0,31...0,87	5,583E-08	2,274	6,881E-08	4,529E-08	2,168	2,380
0,41...0,90	8,981E-08	2,337	1,251E-07	6,447E-08	2,178	2,496
0,42...0,90	7,550E-08	2,063	8,939E-08	6,377E-08	1,973	2,153
0,42...0,91	4,470E-08	2,604	6,259E-08	3,192E-08	2,449	2,759
0,41...0,91	4,489E-08	2,526	5,129E-08	3,929E-08	2,459	2,594
0,41...0,92	1,172E-07	2,211	1,469E-07	9,345E-08	2,103	2,319
***	7,699E-08	2,288	9,104E-08	6,510E-08	2,206	2,369

* Die Bezeichnungen „Min.“ und „Max.“ beziehen sich auf die untere (Min.) bzw. obere (Max.) Paris-Gerade des Vertrauensintervalls und nicht auf die Absolutwerte der Rissfortschrittsparameter.

** [C_P] = 1 mm/(LZ(MPam^{0,5})ⁿ)

*** Ergebnis gemeinschaftlicher Auswertung aller gültigen Versuche (Dabei fanden auch Proben Berücksichtigung, bei denen für eine individuelle Bestimmung des LR-Schwellenwerts nicht ausreichend Datenpunkte erzielt wurden.)

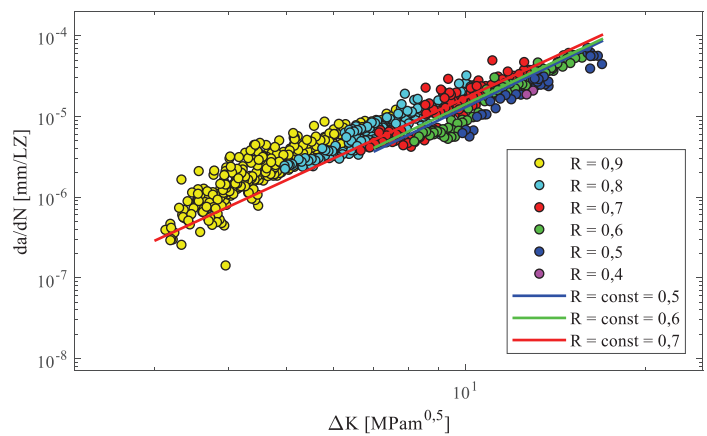


Bild 12.18: Rissfortschrittsdaten der Versuche bei $K_{max} = const$, gruppiert nach konstanten Spannungsverhältnissen (Datenpunkte $R = 0,4 \dots 0,9$) und ergänzt um Paris-Geraden gemäß Gleichung (2.46), welche anhand von Versuchen bei $R = const = 0,5 \dots 0,7$ bestimmt wurden

Tabelle 12.9: Maxima der Normalspannungen aller drei Raumrichtungen (siehe Bild 5.16) sowie der Vergleichsspannung nach von Mises für drei variierende Verhältnisse von Risslänge zu charakteristischem W-Maß einer Bruchzähigkeitsprobe mit $K \approx 47 \text{ MPam}^{0.5}$

a/W [1]	Maximum σ_x [MPa]	Maximum σ_y [MPa]	Maximum σ_z [MPa]	Maximum $\sigma_{von Mises}$ [MPa]
0,3 (Versuchswert)	7.470	9.931	4.144	9.228
0,45 (min. Normwert)	7.458	9.908	4.143	9.207
0,55 (max. Normwert)	7.437	9.981	4.147	9.189

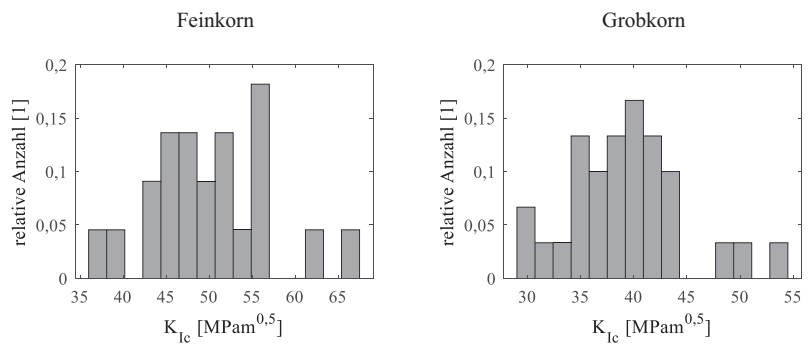


Bild 12.19: Häufigkeitsverteilung der anhand von Schwingbruchflächen ermittelten Bruchzähigkeit für sowohl die fein- (links) als auch grobkörnige (rechts) Mikrostruktur des Planetenträgersegments

