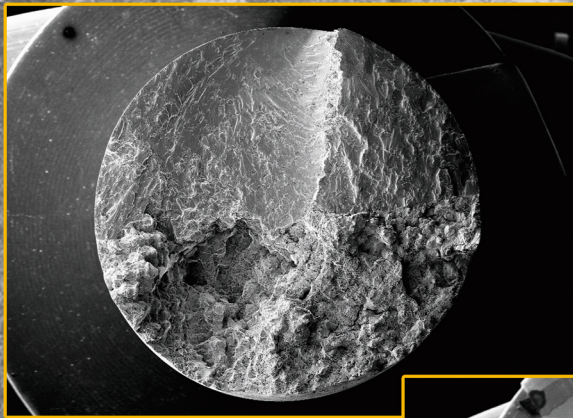




Einfluss der Probengröße und der Kornorientierung auf die Lebensdauer einer polykristallinen Ni-Basislegierung bei LCF- Beanspruchung

Thomas Seibel

Einfluss der Probengröße und der Kornorientierung auf die Lebensdauer einer polykristallinen Ni-Basislegierung bei LCF- Beanspruchung

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

vorgelegt von

Thomas Seibel

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

Tag der mündlichen Prüfung: 10.07.2014

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Hochschulbibliothek online verfügbar

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

Einfluss der Probengröße und der Kornorientierung auf die Lebensdauer einer polykristallinen Ni-Basislegierung bei LCF- Beanspruchung

Thomas Seibel

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

Band / Volume 227

ISSN 1866-1793

ISBN 978-3-89336-986-7

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

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

Umschlaggestaltung: Grafische Medien, Forschungszentrum Jülich GmbH

Druck: Grafische Medien, Forschungszentrum Jülich GmbH

Copyright: Forschungszentrum Jülich 2014

Schriften des Forschungszentrums Jülich
Reihe Energie & Umwelt / Energy & Environment, Band / Volume 227

D 82 (Diss. RWTH Aachen University, 2014)

ISSN 1866-1793
ISBN 978-3-89336-986-7

Vollständig frei verfügbar im Internet auf dem Jülicher Open Access Server (JUWEL)
unter www.fz-juelich.de/zb/juwel

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

Kurzfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde der Einfluss der Probengröße und der Kornorientierung auf die Lebensdauer der konventionell gegossenen Nickelbasis Superlegierung RENE 80 im Low Cycle Fatigue Bereich untersucht. Dabei wurden 5 Probengeometrien mit signifikant unterschiedlichen höchstbeanspruchten Werkstoffoberflächen und Kerbformzahlen eingesetzt: 3 Geometrien mit zylindrischer Messstreckenoberfläche (G1-G3) und zwei Kerbgeometrien mit Formzahlen von $\alpha_1 = 1,62$ (KG1) und $\alpha_2 = 2,60$ (KG2), die einen maximalen Unterschied der schädigungsrelevanten Werkstoffoberfläche von etwa einem Faktor 72 aufweisen. Zur Quantifizierung des Größeneffekts auf die Lebensdauer wurde im Vorfeld für die Proben, bei denen aufgrund der stark verkleinerten Geometrie eine direkte Dehnungsmessung in der Messstrecke nicht möglich war, Korrekturfaktoren ermittelt, um die maximalen Dehnungsamplituden innerhalb der höchstbeanspruchten Oberflächenbereiche zu erfassen. Zusätzlich wurde ein einheitliches Versagenkriterium mit einer Rissfläche von $0,962\text{mm}^2$ festgelegt.

Die Untersuchungen umfassten insgesamt isotherme 116 LCF-Versuche an den unterschiedlichen Probengeometrien, die totaldehnungskontrolliert mit einem Dehnungsverhältnis (Minimaldehnung / Maximaldehnung) von $R_\epsilon = -1$ bei einer Temperatur von 850°C erfolgten. Die Belastungszyklen waren dreiecksförmig mit einer Frequenz von $0,1\text{Hz}$ bei hohen Belastungsamplituden und einer Frequenz von 1Hz bei niedrigen Dehnungsamplituden.

Im Anschluss an die LCF-Versuche wurden die Ermüdungsbruchflächen aller Proben zur detaillierten Analyse der Schädigungsprozesse und der Rissinitiierungspunkte mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops fraktographisch untersucht. Zusätzlich wurden Rückstreuungselektronenbeugungs- (EBSD-) Messungen zur Bestimmung der Kornorientierungen durchgeführt. Auf Grund der Tatsache, dass die Risse im allgemeinen an Gleitbändern in den Anrisskörnern initiieren, wurden die Untersuchungen auf das Anrisskorn ausgerichtet und aus den Kornorientierungen die lokalen Schmidfaktoren sowie die maximalen Schubspannungen innerhalb der Hauptgleitsysteme in der (111) Ebene und der $\langle 110 \rangle$ Richtung berechnet. Die Fokussierung auf das Anrisskorn setzte eine zielgenaue Präparation von Längsschliffen voraus, weshalb nur die auf niedrigem Belastungsniveau beanspruchten Proben mit eindeutigen Rissausgangspunkten untersucht werden konnten. Anschließend wurde das Lebensdauerverhalten der Proben unter Berücksichtigung der maximalen Schubspannungen sowie der lokalen Kornorientierungen an den Anrisspunkten betrachtet. Die Wöhlerkurve der maximalen Schubspannungen in den Hauptgleitsystemen am Anrissort resultierte in deutlich reduzierten Lebensdauerstreuung und einem stark verminderten Größeneffekt.

Abstract

In the present work the LCF (Low Cycle Fatigue) crack initiation life of the conventionally cast Ni-base alloy RENE 80 was analyzed as a function of specimen size and grain orientation. Five specimen geometries with distinctly different gauge sections were used: 3 geometries with cylindrical gauge section (G1-G3) and two notched geometries with a stress concentration factor of $\alpha_1 = 1,62$ (KG1) and $\alpha_2 = 2,60$ (KG2), resulting in a maximum difference of the damage relevant surface area up to a factor of approximately 72. Correction factors were determined by FEM calculations for all specimen geometries with highly reduced gauge sections where direct strain measurement was not possible. Additionally a uniform failure criterion with a relatively small crack size of $0,962\text{mm}^2$ was defined.

Totally, 116 isothermal LCF tests were carried out at the different specimen types at a temperature of 850°C in total strain control with a load ratio (minimum strain / maximum strain) of $R_\epsilon = -1$. The load cycles were applied with triangular waveform at a frequency of 0.1 Hz for high strain amplitudes and 1 Hz for low strain amplitudes, respectively.

After the LCF-Tests the fracture surfaces of all samples were analyzed in more detail by SEM to identify the crack initiation mechanisms as well as the crack initiation sites. In this context it could be shown, that fatigue cracks were generally initiated at slip bands in surface grains. Accordingly, the grain orientations at the crack initiation sites were measured by electron back scatter diffraction (EBSD) and the maximum shear stresses in the respective principal slip system (111) $\langle 110 \rangle$ was calculated using the Schmid approach. For this, longitudinal sections were prepared exactly at the crack initiation sites of samples loaded with low strain amplitudes where clearly defined single crack initiation sites were observed. Afterwards the maximum shear stress in the principal slip system at the crack initiation site was correlated to the lifetime behavior, resulting in a distinct decrease of scatter and size influence compared to the conventional representation total strain vs. cycles to failure.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	I
Abstract	II
Inhaltsverzeichnis	9
Einleitung und Zielsetzung	11
1 Stand der Technik	13
1.1 Grundlagen der Materialermüdung	13
1.2 Ermüdungsverhalten im Hochtemperaturbereich	15
1.3 Nickelbasis Superlegierungen	17
1.3.1 Mikrostruktur gegossener Nickelbasis- Superlegierungen	19
1.3.2 Ermüdungsrissbildung von Nickelbasis-Superlegierungen im LCF- Bereich.....	21
1.4 Einfluss der Probengröße auf die Lebensdauer unter schwingender Werkstoffbeanspruchung	27
1.4.1 Statistischer Größeneinfluss	28
1.5 Kerbeinfluss auf die Werkstofflebensdauer	30
1.5.1 Kerbwirkung und Spannungskonzentrationen:	30
1.5.2 Kerbgrundkonzept nach Neuber:	34
1.6 Ursachen materialinhärenter Streuung zyklisch beanspruchter Werkstoffe	37
2 Experimentelle Methoden	41
2.1 Werkstoff Rene 80	41
2.1.1 Werkstoffcharakterisierung	42
2.2 Probenformen und -herstellung	44
2.3 Ermüdungsversuche	48
2.3.1 Versuchsdurchführung	48
2.3.2 Materialprüfsystem	49
2.3.3 Messung der Dehnungsamplitude bei den Probengeometrien G2, KG1 und KG251	
2.3.4 Ermittlung der Anrisslebensdauer	56
2.3.5 Elastizitätsmodul	61
2.4 Rasterelektronenmikroskopie	61
2.4.1 Fraktographie	61
2.4.2 EBSD- Analyse	61
3 Ergebnisse und Diskussion	65
3.1 Einfluss der Probengröße auf die LCF Lebensdauer	65
3.1.1 Wöhlerdiagramme der Probengeometrie G1-G3	65

3.1.2	Wöhlerdiagramme der Kerbgeometrien KG1 und KG2	67
3.1.3	Zusammenfassendes Wöhlerdiagramm	71
3.2	E-Modul Messungen	73
3.3	Fraktographie	74
3.3.1	Bruchflächen der Probengeometrien G1-G3 bei niedrigem $\epsilon_{a,tot}$	75
3.3.2	Bruchflächen der Probengeometrien G1-G3 bei hohem $\epsilon_{a,tot}$	81
3.3.3	Zusammenfassung der Bruchflächen der Geometrien G1-G3	84
3.3.4	Bruchflächen der Kerbproben KG1 und KG2	86
3.3.5	Gegenüberstellung der Bruchflächen KG1, KG2 - G1-G3	89
3.4	Analyse der materialinhärenten Streuung	93
3.4.1	Einfluss des E-Moduls auf die materialinhärente Streuung	93
3.4.2	Einfluss der Kornorientierung	95
3.4.3	Einfluss des Schmidfaktors und der maximalen Schubspannung auf die materialinhärente Streuung	103
4	Zusammenfassung	115
	Abbildungsverzeichnis	119
	Tabellenverzeichnis	123
	Literaturverzeichnis	124

Einleitung und Zielsetzung

Bei der Entwicklung heutiger Gasturbinendesigns sind neben Hochtemperatur Kriechbeanspruchungen insbesondere die durch Start- Stoppzyklen verursachte Low-Cycle-Fatigue Schädigung der Turbinenwerkstoffe zu berücksichtigen. Die Haltbarkeit hochtemperaturbeständiger Nickelbasis Superlegierungen, die zumeist in Gasturbinen von Kraftwerken [1, 2] und in Flugzeugturbinen zum Einsatz kommen [3, 4], unterliegen dabei einer starken Streuung. In der gegenwärtigen Designphilosophie werden üblicherweise deterministische Konzepte und Sicherheitsfaktoren für die Auslegung der Bauteilkomponenten angewendet. Diese setzen voraus, dass ein Bauteil stets zuerst am Punkt der höchsten Belastung versagt, unabhängig von der Bauteilbeschaffenheit oder der Größe des höchstbeanspruchten Werkstoffvolumens, was eine überkonservative Abschätzung der Bauteillebensdauer zur Folge hat.

Höhere Effizienz und Wirtschaftlichkeit bei der Auslegung der Bauteilkomponenten können über die Entwicklung probabilistischer Lebensdauermodelle [5, 6] erreicht werden. Diese basieren auf wahrscheinlichkeitstheoretischen Ansätzen und berücksichtigen die Erfahrung, dass ein Zusammentreffen der höchsten Belastung in einem sehr kleinen Volumen mit der schwächsten Stelle des verwendeten Materials unwahrscheinlich ist. So könnte mit Hilfe probabilistischer Modelle eine zielgenauere Lebensdauervorhersage und eine höhere Werkstoffausnutzung erreicht werden. Nichtsdestotrotz stellt die Auslegung metallischer Hochtemperaturkomponenten mittels probabilistischer Methoden ein bislang selten verwendetes Verfahren dar. Bisherige Arbeiten zur statistischen Analyse der Beanspruchbarkeit beruhen häufig auf der empirischen Annahme einer Weibullverteilung der Schädigungsparameter, die nicht ausreichend mit materialwissenschaftlichen Erwägungen hinterlegt ist. Auch alternative Ansätze wie das Arcsin- $\sqrt{P}$ -Verfahren gehen ebenfalls von empirischen Annahmen für die Verteilung der Ausfallwahrscheinlichkeit aus und berücksichtigen den konkreten Schädigungsmechanismus nicht explizit.

Ausgehend von dieser Situation trägt die vorliegende Arbeit zum materialwissenschaftlichen Background für die Entwicklung eines neuartigen probabilistischen Lebensdauermodells bei Low-Cycle-Fatigue (LCF) Beanspruchung einer Nickelbasis-Gusslegierung bei. Dies umfasst die Erarbeitung einer umfangreichen experimentellen Datenbasis für die Entwicklung und Validierung des probabilistischen Ansatzes. Darüber hinaus werden für eine erfolgsversprechende Einbindung des Größeneffekts sowie der Abdeckung der Lebensdauerstreuung innerhalb des Modells Schädigungsmechanismen und der Einfluss physikalischer Kenngrößen auf die Lebensdauer analysiert.

In Kapitel 1 wird neben den Grundlagen der Materialermüdung ein Überblick über den Kenntnisstand zur Ermüdungsrissbildung im LCF-Bereich von Nickelbasis- Superlegierungen

gen, zum Einfluss der Probengröße auf die Lebensdauer unter schwingender Beanspruchung sowie die Ursachen materialinhärenter Streuung zyklisch beanspruchter Bauteile gegeben.

In Kapitel 2 werden die angewendeten experimentellen Methoden zur Materialprüfung und –analyse erläutert.

In Kapitel 3 werden die Resultate der LCF- Versuche an gekerbten und ungekerbten Proben mit unterschiedlicher höchstbeanspruchter Oberfläche präsentiert und diskutiert. Anschließend werden anhand fraktographischer Aufnahmen der Ermüdungsbruchflächen der Schädigungsverlauf dokumentiert und die Ursachen für das Materialversagen erfasst. Zusätzlich werden zur Bestimmung der Kornorientierungen, der Schmidfaktoren sowie der maximalen Schubspannungen innerhalb der Hauptgleitsysteme (111) $\langle 110 \rangle$ am Anrisskorn, EBSD- Messungen an auf den Anrißpunkt zielpräparierten Proben durchgeführt. Anschließend wird das Lebensdauerverhalten der Proben unter Berücksichtigung der maximalen Schubspannungen sowie der lokalen Kornorientierungen an den Anrisspunkten betrachtet und diskutiert

Die Zusammenfassung in Kapitel 4 gibt einen Überblick über die Ergebnisse und Schlussfolgerungen.

1 Stand der Technik

1.1 Grundlagen der Materialermüdung

Unter Materialermüdung wird die Schädigung oder das Versagen von Werkstoffen und Bauteilen unter zeitlich veränderlicher, häufig wiederholter Beanspruchung verstanden [7]. Dies führt zu einem vorzeitigen Versagen meist weit unterhalb der statischen Werkstofffestigkeit. Der Beanspruchungsverlauf kann je nach Einsatzbedingung sehr unterschiedlich aussehen (z.B. periodisch, aperiodisch oder regellos), weshalb an kritischen Bauteilen vor dem Einsatz eine Lebensdauerbewertung in Form von Vorhersagemodellen oder Laborversuchen unabdingbar ist.

Da die Werkstoffe unter Einsatzbedingungen meist komplexen Belastungs-Zeit-Verläufen ausgesetzt sind, beschränkt man sich häufig auf die Untersuchung vereinfachter Belastungsfälle [8]. Typische Beispiele sind die in Abbildung 1.1 schematisch dargestellten sinus- und dreiecksförmigen Belastungs-Zeit Verläufe.

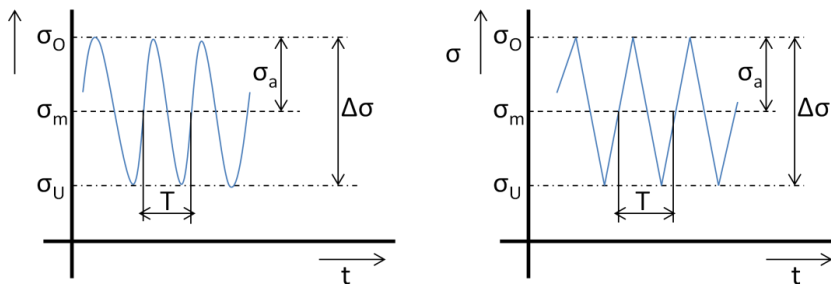


Abbildung 1.1: Belastungs-Zeit Verläufe in Sinus- und Dreiecksform.

Die Beanspruchungsverläufe werden über wichtige Kenngrößen, wie die Belastungsamplitude (σ_a), die Frequenz, die Mittelspannung (σ_m) sowie die Ober- (σ_o) und Unterspannung (σ_u) festgelegt. Diese Größen sind über einfache mathematische Beziehung miteinander verknüpft. So lässt sich beispielsweise bei bekannter Ober- und Unterspannung, die Spannungsamplitude (1.1), die Mittelspannung (1.2) wie auch das Spannungsverhältnis R (1.3) herleiten:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_o + \sigma_u}{2} \quad (1.1)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_o - \sigma_u}{2} \quad (1.2)$$

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad (1.3)$$

Die eindeutige Definition des Lastbereichs erfolgt über den Betrag des R-Werts. Basierend auf den bestehenden Lastverhältnissen, werden bei schwingender Beanspruchung drei Bereiche unterschieden:

- Druckschwellbereich ($R > 1$; $R = \pm \infty$)
- Wechselbereich ($-\infty < R < -1$; $R = -1$; $-1 < R < 0$)
- Zugschwellbereich ($R = 0$; $0 < R < 1$)

Unabhängig von der Art der zyklischen Beanspruchung setzt sich die Gesamtlebensdauer metallischer Werkstoffkomponenten aus Risseinleitung, Rissfortschritt und Restbruch zusammen. Die Phase der Rissbildung sowie des stabilen Rissfortschritts umfassen dabei den wesentlichen Teil der Lebensdauer.

Zu Beginn der Materialermüdung kommt es zunächst zu lokalen Versetzungsbewegungen und –akkumulationen, die z.B. an konstruktiven Kerben an der Bauteiloberfläche oder an Werkstoffinhomogenitäten wie Einschlüssen, Poren oder Lunkern, die zu Spannungsüberhöhungen führen, Mikrorisse initiieren. Auch ohne vorhandene Materialdefekte können Mikrorisse innerhalb des Bauteils entstehen. Dies geschieht durch die Ausbildung von Ermüdungsgleitbändern, sog. persistenter Gleitbänder (PSB's), die durch lokale plastische Verformungen entstehen und eine Aufrauung der Bauteiloberfläche bewirken. Eine detaillierte Beschreibung der Entstehung der persistenten Gleitbänder ist dem Kapitel 1.3.2 zu entnehmen. Nach der Initiierung eines wachstumsfähigen Mikrorisses beginnt der Rissfortschritt, bis die maximale Spannungsintensität des Risses die Rißzähigkeit übersteigt und der Restquerschnitt versagt.

Zur Kategorisierung der Schwingfestigkeit eines Werkstoffs wird die erreichte Bruchlastspielzahl herangezogen. Bis zu einer Bruchlastspielzahl von 10^3 - 10^5 Zyklen spricht man vom Low-Cycle-Fatigue (LCF), bei Werten bis etwa 10^7 Zyklen vom High-Cycle-Fatigue (HCF) und oberhalb von 10^7 vom sogenannten Very-High-Cycle-Fatigue-Bereich.

Die Existenz einer Dauerfestigkeit, unterhalb der die Werkstoffe zyklische Belastungen ohne nennenswerte Ermüdungserscheinungen ertragen, wird hingegen kontrovers diskutiert [9-11].

1.2 Ermüdungsverhalten im Hochtemperaturbereich

Unter Ermüdungsverhalten im Hochtemperaturbereich versteht man die zyklische Beanspruchung eines Werkstoffs bei Temperaturen oberhalb dem 0,4 fachen seiner homologen Temperatur (T_s) [12]. In diesem Temperaturbereich kann die Materialermüdung durch Kriechprozesse überlagert werden. Bei der Auslegung der Gesamtdehnungsamplitude sind somit neben den plastischen und elastischen Dehnungen oftmals noch zeitabhängige Kriechdehnungsanteile zu berücksichtigen (Gleichung (1.4)).

$$\varepsilon_t = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_f = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{in} \quad (1.4)$$

Mit: ε_{el} = elastische Dehnung; ε_{pl} = plastische Dehnung; ε_f = zeitabhängiger Kriechdehnungsanteil; ε_{in} = inelastische Dehnung

Da das Kriechen plastische Verformungen bewirkt, werden die auftretend plastischen Dehnungsanteile der Ermüdungsverformung und des Kriechprozesses zur sogenannten inelastischen Dehnung zusammengefasst.

Die Größe der Kriechanteile ergibt sich aus den Haltezeiten sowie den Frequenzen mit der die Zyklen durchlaufen werden. Dabei stellt insbesondere die Belastungsfrequenz bei hohen Temperaturen eine wesentliche Kenngröße dar, da je nach Höhe der Frequenz mit teilweise erheblichen Unterschieden in der Bruchzyklenzahlen zu rechnen ist. Abbildung 1.2 zeigt den Einfluss der Frequenz auf die Bruchzyklenzahl bei Temperaturen $> 0,4T_s$.

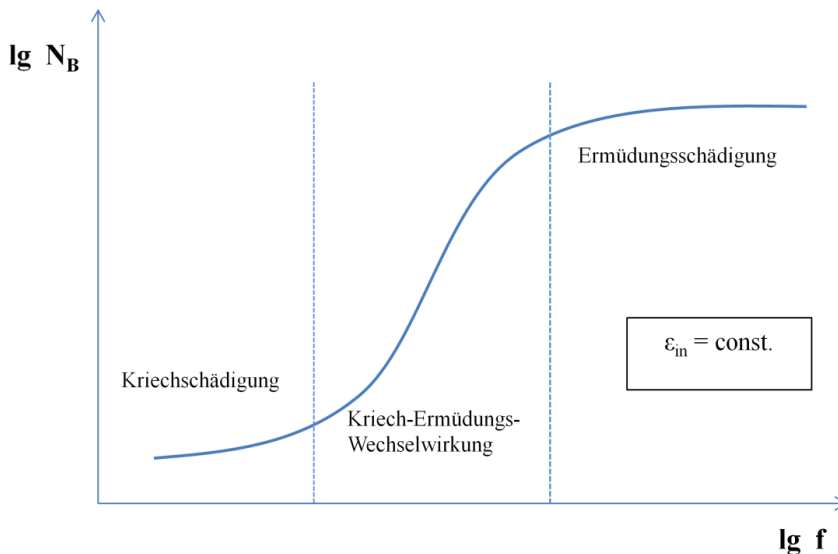


Abbildung 1.2: Einfluss der Frequenz auf die Bruchzyklenzahl bei Temperaturen oberhalb von $0,4 T_s$. Die Bereiche geben jeweils die vorherrschenden Schädigungsmechanismen an [12].

Neben dem Verlauf der Bruchzyklenzahl sind zusätzlich die vorherrschenden Schädigungsmechanismen den einzelnen Frequenzbereichen zugeordnet. Entlang des eingezeichneten Kurvenverlaufs bleiben die inelastischen Dehnungsschwingbreiten unverändert, so dass ausschließlich der Frequenzeinfluss dargestellt wird. Bei sehr schneller bzw. sehr langsamer Belastungsänderung, ist die Bruchzyklenzahl nahezu frequenzunabhängig. In diesen Bereichen wird das Werkstoffversagen durch einen einzelnen Schädigungsprozess dominiert. Im Übergangsbereich, bei mittleren Belastungsfrequenzen kommt es zur Überlagerung der Kriech- und Ermüdungsschädigung, die mit einer starken Abhängigkeit der Bruchzyklenzahl von der Frequenz gekoppelt sind.

Einer der wichtigsten Kenngrößen des Werkstoffverhaltens unter zyklischer Beanspruchung ist die Schwingfestigkeit. Zur Ermittlung der Schwingfestigkeit werden ungekerbte (polierte) Proben einer periodischen Last mit konstanter Amplitude unterworfen. Zur Darstellung der Schwingfestigkeit wird das von August Wöhler [13] entwickelte Wöhlerdiagramm angewendet (Abbildung 1.1). Für die vollständige Darstellung eines Wöhlerdiagramms werden die Prüfkörper unter isothermen Versuchsbedingungen auf unterschiedlich hohen Lastamplituden bis zum Versagen getestet. Versagenskriterium ist meist der vollständige Probenbruch, kann aber auch ein Anriss definierter Größe oder ein bestimmter Steifigkeitsabfall sein.

Abbildung 1.3 zeigt schematisch die Darstellung des Ermüdungslebensdauerverhalten als Spannungs- (a) und Dehnungs- (b) Wöhlerdiagramm.

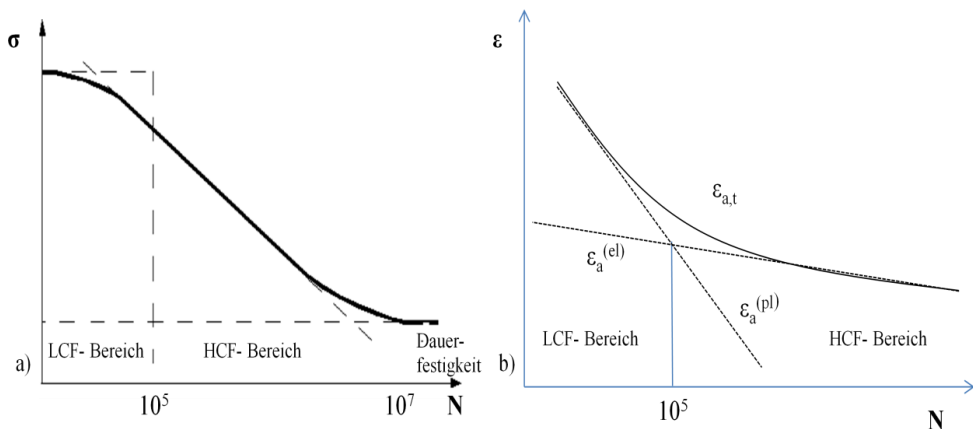


Abbildung 1.3: Typische Darstellung der Wöhlerversuche im Spannungs- (a) und Dehnungs- (b) Wöhlerdiagramm.

Die Spannungswöhlerkurve (a) lässt sich in drei Bereiche unterteilen. Den Low Cycle Fatigue ($< 10^4 - 10^5$ Zyklen), den High Cycle Fatigue ($> 10^5$ Zyklen) und den Very High Cycle Fatigue Bereich ($> 10^7$ Zyklen). Im Dehnungswöhlerdiagramm (b) wird der Verlauf der Le-

bensdauerlinie häufig in guter Näherung über das von Basquin [14] und Coffin- Manson [15, 16] entwickelte Potenzgesetz beschrieben (Gleichung (1.5))

$$\varepsilon_{a,t} = \frac{\sigma_B}{E} \cdot (2N_B)^b + \varepsilon_B \cdot (2N_B)^c \quad (1.5)$$

(Basquin) (Coffin-Manson)

Mit: σ_B =Ermüdungs-Festigkeitskoeffizient; E = E-Modul; N_B = Anzahl der Belastungsumkehrungen (1 Zyklus= 2 Umkehrungen); ε_B = Ermüdungs-Duktilitätskoeffizient; b = Ermüdungs-Festigkeitsexponent; c = Ermüdungs-Duktilitätsexponent

Der Ansatz nach Basquin beschreibt dabei den Verlauf im HCF- Bereich, in dem die plastischen gegenüber den elastischen Dehnungsanteilen vernachlässigbar klein sind. Der Coffin-Manson-Ansatz bildet hingegen den Verlauf der Wöhlerlinie im LCF-Bereich bei hohen plastischen Dehnungsanteilen ab.

Eine Übertragung des Potenzgesetzes auf den Hochtemperaturbereich ist nur im Falle reiner Ermüdungsschädigung (hohe Frequenz, statischer Zyklusverlauf ohne Haltezeit) möglich.

In allen anderen Fällen muss die Coffin-Manson-Regel durch die bestehende Frequenzabhängigkeit der Bruchlastspielzahlen um einen zusätzlichen Frequenzfaktor erweitert werden [16].

$$\varepsilon_{a_{in}} = c_1 \cdot N_B^{c_2} \cdot f^{c_3} \quad (1.6)$$

Mit: c_1, c_2, c_3 = Werkstoffparameter

Die Bestimmung der einzelnen Parameter der frequenzabhängigen Coffin-Manson-Funktion (Gleichung (1.6)) ist jedoch experimentell sehr aufwändig, was die Anwendung dieser Gleichung stark einschränkt [12].

1.3 Nickelbasis Superlegierungen

Nickelbasis-Superlegierungen sind speziell für Hochtemperaturanwendungen produzierte Werkstoffe, die sich insbesondere durch ihre herausragende Kriech- und Ermüdungsfestigkeiten sowie gute Oxidationsbeständigkeit bei hohen Temperaturen auszeichnen [17-19]. Auf Grundlage des Herstellungsprozesses und der damit verbundenen Korngefüge werden die gegossenen Nickelbasis-Superlegierungen in polykristalline, gerichtet erstarrte und einkristalline Varianten unterteilt.

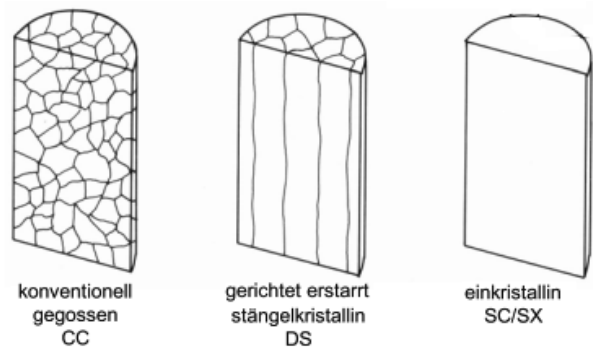


Abbildung 1.4: Schematische Darstellung der unterschiedlichen Korngefüge der einzelnen Gefügetypen [20].

Abbildung 1.5 zeigt die Entwicklung der Nickelbasis-Superlegierung seit 1940 bezüglich der Einsatztemperatur. Die höchstentwickelten Legierungen sind die einkristallin erstarrten Varianten, die bei Einsatztemperaturen bis zu 1100°C ohne nennenswerte Verluste der Hochtemperaturbeständigkeit eingesetzt werden können [1, 12, 21-23]. Aufgrund des sehr kostenintensiven und aufwendigen Herstellungsprozesses einkristalliner Superlegierungen, wird aus wirtschaftlichen Gründen häufig auf die polykristallinen oder gerichtet erstarrten Legierungen zurückgegriffen. Diese besitzen ebenfalls herausragende Hochtemperatureigenschaften bis zu Einsatztemperaturen von 950°C bzw. 1000°C [22, 24, 25].

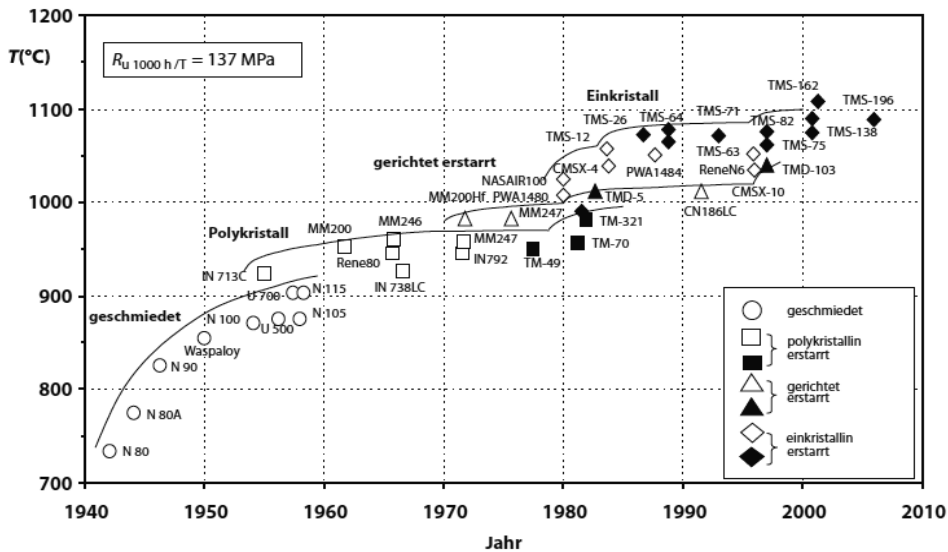


Abbildung 1.5: Entwicklung der Nickelbasis- Superlegierungen in Abhängigkeit von der Einsatztemperatur [2].

Nickelbasis-Superlegierungen werden als Konstruktionswerkstoffe in Gasturbinen von Kraftwerken [1, 2, 26] und in Flugzeugturbinen [3, 4] eingesetzt. Dabei werden für die Turbinenscheiben Schmiede- oder polykristalline Gusslegierungen und für die Turbinenschaufeln gerichtet erstarrte und einkristalline Nickelbasis-Superlegierungen eingesetzt [1]. Ziel der Legierungsentwicklung sind dabei möglichst hohe ertragbare Turbineneintrittstemperaturen und in zweiter Linie ein geringes Gewicht, um den Wirkungsgrad zu steigern. Bei den heutzutage gefertigten Flugzeugturbinen nehmen die Superlegierungen auf Nickelbasis etwa 50% des Gesamtgewichts ein.

1.3.1 Mikrostruktur gegossener Nickelbasis- Superlegierungen

Gegossene Nickelbasis-Superlegierungen besitzen eine zweiphasige Mikrostruktur (Abbildung 1.6), bestehend aus einer kubisch flächenzentrierten γ -Nickelmatrix und einer intermetallischen γ' -Ausscheidungsphase [3, 18, 19, 25, 27, 28].

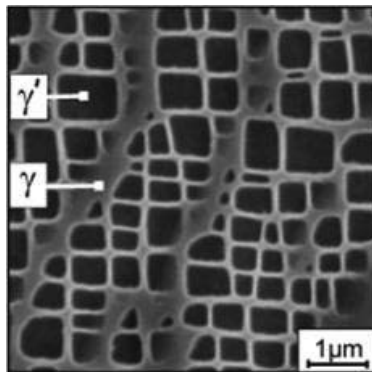


Abbildung 1.6: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer typischen γ/γ' -Mikrostruktur einer Nickelbasis-Superlegierung [18].