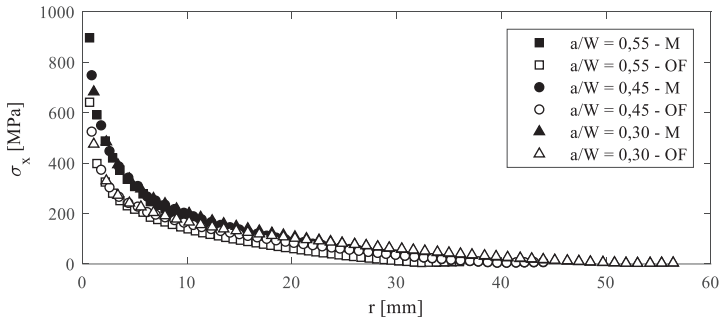


Bild 12.20: Spannungsverlauf in Rissausbreitungsrichtung (σ_x : Spannung in Rissausbreitungsrichtung (siehe Bild 5.16); M: Probenmitte; OF: Probenoberfläche) bei $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$

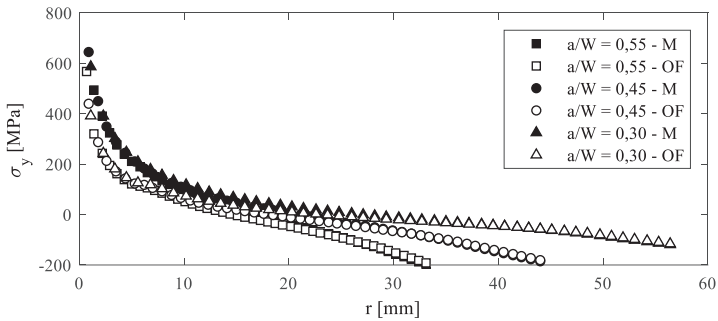


Bild 12.21: Spannungsverlauf in Rissausbreitungsrichtung (σ_y : Spannung in Probenhöhenrichtung (siehe Bild 5.16); M: Probenmitte; OF: Probenoberfläche) bei $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$

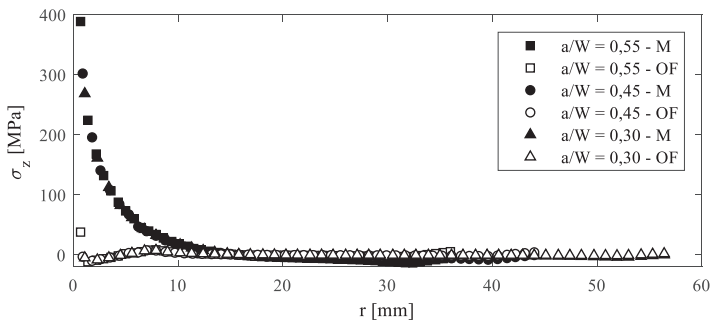


Bild 12.22: Spannungsverlauf in Rissausbreitungsrichtung (σ_z : Spannung in Probendickenrichtung (siehe Bild 5.16); M: Probenmitte; OF: Probenoberfläche) bei $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$

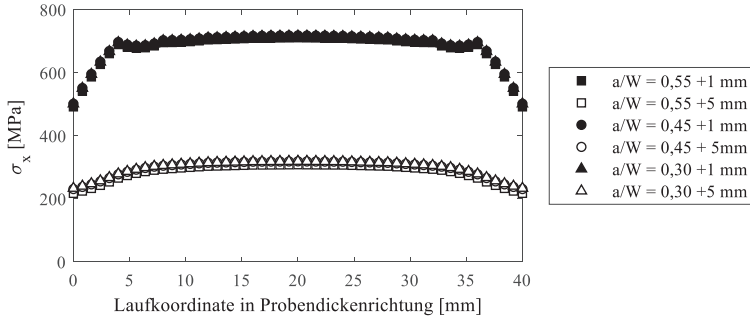


Bild 12.23: Spannungsverlauf über Probendicke (σ_x : Spannung in Rissausbreitungsrichtung (siehe Bild 5.16); +1 mm bzw. +5 mm: ermittelt 1 mm bzw. 5 mm vor Rissfront) bei $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$

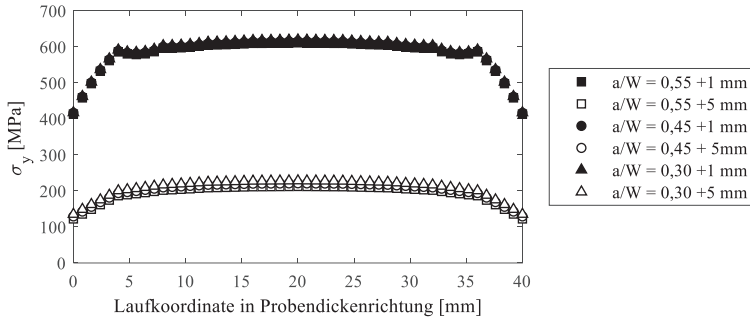


Bild 12.24: Spannungsverlauf über Probendicke (σ_y : Spannung in Probenhöhenrichtung (siehe Bild 5.16); +1 mm bzw. +5 mm: ermittelt 1 mm bzw. 5 mm vor Rissfront) bei $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$

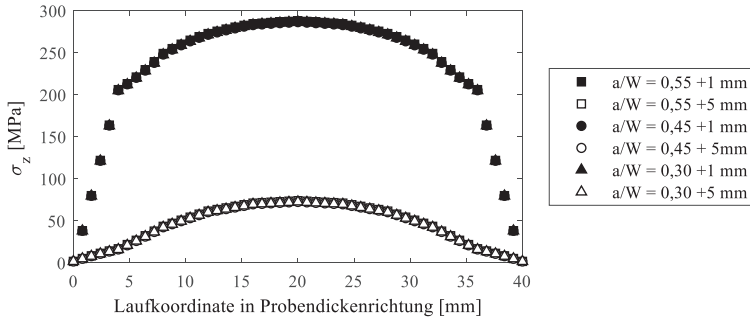


Bild 12.25: Spannungsverlauf über Probendicke (σ_z : Spannung in Probendickenrichtung (siehe Bild 5.16); +1 mm bzw. +5 mm: ermittelt 1 mm bzw. 5 mm vor Rissfront) bei $K \approx 47 \text{ MPam}^{0,5}$