Die geordnete intermetallische γ' -Ausscheidungsphase der Form $\text{Ni}_3[\text{Al,Ti}]$ besitzt eine kubisch flächenzentrierte L1_2 -Kristallstruktur die kohärent in die Nickelmatrix eingebettet ist (Abbildung 1.7).

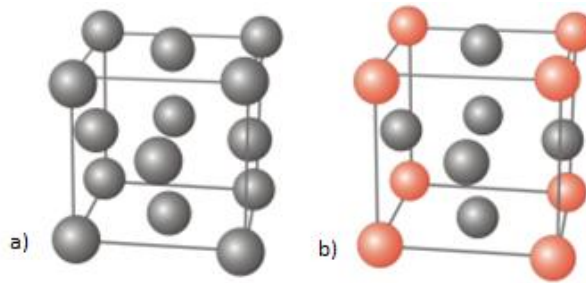


Abbildung 1.7: Elementarzelle a) der kubisch flächenzentrierten γ -Phase und b) der intermetallischen γ' -Phase mit LI₂-Kristallstruktur. Im System Ni-[Al,Ti] sind die Flächenplätze der geordneten Phase Ni₃[Al,Ti] mit Ni- und die Eckplätze mit Al, Ti-Atomen besetzt.

Die γ' -Keimbildung ist an keine Vorzugsorte gebunden und erfolgt weitgehend homogen über das gesamte Korn verteilt. Die meist kubische Form der γ' -Ausscheidungen ist in der Gitterfehlpassung δ zwischen der γ' und der γ -Phase begründet. Aus den Gitterparametern α_γ und $\alpha_{\gamma'}$ der γ und γ' -Phase, ergibt sich gemäß Gleichung (1.7) ein Fehlpasungsparameter δ .

$$\delta = \frac{\alpha_{\gamma'} - \alpha_\gamma}{\bar{\alpha}} \cdot (100\%) \quad (1.7)$$

mit $\bar{\alpha} = \frac{\alpha_\gamma + \alpha_{\gamma'}}{2}$

Aufgrund der Kohärenz der Teilchen führt die Gitterfehlpassung zwischen den beiden Phasen zu Kohärenzspannungen an der γ/γ' -Grenzfläche [32,39]. Zur Minimierung dieser Kohärenzspannung nehmen die Ausscheidungen eine würfelförmige Form an, da entlang der $\langle 100 \rangle$ -Richtungen der E-Modul sowohl der γ - als auch der γ' -Phase am geringsten ist. Neben der kubischen Form können die γ' -Ausscheidungen bei niedrigeren Gitterfehlpassungen auch kugelige, längliche oder nadelförmige Morphologien annehmen [1, 18].

Für die Hochtemperaturfestigkeit der Nickelbasis-Superlegierungen sind die Volumenanteile der γ' -Phase wie auch die Form und Größe der Ausscheidungsteilchen von wesentlicher Bedeutung [19, 28-30]. Durch ihre hohe Festigkeit stellen die intermetallischen γ' -Ausscheidungsteilchen eine Barriere für die Versetzungsbewegung dar [27]. Mit Erhöhung der γ' -Volumenanteile werden die Matrixzwischenräume verkleinert und somit die Versetzungen in ihrer Beweglichkeit weiter eingeschränkt. Zur Einstellung optimaler Hochtemperaturfestigkeitswerte ist man bestrebt, möglichst hohe γ' -Volumenanteile mit noch separaten, kubisch geformten Teilchen einer Größe von 0,1 μm - 0,5 μm einzustellen. Eine Anhebung der γ' -Volumenanteile kann beispielsweise durch Erhöhung der Aluminium- oder Titan-gehalte, welche diese Phase bilden, erreicht werden. Auch durch das Zulegieren von Chrom, die die Löslichkeit von Aluminium und Titan in der γ -Matrix verringern, kann der γ' -Volumenanteil ge-

steigert werden. Die Zugabe dieser Legierungselemente sind jedoch auf bestimmte Gehalte begrenzt. So führen zu hohe Gehalte an Titan, Eisen und Chrom zur Bildung unerwünschter topological closed packed (TCP-Phasen (μ -, σ -, oder Laves Phasen)) [1, 2, 12, 18], die sich aufgrund ihrer Sprödigkeit negativ auf die Kriechbruchdehnung auswirken. Bei Aluminium ist hingegen zu beachten, dass erst ab Gehalten von etwa 5-Gew% stabile Al_2O_3 - Deckschichten entstehen. Hochentwickelten Nickelbasis- Superlegierungen können einen Volumenanteil der γ' -Phase von etwa 70% [12, 22, 31] erreichen.

Neben der Ausscheidungshärtung kann die Hochtemperaturfestigkeit der Superlegierungen zusätzlich durch Mischkristallverfestigung sowie Dispersionshärtung gesteigert werden. So werden für die Mischkristallverfestigung Legierungselemente mit im Vergleich zum Nickel möglichst großer Differenz im Atomradius (Mo, Nb, Cr oder Co), in den kfz γ - Mischkristall eingebunden. Bei der Dispersionshärtung werden durch die Zugabe ausreichend hoher Gehalte an z.B. Chrom, Molybdän oder Wolfram, Karbide der Typen MC; M_6C oder M_{23}C_6 gebildet. Ausgeschieden in fein verteilter Form an den Korngrenzen behindern sie Kornwachstum und Korngrenzgleiten und tragen so zur Verbesserung der Kriechfestigkeit bei [30-34]. Bilden sie jedoch einen kontinuierlichen Film entlang der Korngrenzen aus, wird sowohl die Bruchzähigkeit als auch die Kriechbruchdehnung deutlich reduziert.

1.3.2 Ermüdungsrisssbildung von Nickelbasis-Superlegierungen im LCF-Bereich

Das LCF- Verhalten von Nickelbasis Superlegierungen bei hohen Einsatztemperaturen ist von großem Interesse beim Design und der Auslegung von Flugzeug- und Gasturbinenkomponenten [1, 3, 4, 19, 35].

Die komplexe Mikrostruktur der Legierungen weist verschiedene potentielle Bereiche auf, an denen Ermüdungsrisssbildung einsetzen kann. Abhängig vom Herstellungsprozess, der Dehnungs- oder Spanungsamplitude, der Belastungsfrequenz sowie der Umgebungsbedingungen initiieren im LCF-Bereich Mikrorisse an persistenten Gleitbändern (PSB's), Korngrenzen, Karbiden, Poren und Einschlüssen. Die Position der Anrisspunkte ist dabei eng an die Belastungsamplitude geknüpft. So konnte in verschiedenen Forschungsarbeiten [36-39] eine Verschiebung der Rissausgangspunkte vom Volumen zur Oberfläche mit zunehmender Belastungsamplitude beobachtet werden. Alexandre et. al [40] konnten während Ihrer Untersuchungen an Inconel 718, wie auch Findley et. al [41] an Rene 88DT feststellen, dass auch die Korngröße entscheidenden Einfluss auf die Position der Anrisspunkte nimmt. Bei größerer Kornstruktur bildeten sich die Anriss bevorzugt an Gleitbändern an der Probenoberfläche, während bei kleiner Korngröße die Riss vornehmlich an Einschlüssen oder Defekten im Werkstoffinneren initiierten.

Die Mikrorisssbildung an Poren und Einschlüssen bestimmt bei pulvermetallurgisch hergestellten Nickelbasis- Superlegierungen häufig die Materialermüdung [4, 36, 39, 40, 42-46]. Abbil-

dung 1.8 zeigt typische Poren, die bei pulvermetallurgischen Legierungen während des Herstellungsprozesses meist komplexer Geometrien entstehen können.

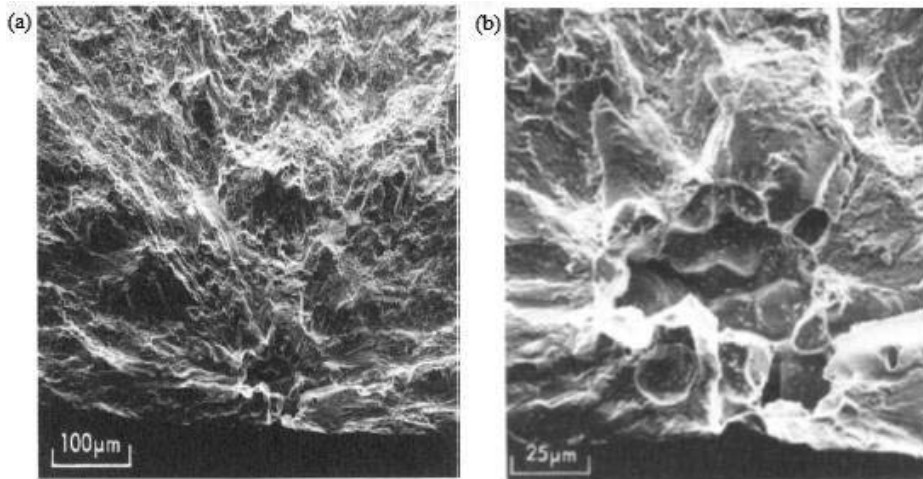


Abbildung 1.8: (a) Bruchfläche der Legierung AF-115 mit Rissursprung an einer Pore nach Ermüdungsbeanspruchung mit $\Delta\epsilon_t = 0,9\%$ bei einer Temperatur von 760°C; (b) vergrößerte Aufnahme der Pore [36].

Bei den Einschlüssen handelt es sich in der Regel um oxidische Partikel, wie z.B. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}$, an denen die Ermüdungsrisse initiieren [41-43, 47]. Abbildung 1.9 zeigt die Anrissbildung an einem Aluminiumoxid- Einschluss.

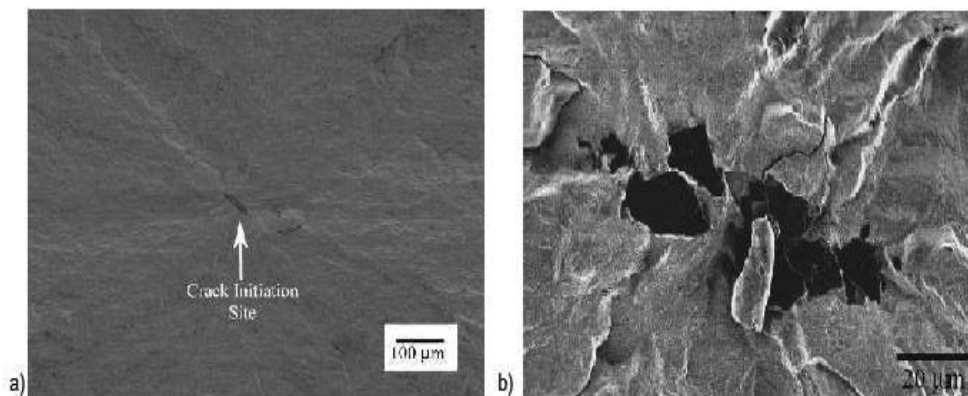


Abbildung 1.9: (a) Rissinitiation an einem Aluminiumoxid Einschluss in der Ni-Legierung Rene 88DT nach einem LCF-Test mit $\Delta\epsilon = 0,79\%$ und 650°C, (b) vergrößerte Aufnahme des Einschlusses [41].

Entscheidend für die Ermüdungslebensdauer pulvermetallurgisch hergestellter Nickelbasis-Superlegierungen [4, 36, 40, 42-46] ist somit die Korngrößenverteilung sowie die Größenverteilung der Einschlüsse und Poren.

Bei den gegossenen Nickelbasis-Superlegierungen [37, 48, 49] sind nur in seltenen Fällen Mikroporen für das Versagen des Werkstoffs im LCF-Bereich verantwortlich. Abbildung 1.10 zeigt die Ermüdungsbruchfläche der Nickelbasis-Superlegierung M963 mit Rissausgangspunkt an einer Mikropore.

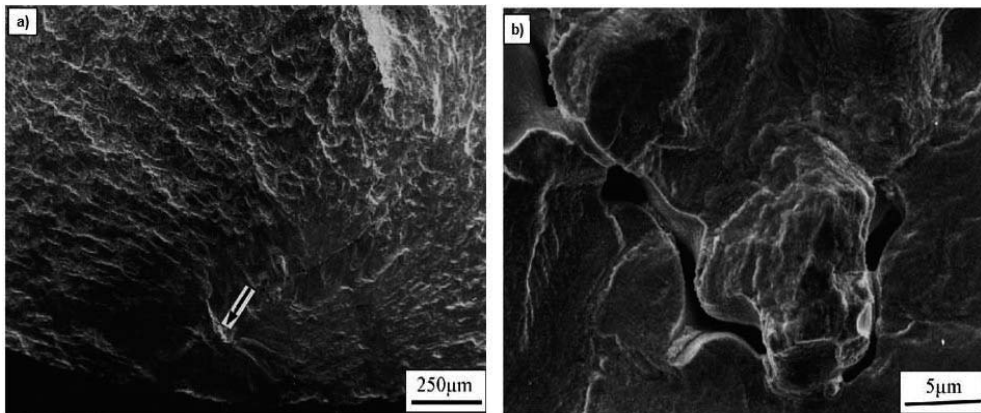


Abbildung 1.10: a) Nickelbasis-Superlegierung M963 mit Anrissbildung an einer Mikropore bei $\Delta\epsilon_t = 0,5\%$ und einer Temperatur von 700°C ; b) vergrößerte Aufnahme der Pore [49].

Wesentlich häufig erfolgt das Materialversagen gegossener Nickelbasis-Superlegierungen durch die Rissinitiation an Karbiden, Korngrenzen oder durch die Ausbildung persistenter Gleitbänder. Die Anrissbildung an Karbiden konnte beispielsweise bei der Untersuchung des LCF-Verhaltens verschiedener Nickelbasis-Superlegierungen in [37, 38, 49-52] als Ursache des Materialversagens identifiziert werden. Abbildung 1.11 zeigt die Anrissbildung an einem Karbid anhand der Ermüdungsbruchfläche der Legierung CM247LC.

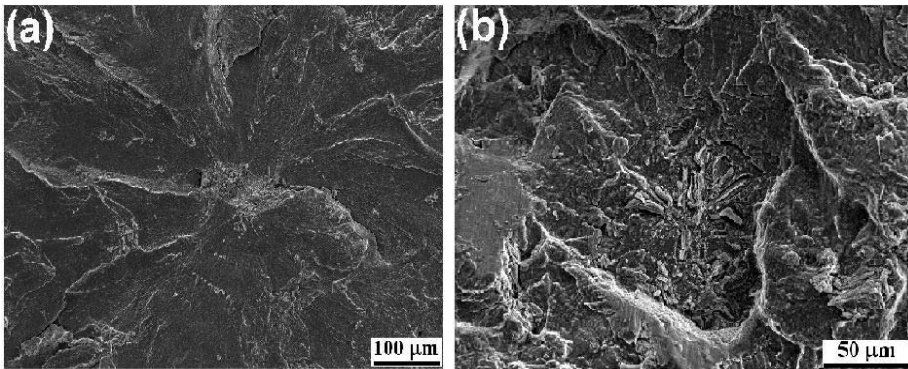


Abbildung 1.11: (a) Ermüdungsbruchfläche der Nickelbasis-Superlegierung CM247LC mit Anrissbildung an einem Karbid bei $\Delta\epsilon_t = 0,6\%$ und 760°C ; (b) Karbidauscheidung auf der Bruchfläche bei höherer Vergrößerung [38].

Eine weitere potentielle Schwachstelle stellen die Korngrenzen dar. So konnte im Laufe einiger Untersuchungen [22, 24, 50, 53-59] die Korngrenzen als Rissinitiierungspunkt identifiziert werden. Die Aufstauung von Versetzungen bzw. das Zusammenstoßen der Gleitbänder mit den Korngrenzen [60, 61] sowie die Anisotropie der Körner bewirken, dass die Korngrenzen Bereiche erhöhter Spannungskonzentration darstellen. Bei ausreichend hoher äußerer Belastung kann es somit zur Mikrorissbildung und zum Aufreißen des Werkstoffs kommen (Abbildung 1.12).

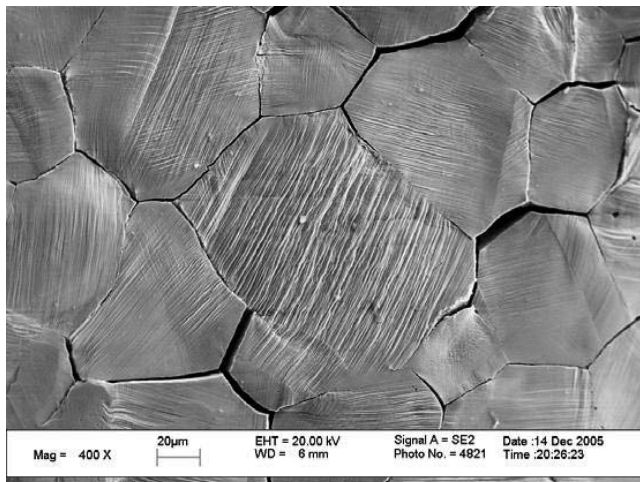


Abbildung 1.12: Anrissbildung entlang von Korngrenzen mit deutlich sichtbaren Gleitbändern innerhalb der Körner, bei der Nickelbasis- Superlegierung M963 nach Ermüdungsbeanspruchung bei $\Delta\epsilon_t = 0,5\%$ und 700°C [50].

Treten die Mikrorisse entlang der Korngrenzen aus der Werkstoffoberfläche aus, so wird bei hohen Temperaturen der Risswachstumsprozess durch das Eindiffundieren von Sauerstoff und der Bildung von Oxiden an der Rissspitze zusätzlich beschleunigt. Durch das Vorliegen von oxidierbaren Elementen (Ti, Al, Cr) in den γ' -Ausscheidungen und den Karbiden bieten die Korngrenzen dem Sauerstoff gute Voraussetzung für die Ausbildung von Oxiden. An der Rissspitze erzeugen sie sehr hohe Spannungen, die weiter ins Werkstoffinnere wirken. Abbildung 1.13 zeigt die Ausbildung der Oxide entlang einer direkt an der Oberfläche befindlichen Korngrenze.

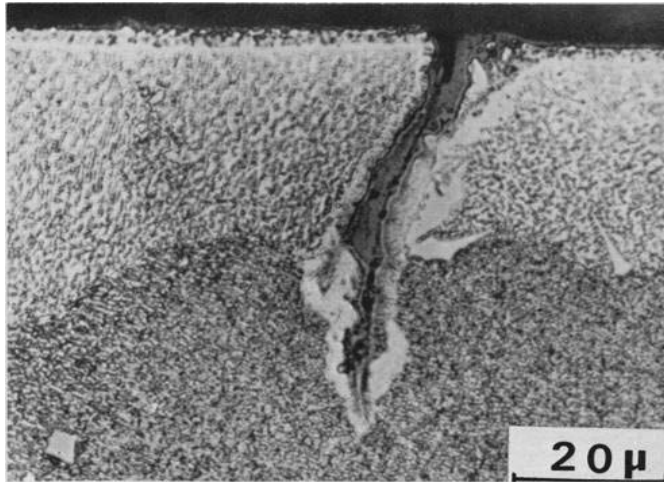


Abbildung 1.13: Oberflächenanriss durch die Bildung von Oxid-Spikes entlang einer Korngrenze in Rene 80 nach Ermüdungsbeanspruchung bei 871°C und $\Delta\epsilon_t = 0,5\%$ [33].

Der Gleitbandmechanismus ist vor allem bei grobkörnigen Materialien [28, 40, 41, 62-68] und hohen Beanspruchungsamplituden [23, 38] für die Anrissbildung verantwortlich. Darüber hinaus haben eine Vielzahl von Untersuchungen [3, 18, 49, 50, 54, 56, 65, 67, 69-71] gezeigt, dass insbesondere γ' -gehärtete Nickelbasis-Superlegierungen durch die Ausbildung von PSB's in den oberflächennahen Körnern versagen. Abbildung 1.14 zeigt eine Ermüdungsbruchfläche von RENE 80 mit Rissinitiation an der Probenoberfläche durch die Ausbildung von Gleitbändern.

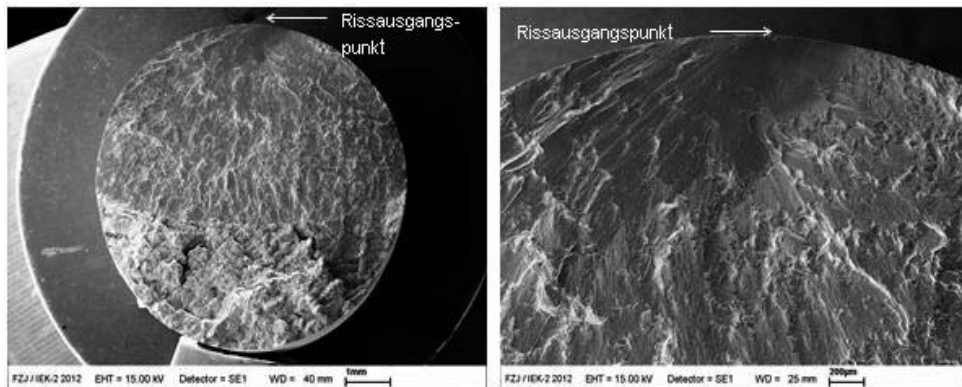


Abbildung 1.14: Rissinitiation an der Probenoberfläche durch Gleitbänder an einer Probe aus Rene 80 nach einer Belastung mit $\Delta\epsilon = 0,6\%$ und 850°C .

An der Bauteiloberfläche ist die plastische Verformung größer als im Materialvolumen, da hier keine Dehnungsbehinderung senkrecht zur Oberfläche vorliegt (Abbildung 1.15(a)). Die plastischen Verformungen konzentrieren sich in der Regel auf optimal orientierte PSB's mit höchstem Schmidfaktor [54, 62-64], die sich nach dem Schmid'schen Schubspannungsgesetz (siehe Kapitel 1.6) im Winkel von 45° zur äußeren Belastungsrichtung befinden (Abbildung 1.15(b)). Entlang dieser PSB's können die Versetzungen aus der Bauteiloberfläche austreten, wobei die Versetzungsbewegung an der ausgetretenen Gleitstufe durch Sauerstoffabsorption aus der Umgebungsluft erschwert werden kann [72]. Aus energetischen Gründen werden dann benachbarte Gleitebenen aktiviert, die bei zyklischer Beanspruchung zur Bildung von Ex- und Intrusionen an der Bauteiloberfläche führen (Abbildung 1.15 (c)).

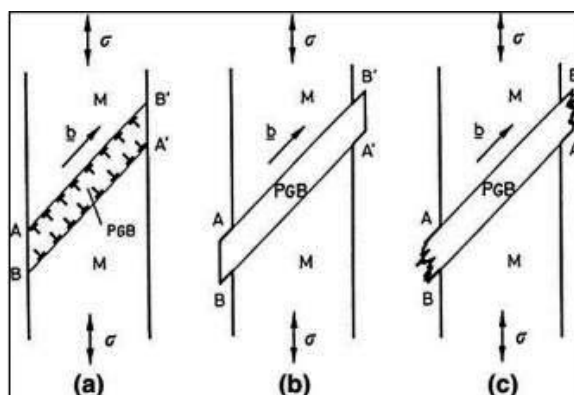


Abbildung 1.15: Schematische Darstellung zur Bildung von persistenten Gleitbändern [72].

Die Aufrauung der Oberfläche infolge der Ex- und Intrusionen (Abbildung 1.16 (a)) impliziert eine Kerbwirkung. Die Folge sind Spannungskonzentrationen die zur Initiierung von Mikrorissen führen, die parallel zu den Gleitbändern verlaufen (Abbildung 1.16 (b)) [73-81].

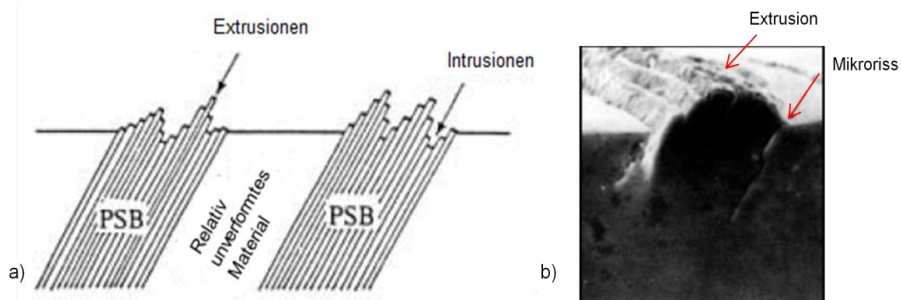


Abbildung 1.16: Bildung von Ex- und Intrusion durch austretende PSB's an der Bauteiloberfläche [82].

Die Zahl der am Schädigungsprozess beteiligten Gleitsysteme ist eng mit der Höhe der Belastungsamplitude verknüpft. Manonukul und Dunne [83] sowie Bennett und Dowell [84] zeigten während Ihrer Studien über die Plastizität polykristalliner Materialien, dass sich die plastische Verformung bei niedrigen Beanspruchungsamplituden auf lokale Bereiche in einzelnen günstig orientierten Gleitsystemen fokussiert. Bei hohen Belastungsamplituden treten hingegen globale plastische Verformungen über den gesamten Probenquerschnitt auch in weniger günstig orientierten Körnern auf. So konnte in [23, 37, 49, 71] festgestellt werden, dass bei sehr hohen Belastungsamplituden und niedrigen Bruchlastspielzahlen eine Vielzahl von Anrisspunkten an der Bauteiloberfläche für das Versagen verantwortlich sind.

1.4 Einfluss der Probengröße auf die Lebensdauer unter schwingender Werkstoffbeanspruchung

Im nachfolgenden Kapitel wird der Einfluss der Probengröße auf die Lebensdauer schwingbeanspruchter Werkstoffe vorgestellt, wobei besonderes Augenmerk auf dem statistischen Größeneinfluss liegt.

Um den Effekt unterschiedlicher Oberflächen und Volumina durch variierende Proben- und Bauteilgeometrien quantifizieren zu können, muss der Größeneinfluss betrachtet werden. Dieser umfasst jegliche Beeinflussung der Bauteillebensdauer, die sich in Folge veränderlicher geometrischer, herstellungsbedingter und mikrostruktureller Verhältnisse einstellt. Generell werden vier Arten von Größeneinflüssen unterschieden, die von Kloos [85] wie folgt zusammengefasst wurden.

Statistischer Größeneinfluss

Bei geometrisch identischen Proben, ist statistisch gesehen die Wahrscheinlichkeit größer, dass bei höherem Werkstoffvolumen Rissbildungskeime vorhanden sind.

Geometrischer Größeneinfluss

Der geometrische Größeneinfluss beruht auf unterschiedlichen Spannungsabfällen über dem Probenquerschnitt, die mit Hilfe von Stützfaktoren beschrieben werden.

Technologischer Größeneinfluss

Der technologische Größeneinfluss beruht auf Unterschiede im Gefüge des Werkstoffes, die aus der Herstellung bzw. Bearbeitung resultieren.

Oberflächentechnischer Größeneinfluss

Die begrenzte Eindringtiefe fertigungsbedingter Eigenspannungen sowie das bearbeitungsbedingte Oberflächenprofil sind Hauptursachen für den oberflächentechnischen Größeneinfluss.

Je nach Bauteilbelastung und Werkstoffbeschaffenheit kann es zur Überlagerung einzelner Größeneinflüsse kommen. So ist z.B. die experimentelle Abgrenzung von statistischem und geometrischem Größeneinfluss oftmals schwierig, da bei beiden ein höchst beanspruchtes Werkstoffvolumen im Vordergrund steht.

Zur Bewertung des Lebensdauerverhaltes basierend auf variierender Probengröße, gilt es nach Definition von Kloos den statistischen Größeneinfluss zu betrachten.

1.4.1 Statistischer Größeneinfluss

Wie eingangs erwähnt, basiert der statistische Größeneinfluss auf der Bewertung des Lebensdauerverhaltens geometrisch ähnlicher, aber unterschiedlich großer Proben [85]. Die Infolge der variierenden Probegrößen auftretenden Änderungen der Werkstoffkennwerte und deren Streuung, wurde von Weibull, Freudenthal und Gumbel [86-88] mit dem sogenannten Fehlstellenmodell oder „Weakest-Link-Konzept“ beschrieben. Das Konzept beruht auf der Annahme, dass bei statistischer Verteilung der Schwachstellen der größte Materialdefekt innerhalb eines höchstbeanspruchten Volumenbereichs die Wahrscheinlichkeit der Rissbildung bestimmt [86-90]. Die Ausbildung wachstumsfähiger Risse ist dabei abhängig von der lokalen Beanspruchungen sowie der Position der Schwachstellen. Mit zunehmender Probengröße steigt folglich die Wahrscheinlichkeit, eine rissauslösende Materialinhomogenität innerhalb des Materials anzutreffen [89-100] (Abbildung 1.17).

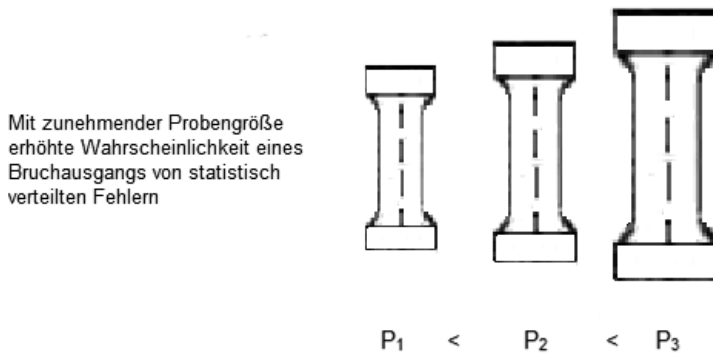


Abbildung 1.17: Prinzip des statistischen Größeneinflusses.

Ein erster experimenteller Nachweis des statistischen Größeneinflusses gelang zunächst Heckel und Köhler [94] im Einstufenversuch an axial beanspruchten ungekerbten Proben unterschiedlicher Länge.

Im Laufe der Zeit konnte die Existenz des statistischen Größeneinflusses durch eine Vielzahl weiterer Untersuchungen [91, 94-97, 100] an gekerbten metallischen Proben unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung sowohl im Zeitfestigkeitsbereich als auch im Dauerfestigkeitsbereich eindeutig bestätigt werden. Im Kurzzeitfestigkeitsbereich (LCF) hingegen konnten Phillips und Heywood [101] sowie Rie und Lachmann [100] keinen statistischen Größeneinfluss auf die Lebensdauer nachweisen. So zeigten sich bei den Versuchen von Rie und Lachmann [100] an warmgewalzten St 37-2 Stangen mit unterschiedlichen Probenquerschnitten und Dehnungsamplituden lediglich ein geometrischer Größeneinfluss im LCF-Bereich.

Krä und Heckel [98] sowie Böhm et. al [92] konnten darüber hinaus nachweisen, dass die Anwendbarkeit des statistischen Größeneinflusses nicht nur auf ähnliche Probengeometrien begrenzt sein muss. In [98] untersuchten Krä und Heckel den statistischen Größeneinfluss an sechs Probengeometrien mit unterschiedlichen Kerbformzahlen. Dabei betrachten sie die Anrisslebensdauern für eine einheitliche Oberflächen-Anrisslänge von 0,3 mm und konnten zeigen, dass durch die Berücksichtigung gleicher Schadensereignisse und der Definition einer kleinen Anrisslänge die Anwendbarkeit des statistischen Größeneinflusses auch bei unterschiedlich geformter Probengeometrie gegeben ist.

Böhm et. al [92] wiesen ebenfalls an geometrisch unterschiedlich geformten Proben nach, dass die Verschiebungen der Anrisslebensdauern, bei der Betrachtung ausreichend kleiner Anrisslängen, nicht auf den geometrischen sondern eher auf den statistischen Größeneffekt zurückzuführen ist. Sie begründeten dies damit, dass bei Betrachtung kleiner Anrisslängen die Lebensdauer überwiegend durch den Prozess der Anrissbildung bestimmt wird. Da der geometrische Größeneffekt, getragen durch die unterschiedlichen Spannungsgradienten, mit zu-

nehmender Rissausbreitung zum Tragen kommt, kann bei Betrachtung hinreichend kleiner Anrisslängen vom statistischen Größeneinfluss ausgegangen werden.

Größeneffekte des Volumens bzw. der Oberfläche werden in aktuellen Studien [5, 6] vor allem für die Entwicklung probabilistischer Lebensdauermodelle herangezogen. So wird in [6] mit Hilfe des statistischen Größeneinflusses ein probabilistisches Modell für den Stahl 34CrNiMo8 zur Vorhersage der kritischen Anrisslänge in Abhängigkeit von den Probendimensionen entwickelt. Die Anzahl sowie die Länge der Anrisse wurden dabei über eine Weibull und Log-Normalverteilung innerhalb des Vorhersagemodells erfasst.

In [5] wird am Beispiel der Gusslegierung Rene 80 ein probabilistisches Modell für polykristalline Metalllegierungen im LCF- Bereich entwickelt. In diesem Zusammenhang wird der Größeneinfluss sowie inhomogene Spannungsfelder über einen Poisson-Punkt-Prozess beschrieben. Die Validierung des Modells erfolgt anhand von LCF-Versuchsreihen an unterschiedlichen Probengeometrien.

1.5 Kerbeinfluss auf die Werkstofflebensdauer

1.5.1 Kerbwirkung und Spannungskonzentrationen:

Im Folgenden Abschnitt werden zunächst einige Aspekte der Kerbwirkung sowie der damit verbundenen Spannungskonzentrationen innerhalb eines Bauteils vorgestellt.

Die Kerbwirkung beruht auf der lokalen Querschnittsänderung der Probe durch geometrische Kerben. Diese bewirken eine Störung des gleichmäßigen Kraftflusses innerhalb des Probenkörpers, wie in Abbildung 1.18 am Beispiel einer umlaufenden Kerbe illustriert.

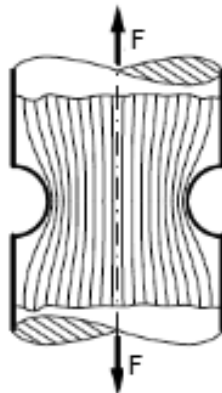


Abbildung 1.18: Kraftfluss durch einen gekerbten Probenkörper [8].