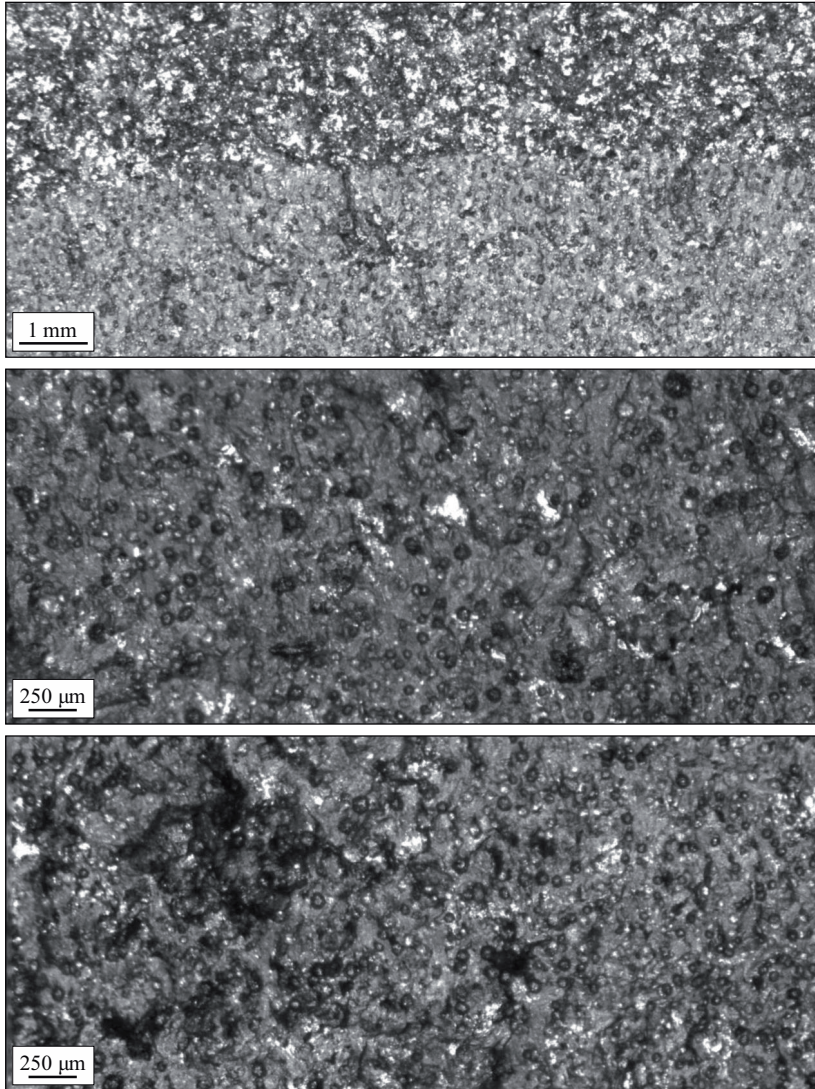


Bild 12.26: exemplarische Bruchfläche einer CT-Probe der Langrissfortschrittsversuche bei $K_{max} = const$ (oben: Übergang von Schwing- zu Restgewaltbruchfläche im Schwellenwertbereich; mittig: Schwingbruchfläche bei hoher Rissfortschrittsrate; unten: Schwingbruchfläche bei niedriger Rissfortschrittsrate)

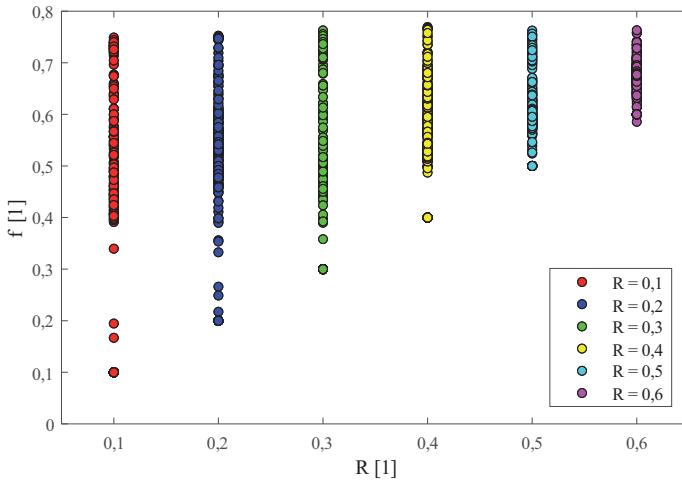


Bild 12.27: Wert der Rissöffnungsfunktion (siehe Gleichung (2.57)) in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis

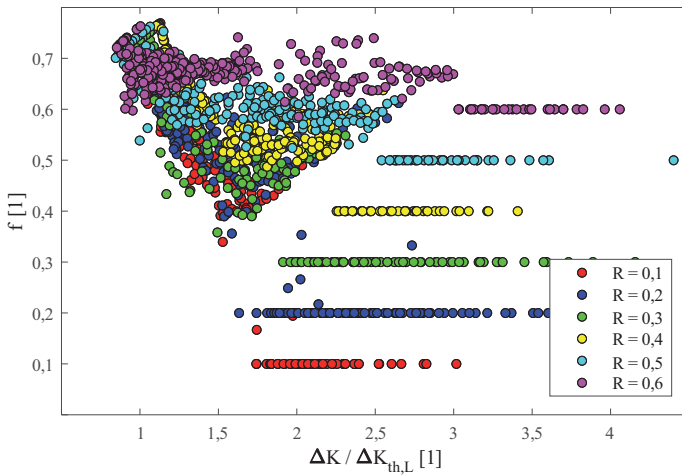


Bild 12.28: Wert der Rissöffnungsfunktion (siehe Gleichung (2.57)) in Abhängigkeit vom relativen zyklischen Spannungsintensitätsfaktor (bezogen auf jeweiligen LR-Schwellenwert)

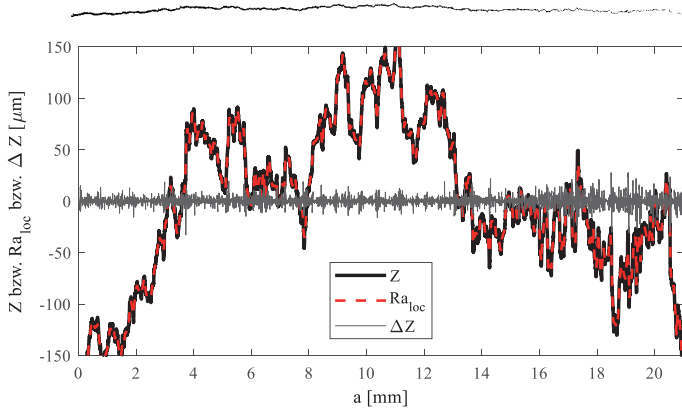


Bild 12.29: Verlauf von Rissprofil Z , lokaler Rauheit Ra_{loc} und Rauheitsamplitude ΔZ entlang des Risses (oben dargestellt) einer Langrissfortschrittsprobe