Der Abstand der Kraftlinien ist proportional zum Kehrwert der auftretenden Spannungen, so dass die Kraftliniendichte einen direkten Rückschluss auf die lokal wirkenden Spannungen

zulässt. Betrachtet man den Verlauf der Kraftlinien entlang des in Abbildung 1.18 dargestellten Querschnitts, so erkennt man, dass sie auf Höhe des Kerbgrunds enger aneinander liegen. Demzufolge ergibt sich eine lokale Spannungskonzentration mit einer Maximalspannung im Kerbgrund. Der Grad der Spannungsüberhöhung wird bei rein elastischer Kerbgrundbeanspruchung über die Kerbformzahl α_K (Gleichung (1.8)) beschrieben [102]. Diese ist definiert als das Verhältnis von maximaler Spannung bzw. Dehnung im Kerbgrund ($\sigma_{\max,el}$; $\varepsilon_{\max,el}$) zur Kerbnennspannung bzw. Kerbnenndehnung (σ_{nk} ; ε_{nk}).

$$\alpha_K = \frac{\sigma_{\max,el}}{\sigma_{nk}} = \frac{\varepsilon_{\max,el}}{\varepsilon_{nk}} \quad (1.8)$$

Die Kerbformzahl ist abhängig von Form und Abmessung der Kerben (Abbildung 1.19).

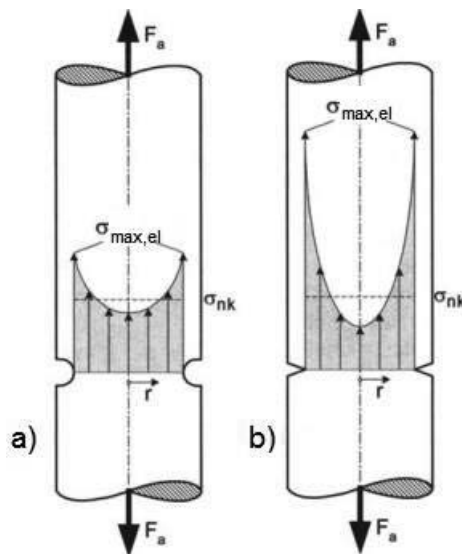


Abbildung 1.19: Spannungsverlauf in Abhängigkeit von der Kerbform, a) milde Kerbe und b) scharfe Kerbe [103].

Mit zunehmender Kerbschärfe (Abbildung 1.19b) ist die Spannungsüberhöhung im Kerbgrund ausgeprägter. Da die im Querschnitt übertragene Gesamtkraft (Gleichung (1.9)):

$$\int \sigma \cdot dA = F \quad (1.9)$$

entspricht, bewirkt die Spannungsüberhöhung nahe des Kerbgrunds, dass die Spannung im Inneren des Bauteils unter die Nennspannung absinken muss. Folglich stellt sich ein von Belastungsart und Bauteilgeometrie abhängiger Spannungsverlauf ein. Der dabei entstandene Spannungsgradient senkrecht zur Kerboberfläche bewirkt, dass gebildete Ermüdungsrisse in

Bereiche niedrigerer Spannung hineinwachsen und somit entlastet werden können. Wie stark die Spannung vom Maximalwert im Kerbgrund abfällt, wird über den bezogenen Spannungsgradienten (Gleichung (1.10)) beschrieben.

$$X^* = \frac{1}{\sigma_{a,max}} \left. \frac{d\sigma_a}{dx} \right|_{x=X} \quad (1.10)$$

Der bezogene Spannungsgradient hat die Einheit mm^{-1} und entspricht dem Kehrwert des Abstands zwischen Kerbgrund und dem Schnittpunkt der Tangente $\sigma_a(x)|_{x=X}$ mit der Koordinatenachse (Abbildung 1.20).

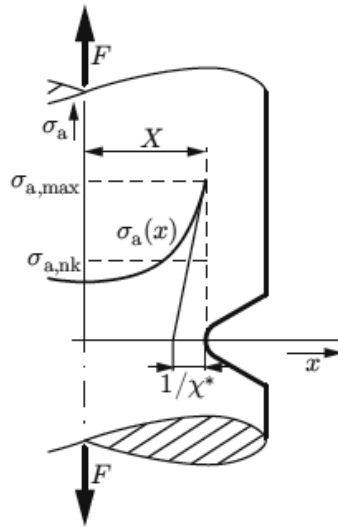


Abbildung 1.20: Geometrische Deutung des bezogenen Spannungsgradienten χ^* [8].

Die Größe des bezogenen Spannungsgradienten wird im Wesentlichen vom Kerbradius, der Belastungsart und der Bauteilgröße bestimmt. Die Wirkung der kerbbedingten Spannungsüberhöhung bei zyklischer Beanspruchung kann über die Kerbwirkungszahl β_k erfasst werden. Diese ist definiert aus dem Verhältnis der Kerbformzahl α_k zur Stützziffer η (Gleichung (1.11)).

$$\beta_k = \frac{\alpha_k}{\eta} \quad (1.11)$$

Der mögliche Wertebereich der Kerbwirkungszahl liegt dabei zwischen:

$$1 \leq \beta_k \leq \alpha_k \quad (1.12)$$

Mit Annäherung an den Wert der Kerbformzahl α_k ist die elastisch berechnete Spannungsüberhöhung im Kerbgrund voll schädigungswirksam, während sich bei einer Kerbwirkungszahl von 1 die Kerbe gegenüber einer ungekerbten Probe gleichen Querschnitts nicht festigkeitsmindernd auswirkt. Das Verhältnis zwischen theoretischer (α_k) und schwingfestigkeitswirksamer Spannungsüberhöhung (β_k) wird über die Stützziffer η ausgedrückt. Diese kann über verschiedene Verfahren bestimmt werden, wobei das Verfahren nach Siebel und Stieler [104] zu den bekanntesten zählt. Dies beruht auf dem bezogenen Spannungsgradienten χ^* an der Stelle der höchsten Beanspruchung (Abbildung 1.20). Die Zuordnung zwischen dem bezogenen Spannungsgradienten χ^* und der Stützziffer η erfolgt dabei werkstoffabhängig und kann Tabellenwerken wie in [93] entnommen werden.

Neben der Spannungsüberhöhung beeinflussen Kerben auch die Verformung des Werkstoffs: Durch die Querdehnungsbehinderung im Kerbeinflussbereich stellt sich ein mehrachsiger Spannungszustand ein der neben den Längsspannungen weitere Spannungskomponenten in radialer und tangentialer Richtung umfasst (Abbildung 1.21).

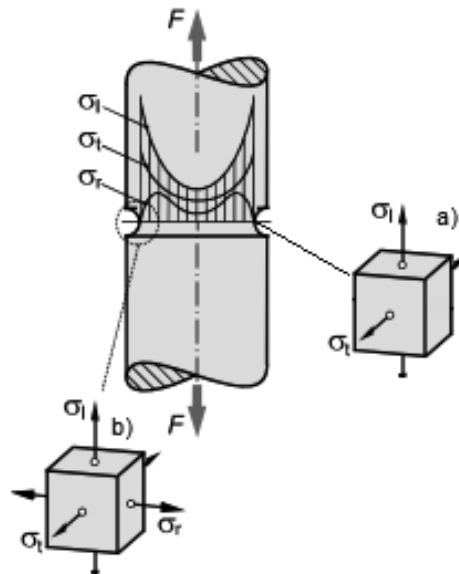


Abbildung 1.21: Spannungszustände und -verteilung an einer runden Kerbzugprobe a) an der Probenoberfläche und b) im Probeninneren.

Direkt an der Probenoberfläche ist die Radialspannung null. Im Probeninneren hingegen liegt ein räumlicher Spannungszustand in längs-, tangential- und Radialrichtung vor.

1.5.2 Kerbgrundkonzept nach Neuber:

Die bisherigen Ausführungen geben lediglich den Kerbeinfluss im elastischen Bereich bis zum Erreichen der Fließgrenze an. Um den Übergang in den elastisch-plastischen Bereich ermitteln zu können, muss aufgrund des mehrachsigen Spannungszustands im Kerbgrund eine Vergleichsspannung berechnet werden. Nach der von Mises'schen Gestaltänderungshypothese (Gleichung (1.13)) sowie der Schubspannungshypothese von Tresca (Gleichung (1.14)), ergibt sich die Vergleichsspannung zu:

$$\sigma_{V,Mises} = \sqrt{\frac{(\sigma_l - \sigma_t)^2 + (\sigma_t - \sigma_r)^2 + (\sigma_r - \sigma_l)^2}{2}} \quad (1.13)$$

mit: σ_l : Längsspannung; σ_t : Tangentialspannung; σ_r : Radialspannung

oder

$$\sigma_{V,Tresca} = 2\tau_{max} = \sigma_1 - \sigma_3 \quad (1.14)$$

mit: σ_1 und σ_3 als größte bzw. kleinste Hauptspannung

Wird die Fließgrenze im Kerbgrund lokal überschritten ($\sigma_V = R_e$), ist die für den rein elastischen Beanspruchungsbereich gültige Proportionalität zwischen Spannungs- und Dehnungsverlauf hinfällig. Dies impliziert, dass die in Gleichung (1.8) beschriebene Kerbformzahl α_k ihre Gültigkeit verliert. Aufgrund des weiterhin bestehenden Spannungs- Dehnungs- Zusammenhangs des Werkstoffes, ist im elastisch-plastischen Bereich davon auszugehen, dass die Dehnung überproportional und die Spannung unterproportional zur Nennbeanspruchung ansteigen (Abbildung 1.22).

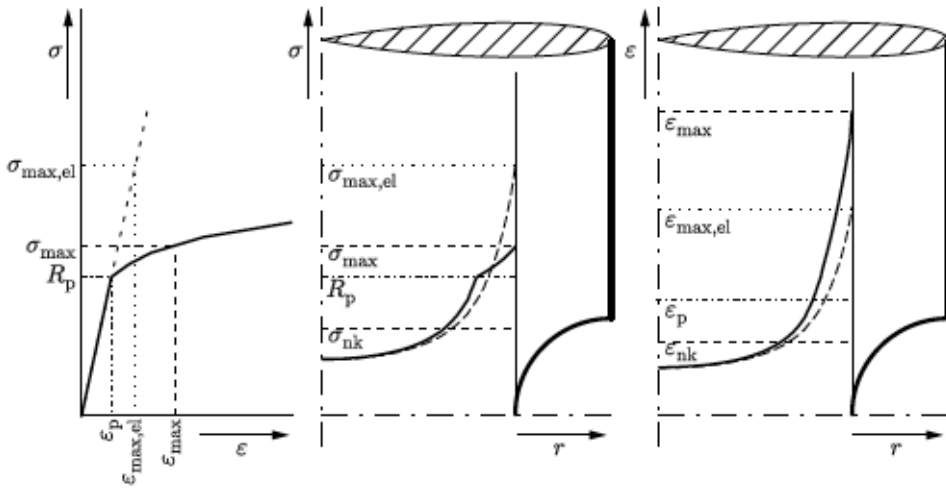


Abbildung 1.22: Darstellung der Längsspannung und Längsdehnung im Kerbquerschnitt einer gekerbten Probe für den linear-elastischen (gestrichelt) und elastisch-plastischen (durchgezogene Linie) Fall [8].

Folglich benötigt man bei Plastifizierung des Werkstoffes getrennte Kerbformzahlen für Dehnung ($\alpha_{k,\varepsilon}$) und Spannung ($\alpha_{k,\sigma}$):

$$\alpha_{k,\sigma} = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{nk}} \quad (1.15)$$

und

$$\alpha_{k,\varepsilon} = \frac{\varepsilon_{\max}}{\varepsilon_{nk}} \quad (1.16)$$

Der Zusammenhang zwischen elastisch-plastischer Spannungs- und Dehnungsformzahl (Gleichung (1.15) und (1.16)) und rein elastischer Kerbformzahl α_k ist nach Neuber durch folgende Beziehung gegeben [105-107].

$$\alpha_{k,\varepsilon} \cdot \alpha_{k,\sigma} = \alpha_k^2 \quad (1.17)$$

Dieser Ansatz impliziert, dass sich auch bei Plastifizierung des Werkstoffes das geometrische Mittel von $\alpha_{k,\varepsilon}$ und $\alpha_{k,\sigma}$ nicht ändert [105].

Unter Voraussetzung, dass die Nennspannung σ_{nk} im elastischen Bereich liegt, ergibt sich mit Hilfe des Hooke'schen Gesetzes ($\sigma = \varepsilon \cdot E$) der Neuber- Ansatz zu:

$$\varepsilon_{\max} \cdot \sigma_{\max} = \frac{\sigma_{nk}^2 \cdot \alpha_k^2}{E} \quad (1.18)$$

Die rechte Seite dieser Gleichung ist bei vorgegebener Belastung konstant. Betrachtet man das Spannungs- Dehnungs-Diagramm eines Werkstoffs (Abbildung 1.23), so stellt der in Gleichung (1.18) aufgeführte Zusammenhang eine Hyperbel, die sogenannte Neuber-Hyperbel, dar.

Nach Vorgabe einer rein elastischen Kerbgrundbeanspruchung ($\sigma_{\max, el}$; $\epsilon_{\max, el}$) kann durch Einzeichnen der charakteristischen Neuber-Hyperbeln auf die elastisch-plastische Kerbgrundbeanspruchung geschlossen werden. Ausgehend von der Hooke'schen Geraden entspricht der Schnittpunkt der Neuber-Hyperbel mit der Verfestigungskurve den tatsächlichen Spannungen und Dehnungen im Kerbgrund. Dieses Verfahren kann auch bei zyklisch beanspruchten Bauteilen angewendet werden, indem statt der statischen Fließkurve der zyklische Spannungs-Dehnungs-Verlauf aufgetragen wird.

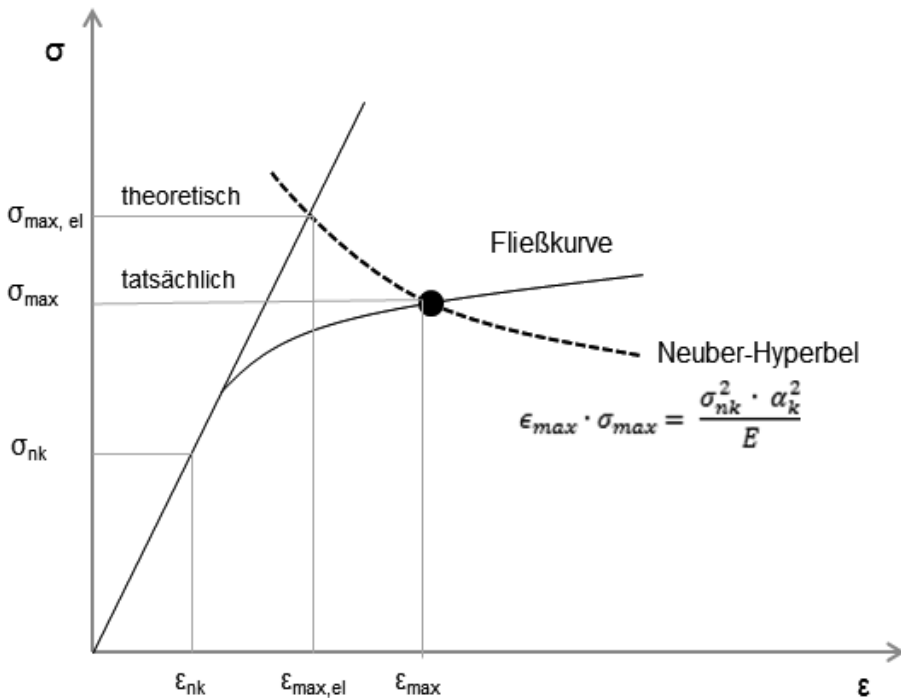


Abbildung 1.23: Bestimmung der Maximalspannung $\sigma_{a \max}$ und Dehnung $\epsilon_{a \max}$ im Kerbgrund anhand der Neuber-Hyperbel bei Plastifizierung.

1.6 Ursachen materialinhärenter Streuung zyklisch beanspruchter Werkstoffe

Prüft man die Schwingfestigkeit metallischer Werkstoffe, so zeigen die Messergebnisse der Wöhlerversuche teils erhebliche Streuungen auf. Eine Schwankung der Lebensdauer um einen Faktor 10 bei nominell identischen Belastungsparametern ist selbst unter Laborbedingungen keine Seltenheit. Diese Streuungen basieren hauptsächlich auf Fehlstellen und der Kornstruktur des Materials [108, 109]. Dazu zählt bei konventionellen polykristallinen Legierungen unter anderem die Anisotropie des Elastizitätsmoduls (Abbildung 1.24). In Abhängigkeit von der Orientierung der Körner kann der E-Modul sehr unterschiedliche Werte annehmen. Dieser mitunter erhebliche Unterschied in der Steifigkeit der Körner, führt zu lokalen Spannungs- und Dehnungskonzentrationen und somit zu einer vergrößerten Streubreite des Elastizitätsmoduls.

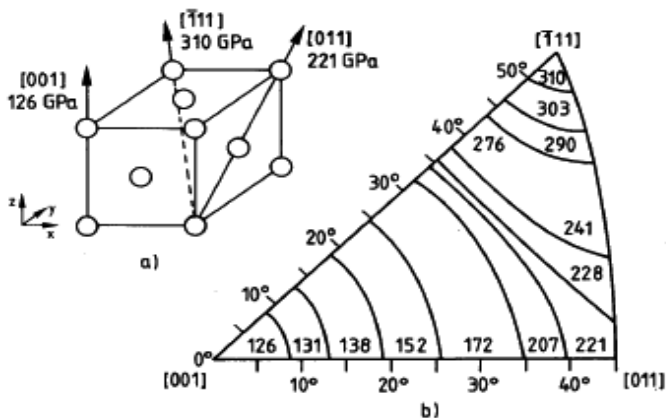


Abbildung 1.24: Darstellung der Anisotropie des Elastizitätsmoduls von Nickelbasis- Superlegierungen.

Neben der Anisotropie der Körner, weisen insbesondere technische Werkstoffgefüge eine Vielzahl von Materialinhomogenitäten (Abbildung 1.25) auf, an denen Ermüdungsrisse initiieren können.

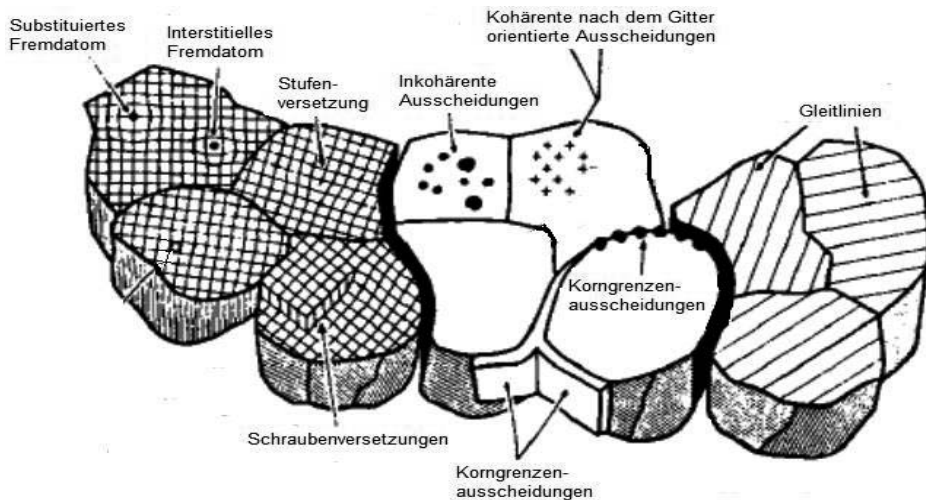


Abbildung 1.25: Schematischer Aufbau eines polykristallinen Werkstoffgefüges mit potentiellen Inhomogenitäten [96].

Auf diese Weise lässt sich zumindest teilweise die auftretende materialinhärente Streuung erklären, sofern die Anrissbildung an unterschiedlichen Gefügeinhomogenitäten begründet ist [96].

Daher ist eine detaillierte Analyse des Schädigungsprozesses unabdingbar. Nichtsdestotrotz stellen Untersuchungen zur Bestimmung des Einflusses einzelner mikrostruktureller Parameter auf die materialinhärenten Streuungen ein bislang wenig erforschtes Themengebiet dar.

Dabei könnte insbesondere die Bauteilsimulation von einer verbesserten Analyse der materialinhärenten Streuungen durch zielgenauere Lebensdauervorhersagen profitieren. In der gegenwärtigen Designphilosophie wird die Schwankung der Lebensdauer mit deterministischen Materialkennwerten und Sicherheitsfaktoren abgedeckt. Diese setzen voraus, dass ein Bauteil stets zuerst am Punkt der höchsten Belastung versagt, unabhängig von der Bauteilbeschaffenheit oder der Größe des höchstbeanspruchten Werkstoffvolumens. Aufgrund des Bestrebens nach immer höherer Effizienz und Wirtschaftlichkeit bei der Bauteilauslegung geht man verstärkt dazu über, neben den deterministischen Konzepten auf die Entwicklung probabilistischer Lebensdauermodelle [5, 108] zu setzen. Diese basieren auf Wahrscheinlichkeitstheoretischen Ansätzen und berücksichtigen die Erfahrung, dass es unwahrscheinlich ist, wenn die höchste Belastung nur in einem sehr kleinen Volumen auftritt, dass genau dort auch die schwächste Stelle des verwendeten Materials vorliegt. So sollen mit Hilfe der probabilistischen Modelle Unsicherheiten durch die Streuung der Ermüdungslebensdauer sowie des Größeneffekts (Kapitel 1.4.1) bei der Auslegung metallischer Bauteilkomponenten abgedeckt werden. Dies setzt jedoch die Berücksichtigung konkreter Schädigungsmechanis-

men bei der Ausfallwahrscheinlichkeit voraus, wozu ein physikalisches Verständnis der Ursachen materialinhärenter Streuungen unabdingbar ist.

Betrachtet man in diesem Zusammenhang den Gleitbandbildungsmechanismus als eine der häufigsten Ursachen einsetzender Materialermüdung polykristalliner Nickelbasis-Superlegierungen im LCF- Bereich, so ist offensichtlich, dass die Ausbildung der Gleitbänder auf Gleitsystemen erfolgt, die sich nach dem Schmid'schen Schubspannungsgesetz (Gleichung (1.19) im 45° Winkel zur äußeren Belastungsrichtung befinden. Unter diesem Winkel werden der Schmidfaktor und somit auch die resultierende Schubspannung innerhalb der Gleitsysteme maximal.

$$\tau = \sigma \cos \kappa \cdot \cos \lambda = m \sigma \quad (1.19)$$

Mit τ = resultierende Schubspannung; σ = äußere Belastung; m = Schmidfaktor

Definiert ist der Schmidfaktor m über das Produkt der Richtungsfaktoren $\cos \kappa$ und $\cos \lambda$ (Abbildung 1.26).

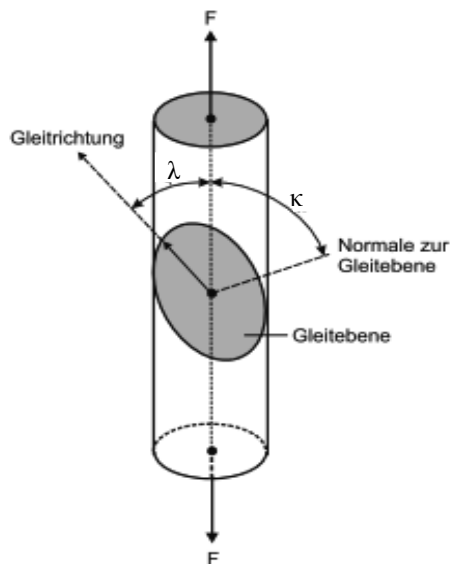


Abbildung 1.26: Geometrische Beziehung zur Ermittlung des Schmidfaktors [110].

κ ist hierbei der Winkel zwischen Zugrichtung und Gleitebenennormalen und λ der Winkel zwischen Zugrichtung und Gleitrichtung. Je nach Kornorientierung kann der Schmidfaktor Werte zwischen 0 bis 0,5 annehmen, wobei das Gleitsystem mit dem höchsten Schmidfaktor innerhalb eines Korns als erstes die kritische Schubspannung erreicht und damit im Wesentlichen die plastische Verformung trägt. Das Schmid'sche Schubspannungsgesetz erlaubt es somit, die aktivierten Gleitsysteme innerhalb eines Einkristalls zu bestimmen. Dieser Ansatz

lässt auf die Untersuchung polykristalliner Werkstoffe übertragen, wenn die Auswertung der Schmidfaktoren und der resultierenden Schubspannungen für ein einzelnes Korn erfolgt [68, 111]. In kfz-Kristallsystemen, wie den Nickelbasis-Superlegierungen, erfolgt das Versetzungsgleiten entlang der Hauptgleitsysteme in der (111) Ebene und der $\langle 110 \rangle$ Richtung [22, 50, 64, 83, 112, 113].

Folglich gilt es, die Kornorientierungen, die Schmidfaktoren sowie die resultierenden Schubspannungen innerhalb der Hauptgleitsysteme (111) $\langle 110 \rangle$ bei der Analyse der materialinhärenten Streuung basierend auf dem Gleitbandbildungsmechanismus in Betracht zu ziehen. Dass diese Kenngrößen von essentieller Bedeutung für die Anrissbildung und die Bewertung der Werkstofflebensdauer sind, zeigt sich in einer Vielzahl von Studien, die die physikalischen Kenngrößen der Gleitbandbildung detailliert analysiert haben.

So wurden in [50, 76, 79, 112, 114] an polykristallinem Nickel mit einem Reinheitsgrad von 99,9% und austenitischem Stahl (SUS316NG) unter anderem die Schmidfaktoren sowie die Kornorientierung derjenigen Körnern betrachtet, in denen persistente Gleitbänder ausgebildet wurden. Dabei konnte festgestellt werden, dass die Ausbildung der persistenten Gleitbänder auf Gleitsystemen mit höchstem Schmidfaktor erfolgte.

Die Ergebnisse der Studien in [68, 111, 114-116] an polykristallinem Nickel mit einer Reinheit von 99,9%, dem austenitischen Stahl SUS316NG und dem Duplexstahl (X2 CrNiMo 25-07) zeigten darüber hinaus, dass der Schmidfaktor eine zentrale Stellung bei der Bewertung der materialinhärenten Streuung basierend auf dem Gleitbandbildungsmechanismus einnehmen könnte. So konnte gezeigt werden, dass beim Versagen durch die Bildung von Gleitbändern, die Werte der Schmidfaktoren in den aktivierten Gleitsystemen am Anrisskorn stark variieren. Es wurden jedoch keine quantitativen Untersuchungen zur Bewertung der Korrelation zwischen den lokalen Schmidfaktoren an den Rissinitiierungspunkten und der Ermüdungslebensdauer durchgeführt. Auch der Zusammenhang zwischen den maximalen Schubspannungen innerhalb der Hauptgleitsysteme basierend auf dem Schmid'schen Schubspannungsgesetz und der Ermüdungsrisssbildung wurde nicht im Detail betrachtet.

2 Experimentelle Methoden

2.1 Werkstoff Rene 80

Bei dem im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Werkstoff handelt es sich um eine Nickelbasis Superlegierung (siehe Kapitel 1.3) mit der Kennzeichnung RENE 80.

Rene 80 ist ein Gusswerkstoff mit γ' -ausscheidungsgehärtetem polykristallinem Gefüge [33, 56, 117-120]. Durch seine gute Hochtemperaturfestigkeit, hohe Bruchzähigkeit sowie Kriech-, Oxidations- und Korrosionsbeständigkeit [1, 2, 4, 17-19] kommt er häufig in Laufschaufeln von stationären Gasturbinen und Flugzeugtriebwerken zum Einsatz. Dort sind die Werkstoffe über den gesamten Verlauf ihrer Betriebszeit hohen Temperaturen, Fliehkräften und thermomechanischen Ermüdungsbelastungen innerhalb korrosiver Umgebungsbedingungen ausgesetzt. Rene 80 kann bis zu einer Einsatztemperatur von 950°C ohne erhebliche Verluste der Zugfestigkeit eingesetzt werden [1, 33].

Die chemische Zusammensetzung der Legierung ist der Tabelle 2-1 zu entnehmen.

Tabelle 2-1: Chemische Zusammensetzung der Legierung RENE 80 in Gewichts-%.

Ni	Cr	Co	Ti	Mo	W	Al	C	B	Zr
60	14	9,5	5	4	4	3	0,17	0,015	0,03

Als Ausgangsmaterial dienen vom Industriepartner zur Verfügung gestellte Gussplatten (Abbildung 2.1) mit den Abmessungen 200 x 112 x 20mm.



Abbildung 2.1: Gussplatte aus dem Werkstoff RENE 80.

Die Platten wurden in einem Stück gegossen und an das Forschungszentrum Jülich für die geplanten Untersuchungen überstellt.

2.1.1 Werkstoffcharakterisierung

Zur näheren Charakterisierung des Ausgangsmaterials wurde aus den Gussplatten mittels Funkerosion etwa 5mm dicke Streifen sowohl aus der Mitte als auch aus dem Randbereich herausgeschnitten. Anschließend wurden von diesen Streifen kleine Probenstücke abgetrennt, präpariert und mittels lichtoptischem Mikroskop (LM) sowie Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht.

2.1.1.1 Lichtmikroskopie

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen erfolgten an einem Auflichtmikroskop des Typs Axioplan 2 der Fa. Zeiss. Zur Untersuchung der Mikrostruktur wurden die Proben stufenweise bis zur 2000er Körnung geschliffen und anschließend mit einer 3µm und 1µm- Diamantpaste endpoliert. Im letzten Schritt wurden dann die Oberflächen mit der in Tabelle 2-2 dargestellten Lösung angeätzt.

Tabelle 2-2: Zusammensetzung der Ätzlösung.

H ₂ O	20ml
HCl	5ml
HNO ₃	5ml
MoO ₃	0,5g

In den Abbildung 2.2 und Abbildung 2.3 sind die lichtoptischen Gefügeaufnahmen aus der Mitte und dem Randbereich der Gussplatten dargestellt.

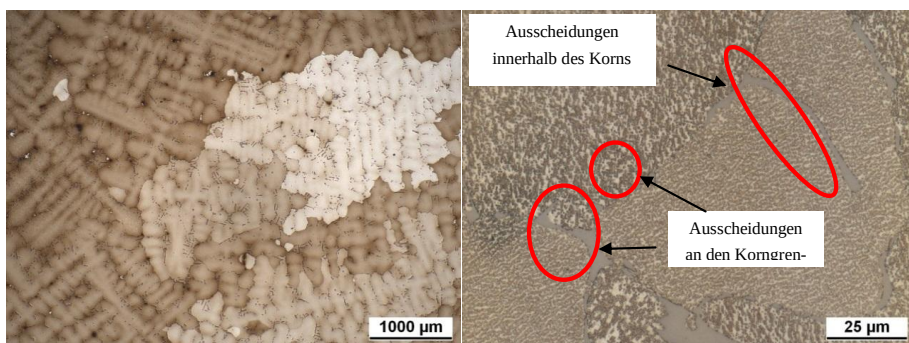


Abbildung 2.2: Ausgangszustand Mitte (LM) bei 2,5x und 100x facher Vergrößerung.

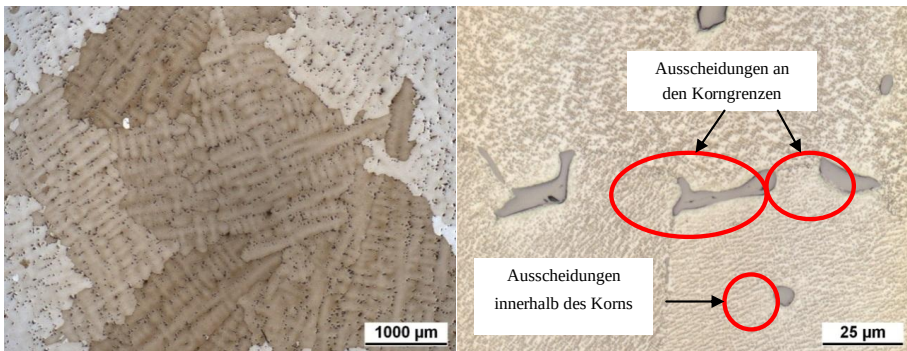


Abbildung 2.3: Ausgangszustand Rand (LM) bei 2,5x und 100x facher Vergrößerung.

Die Mikrostruktur des RENE 80 zeigt eine für Gusslegierungen typische Dendritenstruktur. Zudem ist das Gefüge mit einem Korndurchmesser von etwa 1-2 mm sehr grobkörnig. Bei höheren Auflösungen sind grobe Ausscheidungen sowohl an den Korngrenzen als auch innerhalb der Körner deutlich erkennbar. Der Vergleich zwischen Randbereich (Abbildung 2.3) und Mitte (Abbildung 2.2) der Gussplatten zeigt keine signifikanten Unterschiede im Gefüge auf.

2.1.1.2 Rasterelektronenmikroskopie

Die Untersuchungen des Ausgangsmaterials an einem Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop (Zeiss) dienen der näheren Charakterisierung des mikrostrukturellen Aufbaus des Gefüges sowie der Quantifizierung der einzelnen Gefügebestandteile. Eine REM- Aufnahme der Mikrostruktur von RENE 80 ist in Abbildung 2.4 aufgeführt.

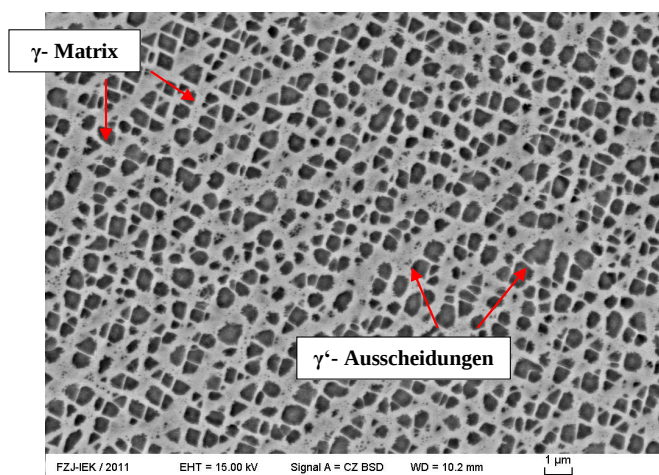
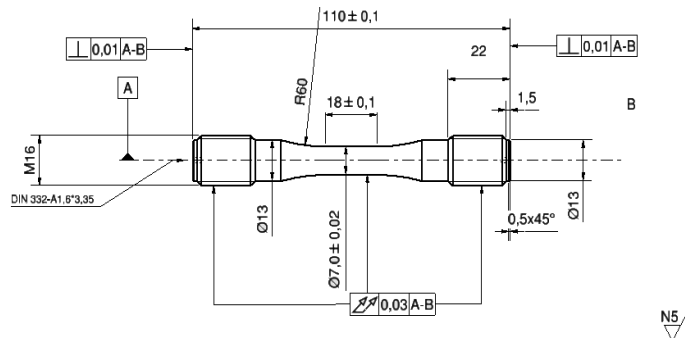


Abbildung 2.4: REM-Aufnahme des Ausgangsmaterials.

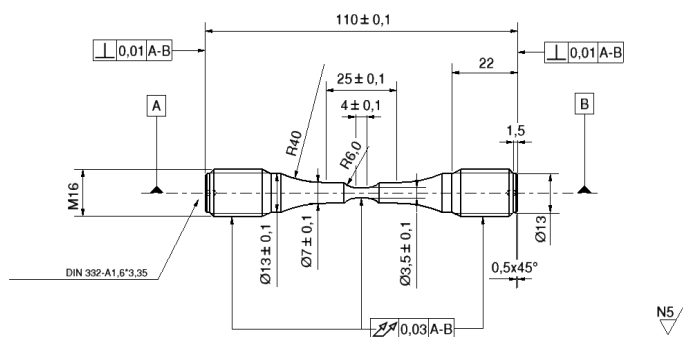
Das Gefüge besteht aus einer γ -Matrix und kubisch geordneten γ' -Ausscheidungen. Die γ -Matrix erscheint als hellgraue Bereiche, die die dunkleren γ' -Ausscheidungen kanalartig umgeben. Mittels EDX-Analyse konnten die γ -Matrix als nickelreiche Phase und die γ' -Ausscheidungen als intermetallische Mischphase der Form $[(\text{Ni}_3)(\text{Al}, \text{Ti})]$ identifiziert werden.

2.2 Probenformen und –herstellung

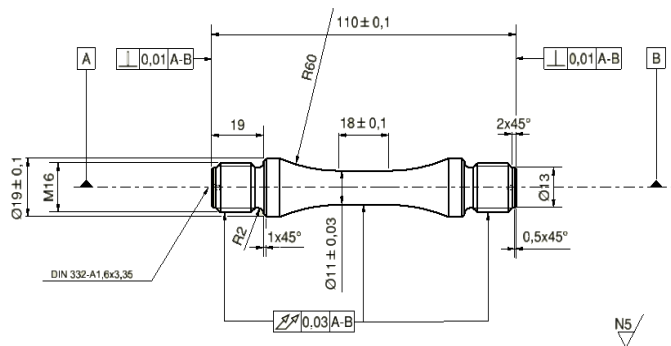
Als Rohmaterial für die Fertigung der Proben dienten die in Abbildung 2.1 dargestellt Gussplatten. Mittels Funkenerosion wurden zylindrische Stäbe aus den Platten entnommen und anschließend auf die entsprechende Endgeometrie gedreht. Für die Untersuchung des Einflusses der Probengröße auf das Lebensdauerverhalten im LCF-Bereich, wurden fünf Probengeometrien mit signifikant unterschiedlichen höchstbeanspruchten Werkstoffoberflächen entwickelt. Abbildung 2.5 zeigt die drei verwendeten Probengeometrien mit zylindrischer Messstrecke.



A) Probengeometrie G1



B) Probengeometrie G2



C) Probengeometrie G3

Abbildung 2.5: Eingesetzte Probengeometrien G1 (A), G2 (B) und G3 (C) mit zylindrischer Messstreckenlänge für die Durchführung der Ermüdungsversuche.

Durch Variation der Messstreckenlänge (L_0) sowie des Durchmessers (D_0) der versagensrelevanten Oberfläche wurde die in Tabelle 2-3 aufgeführten Oberflächen und Volumina der Probenmeßstrecken erzielt.

Tabelle 2-3: Gegenüberstellung der wichtigsten Kenngrößen der Proben mit zylindrischer Messstreckenlänge.

Probengeometrie	L_0 [mm]	D_0 [mm]	Oberfläche [mm ²]	Volumen [mm ³]
Geometrie (G1)	12	7	263,89	461,81
Geometrie (G2)	4	3,5	43,98	38,48
Geometrie (G3)	12	11	414,69	1140,39

Neben den Probengeometrien mit zylindrischer Messstrecke wurden zwei Kerbgeometrien mit Kerbformzahlen von $\alpha_1 = 1,62$ und $\alpha_2 = 2,6$ gefertigt (Abbildung 2.6). Die Kerbgeometrien werden im nachfolgenden mit den Kürzeln KG1 ($\alpha_1 = 1,62$) und KG2 ($\alpha_2 = 2,6$) bezeichnet.

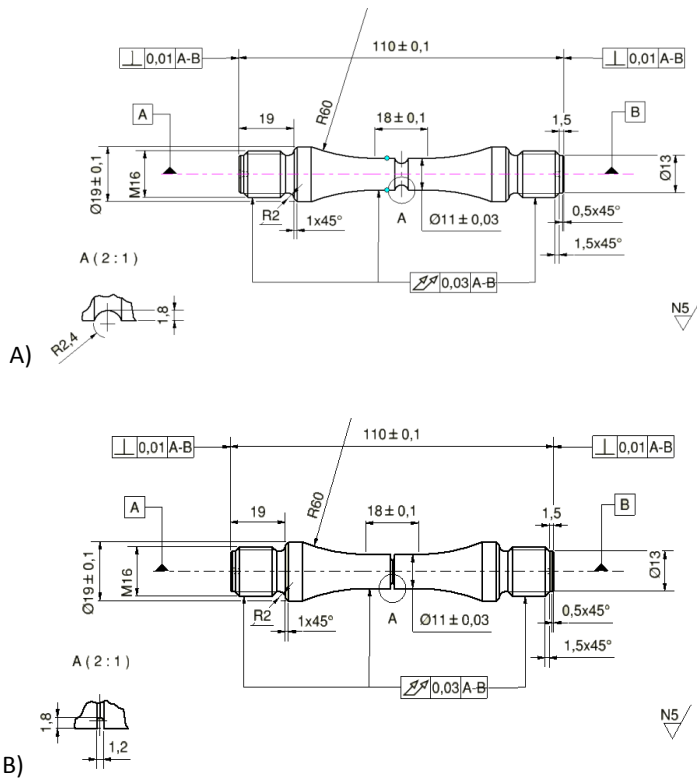


Abbildung 2.6: Eingesetzte Kerbgeometrien mit einer Kerbformzahl von A) $\alpha_1=1,62$ (KG1) und B) $\alpha_2=2,6$ (KG2) für die Durchführung weitere LCF- Testreihen.

Um diese Kerbformzahlen zu erzielen wurden die Abmessungen des Kerbgrunds basierend auf einem Formzahldiagramm für Umdrehungskernen dimensioniert.

Zur Definition der höchstbeanspruchten Werkstoffoberflächen wurden der Spannungszustand bei den Kerbgeometrien der Spannungszustand im Kerbgrundbereich mit Hilfe einer elastischen FEM- Simulation berechnet (Abbildung 2.7 und Abbildung 2.8) So konnte anhand der Spannungsverteilung innerhalb des Kerbgrunds, neben dem Kerbdurchmesser $D_0 = 7,4 \text{ mm}$ zusätzlich die höchstbelastete Messstreckenlänge L_0 definiert werden.

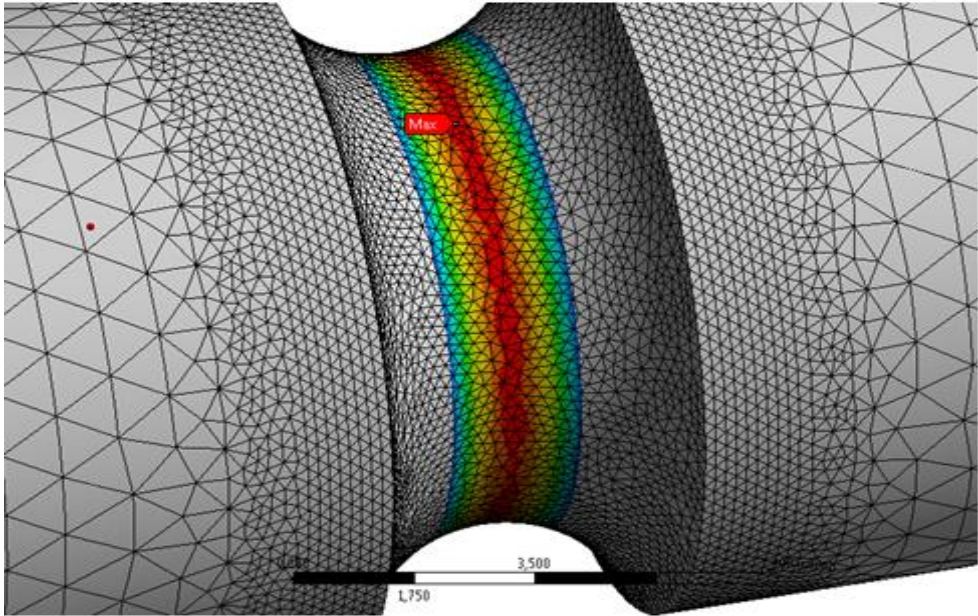


Abbildung 2.7: Ausschnitt des elastischen FEM- Simulationsmodells des Kerbdesigns KG1 mit $\alpha = 1,62$ mit den Maximalspannungen im Kerbgrund.

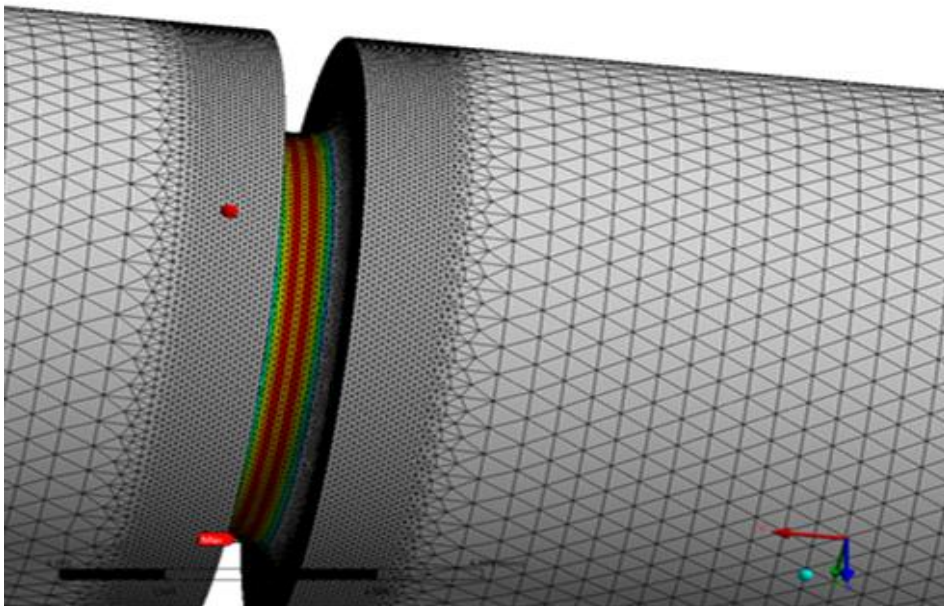


Abbildung 2.8: Ausschnitt des elastischen FEM- Simulationsmodells des Kerbdesigns KG2 mit $\alpha = 2,6$ mit den Maximalspannungen im Kerbgrund.

Als Grenze für den höchstbeanspruchten Oberflächenbereich wurde dabei ein Abfall der Maximalspannung um 15MPa ausgehend vom Kerbgrund angenommen. Daraus ergibt sich für die Kerbgeometrie KG1 eine Kreisringbreite mit der Breite von 0,712mm und für die Geometrie KG2 eine Kreisringbreite von 0,253mm.

Für die beiden Kerbgeometrien ergaben sich so die in Tabelle 2-4 aufgelisteten Abmessungen der höchstbeanspruchten Probenoberflächen.

Tabelle 2-4: Gegenüberstellung der wichtigsten Kenngrößen der eingesetzten Probengeometrien.

Probengeometrie	L ₀ [mm]	D ₀ [mm]	Oberfläche [mm ²]	Faktor OF
Geometrie (G1)	12	7	263,89	45,41
Geometrie (G2)	4	3,5	43,98	7,5
Geometrie (G3)	12	11	414,69	71,37
Geometrie (KG1)	0,712	7,4	16,55	2,8
Geometrie (KG2)	0,253	7,4	5,88	1

Alle gefertigten Proben wurden feingedreht und mit einer Oberflächengüte von N5 in der im Kapitel 2.3.2 vorgestellten Prüfmaschine getestet.

2.3 Ermüdungsversuche

Alle Ermüdungsversuche wurden in Laborluft bei konstanter Luftfeuchtigkeit von etwa 30% durchgeführt.

2.3.1 Versuchsdurchführung

Die Durchführung der LCF-Versuche erfolgte totaldehnungskontrolliert mit einem Dehnungsverhältnis (Minimaldehnung / Maximaldehnung) von $R_e = -1$ bei einer Temperatur von 850°C. Die Belastungszyklen waren dreiecksförmig (Abbildung 2.9) mit einer Frequenz von 0,1Hz bei hohen Belastungsamplituden ($\epsilon_{a,tot \text{ normiert}} = 0,77\% \dots 1,54\%$) und einer Frequenz von 1Hz bei niedrigen Dehnungsamplituden ($\epsilon_{a,tot \text{ normiert}} = 0,31\% \dots 0,61\%$). Die Versuchsparameter, unter denen die einzelnen Probengeometrien getestet wurden, sind dem Kapitel 3 zu entnehmen.

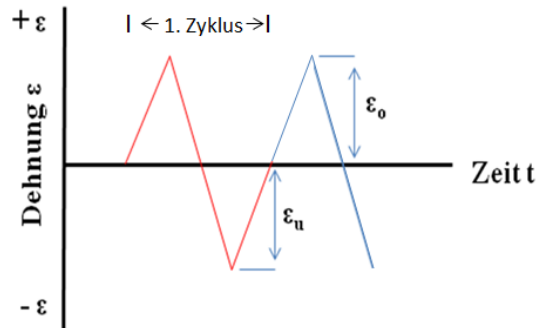


Abbildung 2.9: LCF- Belastungszyklus mit Ober- und Unterdehnung.

2.3.2 Materialprüfsystem

Für die Durchführung der Ermüdungsversuche wurde eine servohydraulische Prüfmaschine des Herstellers MTS mit einer Mess- und Regelelektronik INSTRON 8800 und einer maximalen Prüflast von 100kN eingesetzt (Abbildung 2.10).



Abbildung 2.10: Aufbau des Versuchsstands.

Zum Einbau der Proben sind auf der Ober- und Unterseite des Lastrahmens Spannzeuge mit eingelassenem Gewinde montiert. Das Spannzeug ist auf der oberen Seite mit einer Kraftmessdose und auf der unteren Seite mit dem Hydraulikzylinder der Maschine gekoppelt. Nach dem Einbau der Proben in die Einspannvorrichtung wird über eine Induktionsspule, die die Probe in einem Abstand von etwa 5 mm umgibt, die Versuchstemperatur von 850°C eingestellt. Die Messung der Versuchstemperatur erfolgt dabei mit Hilfe eines Bandthermoelements des Typs K mit einem Durchmesser von $d = 0,5\text{mm}$. Zur Temperaturregelung kommt eine Regeleinheit des Typs Eurotherm zum Einsatz. Durch die Zwischenräume der Spule wird das Thermoelement um die Probe gelegt. Dies gewährleistet eine möglichst große Kontaktfläche zwischen Probe und Thermoelement und somit eine präzise Temperaturregelung bei minimaler Schädigung der Probenoberfläche. Eine Kraftmessdose an der Oberseite des Lastrahmens registriert dabei die auf die Probe aufgebrachten Kräfte und übermittelt die Daten an eine angeschlossene Steuerungs- und Regelungseinheit. Mit Hilfe eines Hochtemperatur-Extensometers der Firma MTS mit einer Messstreckenlänge L_0 von 12mm ($\pm 0,6\text{mm}$), wird im weiteren Verlaufe des Versuchs die zyklische aufgebrachte Belastung der Probe gemessen und in den Regelkreis eingespeist.

Über zwei wassergekühlte Manschetten werden definierte und konstante thermische Randbedingungen an den Probenschultern eingestellt.

Eine vergrößerte Aufnahme der Einspannvorrichtung ist in Abbildung 2.11 dargestellt.

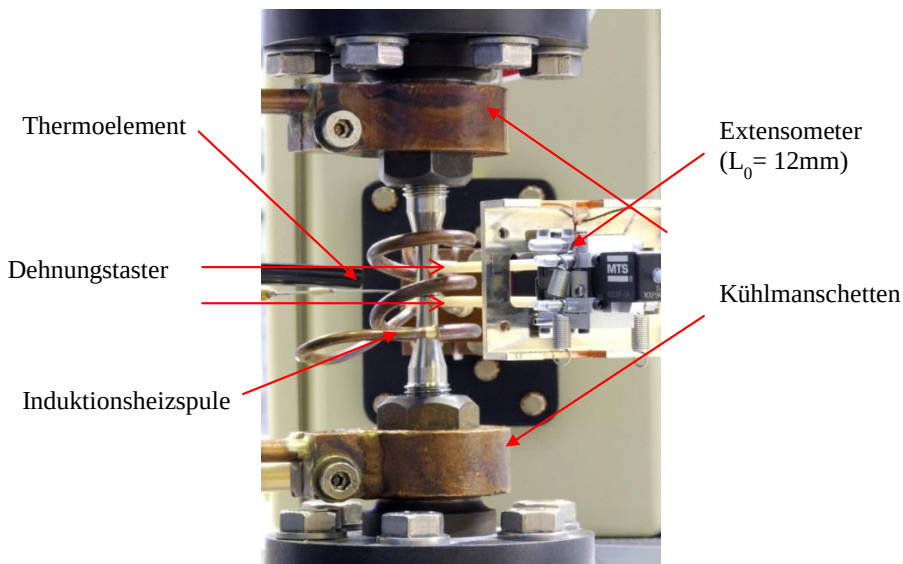


Abbildung 2.11: Vergrößerte Darstellung der Einspannvorrichtung mit eingebauter Probe.

2.3.3 Messung der Dehnungsamplitude bei den Probengeometrien G2, KG1 und KG2

Die Probengeometrie G2, KG1 und KG2 weisen im Gegensatz zu den Geometrie G1 und G3 sehr kleine Messstreckenlänge L_0 auf. Da der kleinstmögliche Abstand zur direkten Messung der Verschiebung in der Messstreckenlänge L_0 bei den zur Verfügung stehenden Extensometern 12mm beträgt, wurden die Dehnungstaster bei diesen Geometrien (G2, KG1, KG2) außerhalb der Messstreckenlänge L_0 bzw. des Kerbgrunds auf den Probenansätzen positioniert (Abbildung 2.12).

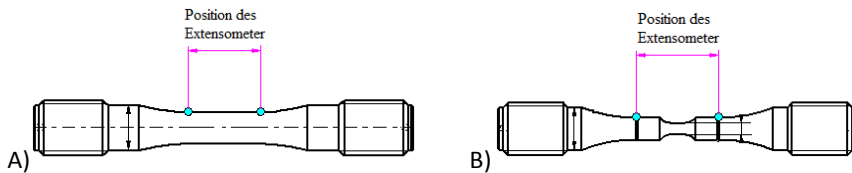


Abbildung 2.12: Position des Extensometers zur Messung der Dehnungsamplituden am Beispiel der Probenform G1 (A) und G2 (B).

Hierdurch ergibt sich eine Diskrepanz zwischen der durch die Maschine vorgegebenen Dehnungsamplitude und der tatsächlich übertragenen Dehnung auf die höchstbeanspruchten Messstreckenoberflächen. Da die Versuche darauf abzielen, den Einfluss der Probengröße auf die LCF- Lebensdauer zu quantifizieren, musste entsprechend gewährleistet werden, dass bei allen eingesetzten Geometrien identische Dehnungsamplituden innerhalb der definierten höchstbeanspruchten Messstreckenbereiche vorliegen. Daher werden im Vorfeld für die Geometrien G2, KG1 und KG2 Korrekturfaktoren ermittelt, um die an der Prüfmaschine vorgegebene Dehnungsamplitude so einzustellen, dass mit hinreichend hoher Genauigkeit die gewünschten Totaldehnungsamplituden innerhalb der versagensrelevanten Werkstoffoberflächen vorliegen.

Die Ermittlung der Korrekturfaktoren für die Geometrien G2, KG1 und KG2 erfolgte auf der Basis einer beim Industriepartner durchgeführten FEM-Simulation auf Basis umfangreicher abgesicherter, im Labor und im Betrieb verifizierter Werkstoffgesetze. Anhand dieser Ergebnissen konnten die elastischen und plastischen Dehnungsanteile in den Probenansätzen und der Messstrecke bzw. des Kerbgrunds exakt separiert werden. Zusätzlich wurden zum Abgleich der Simulationsdaten bei der Geometrie G2 ein LCF-Versuch bei Raumtemperatur mit in der Messlänge angebrachten Dehnmessstreifen durchgeführt und bei den Kerbproben (KG1, KG2) ein klassisches Verfahren nach Neuber angewendet.

Der LCF Verifikationsversuch für die Geometrie G2 erfolgte mit einer stufenweise ansteigenden Totaldehnungsamplitude bis in den plastischen Bereich hinein. Über den in der Messlänge L_0 aufgebrachten Dehnmessstreifen sowie das Extensometer an den Probenansätzen (ΔL) wurden die Dehnungen in der Messlänge und die Gesamtverformung zwischen den

Extensometertastern aufgezeichnet. Abbildung 2.13 zeigt die Ergebnisse bei einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon = 0,15\%$.

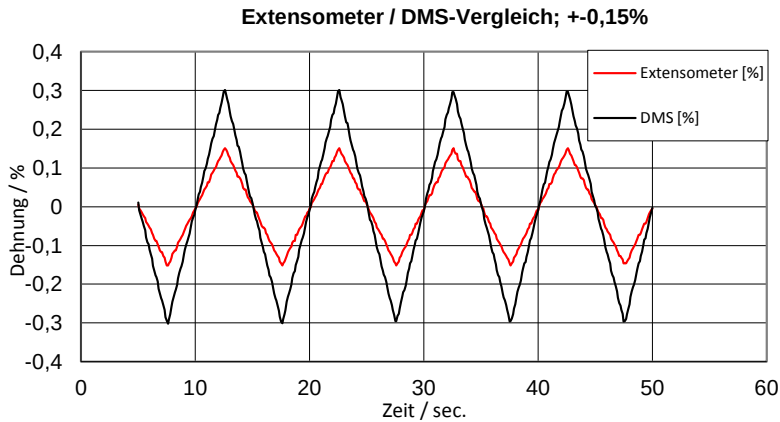


Abbildung 2.13: Dehnungsverläufe am Extensometer und DMS bei einer Belastungsamplitude von $\varepsilon = 0,15\%$.

Die aufgezeichneten Signalverläufe zeigen signifikante Abweichungen der gemessenen Dehnungen. So erreichen die innerhalb der Messstrecke L_0 (DMS) aufgezeichneten Dehnungen um einen Faktor zwei höhere Werte. Die Ergebnisse für die weiteren Dehnungsamplituden weisen vergleichbare Verläufe auf.

Der Vergleich der Daten aus dem LCF Verifikationsversuch und der FEM-Simulation ist der nachfolgenden Abbildung 2.14 zu entnehmen.

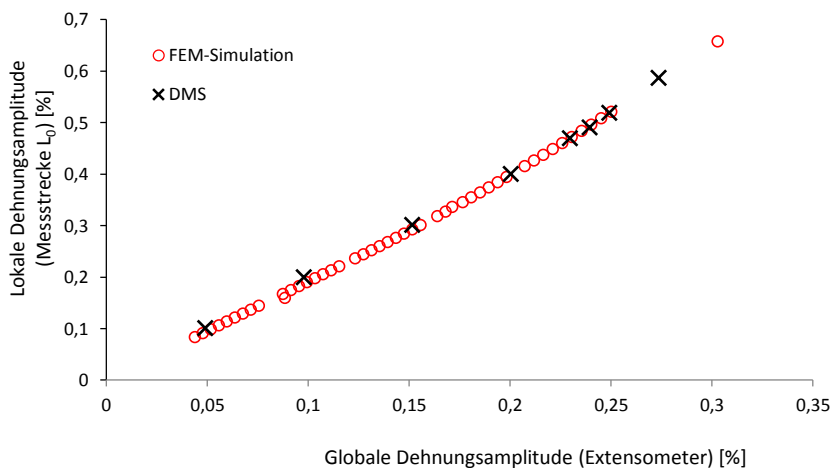


Abbildung 2.14: Darstellung der gemessene Dehnungsanteile mittels FEM- Simulation und DMS bei ansteigender Belastung.

Aufgetragen wurde die lokale Dehnung innerhalb der Messstreckenlänge L_0 gegenüber der globalen Dehnung an den Probenansätzen. Die Ergebnisse zeigen, dass die experimentell ermittelten Daten und die FEM-Simulation sehr gut übereinstimmen.

Bei den Kerbproben wurde zur Validierung der FEM-Simulationsdaten das in Kapitel 1.5.2 vorgestellte Verfahren nach Neuber angewendet. Grundlage für die Auswertung bildet das zyklische Spannungs-Dehnungs-Diagramm des Werkstoffs, das anhand der bestehenden Datenbasis bestimmt werden konnte, Abbildung 2.15. Die Bestimmung des Zusammenhangs zwischen der an der Prüfmaschine vorgegebenen Totaldehnungsamplitude und der Kerbgrund-Totaldehnungsamplitude erfolgte in zwei Teilschritten. Im ersten Teilschritt wurde durch Bestimmung der Neuber-Hyperbeln nach Gleichung (1.7) eine Korrelation zwischen elastisch-plastischer und der rein elastischen Kerbgrundbeanspruchung bei vorgegebener Belastungsamplitude hergestellt.

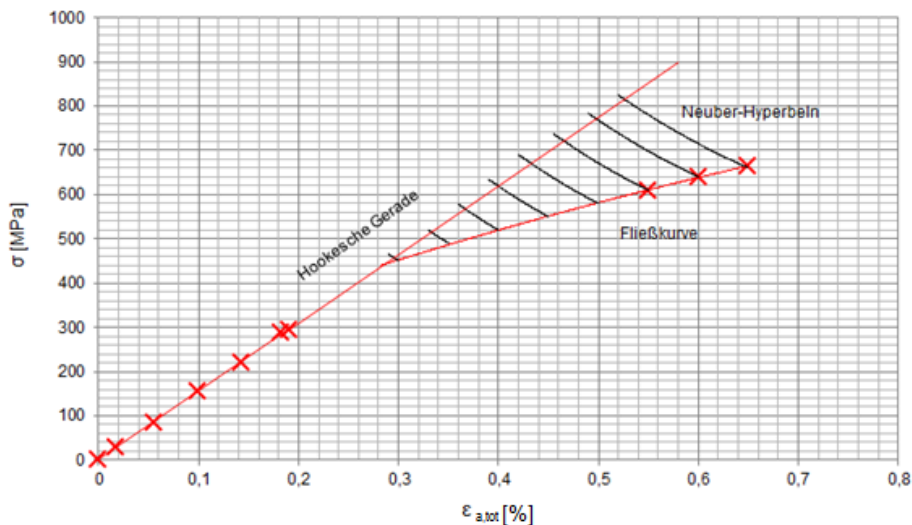


Abbildung 2.15: Bestimmung der Spannungs- und Dehnungsamplitude im Kerbgrund anhand der Neuber-Hyperbel bei zyklischer Plastizität.

Durch Vorgabe der den elastisch-plastischen Kerbgrundbeanspruchungen zugrunde liegenden elastischen Spannungs- und Dehnungsamplituden nach Neuber konnten im zweiten Teilschritt mit Hilfe eines elastischen FEM-Simulationsmodells die unterschiedlichen vorzugebenden Dehnungsamplituden für die Dehnungsregelung der Prüfmaschine (Abbildung 2.16 und Abbildung 2.17) bestimmt werden.

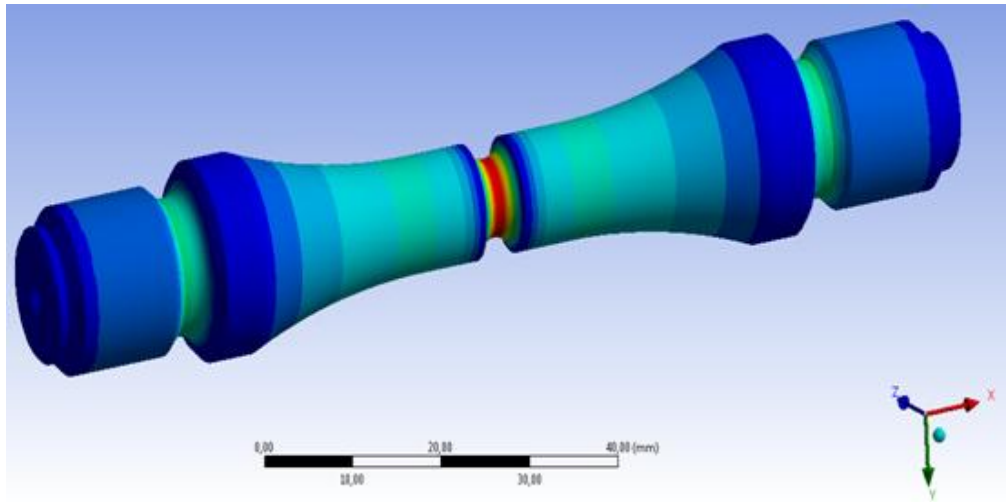


Abbildung 2.16: FEM- Modell zur Bestimmung der auftretenden Spannungen in dem Kerbdesign KG1 mit einer Kerbformzahl von $\alpha=1,62$.

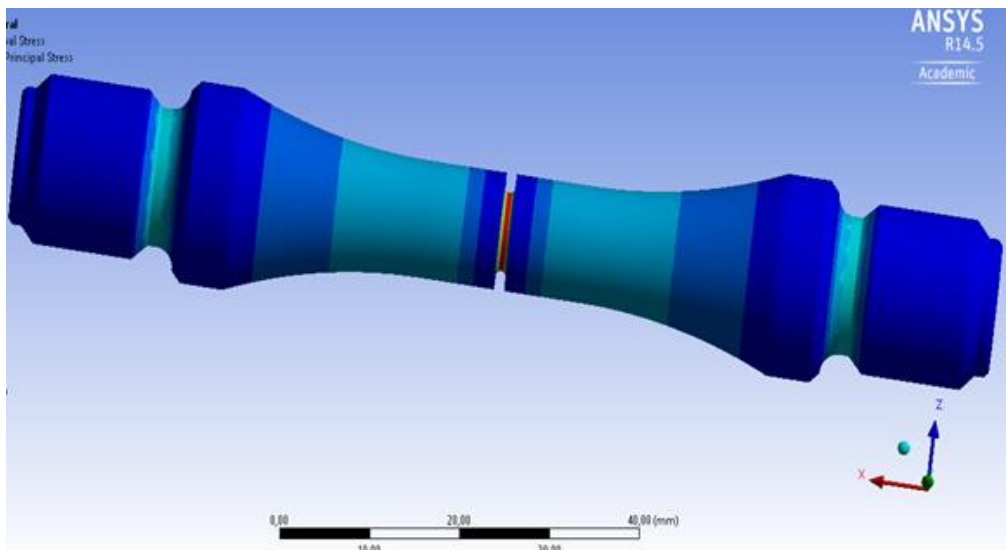


Abbildung 2.17: FEM- Modell zur Bestimmung der auftretenden Spannungen in dem Kerbdesign KG2 mit einer Kerbformzahl von $\alpha=2,6$.

Die daraus resultierenden Ergebnisse beider Kerbdesigns sind im Vergleich zu den Datenpunkten des elastisch-plastischen FEM-Simulationsmodells in der Abbildung 2.18 und in der Abbildung 2.19 dargestellt.

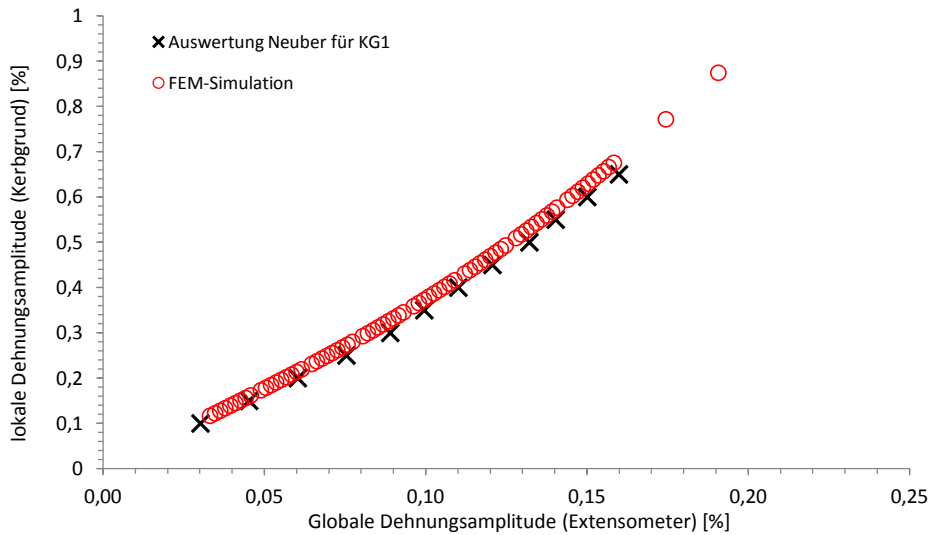


Abbildung 2.18: Darstellung der mittels elastisch-plastischer FEM-Simulation und dem Verfahren nach Neuber bestimmten Dehnungsanteile für die Kerbgeometrie KG1.