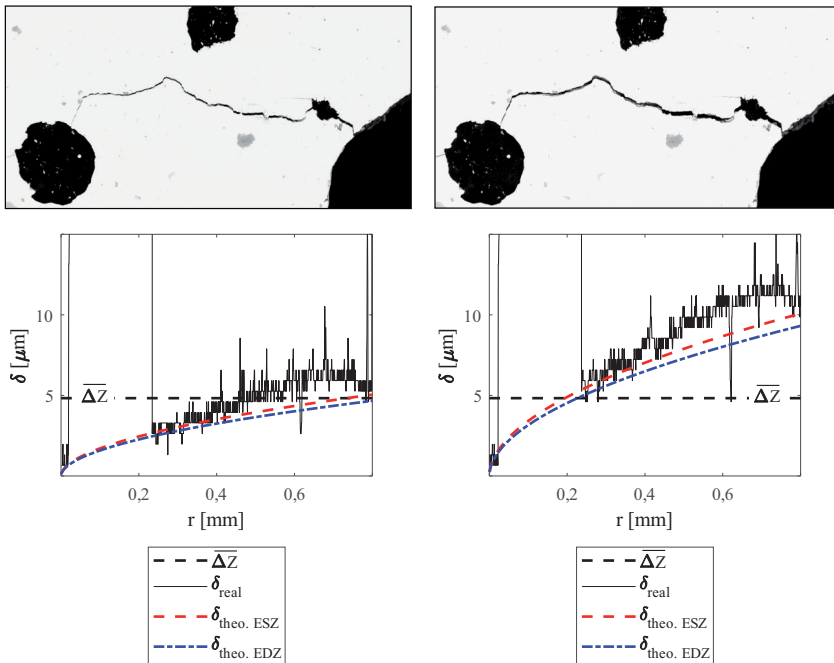
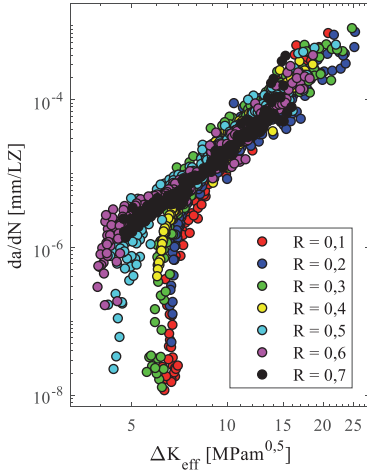


Bild 12.30: exemplarische Rissöffnung im Minimum (links) sowie Maximum (rechts) eines Lastzyklus bei $R = 0,5$ (real: reale Rissöffnung; theo.: gemäß Gleichung (2.14) bzw. (2.15) berechnete Rissöffnung; Definition von r siehe Bild 2.2))

Vergleich Rissfortschrittskurven



Steifigkeitsänderung

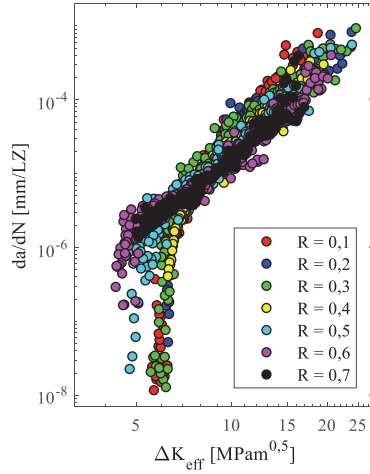
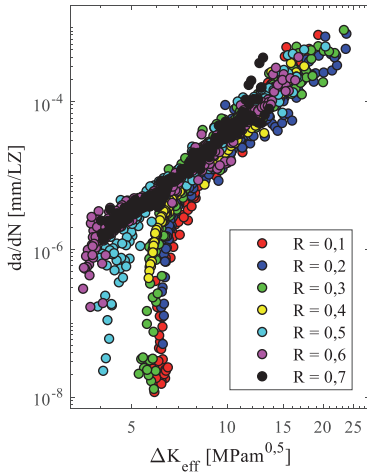
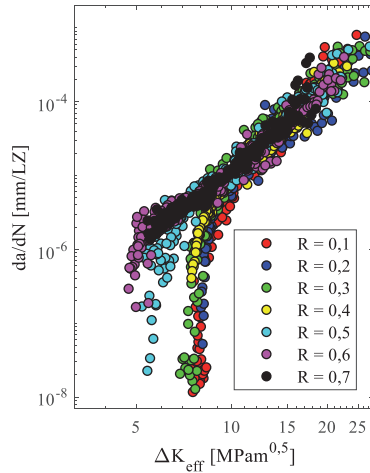
Rauheit $\overline{\Delta Z} = 3,56 \mu\text{m}$ Rauheit $\overline{\Delta Z} = 2,65 \mu\text{m}$ 