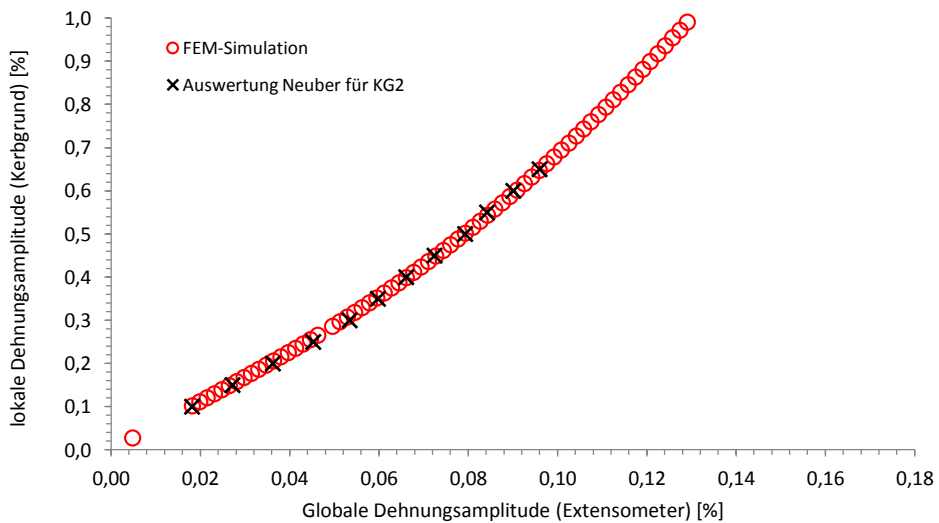


Abbildung 2.19: Darstellung der mittels elastisch-plastischer FEM-Simulation und dem Verfahren nach Neuber bestimmten Dehnungsanteile für die Kerbgeometrie KG2.

Der Abgleich der Daten aus Simulation und Verfahren nach Neuber liegen in guter Übereinstimmung, so dass auch hier ein zuverlässiges Ergebnis auf Basis der FEM-Simulation zu erwarten ist.

Die Korrekturfunktionen aus der elastisch-plastischen FEM Simulation für die Probengeometrien G1, KG1, KG2 sind Abbildung 2.20 zu entnehmen.

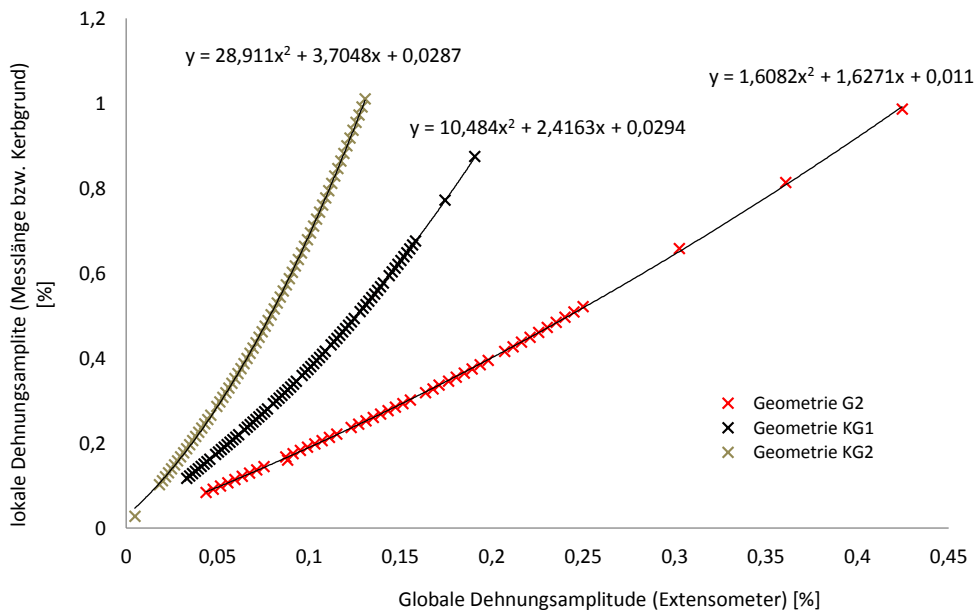


Abbildung 2.20: Darstellung der FEM-Simulationsergebnisse zur Ermittlung der Dehnungsanteile mit Polynomen 2ter Ordnung als Kalibrierfunktionen.

Die Bestimmung des jeweiligen Korrekturfaktors erfolgte anhand eines Polynoms 2ter Ordnung als Kalibrierfunktion. Somit ergeben sich die innerhalb des Diagramms aufgezeigten Funktionen für die jeweilige Geometrie, mit deren Hilfe durch Vorgabe der lokalen Dehnungsamplituden mit hinreichend hoher Genauigkeit die globalen Dehnungen am Extensometer der Maschine eingestellt werden können.

2.3.4 Ermittlung der Anrisslebensdauer

Der Vergleich der Lebensdauern der sehr unterschiedlich dimensionierten Probengeometrien erfordert die Festlegung eines identischen Versagenskriteriums. Daher wurde im Vorfeld eine einheitliche Rissfläche von $0,962 \text{ mm}^2$ für die Bestimmung der Anrisslebensdauer definiert.

Die Grundlage für die Bestimmung der Anrisslebensdauern ist der Abfall der Maximalspannung gegenüber dem stabilen Verlauf der Wechselverformungskurve (Abbildung 2.21) bei Versuchsende.

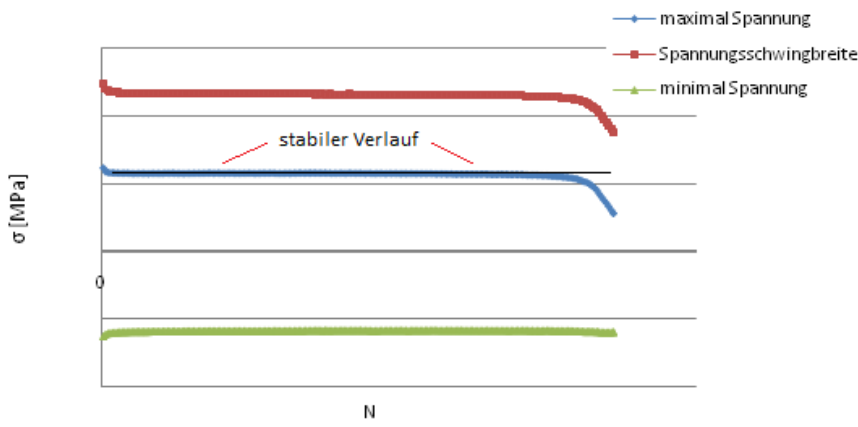


Abbildung 2.21: Beispiel einer Wechselverformungskurve einer Probe der Standardgeometrie (G1) mit $\epsilon_{a,tot\ normiert} = 0,85\%$ und einem Spannungsabfall von 2,5 %.

So konnte für die Probengeometrie G1 auf Basis einer Anrissfläche von $0,962\text{mm}^2$ ein erforderlicher Spannungsabfall von 2,5% ermittelt werden. Ausgehend von diesem Wert wurde anhand des in Gleichung (2.1) dargestellten Zusammenhangs für die weiteren Probengeometrien die in Tabelle 2-5 aufgeführten Spannungswerte definiert werden, bei denen eine Anrissfläche von $0,962\text{ mm}^2$ vorliegt.

$$\sigma_{neu} = \sigma_{alt} \left(\frac{d_{alt}}{d_{neu}} \right)^2 \tag{2.1}$$

mit σ : Spannungsabfall; d : Durchmesser der Proben in der Messlänge

Tabelle 2-5: Übersicht über die Probendurchmesser sowie die Abfälle der Maximalspannungen, auf deren Basis die Anrisslebensdauer ermittelt wird.

Geometrie	Durchmesser [mm]	Spannungsabfall [%]
Standardgeometrie [G1]	7	2,5
Modifizierte Geometrie [G2]	3,5	10
Neue Geometrie [G3]	11	1
Kerbdesign [KG1, KG2]	7,4	2,35

Bei den eingesetzten Kerbgeometrien bleibt zu berücksichtigen, dass aufgrund des inhomogenen Spannungszustands innerhalb des Kerbgrunds keine vollständige Vergleichbarkeit zwischen den nach Gleichung (2.1) ermittelten Spannungsabfällen der Proben mit zylindrischer Messstreckenlänge besteht: Durch den fortschreitenden Spannungsabbau mit zunehmender Risttiefe im Vergleich zu den Proben mit zylindrischer Messstreckenoberfläche (Abbildung 2.22) fallen die nach Gleichung (2.1) berechneten Anrissflächen der gekerbten Proben bei gegebenem Kraftabfall an der Maschine kleiner aus.

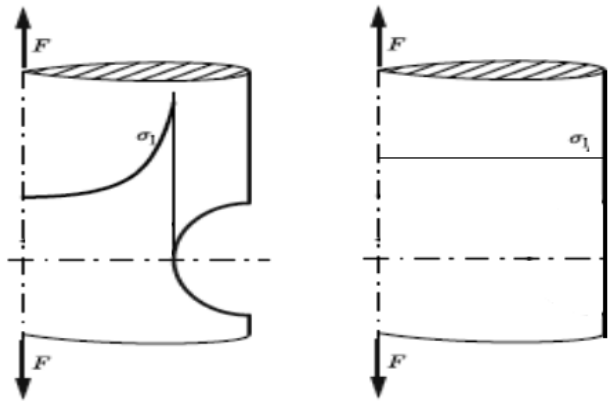


Abbildung 2.22: Spannungsverlauf einer gekerbten und ungekerbten Probe über die Querschnittsfläche.

Zur Abschätzung des Spannungsverlusts bei vorgegebener Risttiefe wurde das Spannungsfeld im Kerbquerschnitt anhand einer elastisch plastischen FEM- Simulation betrachtet (Abbildung 2.23 und Abbildung 2.25) und der Spannungsverlauf senkrecht zur Probenoberfläche aufgetragen (Abbildung 2.24 und Abbildung 2.26). Basierend auf einer halbkreisförmigen Anrissfläche (Abbildung 3.7) mit der Größe $0,962\text{mm}^2$ konnte eine Risttiefe von etwa $r_i = 0,8\text{mm}$ ermittelt werden. Ausgehend von dieser Größe ist nach den in Abbildung 2.24 und Abbildung 2.26 gezeigten Spannungsverläufen, ergibt sich an der Risssspitze annäherungsweise ein Abfall der Spannung gegenüber dem Maximalwert an der Probenoberfläche von 37% beim Kerbdesign KG1 und von 67% beim Kerbdesign KG2. Diese Ergebnisse veranschaulichen, dass trotz sehr klein gewählter Anrissflächen bereits mit einem erheblichen Abfall der Maximalspannung an der Risssspitze zu rechnen ist, der in einem gegenüber zylindrischen Messstrecken erheblich verlangsamten Rißfortschritt resultieren kann. Folglich gilt es bei den nachfolgenden Auswertungen der Anrisslebensdauern, neben dem Größeneffekt auch den Spannungsgradienten bei der Bewertung der erreichten Lebensdauern mit einzubeziehen.

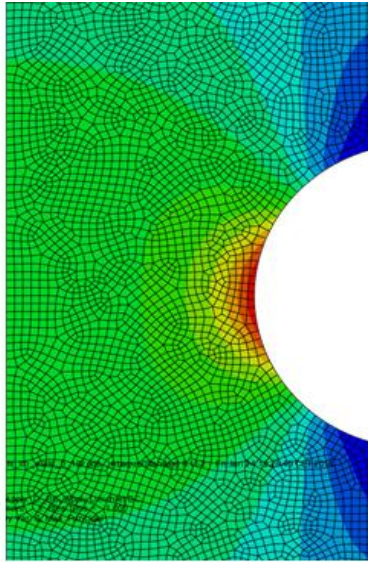


Abbildung 2.23: Elastisch-plastische FEM-Simulation des Spannungsfelds der Kerbprobe KG1, ausgehend vom Kerbgrund bis zur Probenmitte bei einer Belastung von $\epsilon_{a,tot} = 0,6\%$ im Kerbgrund für eine Temperatur von 850°C (durchgeführt beim Industriepartner).

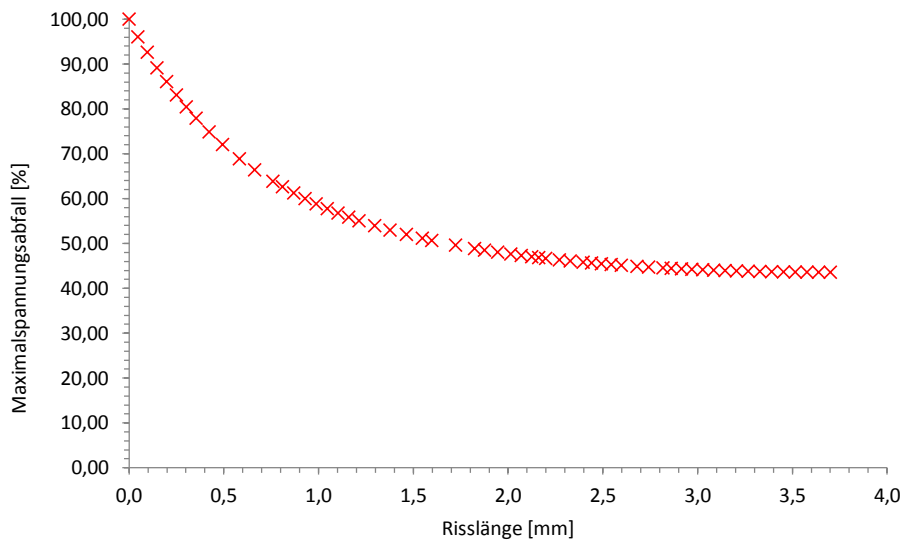


Abbildung 2.24: Abfall der Spannungsamplitude in % des Maximalwerts im Kerbgrund mit fortschreitender Risslänge, ausgehend von der Kerbgrundoberfläche bis zur Probenmitte bei 3,7mm.

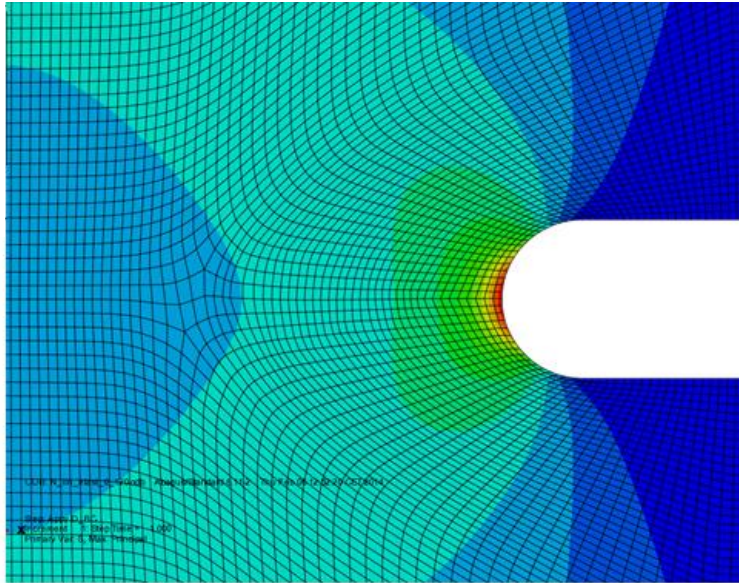


Abbildung 2.25: Elastisch-plastische FEM-Simulation des Spannungsfelds der Kerbprobe KG1, ausgehend vom Kerbgrund bis zur Probenmitte bei einer Belastung von $\varepsilon_{a,tot} = 0,6\%$ im Kerbgrund für eine Temperatur von 850°C (durchgeführt beim Industriepartner).

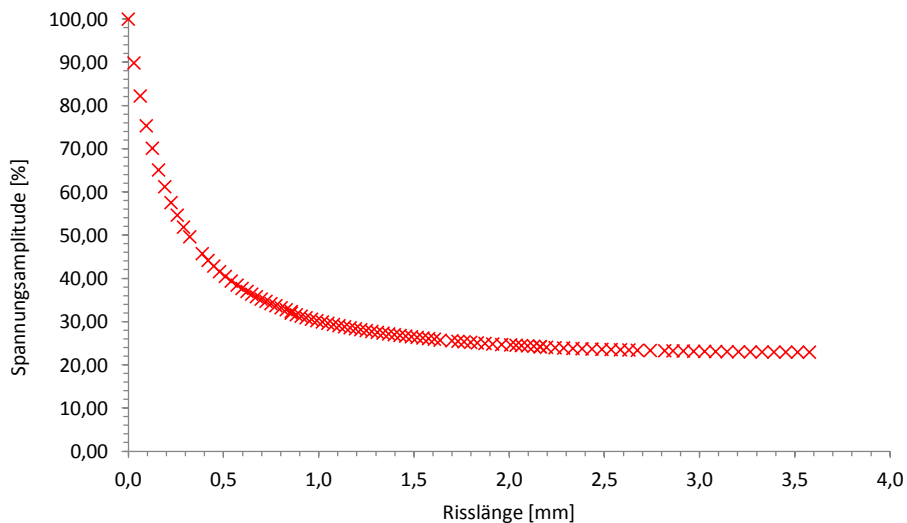


Abbildung 2.26: Abfall der Spannungsamplitude in % des Maximalwerts im Kerbgrund mit fortschreitender Risslänge, ausgehend von der Kerbgrundoberfläche bis zur Probenmitte bei 3,7mm.

2.3.5 Elastizitätsmodul

Der Elastizitätsmodul (E) wurde bei allen Proben anhand der Steigung der Spannungs-Dehnung-Hysteresen im elastischen Bereich ermittelt. Aufgrund des sehr grobkörnigen Werkstoffgefüges mit einem mittleren Korndurchmesser von etwa 1-2 mm in Kombination mit teilweise geringem Messstreckenvolumen V_0 (Abschnitt 2.2) ergab sich eine relativ breite Streuung des Elastizitätsmoduls, die über Gaußverteilungen der Werte einzelner Geometrien quantifiziert wurde.

2.4 Rasterelektronenmikroskopie

Bei dem im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Rasterelektronenmikroskops handelt es sich um ein Feldemissionsrasterelektronenmikroskop der Firma Zeiss.

In dieser Arbeit wurde das REM zur Bruchflächen- (Fraktographie) und EBSD- Analyse der Kornorientierungsverteilungen eingesetzt.

2.4.1 Fraktographie

Die Fraktographischen Aufnahmen bieten eine detaillierte Abbildung der Bruchflächentopographie der Proben. Erzeugt werden die Aufnahmen durch die Detektion von Sekundärelektronen, die von den Primärelektronen des REM durch inelastische Streuung ausgelöst werden. Aufgrund ihrer niedrigen Energie stammen sie aus den obersten Schichten der Oberfläche und werden aus einem relativ kleinen Volumen generiert. Dies bewirkt, dass die Bruchflächenbereiche mit einer Auflösung von bis zu wenigen 10 nm abgebildet werden können.

Vor Beginn der Untersuchungen wurden die Proben circa 1 Minute in eine Acetonlösung getaucht und im Ultraschallbad gereinigt. Anschließend wurden zur detaillierten Analyse der Schädigungsprozesse und der Rissinitiierungspunkte die Ermüdungsbruchflächen mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskops untersucht. Neben dem charakteristischen Bruchbild standen vor allem die Rissinitiierungspunkte im Fokus der Untersuchungen. Die Rissausgangspunkte sowie gegebenenfalls weitere Besonderheiten auf der Ermüdungsbruchfläche wurden zusätzlich bei erhöhter Vergrößerung abgebildet und im Kontext zu den erreichten Anrisslebensdauern betrachtet.

2.4.2 EBSD- Analyse

Zur Bestimmung der Kornorientierungen sowie der Schmidfaktoren für das Hauptgleitsystem in der (111) Ebene und der $\langle 110 \rangle$ Richtung an den Rissinitiierungspunkten wurden EBSD-Messungen in den Anrisszonen auf niedrigen Belastungsniveau getesteter Proben ($\epsilon = 0,2\% - 0,4\%$) durchgeführt. Darüber hinaus wurden mit Hilfe des in Kapitel 1.6 vorgestellten Schmid'schen Schubspannungsgesetzes (Gleichung(2.2) die auftretenden maximalen Scherspannungen ermittelt.

$$\tau_{max,slip} = m \cdot \sigma_a \quad (2.2)$$

Die Untersuchungen der Rissinitiiierungspunkte bzw. des Anrisskorns setzen eine zielgenaue Probenpräparation voraus, die im Kapitel 2.4.2.2 näher vorgestellt wird.

2.4.2.1 EBSD-Technik

In Abbildung 2.27 ist der typische Aufbau eines EBSD- Systems dargestellt.

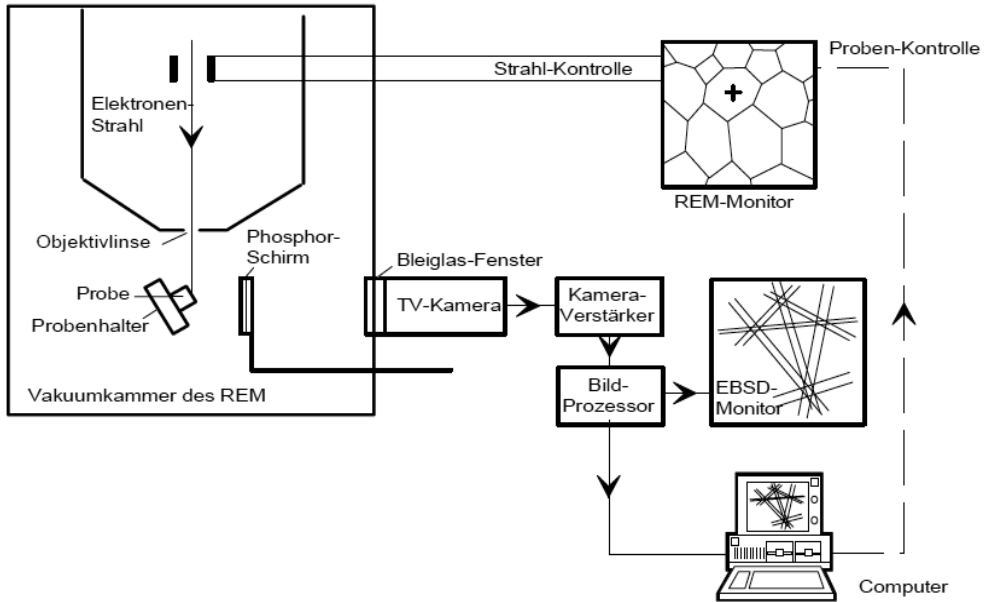


Abbildung 2.27: Aufbau und Funktionsprinzip eines EBSD-Systems [121].

Die Probe wird zunächst mit einem fokussierten Elektronenstrahl beaufschlagt. Dabei wird der Winkel zwischen Probe und einfallendem Elektronenstrahl möglichst klein gehalten

(10°-30°), um zum einen die Menge an absorbierten Signalen zu minimieren und zum anderen die Beugungsanteile zu maximieren [122]. Gleichzeitig ist die Probe in einem Winkel von etwa 60° in Richtung eines Phosphorschirms gekippt [123]. Die generierten Rückstreuerelektronen werden dort aufgefangen und als Beugungsmuster abgebildet. Diese Beugungsmuster bestehen aus sogenannten Kikuchi Linien, denen die Gleichung nach Bragg zu Grunde liegt. Die Bragg Gleichung (2.3) beschreibt den Zusammenhang zwischen der Wellenlänge λ der einfallenden Strahlung, dem Netzebenenabstand d_{hkl} der reflektierenden Ebenen und dem Beugungswinkel Θ .

$$\lambda = 2d_{hkl} \cdot \sin \theta \quad (2.3)$$

Da aus dem beaufschlagten Volumen genügend Elektronen aus allen Winkellagen emittiert werden, welche die Bragg Gleichung erfüllen, bilden sich sogenannte Beugungskegel aus. Diese werden auch als Kossel-Kegel bezeichnet und liegen symmetrisch um die Netzebenen mit einem Winkelabstand von 2θ . Da die Wellenlänge der Elektronen sehr klein ist, ergeben sich sehr kleine Beugungswinkel ($\approx 0,5^\circ$) bzw. Kegel mit sehr großen Öffnungswinkeln, die in der ebenen Projektion als zwei parallele Linien (Kikuchi Linien [122]) erscheinen.

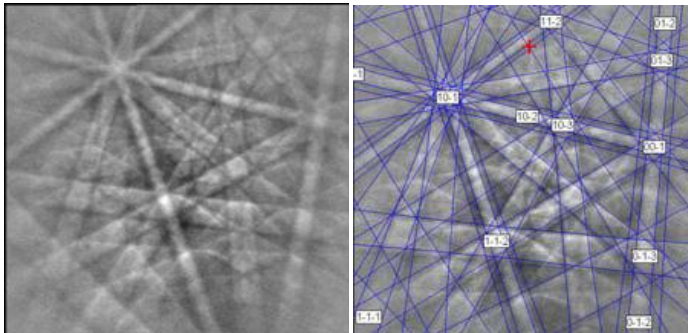


Abbildung 2.28: Kikuchi-Linien eines austenitischen Stahls mit und ohne Indizierung der Netzebenen [121].

Abbildung 2.28 zeigt die Kikuchi-Linien eines austenitischen Stahls. Die hellen Bänder stehen dabei für die Netzebenen im Kristallgitter, die die Bragg-Bedingungen erfüllen [122]. Über die Benutzung einer Restlicht-TV-Kamera wird dann die Computerauswertung der entstandenen Kikuchi-Linien ausgeführt [122, 124]. Anhand des ausgewerteten Beugungsmusters können dann Informationen über die Kristallstruktur und -orientierungen an jedem Punkt der Probenoberfläche gewonnen werden [125].

Zur Auswertung der EBSD-Analysen wurde in dieser Arbeit die Messsoftware AZTEC von Oxford Instruments verwendet.

2.4.2.2 Experimentelle Untersuchungen mit Hilfe der EBSD-Technik

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten EBSD-Analysen an den Rissinitiierungspunkten setzten eine zielgenaue Präparation der Proben voraus. Im nachfolgenden ist anhand der Probengeometrie G1 die Vorgehensweise der Probenpräparation demonstriert. Im ersten Schritt wurde der Rissinitiierungspunkt anhand der fraktographischen Aufnahme der Ermüdungsbruchfläche identifiziert (Abbildung 2.29).

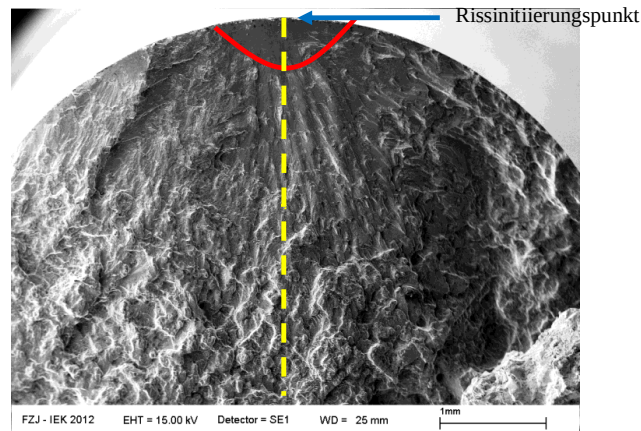


Abbildung 2.29: Ermüdungsbruchfläche einer Probe der Standardgeometrie (G1)

Die Position des Anrisspunkts wurde anschließend auf der Probenoberfläche markiert. Nachdem die Probe parallel zum Rissverlauf ausgerichtet und angeschliffen wurde, konnte der Abstand zwischen Oberfläche und Rissinitiierungspunkt anhand einer lichtmikroskopischen Aufnahme der Bruchfläche vermessen werden (Abbildung 2.30).

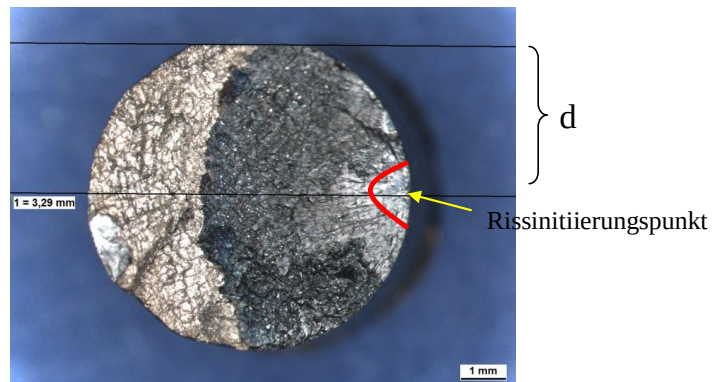


Abbildung 2.30: Lichtmikroskopische Aufnahme der Ermüdungsbruchfläche mit Vermessung des Abstands d zwischen Probenoberkante und Rissinitiierungspunkt.

Dieser Abstand entspricht dem erforderlichen Materialabtrag beim nachfolgenden Schleifen und Polieren. Auf diesen Abtrag werden die Proben zunächst auf vier verschiedenen Körnungsstufen (80, 220, 360, 600) geschliffen. Nach dem Schleifen wurden sie mit einer $3\mu\text{m}$ und $1\mu\text{m}$ -Diamantpaste poliert und anschließend angeätzt. Nach der Präparation wurden im Bereich des Rissursprungs die EBSD-Messungen zur Bestimmung der Kornorientierungen durchgeführt sowie der Schmidfaktor für die Hauptgleitsysteme bei axialer Probenbelastung ermittelt.

3 Ergebnisse und Diskussion

3.1 Einfluss der Probengröße auf die LCF Lebensdauer

Um den Einfluss der Probengröße auf die Lebensdauer im LCF-Bereich quantifizieren zu können, wurde im Vorfeld der Testreihen sichergestellt, dass die Dehnungsamplituden innerhalb der höchstbeanspruchten Messstreckenoberflächen präzise eingestellt wurden (siehe Kapitel 2.3.3). Dies setzte bei den Probengeometrien G2, KG1 und KG2 die Ermittlung eines Korrekturfaktors voraus. Darüber hinaus musste aufgrund der extrem unterschiedlichen Probenabmessungen (Kapitel 2.2) ein einheitliches Versagenskriterium festgelegt werden (Kapitel 2.3.4).

3.1.1 Wöhlerdiagramme der Probengeometrie G1-G3

Im nachfolgenden Abschnitt werden die Ergebnisse der LCF-Versuche an den Proben mit zylindrischer Messstreckenoberfläche vorgestellt und diskutiert.

Die Versuchsparameter und Anzahl der einzelnen Untersuchungen sind den nachfolgenden Tabelle 3-1 bis Tabelle 3-3 zu entnehmen. Die Dehnungsamplituden wurden hier im Folgenden auf den maximalen, für die Standard-Probengeometrie (G1) verwendeten Wert, normiert. Getestet wurde in zwei unterschiedlichen Lastbereichen bei niedriger ($\epsilon_{a,tot\ normiert} = 0,31\% \dots 0,61\%$) und hoher Belastungsamplitude ($\epsilon_{a,tot\ normiert} = 0,77\% \dots 1,54\%$).

Tabelle 3-1: Versuchsparameter der Standardgeometrie G1 (Abbildung 2.5 (A))

<i>Standardgeometrie (G1)</i>					
Dehnung $\epsilon_{a,tot\ normiert} [\%]$	1	0,92	0,85	0,39	0,31
Anzahl der Versuche	2	13	2	8	5

Tabelle 3-2: Versuchsparameter der modifizierten Geometrie G2 (Abbildung 2.5 (B))

<i>Modifizierte Geometrie (G2)</i>					
Dehnung $\epsilon_{a,tot\ normiert} [\%]$	0,92	0,85	0,39	0,31	
Anzahl der Versuche	8	7	7	9	

Tabelle 3-3: Versuchsparameter der Neuen Geometrie G3 (Abbildung 2.5 (C))

<i>Neue Geometrie (G3)</i>					
Dehnung $\epsilon_{a,tot\ normiert} [\%]$	0,92	0,85	0,39	0,54	0,31
Anzahl der Versuche	5	5	5	1	4

Abbildung 3.1 zeigt das Lebensdauerverhalten der drei Probenvarianten G1-G3 in Form eines Totaldehnungs- Wöhlerdiagramms.

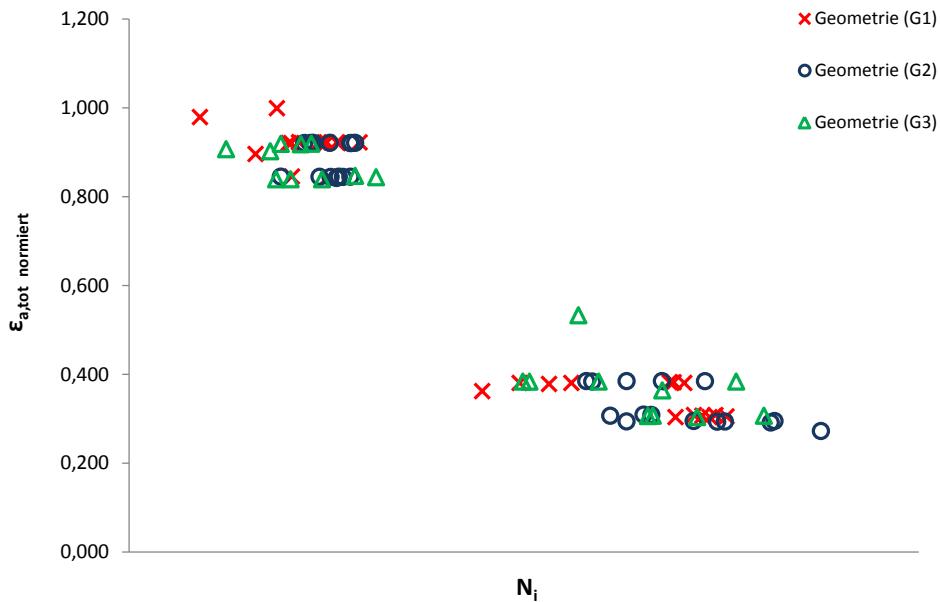


Abbildung 3.1: Darstellung des Totaldehnungs- Wöhlerdiagramms der Proben mit zylindrischer Messstreckenoberfläche G1-G3.