Bild 12.31: Gegenüberstellung der verschiedenen Rissöffnungsfunktionen anhand der Ineinander-Überführbarkeit von Rissfortschrittsdaten. Berechnung des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors mittels vier verschiedener Methoden.

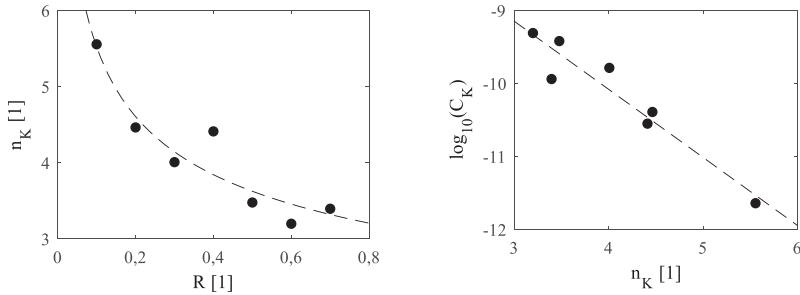


Bild 12.32: Abhängigkeit der Rissfortschrittsparameter (gemäß Gleichung (2.69)) vom Spannungsverhältnis (links) bzw. voneinander (rechts, mit $[C_K] = 1 \text{ mm}/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0.5})^n)$) bei Beschreibung der Beanspruchung auf Basis des maximalen Spannungsintensitätsfaktors K_{max}

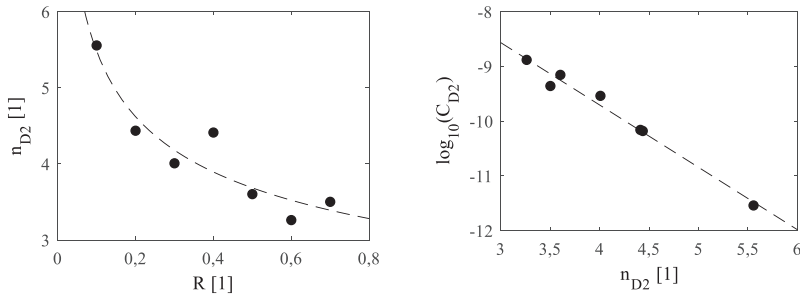


Bild 12.33: Abhängigkeit der Rissfortschrittsparameter (gemäß Gleichung (2.68)) vom Spannungsverhältnis (links) bzw. voneinander (rechts, mit $[C_{D2}] = 1 \text{ mm}/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0.5})^n)$) bei Beschreibung der Beanspruchung auf Basis des gemittelten zyklischen Spannungsintensitätsfaktors $\Delta K^{1-\alpha} K_{max}^\alpha$