Bei hoher Belastungsamplitude ($\epsilon_{a,tot} \text{ normiert} = 0,85\% \dots 1\%$) ist keine Verschiebung der Anrisslebensdauern infolge der unterschiedlich dimensionierten höchstbeanspruchten Werkstoffoberflächen zu erkennen. So werden mit allen drei getesteten Probengeometrie Lebensdauern überwiegend im Bereich zwischen 63 - 365 Zyklen erreicht. Folglich scheint hier kein Einfluss des statistischen Größeneffekts auf die Lebensdauer zu existieren. Dies bestätigen die Ergebnisse von Heywood [101] sowie Rie und Lachmann [100]. Die Ursachen bzw. Gründe für das Ausbleiben des statistischen Größeneinflusses lassen sich anhand des Schädigungsmechanismus erklären. So zeigen die fraktographischen Analysen der Ermüdungsbruchflächen (Kapitel 3.3), dass das Versagen der Proben von Gleitbändern in den Oberflächenkörnern ausgeht. Es ist anzunehmen, dass die Anzahl aktiver Gleitsysteme sowohl durch Vergrößerung der Messstreckenoberfläche und die damit verbunden Erhöhung der dort vorliegenden Kornanzahl als auch durch Steigerung der Belastungsamplituden vergrößert wird. Folglich müsste nach der Theorie des statistischen Größeneinflusses die erhöhte Anzahl am Schädigungsprozess beteiligter Gleitsysteme mit einer Reduzierung der Lebensdauer verbunden sein. Dass dies jedoch nicht zwingend der Fall sein muss, zeigen die hier dargestellten Ergebnisse bei hoher Belastungsamplitude. Demzufolge scheint der statistische Größeneinfluss auf die Lebensdauer vielmehr an eine bestimmte Zahl an der Oberfläche verfügbarer Gleitsysteme

gekoppelt zu sein. Wird diese Zahl überschritten, ist es für die Anrisslebensdauer der Probe unerheblich, ob weitere Gleitsysteme, z.B. durch Erhöhung der Werkstoffoberfläche am Schädigungsprozess beteiligt sind. Somit ist anzunehmen, dass die hier durchgeführten Reduzierungen der höchstbeanspruchten Werkstoffoberflächen zwischen den Geometrien G1-G3 nicht ausreichen, um die Zahl aktiver Gleitsysteme soweit zu verringern, dass bei den vorgegebenen Belastungsamplituden ein Kornorientierungseinfluss (Vgl. Kapitel 3.4.3) innerhalb des Totaldehnungs- Wöhlerdiagramms abgebildet werden kann. Diese Hypothese wird zusätzlich dadurch untermauert, dass die fraktographischen Aufnahmen der Ermüdungsbruchflächen (Kapitel 3.3.1) trotz erheblicher Größenunterschiede keinerlei Abweichungen im charakteristischen Erscheinungsbild aufweisen, wobei für alle Varianten Mehrfachanrissbildung vorliegt (Vgl. Kapitel 3.3.2).

Bei niedrigerer Belastungsamplitude ($\epsilon_{a,tot \text{ normiert}} = 0,31\% \dots 0,61\%$) zeigt sich dagegen eine statistisch relevante Verschiebung der Anrisslebensdauern mit Einsatz der modifizierten Geometrie (G2). So liegen die erreichten Bruchlastspielzahlen der modifizierten Probengeometrie (G2) größtenteils im oberen Streubandbereich der Geometrien G1 und G3 mit maximalen Bruchlastspielzahlen bis 220.000 Zyklen. Folglich scheint die Reduzierung der angelegten Dehnungsamplitude in Kombination mit der verkleinerten schädigungsrelevanten Messstreckenoberfläche auszureichen, um einen statistischen Kornorientierungseinfluss (Vgl. Kapitel 3.4.3) auf die Lebensdauer innerhalb des Totaldehnungs- Wöhlerdiagramms abbilden zu können. Dass zwischen der neuen Geometrie (G3) und der Standardgeometrie (G1) keine Abweichung in den erreichten Anrisslebensdauern erkennbar ist, ist vermutlich auf den mit einem Faktor 1,6 relativ geringen Unterschied zwischen den höchstbeanspruchten Werkstoffoberflächen beider Probenvarianten (Kapitel 2.2; Tabelle 2-3) zurückzuführen. Demzufolge sind nur kleine Unterschiede der erreichten Lebensdauern zu erwarten, die im dargestellten Totaldehnungs- Wöhlerdiagramm ohne nennenswerten Einfluss bleiben.

Ferner zeigt sich eine Zunahme der Streubreite mit abnehmender Belastungsamplitude, was vermutlich auf die stärkere Lokalisierung der plastischen Verformung zurückzuführen ist. Somit könnte eine geringere Anzahl am Schädigungsprozess beteiligter Gleitsysteme aktiviert werden, die folglich zu einem erhöhten Einfluss der Kornorientierungsverteilung führen.

3.1.2 Wöhlerdiagramme der Kerbgeometrien KG1 und KG2

Die Durchführung der LCF-Testreihen an den Kerbgeometrien KG1 und KG2 erfolgte mit den in Tabelle 3-4 und Tabelle 3-5 dargestellten Versuchsparametern.

Tabelle 3-4: Versuchsparameter der Kerbgeometrie KG1 mit $\alpha=1,62$.

Kerbgeometrie (KG1) (Abbildung 2.6(A))									
Dehnung $\epsilon_{a,tot}$ normiert [%]	1	0,92	0,85	0,615	0,58	0,55	0,54	0,49	0,39
Anzahl der Versuche	2	3	2	1	2	1	2	1	2

Tabelle 3-5: Versuchsparameter der Kerbgeometrie KG2 mit $\alpha=2,6$.

Kerbgeometrie (KG2) (Abbildung 2.6 (B))										
Dehnung $\epsilon_{a,tot}$ normiert[%]	1,54	1,39	1,23	1,18	0,92	0,89	0,85	0,82	0,79	0,77
Anzahl der Versuche	2	2	6	1	1	1	1	1	1	1

Die daraus resultierenden Ergebnisse sind in Abbildung 3.2 als Totaldehnungs- Wöhlerdiagramm dargestellt.

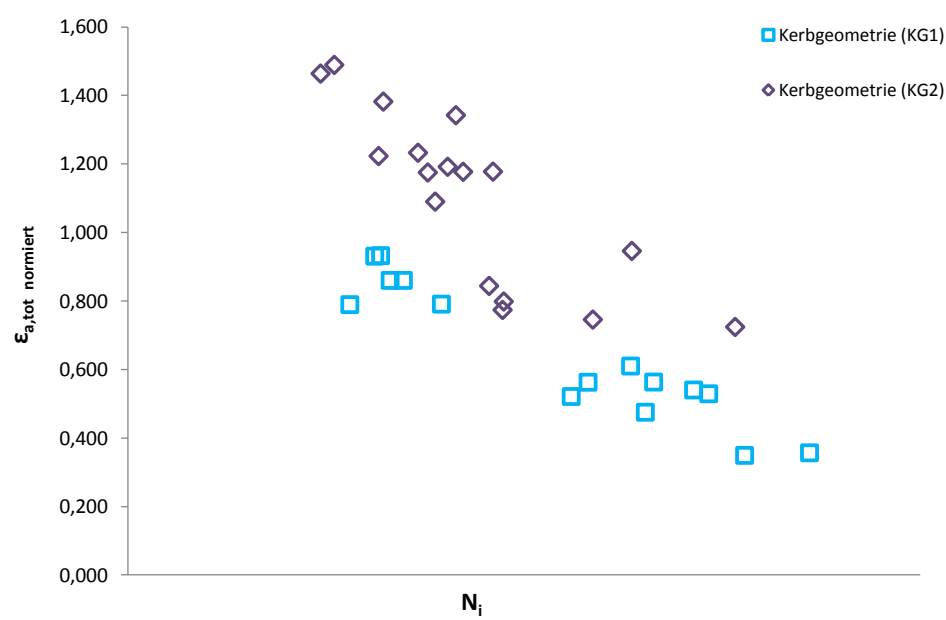


Abbildung 3.2: Totaldehnungs- Wöhlerdiagramm für die Kerbgeometrien KG1 und KG2.

Sowohl auf hohen, als auch auf niedrigem Belastungsniveau stellt sich für die Kerbgeometrie KG2 eine signifikante Erhöhung der Lebensdauer ein. Obwohl die Tests an den Proben der Variante KG2 mitunter bei höheren Dehnungsamplituden ($\epsilon_{a,tot}$ normiert = 0,77% ... 1,54%) durchgeführt wurden, zeigt sich eine deutliche Abgrenzung gegenüber dem Streubandbereich der Kerbgeometrie KG1. Diese effektive Steigerung der Lebensdauer kann nicht allein mit dem statistischen Größeneinfluss erklärt werden. Zwar ist auf Grundlage des bestehenden

Größenunterschieds mit einer geringeren Anzahl aktiver Gleitsysteme beim Kerbdesign KG2 und folglich mit einer Steigerung der Lebensdauer zu rechnen, jedoch ist der Unterschied in den höchstbeanspruchten Werkstoffoberflächen mit einem Faktor von etwa 2,8 relativ gering (Tabelle 2-4). Demzufolge muss in die Bewertung der erreichten Lebensdauern neben dem statistischen Größeneffekt der Einfluss des Spannungsgradienten einfließen. Zwar wurden die Lebensdauern aller Proben anhand relativ kleiner Anrissflächen ermittelt, die in Abschnitt 2.3.4 dargestellten Spannungsverläufe (Abbildung 2.24 und Abbildung 2.26) über den Kerbgrundquerschnitt zeigten aber, dass beim Kerbdesign KG2 bei der vorgegebenen Risstiefe bereits ein erheblicher Abfall der Spannung an der Rissspitze vorliegt. Folglich breiten sich die Anrisse beim Kerbdesign KG2 mit fortschreitender Risslänge zunehmend langsamer aus.

Um den Einfluss des Spannungsgradienten auf die Steigerung der Lebensdauern zu bewerten, wurde die Anrisslebensdauern (Abbildung 3.3) zum einen nach einem gerade noch detektierbaren Abfall der Maximalspannung von 1% und zum anderen nach einem Spannungsabfall von 2,35% aufgetragen und miteinander verglichen. Durch die Minimierung der Risstiefe von 0,8mm auf 0,523mm mit Auswahl eines schärferen Anrisskriteriums (1%) sollte zumindest ansatzweise der Effekt des Spannungsgradienten auf die Lebensdauer dargestellt werden. Die in Abbildung 2.24 und Abbildung 2.26 aufgezeigten Spannungsverläufe über den Kerbquerschnitt zeigen jedoch, dass bereits bei einer Risslänge von 0,523mm mit einer Spannungsabnahme an der Rissspitze um 30% beim Kerbdesigns KG1 und um 60% beim Kerbdesign KG2 zu rechnen ist. Somit fällt der Unterschied in den Spannungsverlusten für die gewählten Anrisskriterien relativ gering aus, was die Anwendbarkeit eines reduzierten Spannungsabfalls für die Bewertung des Spannungsgradienteneinflusses auf die Lebensdauer einschränkt, da der Hauptteil des lokalen Spannungsabbaus an der Rissspitze unmittelbar nach der Anrissbildung erfolgt, die anhand der Wechselverformungskurven aber nicht eindeutig detektierbar ist.

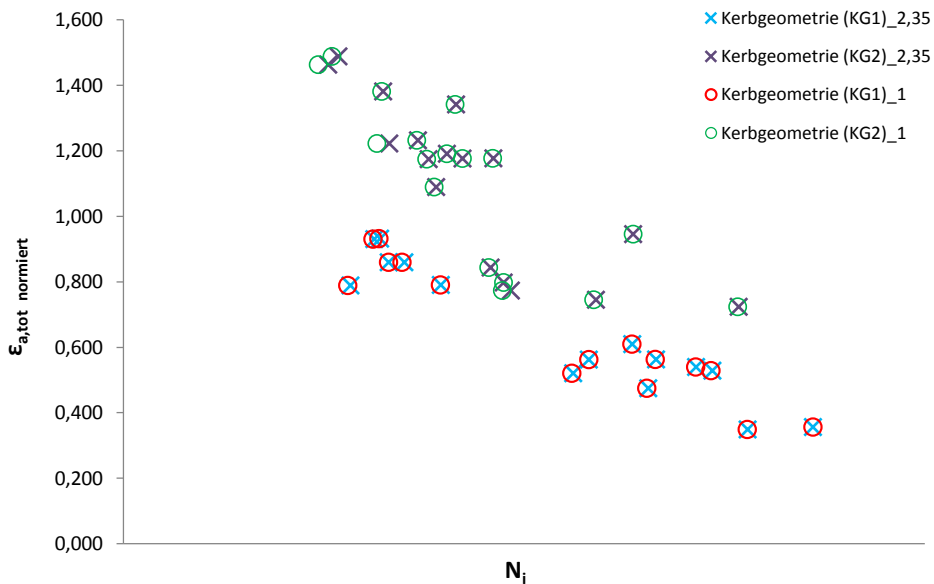


Abbildung 3.3: Totaldehnungs- Wöhlerkurve der Kerbgeometrien KG1 und KG2 mit einem Spannungsabfall von 2,35% bzw. 1% als Versagenskriterium.

Ein erster Abgleich der Ergebnisse veranschaulicht, dass sowohl auf niedrigem, wie auch auf hohem Belastungsniveau die ermittelte Verschiebung der Datenpunkte auf Grundlage der unterschiedlichen Lebensdauerdefinitionen nur sehr geringfügig ausfällt. So ist bei der logarithmischen Auftragung in den meisten Fällen kein wesentlicher Unterschied in den erreichten Lebensdauern erkennbar. Eine Ausnahme bilden lediglich einige Datenpunkte des Kerbdesigns KG2 bei erhöhter Belastungsamplitude. Hier liegen die für einen Spannungsabfall von 1,0% erreichten Lebensdauern beider Kerbdesigns näher beieinander als für die Auswertung auf 2,35% Spannungsabfall. Dieser Effekt ist aufgrund des bei der schärferen Kerbe vorliegenden steileren Spannungsgradienten nachvollziehbar (Abbildung 2.24 und Abbildung 2.26).

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass der Spannungsunterschied bei den gewählten Anrisskriterien nicht ausreicht, um den Effekt des Spannungsgradienten auf die Anrisslebensdauer qualitativ zu bewerten. So ist einerseits denkbar, dass der Spannungsgradient tatsächlich ohne nennenswerten Einfluss bleibt und der Großteil der Lebensdauersteigerung auf dem Größeneffekt beruht. Andererseits könnte die signifikante Verschiebung der Lebensdauer bei einigen Datenpunkten des Kerbdesigns KG2 auf einen deutlichen Einfluss des Spannungsgradienten hindeuten. Eine abschließende Bewertung wäre mit Rissausbreitungsrechnungen in einem FEM-Modell der Kerbproben möglich, welche jedoch nicht Gegenstand dieses Projekts war. Ein anderer Bewertungsansatz wäre die Anwendung des beim Industriepartner unter Verwendung der bei FZ Jülich ermittelten Daten erarbeiteten

probabilistischen Ansatzes auf die Lebensdauern der Kerbproben: Wenn sich hiermit insbesondere für die Geometrie KG2 eine deutliche Unterschätzung der Lebensdauer auf Grundlage des Oberflächeneinflusses bei guter Übereinstimmung für die anderen Probenformen ergäbe, würde dies auf einen signifikanten Einfluss des Spannungsgradienten im Kerbgrund auf das Ermüdungsrisswachstum hindeuten.

3.1.3 Zusammenfassendes Wöhlerdiagramm

Abbildung 3.4 zeigt die Ergebnisse der LCF-Untersuchungen aller Probengeometrien als Totaldehnungs- Wöhlerdiagramm.

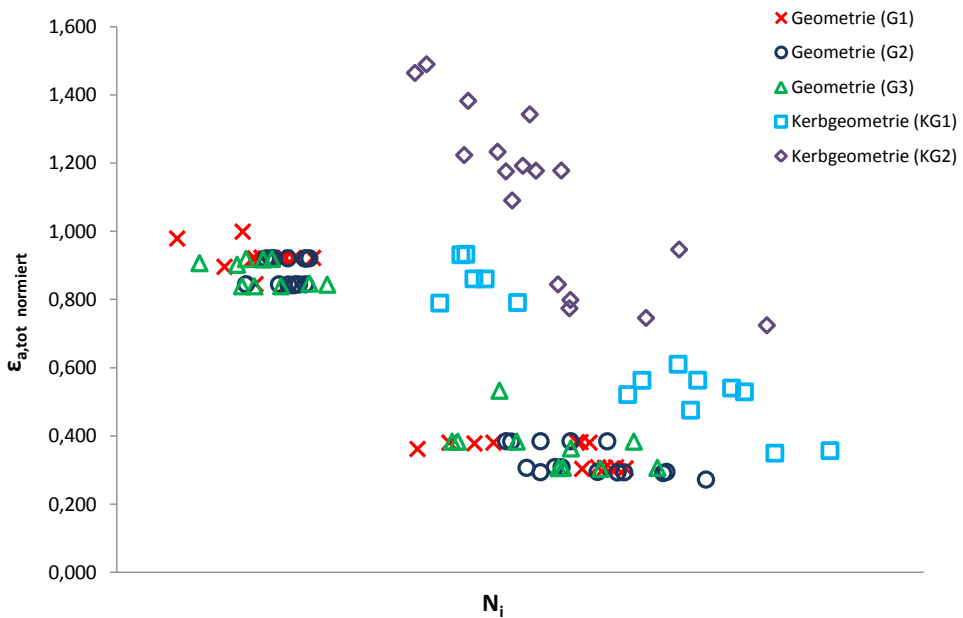


Abbildung 3.4: Totaldehnungs- Wöhlerkurven aller untersuchten Probengeometrien.

Die Zusammenfassung aller LCF-Daten zeigt, dass mit Verwendung der Kerbgeometrien eine signifikante Erhöhung der Anrisslebensdauer sowohl auf hohem, als auch auf niedrigem Belastungsniveau erreicht werden kann. So weisen auch die bei etwas höheren Dehnungsamplituden ($\epsilon_{a,tot\ normiert} = 0,49\%$ - $0,615\%$ sowie $\epsilon_{a,tot\ normiert} = 1,0\%$ - $1,54\%$) durchgeführten Tests eine deutliche Abgrenzung gegenüber dem Streuband der Proben mit zylindrischer Messstrecke auf. Besonders auffällig ist die Verschiebung auf hohem Belastungsniveau, wo die Kerbgeometrien eine Erhöhung der Lebensdauer um mehrere Größenordnungen zeigen. Diese deutliche Verschiebung gegenüber den Proben mit zylindrischer Messstrecke ist vermutlich sowohl auf die starke Reduzierung der schädigungsrelevanten Oberflächen als auch den Einfluss des Spannungsgradienten im Kerbgrund zurückzuführen. So ist anzunehmen, dass im

Kerbgrund zwar frühzeitig Mikrorisse gebildet werden. Diese breiten sich jedoch im Gegensatz zu den Anrissen in den ungekerbten Proben, nicht mit zunehmender Risstiefe beschleunigt aus, sondern wachsen durch die in den Probenquerschnitt hinein abnehmenden Spannungen (Vgl. Kapitel 2.3.4) an der Riss Spitze deutlich verlangsamt.

Nichtsdestotrotz ist die Verschiebung der Lebensdauer bei hoher Belastungsamplitude, insbesondere im Hinblick auf den Größeneffekt kontrovers zu diskutieren. So zeigt sich bei den Proben mit zylindrischer Messstreckenoberfläche (G1-G3), im Gegensatz zu den Kerbgeometrien, trotz signifikanter Größenunterschiede (Tabelle 2-4) kein Einfluss auf die Lebensdauer. Bei niedrigem Belastungsniveau ist dagegen eine leichte Verschiebung zu höheren Lebensdauern mit Einsatz der Geometrie G2 gegenüber den deutlich größeren Proben G1 und G3 zu erkennen. Daher ist anzunehmen, dass die in Kapitel 3.1.1 aufgestellte Hypothese über die Nachweisbarkeit des Größeneffekts auf die Lebensdauer richtig zu sein scheint.

Die extreme Reduzierung der höchstbeanspruchten Werkstoffoberflächen bei den Kerbgeometrien KG1 und KG2 (Abbildung 2.7 und Abbildung 2.8 sowie Tabelle 2-4) bewirkt, dass nur in diesem Bereich befindliche Gleitsysteme den höchsten Beanspruchungen ausgesetzt werden. Folglich kann die Anzahl aktiver Gleitsysteme soweit verringert werden, dass ,im Gegensatz zu den Probengeometrien G1-G3, auch bei hohen Belastungsamplituden ein Effekt des statistischen Größeneinflusses auf die Anrisslebensdauer innerhalb des Totaldehnungs- Wöhlerdiagramms erkennbar ist.

Diese Annahme lässt sich zusätzlich anhand der in Kapitel 3.3 dargestellten fraktographischen Aufnahmen der Ermüdungsbruchflächen bei hoher Belastungsamplitude belegen. So zeigt der Vergleich der Ermüdungsbruchflächen, dass die Prägnanz der Rissausgangspunkte sehr unterschiedlich ausgeprägt ist. Während bei den Proben der Geometrien G1-G3 infolge der starken Plastifizierung über den gesamten Probenquerschnitt, keine eindeutigen Anrisspunkte zu identifizieren sind, weisen die Ermüdungsbruchflächen der Kerbgeometrien klar erkennbare Anrisslinsen auf. Diese Unterschiede in der Prägnanz der Rissausgangspunkte sind einerseits auf die deutlich geringere Anzahl zur Verfügung stehender Körner innerhalb der schädigungsrelevanten Werkstoffoberflächen und andererseits auf den Einfluss des Spannungsgradienten zurückzuführen, durch welchen Anrisse eine längere Risswachstumsphase mit bei zunehmender Risstiefe verzögerter Ausbreitung durchlaufen.

Bei niedriger Belastungsamplitude scheint hingegen zumindest bei der Geometrie G2 die Reduzierung der Beanspruchungsamplitude in Kombination mit der Größe der höchstbeanspruchten Werkstoffoberfläche auszureichen, um den Größeneffekt gegenüber den Geometrie G1 und G3 wirksam werden zu lassen.

Ferner zeigt sich bei den Kerbgeometrien ein Zunahme der Streubreite der erreichten Anrisslebensdauern (Abbildung 3.4). Dies könnte auf einem erhöhten Einfluss der Kornorientierungsverteilung aufgrund der geringen Kornanzahl im Kerbquerschnitt beruhen, was eben-

falls ein Indiz für eine im Vergleich zu den zylindrischen Proben deutlich reduzierte Anzahl aktiver Gleitsysteme innerhalb des höchstbeanspruchten Werkstoffvolumens wäre.

3.2 E-Modul Messungen

Abbildung 3.5 zeigt die Korngrößenverteilung des Werkstoffs RENE 80. Mit Kornflächen von 0,5 bis 5,5 mm ist der Werkstoff sehr grobkörnig. Nimmt man annähernd eine kreisförmige Form der Körner an, so liegt der Korndurchmesser im Bereich zwischen 1 und 2 mm.

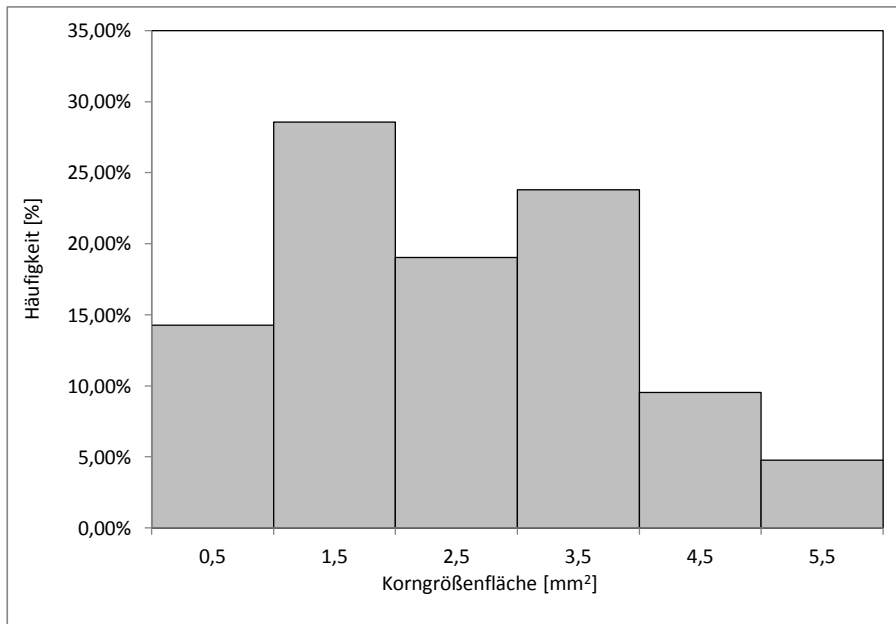


Abbildung 3.5: Korngrößenverteilung des eingesetzten Werkstoffs RENE 80.

Aufgrund der Grobkörnigkeit des Werkstoffs und des dadurch zu erwartenden Einflusses der Kornorientierungsstatistik auf die elastischen Eigenschaften der Proben wurde der Elastizitätsmodul aller getesteten Proben anhand der Steigung der Spannung-Dehnung-Hysteresen im elastischen Bereich bestimmt und statistisch ausgewertet.

Die Ergebnisse sind für die 5 eingesetzten Probengeometrien in Abbildung 3.6 als Gaußverteilungen zusammengefasst.

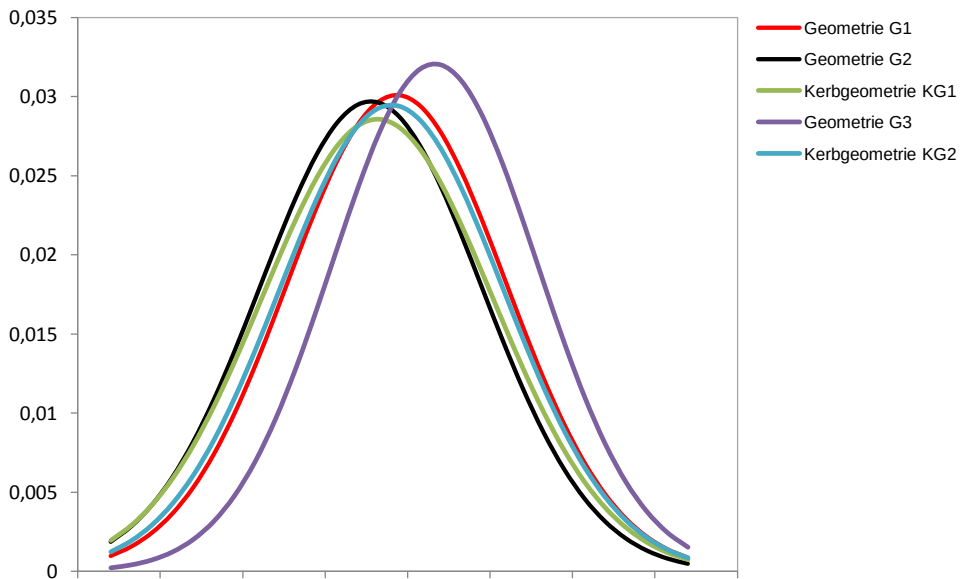


Abbildung 3.6 Gaußverteilung der gemessenen E-Moduln der getesteten Probengeometrien.

Die Gegenüberstellung der Gaußverteilungen macht deutlich, dass sowohl die Standardabweichungen als auch die berechneten Mittelwerte der 5 Probengeometrien sehr nahe beieinander liegen. Allerdings zeigen die Breiten der Gaußverteilungen verhältnismäßig starke Schwankungen im Elastizitätsmodul aufgrund der Grobkörnigkeit des Werkstoffs. So ist bereits bei Annahme einer Standardabweichung als Schwankungsbreite mit Abweichungen des Elastizitätsmoduls von $\pm 15\text{MPa}$ um die berechneten Mittelwerte zu rechnen. Andererseits zeigen die für alle verwendeten Probenformen ähnlichen Verteilungen des Elastizitätsmoduls, dass trotz erheblicher Reduzierung der höchstbeanspruchten Werkstoffoberflächen in Kombination mit dem relativ grobkörnigen Werkstoffgefüge auch bei den Varianten G2, KG1 und KG2 kein einkristallines Werkstoffverhalten vorliegt und somit die Vergleichbarkeit der unterschiedlich dimensionierten Probengeometrien gewährleistet ist.

3.3 Fraktographie

Im Folgenden werden einige fraktographische Aufnahme der entsprechend Kapitel 3.1.1 getesteten Proben vorgestellt. Die Bilder wurden mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops aufgenommen und besonderes Augenmerk auf die Rissinitiierungspunkte gelegt.

3.3.1 Bruchflächen der Probengeometrien G1-G3 bei niedrigem $\epsilon_{a,tot}$

Abbildung 3.7 zeigt einen Ausschnitt des Totaldehnungs- Wöhleridiagramms der Geometrien G1-G3 bei niedriger Belastungsamplitude. Innerhalb des Diagramms gekennzeichnet sind diejenigen Proben, deren fraktographischen REM-Aufnahmen in Abbildung 3.8 im Detail vorgestellt sind.

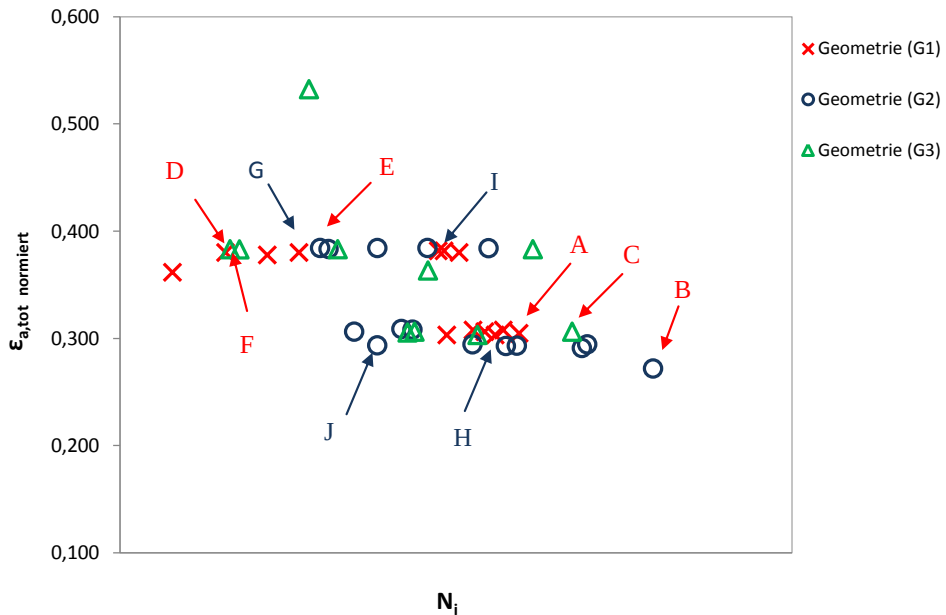
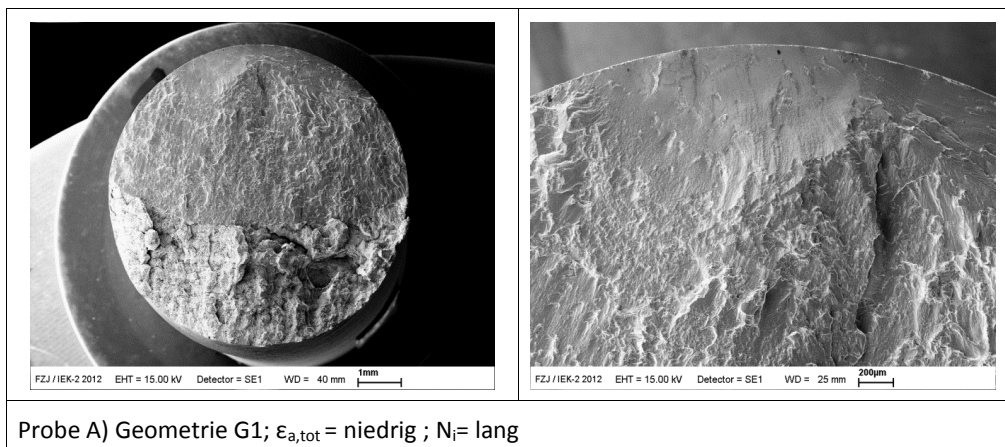
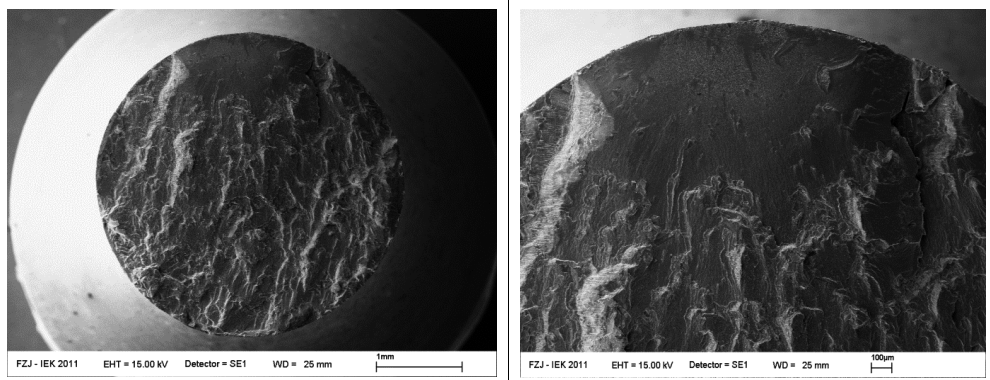
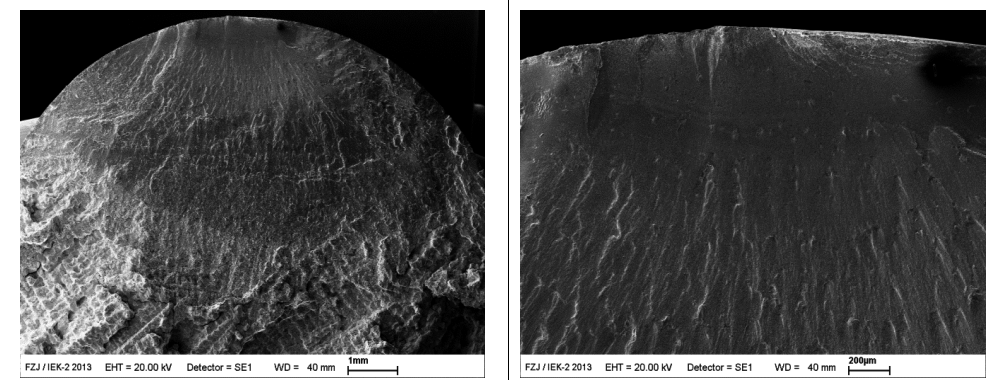


Abbildung 3.7: Ausschnitt des Wöhlerdiagramms der Geometrien G1-G3 bei niedriger Belastungsamplitude mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben.

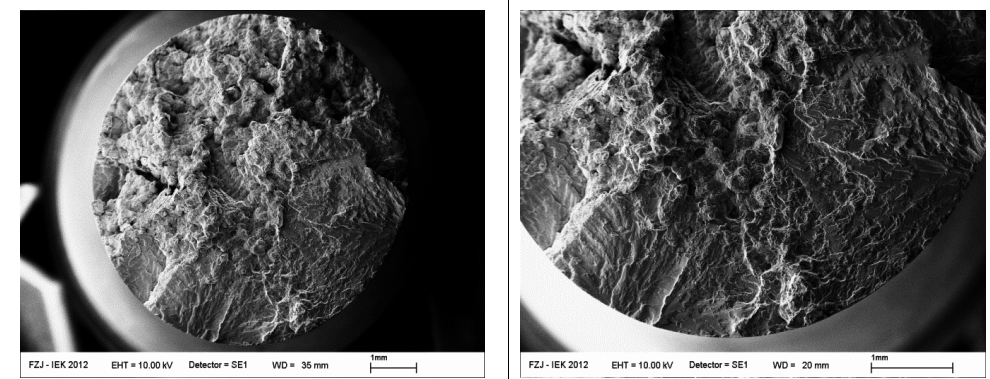




Probe B) Geometrie G2; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig; N_i = lang



Probe C) Geometrie G3; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang



Probe D) Geometrie G1; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = kurz

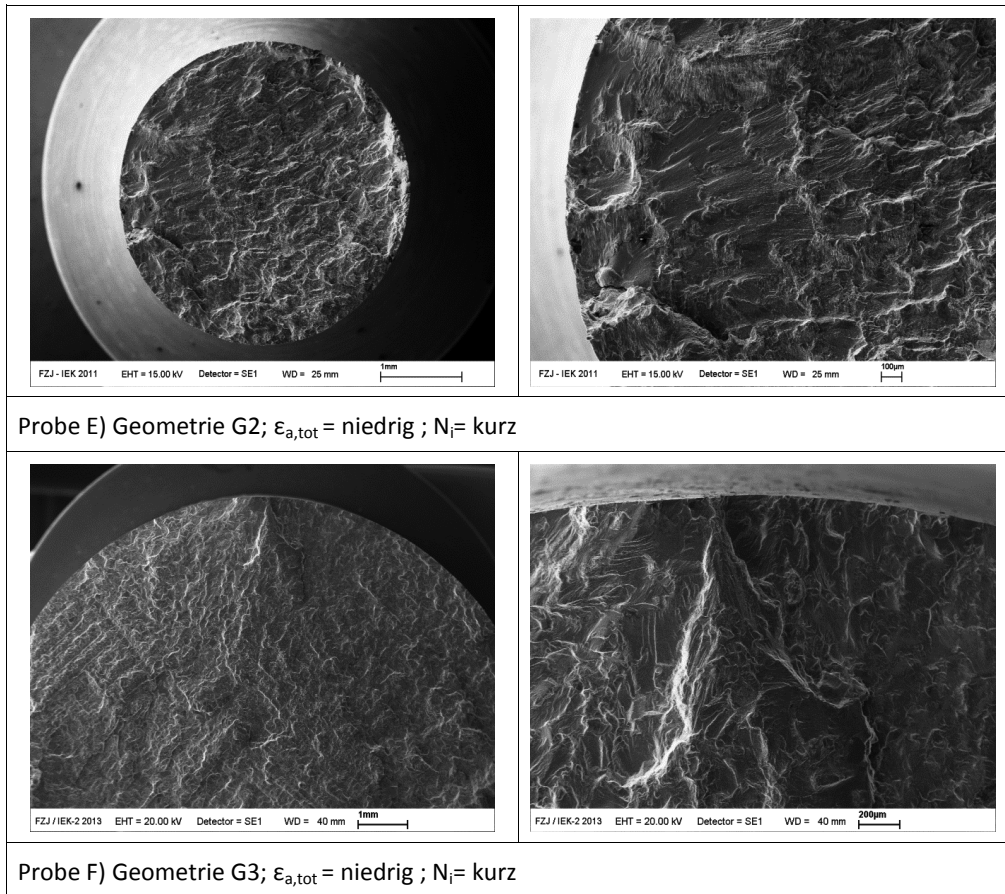


Abbildung 3.8: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Ermüdungsbruchflächen bei niedriger Belastungsamplitude ($\epsilon_{a,tot}$ normiert = 0,31%-0,39%), die zugehörigen Datenpunkte sind im Wöhlerdiagramm (Abbildung 3.7) gekennzeichnet.

Abbildung 3.8 (A-C) zeigt die Ermüdungsbruchflächen der Geometrien G1-G3 bei hoher Lebensdauer im Bereich zwischen $6 \cdot 10^4$ bis $3 \cdot 10^5$ Zyklen. In den Teilbildern (D-F) sind die Bruchflächen bei deutlich niedrigere Bruchlastspielzahl im Bereich zwischen $2 \cdot 10^3$ bis $8 \cdot 10^3$ Zyklen dargestellt. Der Vergleich der Ermüdungsbruchflächen der Geometrie G1 (A,D), G2 (B,E) sowie G3 (C,F) verdeutlicht, dass die Charakteristik der Rissbildung sowie Ausbreitung bei allen drei Geometrien mit zylindrischer Messstrecke identisch ist. In allen Fällen liegt der Rissausgangspunkt an der Probenoberfläche und ist anhand der deutlichen Ausrichtung der Bruchflächenstruktur radial zum Rissursprung eindeutig zu identifizieren.

Ursache für die Rissbildung und somit für das Versagen der Proben sind Gleitbänder in den Oberflächenkörnern, die häufig bei LCF-Beanspruchung grobkörniger Materialien [66, 68] beobachtet werden und typisch für die Rissinitiation γ' -verfestigter Nickelbasis Superlegie-

rungen [67, 70] sind. Am Rand der Probenoberflächen ist eine schräg geneigte Bruchkante mit einer Breite von 20-40µm erkennbar, die durch das Austreten von persistenten Gleitbändern aus der Oberfläche entstanden ist (Kapitel 1.3.2).

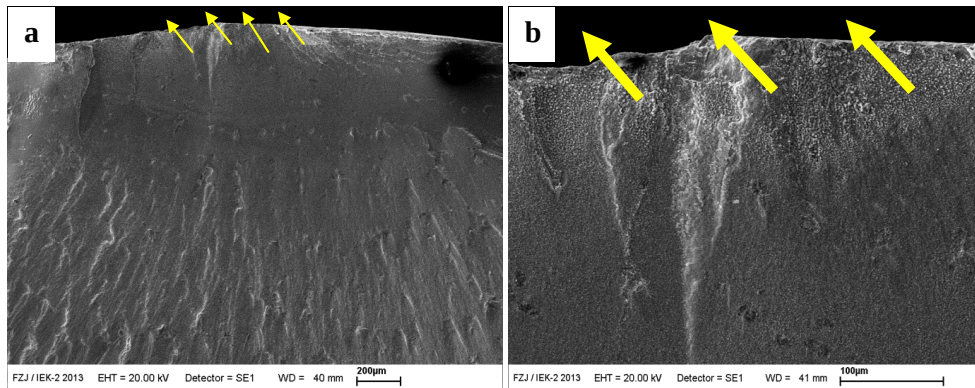


Abbildung 3.9: Ermüdungsbruchfläche der Probe C (a), mit vergrößerter Aufnahme des Rissausgangspunkts (b).

Abbildung 3.9 zeigt den Gleitbandanriss am Beispiel der Probe C. Bei sehr kleinen Risslängen im Bereich des Anrisses ist die Ausbreitungsrichtung noch stark von der lokalen Mikrostruktur, insbesondere der Kristallorientierung im Rissausgangskorn relativ zur maximalen Schubspannung abhängig. Aus diesem Grund verlaufen die Gleitbandanrisse zunächst ungefähr 45° zur Probenlängsachse orientiert (Kapitel 1.6). Ausgehend vom Rissinitiierungspunkt erstreckt sich der Bereich des stabilen Ermüdungsrischwachstums ungefähr halbkreisförmig in die Bruchflächen hinein.

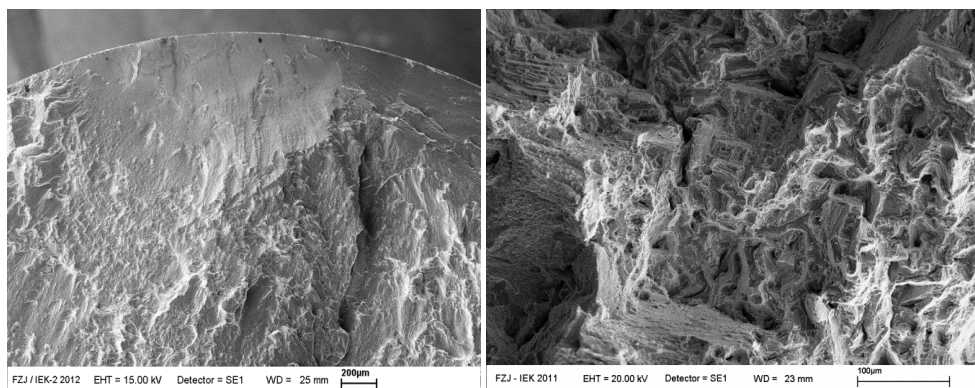


Abbildung 3.10: Ermüdungsbruchfläche der Probe A auf Höhe des Rissausgangspunkts (links) und Restbruchfläche der selben Probe (rechts).

Dieser Bereich ist durch eine relativ glatte Bruchfläche gekennzeichnet. Schwingstreifen, wie sie auf Ermüdungsbruchflächen häufig beobachtet werden [72] konnten hier nicht nachgewiesen werden. Dem stabilen Ermüdungsrisswachstumsbereich schließt sich ein Übergangsbereich an, in dem erste Riefen in Ausbreitungsrichtung auf der ansonsten relativ glatten Bruchfläche erkennbar sind, deren Anzahl und Intensität mit Annäherung zur Restbruchfläche zunimmt. Die Restbruchfläche (Abbildung 3.10 (b)) weist indes die charakteristischen Merkmale eines Verformungsbruchs auf. Die wabenartige Struktur entsteht bei starker Zugbelastung durch lokales Einschnüren und Hohlraumbildung zwischen den Einschlüssen bzw. Ausscheidungen und dem Matrixmaterial. An dieser Stelle sei allerdings darauf hingewiesen, dass die Restbruchflächen erst nach Versuchsende und einem Spannungsabfall von 25% durch Aufbringen einer hohen Zugbelastung entstehen, um die Probe zu zerreißen und die Bruchfläche freizulegen.

Vergleicht man das charakteristische Erscheinungsbild der Ermüdungsbruchflächen in Abhängigkeit von der Lebensdauer, so zeigt sich, dass mit abnehmender Bruchlastspielzahl (Abbildung 3.8 (D-F)) die Prägnanz der Rissausgangspunkte deutlich abnimmt. Darüber hinaus haben sich neben dem primären Anriss teilweise zusätzliche Rissausgangspunkte im Verlauf des Schädigungsprozesses an der Probenoberfläche gebildet (Abbildung 3.11). Dies ist auf höhere plastische Verformungsanteile sowie eine größere Anzahl am Schädigungsprozess beteiligter Gleitsysteme bei den Proben D-F zurückzuführen.

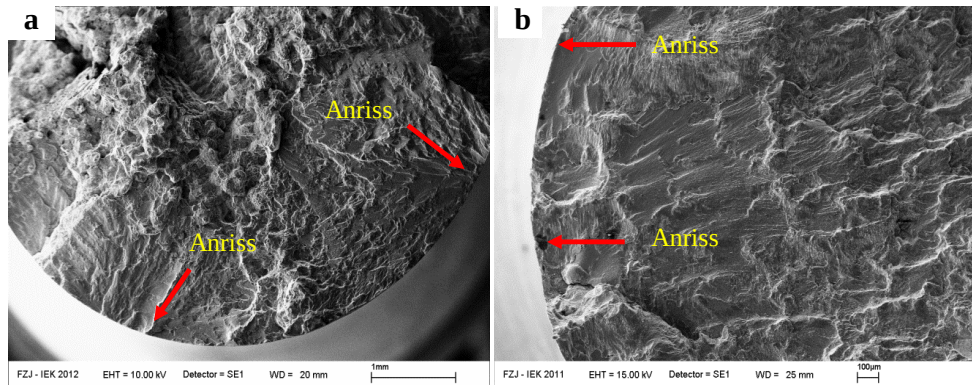
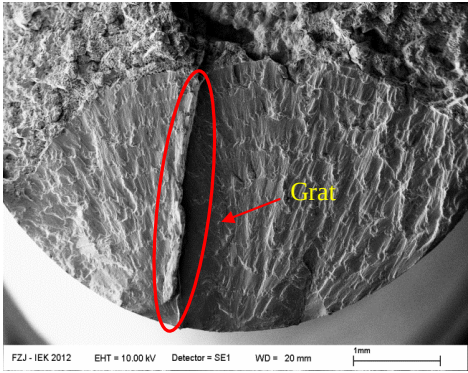
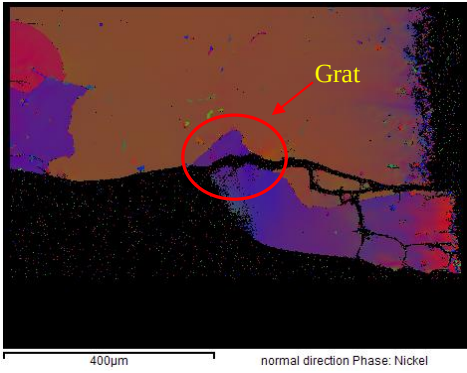
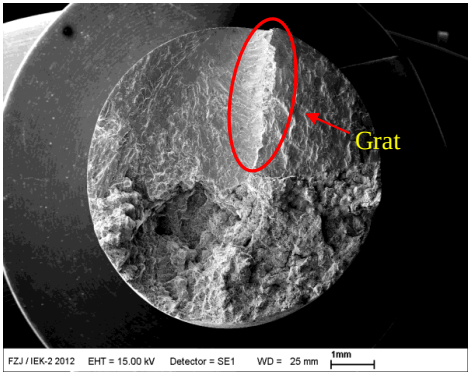
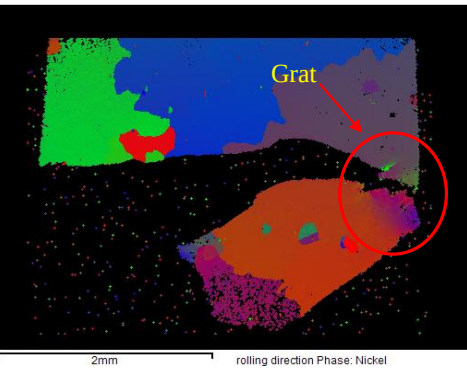
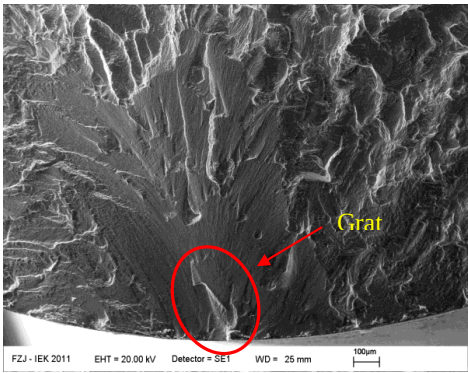
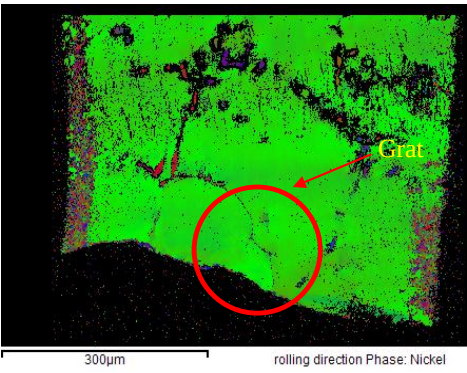


Abbildung 3.11: Ermüdungsbruchfläche der Probe D (a) und E (b) mit Markierung der Rissausgangspunkte.

Neben dem in Abbildung 3.8 gezeigten charakteristischen Erscheinungsbild der Ermüdungsbruchflächen auf diesem Belastungsniveau ($\epsilon_{a,tot} = 0,20\%-0,25\%$), konnten bei drei Proben der Geometrie G1 sowie einer Probe der Geometrie G2 ein zusätzlicher Grat nahe des Rissinitiationspunkts festgestellt werden. Diese Ermüdungsversuche sind in Abbildung 3.7 mit den Buchstaben G-J gekennzeichnet. Diese Proben wurden zusätzlich mittels EBSD-Analyse untersucht (Abbildung 3.12), um der Ursache der Gratbildung auf den Grund zu gehen.

	
REM- Aufnahme	EBSD- Analyse
Probe G) Geometrie G1; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = kurz	
	
REM- Aufnahme	EBSD- Analyse
Probe H) Geometrie G1; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang	
	
REM- Aufnahme	EBSD- Analyse
Probe I) Geometrie G1; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = mittel	

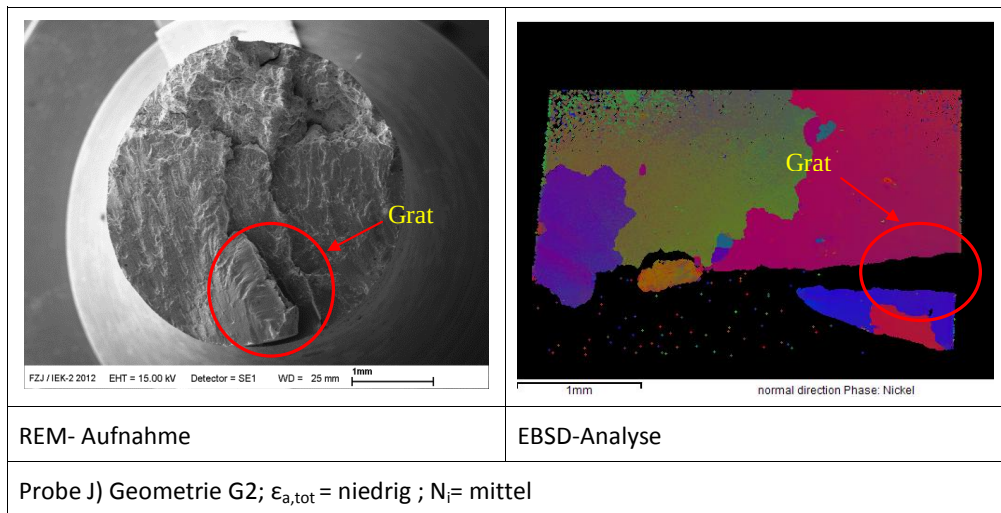


Abbildung 3.12: Darstellung der Bruchflächen mit Gratbildung mittels REM und EBSD-Aufnahmen von Schliffrissen senkrecht durch den Rissursprung.

Die Ergebnisse zeigen, dass die Ausbildung des Grats auf zwei unterschiedliche Ursachen zurückzuführen ist. So zeigen die EBSD-Analysen bei den Proben G, H und J, dass auf Höhe des Grats zwei unterschiedlich orientierte Körner aufeinandertreffen. Folglich ist die Existenz einer Korngrenze nahe des Rissinitiierungspunkts für die Ausbildung des Grats auf der Bruchfläche verantwortlich.

Bei der Probe I ist dagegen unterhalb des Grats ein Saum feiner Ausscheidungen zu erkennen. Diese erscheinen auf dem EBSD-Mapping als kleine schwarze Punkte, da ihnen aufgrund ihrer Feinkörnigkeit keine Orientierung zugeordnet werden kann. Wegen des durch die Ausscheidungen offenbar größeren lokalen Risswiderstandes, bildet sich dort ein Grat auf der Ermüdungsrissfläche aus.

Obwohl bei den in Abbildung 3.12 gezeigten Schädigungen zu vermuten wäre, dass entweder beschleunigtes Risswachstum durch eine lokale Spannungserhöhung an der im Rissursprung liegenden Korngrenze oder verlangsamter Rissfortschritt durch stärkere Lokalisierung des Risspfades auftritt, liegen die Anrisslebensdauern der Proben G-J im mittleren Streubandbereich (Abbildung 3.7).

3.3.2 Bruchflächen der Probengeometrien G1-G3 bei hohem $\epsilon_{a,tot}$

Abbildung 3.13 zeigt die Lebensdauern der Proben mit den Geometrie G1-G3 bei hoher Belastungsamplitude. Die fraktographischen REM-Aufnahmen der in Abbildung 3.14 gekennzeichneten Ermüdungsversuche sind in Abbildung 3.13 vorgestellt.

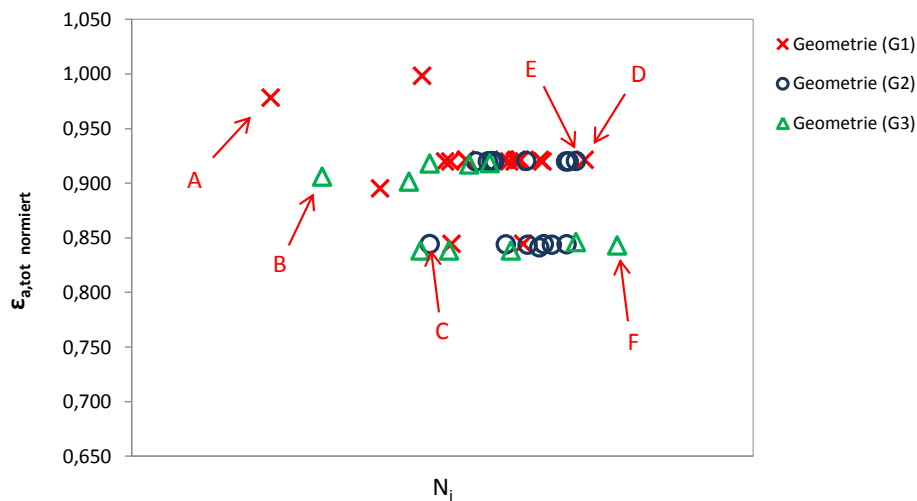
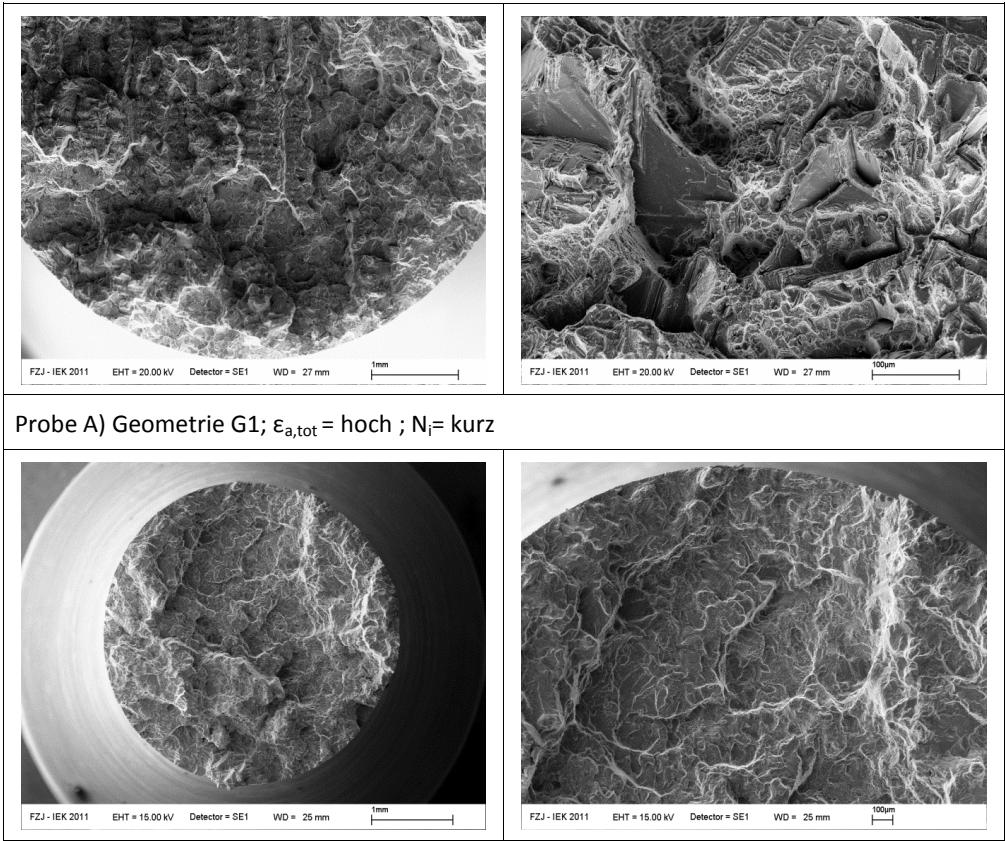
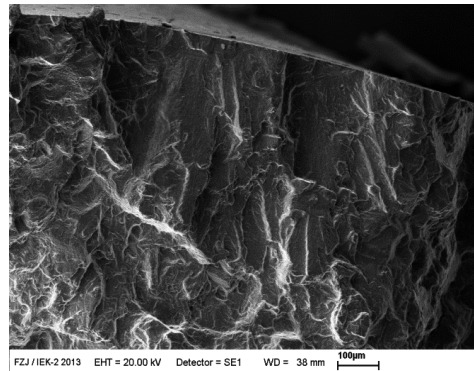
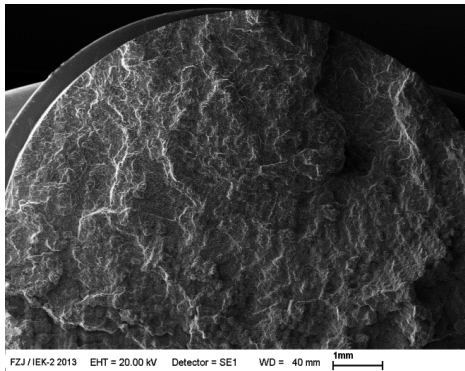


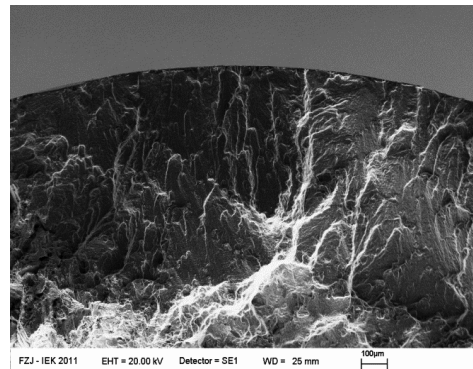
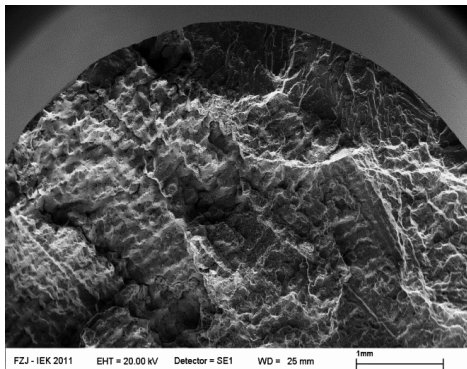
Abbildung 3.13: Ausschnitt des Wöhlerdiagramms der Geometrien G1-G3 bei hoher Belastungsamplitude mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben.



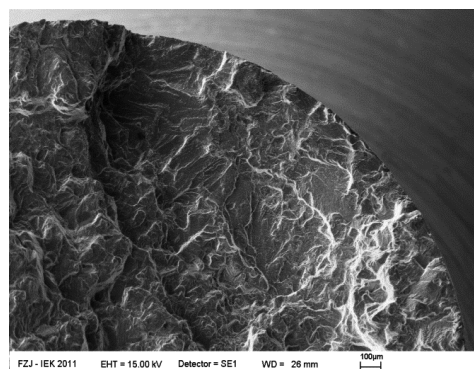
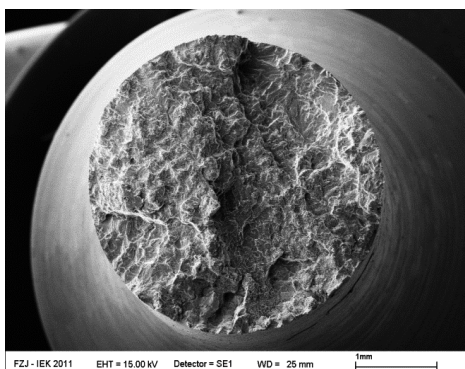
Probe B) Geometrie G2; $\epsilon_{a,tot}$ = hoch ; N_i = kurz



Probe C) Geometrie G3; $\epsilon_{a,tot}$ = hoch ; N_i = kurz



Probe D) Geometrie G1; $\epsilon_{a,tot}$ = hoch ; N_i = lang



Probe E) Geometrie G2; $\epsilon_{a,tot}$ = hoch ; N_i = lang

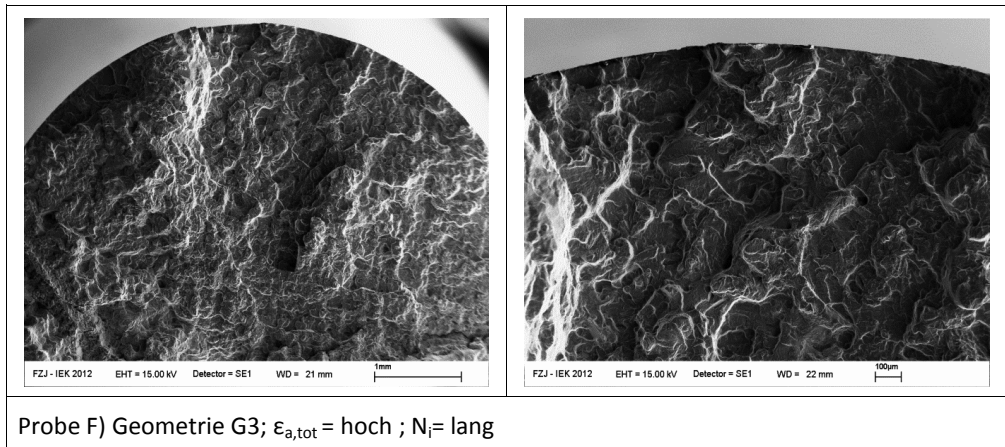


Abbildung 3.14: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Ermüdungsbruchflächen nach LCF-Beanspruchung bei niedriger Belastungsamplitude ($\epsilon_{a,tot} = 0,85\%-1,0\%$); die zugehörigen Datenpunkte sind im Wöhlerdiagramm (Abbildung 3.13) gekennzeichnet.

Abbildung 3.14 (A-C) zeigt die Bruchflächen der Proben mit den Geometrien G1-G3 im Bereich der kürzesten Lebensdauern (28 bis 91 Zyklen) auf diesem Belastungsniveau. In D-F sind die Bruchflächen der Proben mit den längsten Lebensdauern (269 bis 365 Zyklen) dargestellt. In allen Fällen (A-F) erfolgt das Versagen ausgehend von einer Mehrfachanrissbildung an der Probenoberfläche. Eindeutige Rissinitiierungspunkte sind aufgrund der starken Plastifizierung über den gesamten Probenquerschnitt nicht zu erkennen. Vielmehr scheint das Versagen der Proben nahezu gleichzeitig von allen Seiten her eingesetzt zu haben, wodurch die Proben nach einer Risswachstumsphase von einigen 10 Zyklen innerhalb kurzer Zeit gebrochen sind. Entsprechend sind anhand der in Abbildung 3.14 gezeigten Ermüdungsbruchflächen keinerlei Hinweise auf die unterschiedlich erreichten Lebensdauern erkennbar.

Auf diesem Belastungsniveau treten bei allen Proben sehr hohe plastische Verformungen auf und es ist eine extrem hohe Anzahl von Gleitsystemen am Schädigungsprozess beteiligt, da infolge der hohen äußeren Beanspruchungsamplitude neben den parallel zur maximalen Schubspannung orientierten Gleitsystemen auch wenige günstig orientierte Systeme aktiviert werden.

3.3.3 Zusammenfassung der Bruchflächen der Geometrien G1-G3

In Abbildung 3.15 ist jeweils eine typische Ermüdungsbruchfläche der Geometrien G1-G3 bei niedriger, mittlerer und hoher Lebensdauer dargestellt.

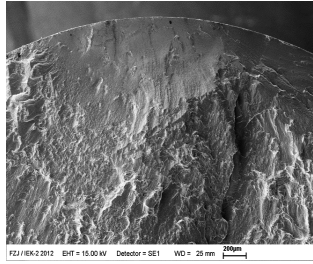
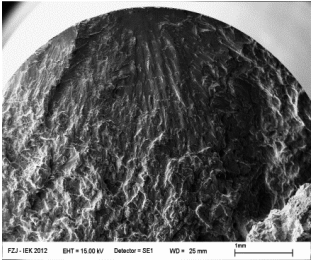
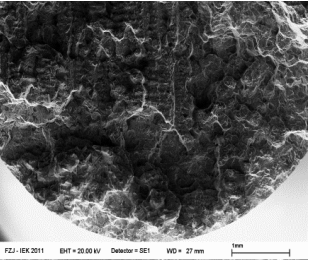
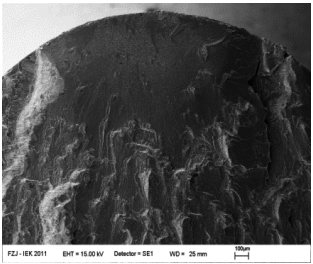
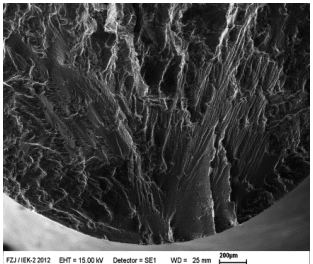
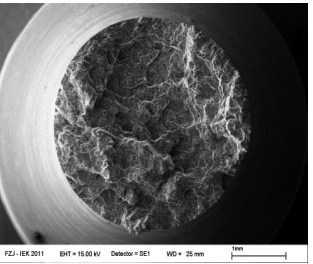
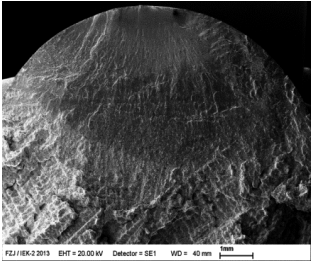
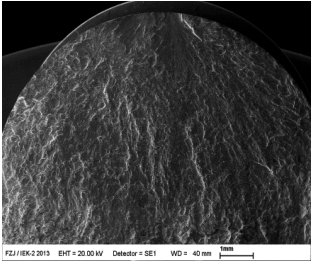
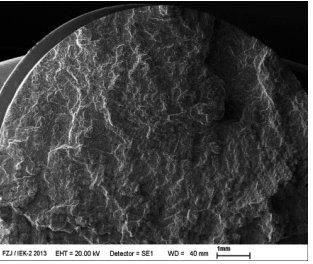
		
$\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang	$\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = mittel	$\epsilon_{a,tot}$ = hoch ; N_i = kurz
Ermüdungsbruchflächen Geometrie G1		
		
$\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang	$\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = mittel	$\epsilon_{a,tot}$ = hoch ; N_i = kurz
Ermüdungsbruchflächen Geometrie G2		
		
$\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang	$\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = mittel	$\epsilon_{a,tot}$ = hoch ; N_i = kurz
Ermüdungsbruchflächen Geometrie G3		

Abbildung 3.15: Ermüdungsbruchflächen der Geometrien G1-G3 bei hoher, mittlerer und niedriger Lebensdauer.