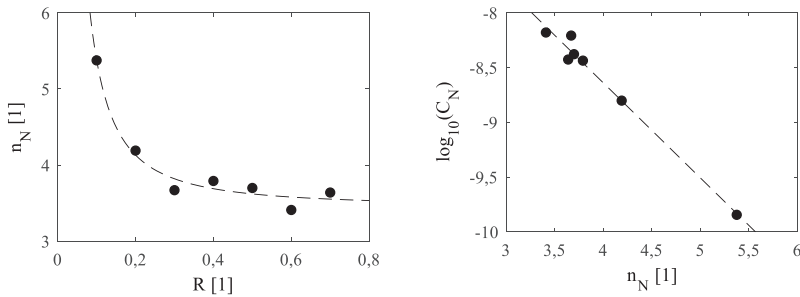


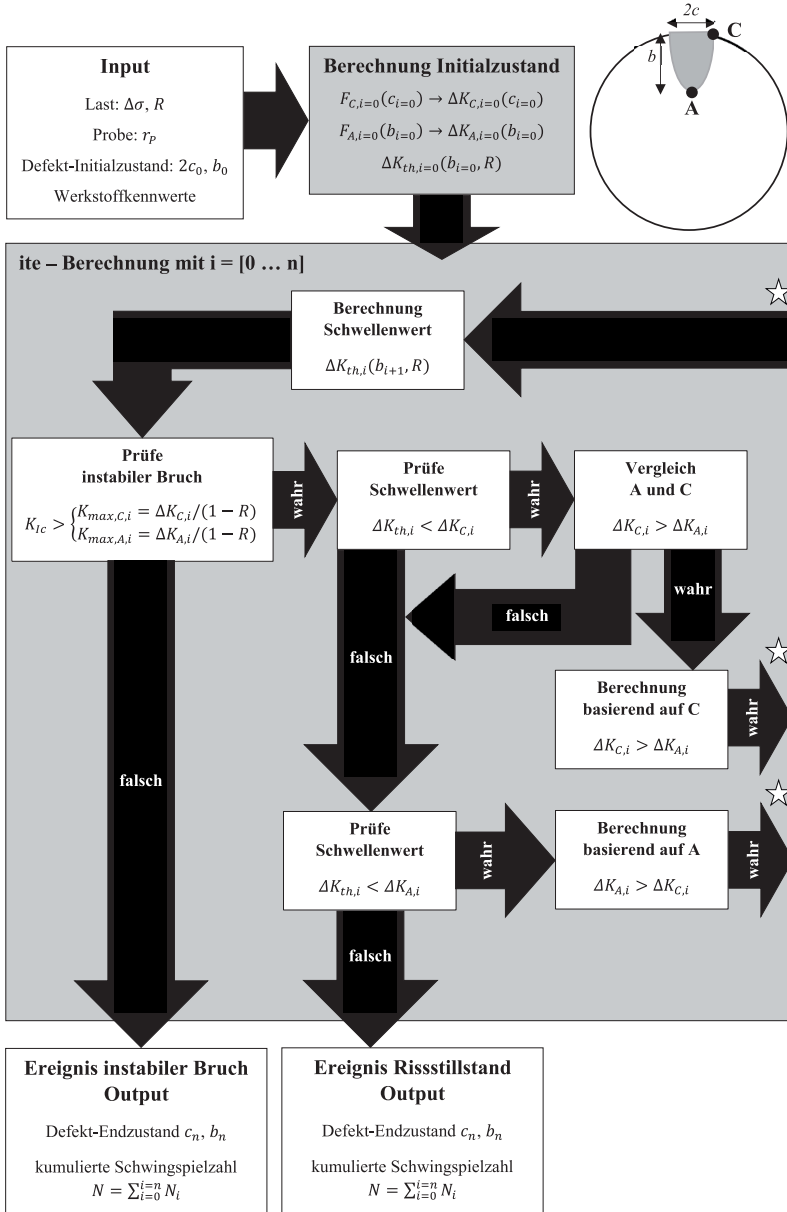
Bild 12.34: Abhängigkeit der Rissfortschrittsparameter (gemäß Gleichung (2.55)) vom Spannungsverhältnis (links) bzw. voneinander (rechts, mit $[C_N] = 1 \text{ mm}/(\text{LZ}(\text{MPam}^{0.5})^n)$) bei Beschreibung der Beanspruchung auf Basis des effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{eff}

12.6 Anhang zu Kapitel 7: Vorschlag eines Auslegungskonzepts

Tabelle 12.10: rissauslösende Defektabmaße und experimentell ermittelte sowie berechnete Lebensdauern im Zeitfestigkeitsbereich bei $R = 0$, ergänzend zu Bild 7.1

Proben- nummer	$\Delta\sigma$ [MPa]	Defektabmaße *		N [1]	
		c_0 [μm]	b_0 [μm]	Experiment	Berechnung *
1	360	293	316	1.453.928	653.000
2	370	335	604	613.058	321.500
3	400	70	155	546.747	437.000
4	390	152	152	571.245	461.000
5	380	129	110	653.831	597.000
6	390	143	197	438.008	443.500
7	400	169	319	205.214	183.000
8	400	131	337	228.403	402.500
9	400	137	183	262.219	396.500
10	400	158	224	338.688	405.000
11	400	330	491	180.017	250.000
12	430	301	404	107.272	194.000
13	430	62	91	248.497	319.500
14	460	213	502	59.380	122.500
15	460	130	259	140.004	182.000
16	490	188	348	46.228	111.000
17	490	244	644	51.791	60.500
18	490	96	97	45.657	139.500
19	490	299	293	65.561	99.800
20	490	174	477	36.474	94.250
21	520	227	694	31.550	42.250
22	520	105	94	44.750	95.300

* Werte entsprechen jeweils dem Mittelwert beider Bruchflächen



i-te-Berechnung mit $i = [0 \dots n]$ **Berechnung basierend auf ...**

C	A
$c_{i+1} = c_i + 100 \mu\text{m}$	$b_{i+1} = b_i + 100 \mu\text{m}$

Numerischer Integration zur Bestimmung von

$N_{i+1} = \int_{c_i}^{c_{i+1}} \text{Nasgro_C } dc$	$N_{i+1} = \int_{b_i}^{b_{i+1}} \text{Nasgro_A } da$
---	---

Iterative Berechnung von

	b_{i+1}	c_{i+1}
1. Annahme:	$b_k = 1,1 \cdot b_i$	$c_k = 1,1 \cdot c_i$
2. Berechnung:	$N_k = \int_{b_i}^{b_k} \text{Nasgro_A } da$	$N_k = \int_{c_i}^{c_k} \text{Nasgro_C } dc$
3. Vergleich:	$V = \frac{N_k(b_i, b_k)}{N_{i+1}(c_i, c_{i+1})}$	$V = \frac{N_k(c_i, c_k)}{N_{i+1}(b_i, b_{i+1})}$
4. Wenn:	$V \begin{cases} > 1,01 \rightarrow b_{k+1} = 0,99 \cdot b_k \\ < 0,99 \rightarrow b_{k+1} = 1,01 \cdot b_k \\ \in [0,99 \dots 1,01] \rightarrow b_{i+1} = b_k \end{cases}$	$V \begin{cases} > 1,01 \rightarrow c_{k+1} = 0,99 \cdot c_k \\ < 0,99 \rightarrow c_{k+1} = 1,01 \cdot c_k \\ \in [0,99 \dots 1,01] \rightarrow c_{i+1} = c_k \end{cases}$
5. Wiederholung von Schritt 2. bis 4. solange bis		
	b_{i+1} gefunden	c_{i+1} gefunden

Bestimmung von

$F_{C,i+1}(c_{i+1}) \rightarrow \Delta K_{C,i+1}(c_{i+1})$	$F_{A,i+1}(b_{i+1}) \rightarrow \Delta K_{A,i+1}(b_{i+1})$
--	--

Dokumentation in

$\vec{c} = [c_{i=0} \dots c_i \dots c_{i=n}]$	$\vec{b} = [b_{i=0} \dots b_i \dots b_{i=n}]$
$\overline{\Delta K}_A' = [\Delta K_{A,i=0} \dots \Delta K_{A,i} \dots \Delta K_{A,i=n}]$	$\overline{\Delta K}_C' = [\Delta K_{C,i=0} \dots \Delta K_{C,i} \dots \Delta K_{C,i=n}]$
$\vec{N} = [N_{i=0}(=0) \dots N_i \dots N_{i=n}]$	

$$\text{Nasgro_C} = \left[C_N(n_N) \cdot \left(o(\min(b_i, 2c_i), R) \cdot \frac{1-f(R)}{1-R} \cdot \Delta K_C^m(c) \right)^{n_N(R)} \cdot \left(\frac{1 - \frac{\Delta K_{th,i}}{\Delta K_C(c)}}{1 - \frac{\Delta K_C(c)}{(1-R) \cdot K_{Ic}}} \right)^q \right]^{-1}$$

$$\text{Nasgro_A} = \left[C_N(n_N) \cdot \left(o(\min(b_i, 2c_i), R) \cdot \frac{1-f(R)}{1-R} \cdot \Delta K_A^m(b) \right)^{n_N(R)} \cdot \left(\frac{1 - \frac{\Delta K_{th,i}}{\Delta K_A(b)}}{1 - \frac{\Delta K_A(b)}{(1-R) \cdot K_{Ic}}} \right)^q \right]^{-1}$$

mit $o(\min(b_i, 2c_i), R) = \text{const}$ und $F_C(c_i) = \text{const}$ bzw. $F_A(b_i) = \text{const}$
während Integration zwischen c_i und c_{i+2} bzw. b_i und b_{i+2}