Der direkte Vergleich der Bruchflächen der Geometrien G1-G3 zeigt, dass unabhängig von der Probengeometrie, der Höhe der Belastungsamplitude und der Ermüdungslebensdauer das Versagen der Proben ausgehend von Gleitbändern an der Probenoberfläche erfolgt. Dabei zeigt sich mit zunehmender Belastungsamplitude sowie abnehmender Lebensdauer eine erhöhte Anzahl an Rissinitiierungspunkten mit deutlich reduzierter Prägnanz.

Die Charakteristik der Ermüdungsrissbildung bzw. Ausbreitung ist bei den Geometrien G1-G3 identisch, was deren Vergleichbarkeit innerhalb der in Kapitel 3.1 gezeigten Wöhlerdiagramme untermauert.

3.3.4 Bruchflächen der Kerbproben KG1 und KG2

Die zugehörigen Datenpunkte der in Abbildung 3.17 gezeigten fraktographischen Aufnahmen der Kerbgeometrie KG1 und KG2 sind in der in Abbildung 3.16 dargestellten Wöhlerkurve gekennzeichnet.

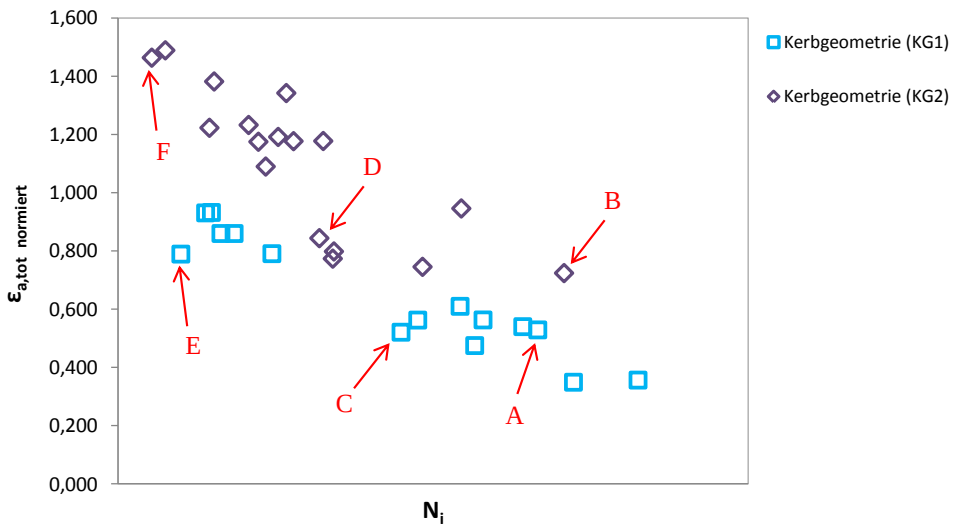
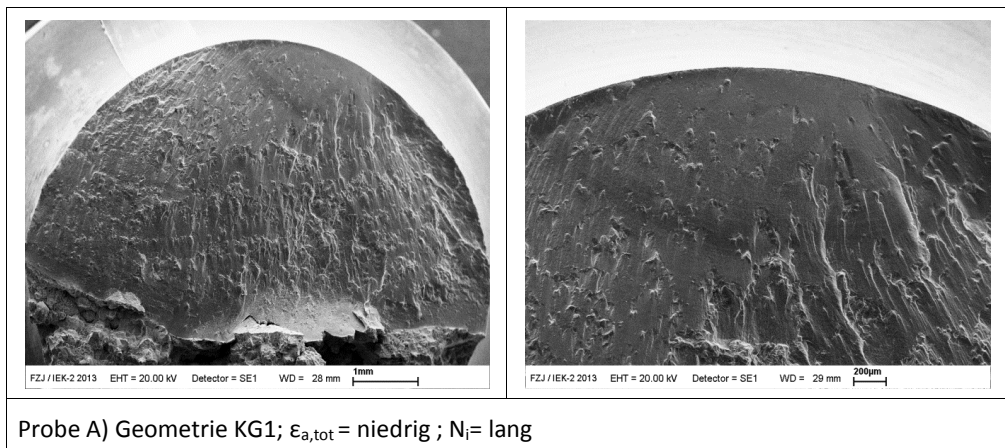
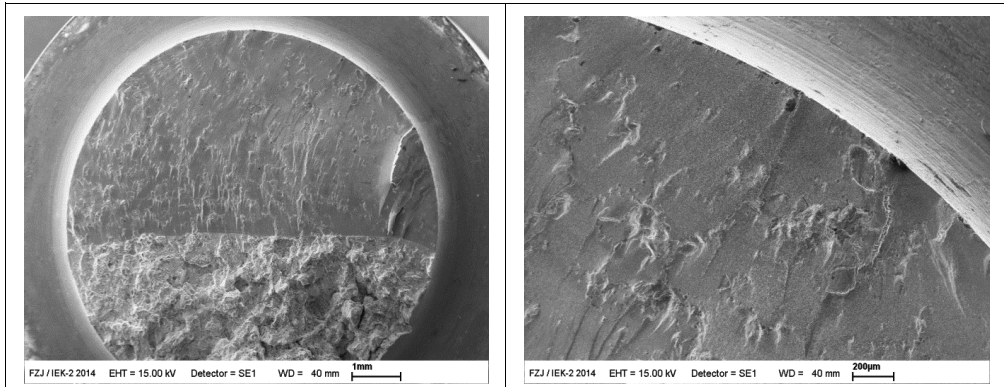
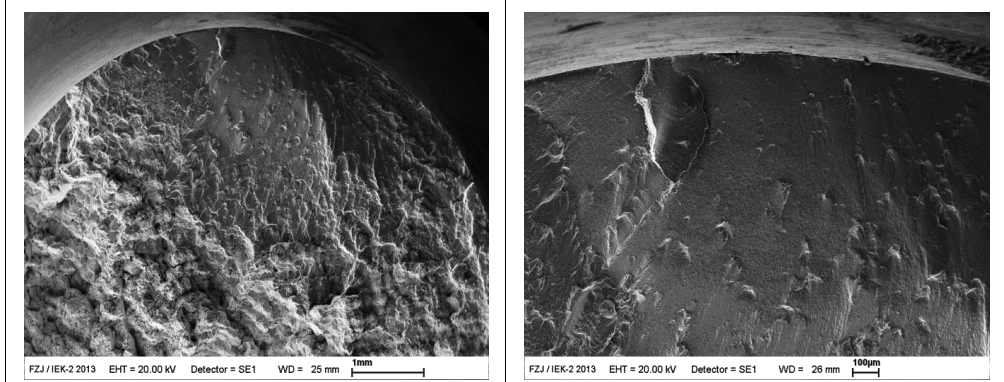


Abbildung 3.16: Wöhlerdiagramm der Kerbgeometrien KG1 und KG2 mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben.

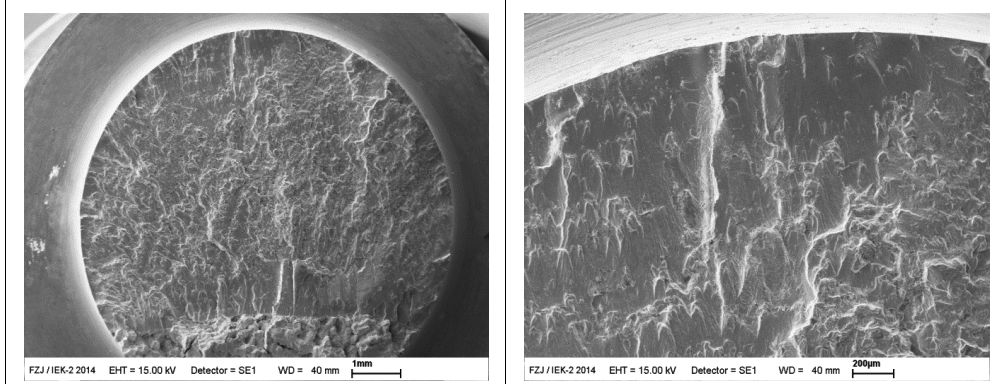




Probe B) Geometrie KG2; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang



Probe C) Geometrie KG1; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = mittel



Probe D) Geometrie KG2; $\epsilon_{a,tot}$ = hoch ; N_i = mittel

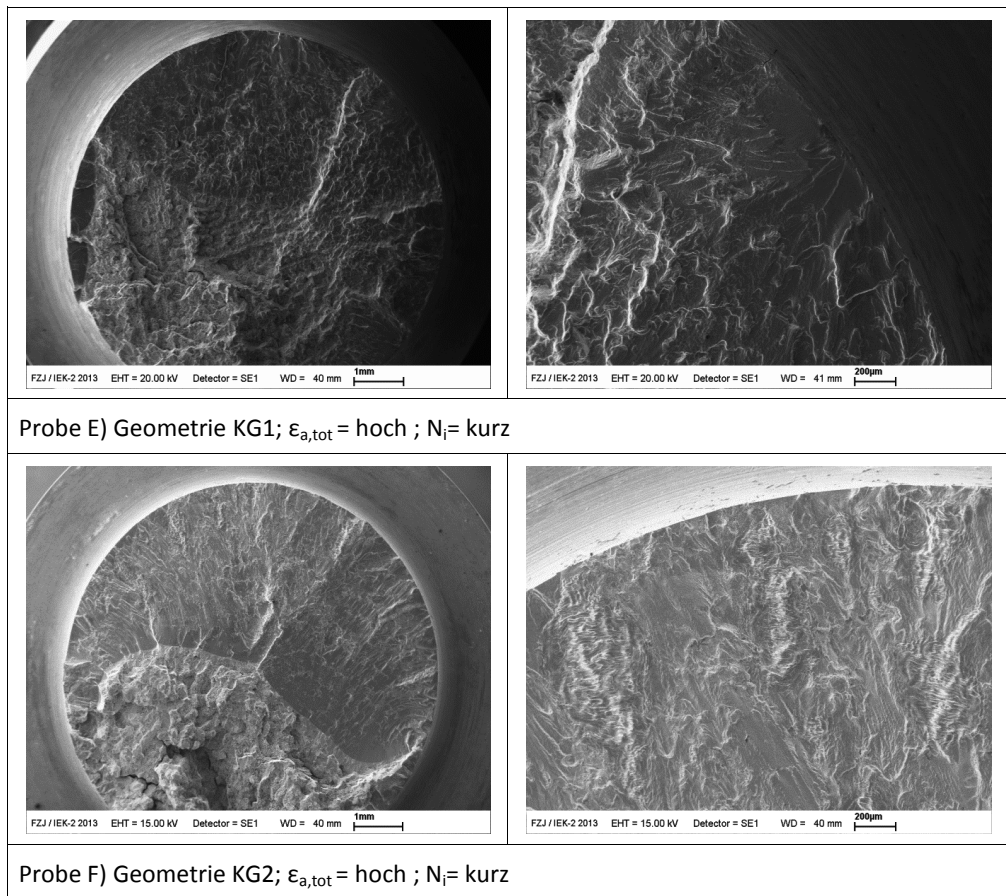


Abbildung 3.17: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Ermüdungsbruchflächen der Kerbgeometrien KG1 und KG2; die zugehörigen Datenpunkte sind im Wöhlerdiagramm (Abbildung 3.16) gekennzeichnet.

Abbildung 3.17 zeigt typische Ermüdungsbruchflächen der Kerbgeometrien KG1 und KG2, bei hoher (A-B), mittlerer (C-D) und niedriger (E-F) Anrisslebensdauer. Der Rissausgangspunkte liegen in allen Fällen an der Probenoberfläche. Ursache für die Rissbildung sind Gleitbänder in den oberflächennahen Körnern, die bei niedrigerer Belastungsamplitude und längerer Lebensdauer (A-C) zur Ausbildung eines primären Anrisses und mit zunehmender Belastungsamplitude und kürzeren Lebensdauern zu einer Mehrfachanrissbildung führen (D-F). Die Prägnanz der Anrisslinsen ist dabei eng an die Höhe der Belastungsamplitude geknüpft und fällt bei den Bruchflächen der Proben (E-F) deutlich weniger stark ausgeprägt aus.

Ein Vergleich der Ermüdungsbruchflächen der Kerbgeometrie KG1 und KG2 zeigt, dass der primäre Rissausgangspunkt insbesondere bei sehr hohen Lebensdauern beim Kerbdesign KG2 (Abbildung 3.17 (B)) trotz höherer Belastungsamplitude im Vergleich zum Kerbdesign KG1 (Abbildung 3.17 (A)) deutlich stärker ausgeprägt ist. Dies ist vermutlich auf den Einfluss des

erhöhten Spannungsgradienten zurückzuführen (Kapitel 2.3.4), in dessen Folge dem Riss ein durch den mit dem Rissfortschritt zunehmenden Abfall der Spannungsintensität an der Risspitze eine längere Risswachstumsphase im Laufe des Schädigungsprozesses zur Verfügung steht.

Die in Abbildung 3.17 gezeigten charakteristischen Ermüdungsbruchflächen machen darüber hinaus deutlich, dass die Rissbildung und Ausbreitung bei beiden Kerbgeometrien abgesehen von den ausgeprägteren Ermüdungsbruchflächen in der schärfer gekerbten Variante KG2 ähnlich verläuft.

3.3.5 Gegenüberstellung der Bruchflächen KG1, KG2 - G1-G3

Abbildung 3.19 zeigt die Gegenüberstellung der Ermüdungsbruchflächen bei hoher bzw. niedriger Belastungsamplitude der Proben mit zylindrischer Messstreckenoberfläche (Geometrie G1), mit den Kerbgeometrien (Geometrie KG1). Die ausgewählten Datenpunkte sind im Totaldehnungs- Wöhlerdiagramm (Abbildung 3.18) markiert.

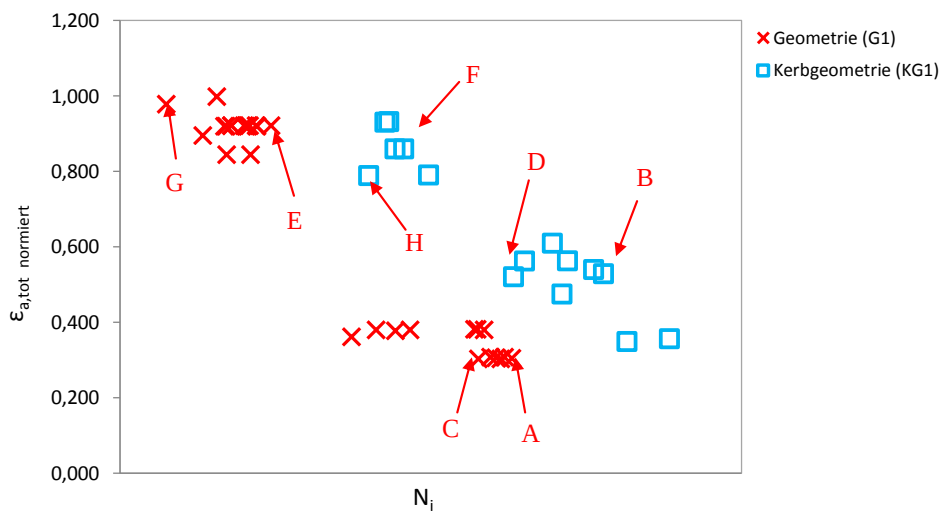
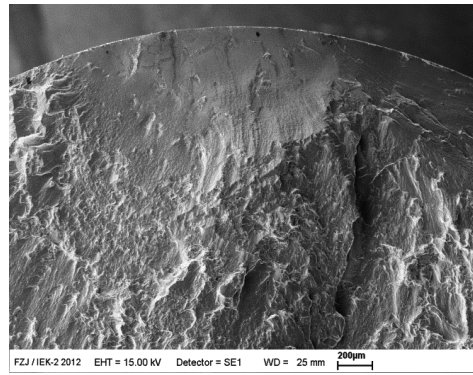
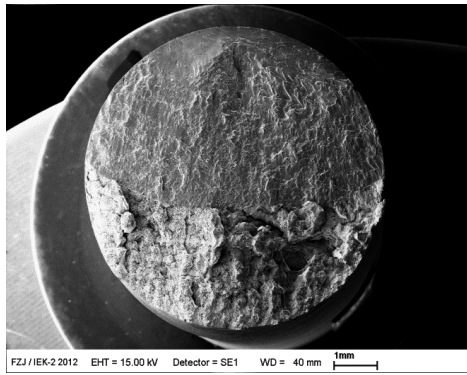
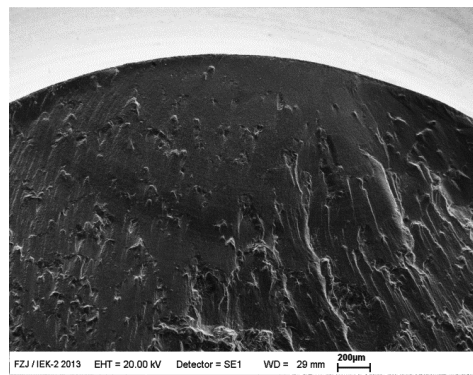
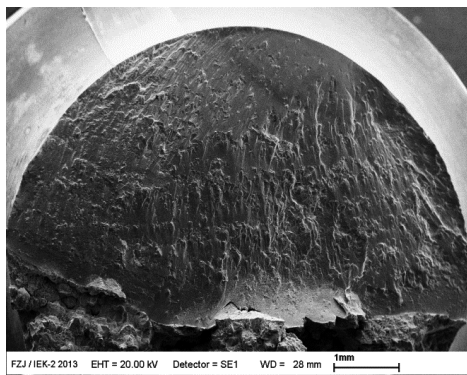


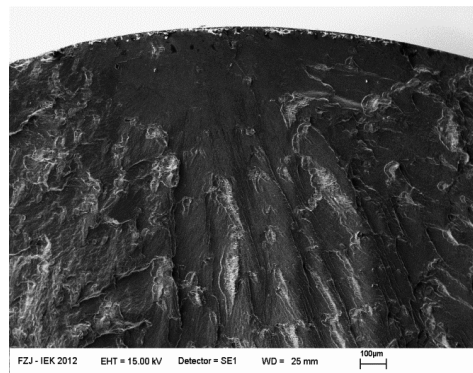
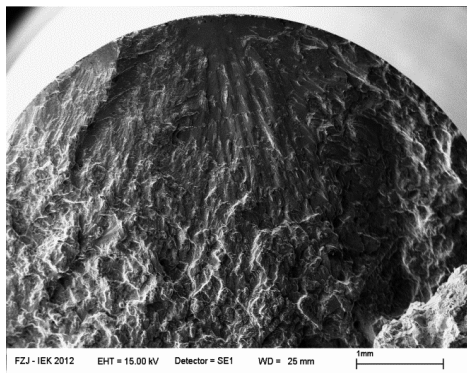
Abbildung 3.18: Wöhlerdiagramm der Geometrien G1 und Kerbgeometrie KG1 mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben.



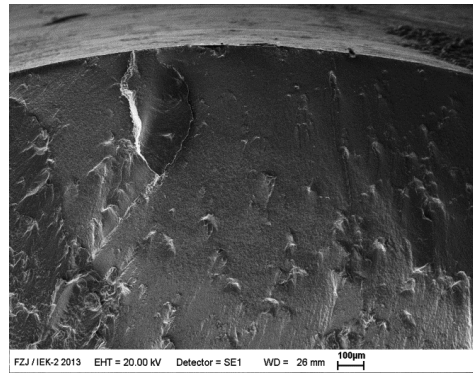
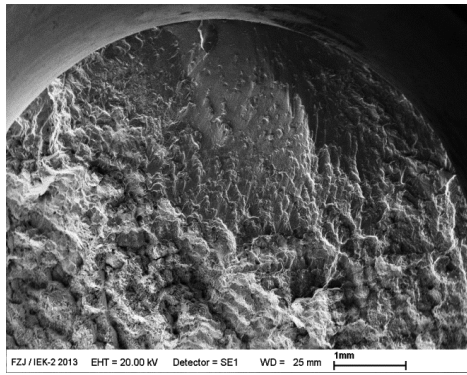
Probe A) Geometrie G1; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang



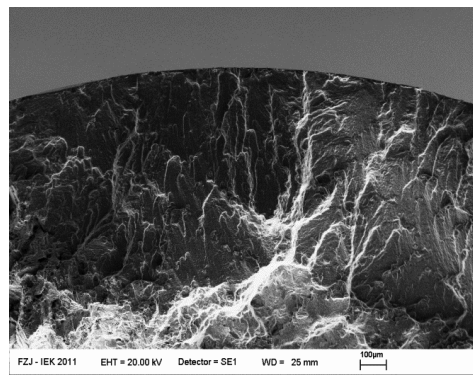
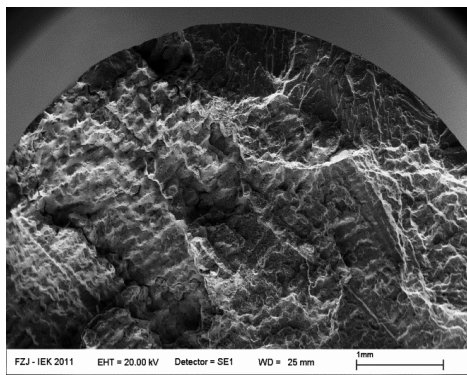
Probe B) Geometrie KG1; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang



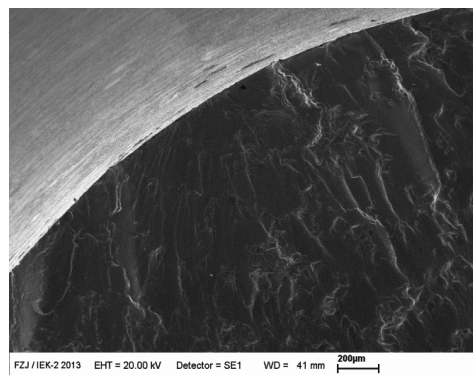
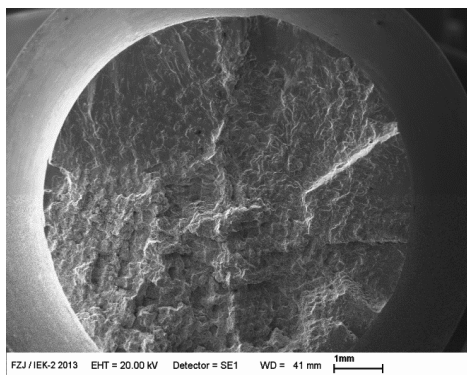
Probe C) Geometrie G1; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = mittel



Probe D) Geometrie KG1; $\epsilon_{a,tot}$ = mittel ; N_i = mittel



Probe E) Geometrie G1; $\epsilon_{a,tot}$ = hoch ; N_i = lang



Probe F) Geometrie KG1; $\epsilon_{a,tot}$ = hoch ; N_i = lang

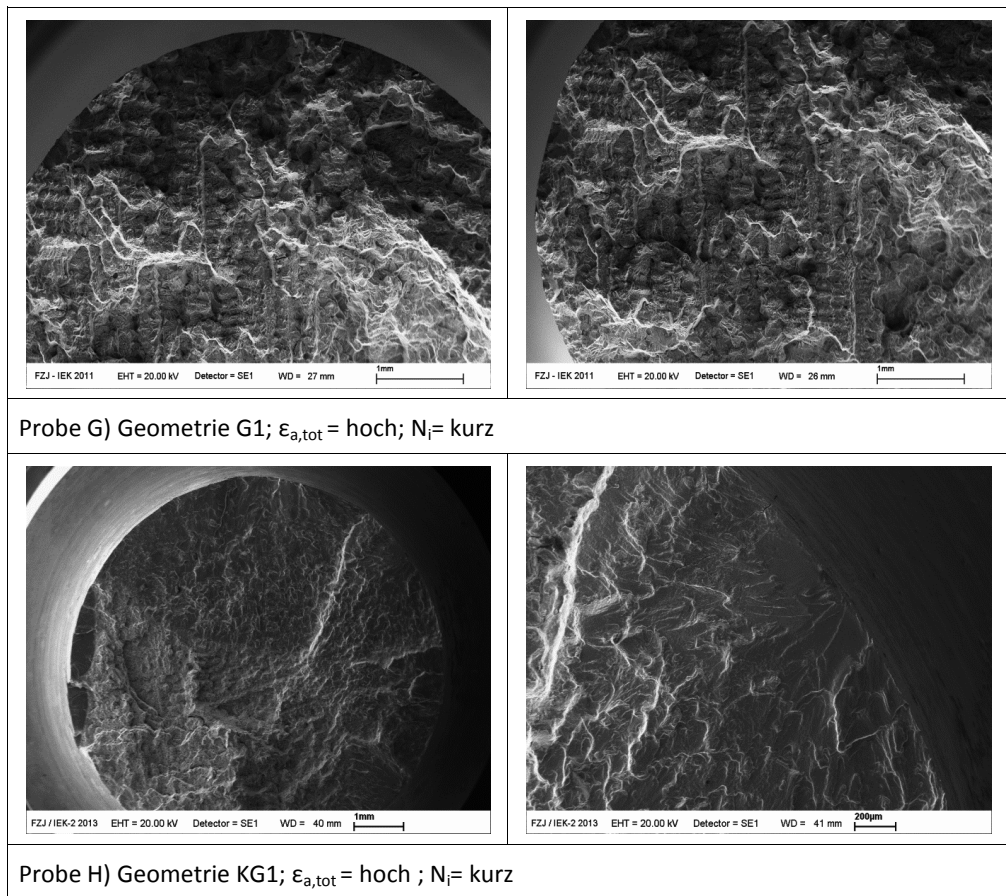


Abbildung 3.19: Gegenüberstellung einiger typischer rasterelektronenmikroskopischer Aufnahmen von Ermüdungsbruchflächen der Geometrie G1 und KG1.

Wie in den vorangegangenen Kapiteln 3.3.1 bis 3.3.4 gezeigt, geht die Schädigung bei allen getesteten Probengeometrien von der Oberfläche aus, was in der Ausbildung von Ermüdungsgleitbändern in den oberflächennahen Körnern begründet ist.

Dabei zeigen die Ermüdungsbruchflächen bei niedriger Belastungsamplitude und längerer Lebensdauer (Abbildung 3.19 (A-D)) keine signifikanten Unterschiede in der Charakteristik des Rissursprungs und der Rissausbreitung. Sowohl bei den Proben mit zylindrischer Messstreckenoberfläche (G1-G3) als auch bei den Kerbproben (KG1-KG1) hat sich auf diesem Belastungsniveau im Verlauf des Schädigungsprozesses ein einziger primäre Anriss gebildet, dessen Prägnanz mit abnehmender Lebensdauer reduziert wird.

Bei hoher Belastungsamplitude und niedrigerer Lebensdauer (Abbildung 3.19 (E-H)) erfolgte dagegen das Versagen durch Mehrfachanrissbildung an der Probenoberfläche. Dabei zeigt sich jedoch ein deutlicher Unterschied in der Prägnanz der Anrisspunkte zwischen den Proben

(Geometrie G1-G3) mit zylindrischer Messstreckenoberfläche (Abbildung 3.19 E,G) und den Kerbproben (Abbildung 3.19 F,H). Während bei den Proben der Geometrie G1 infolge der starken Plastifizierung über den gesamten Probenquerschnitt keine eindeutigen Anrisspunkte zu identifizieren sind, weisen die Ermüdungsbruchflächen der Kerbgeometrien (Abbildung G,H), selbst bei höchsten Belastungsamplituden aufgrund der stärkeren Lokalisierung der Verformung im Kerbgrund noch klar erkennbare Anrisslinsen auf. Auf dieser Grundlage sind auch die Diskrepanzen in den erreichten Anrisslebensdauern zwischen den gekerbten und ungekerbten Proben zu erklären. So ist bei den Geometrien G1-G3 aufgrund der vollständigen Plastifizierung der Probenquerschnitte mit großen plastischen Verformungsanteilen und einer extrem hohen Anzahl aktiver Gleitsysteme in der gesamten Messstrecke zu rechnen. Folglich entstehen bereits innerhalb der ersten Zyklen Mikrorisse, die zu einem schnellen Versagen der Proben führen. Die Anrissbildung setzt dabei an vielen Stellen gleichzeitig ein, was die Zeit von der Rissinitiierung bis zum Bruch der Proben erheblich verkürzt. Bei den Kerbgeometrien (KG1, KG2) deuten hingegen die eindeutig zu identifizierenden Rissausgangspunkte auf wesentlich geringere plastische Verformungsanteile hin. Durch die Minimierung der höchstbeanspruchten Werkstoffoberfläche steht dem Schädigungsprozess bei den Kerbproben eine deutlich geringere Anzahl potentieller Körner mit nahe zur maximalen Schubspannung orientierten Gleitsystemen zur Verfügung. Darüber hinaus wachsen die Risse ausgehend vom Kerbgrund in Bereiche niedrigerer Spannungen hinein, was neben der Vergrößerung der Anrisslinsen zu einer Steigerung der Lebensdauer gegenüber den Geometrien G1-G3 beiträgt.

3.4 Analyse der materialinhärenten Streuung

Die ermittelten Wöhlerdiagramme (Kapitel 3.1) haben gezeigt, dass Proben gleicher Geometrie auf vergleichbaren Lastniveaus mitunter um mehrere Größenordnungen in den erreichten Anrisslebensdauern streuen. Im nachfolgenden Abschnitt werden die möglichen Ursachen und deren Einfluss auf das Streuverhalten der Proben näher analysiert.

3.4.1 Einfluss des E-Moduls auf die materialinhärente Streuung

Ein der wichtigsten mechanischen Kenngrößen kristalliner Werkstoffe ist der Elastizitätsmodul. Die 5 untersuchten Probengeometrien zeigen aufgrund der Grobkörnigkeit des Materials verhältnismäßig starke Schwankungen im Elastizitätsmodul von $\pm 15\text{MPa}$ um die berechneten Mittelwerte (Kapitel 3.2). Folglich ist anzunehmen, dass ein Großteil der materialinhärenten Streuung durch die unterschiedlichen Spannungsreaktionen der Proben bei gegebener Dehnungsamplitude begründet ist. Durch Auftragung der Anrisslebensdauern sowohl in Abhängigkeit von der Totaldehnungsamplitude (Abbildung 3.20 (a)) als auch von der Spannungsamplitude (Abbildung 3.20 (b)) kann der Einfluss des Elastizitätsmoduls auf die Streuung der Lebensdauer bewertet werden.

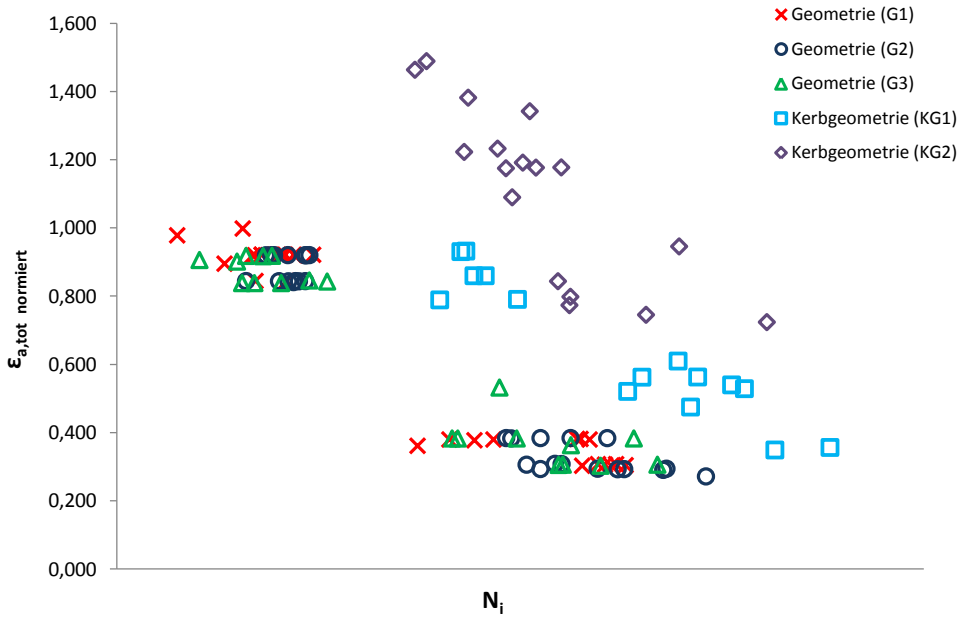
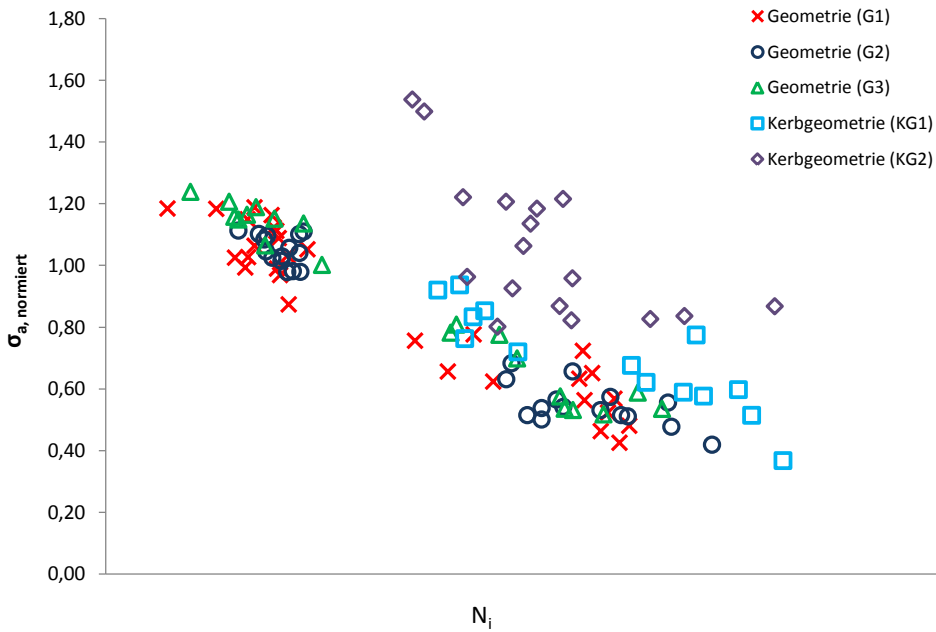
a) Dehnungsamplitude ($\epsilon_{a,tot}$) gegen die Anrisslebensdauerb) Spannungsamplitude (σ_a) gegen die Anrisslebensdauer

Abbildung 3.20: Lebensdauerverhalten der Proben in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude (a) und der Spannungsamplitude (b).

Die Ergebnisse zeigen, dass ein wesentlicher Anteil der materialinhärenten Streuung bei den Geometrien G1 und G3 auf die abweichenden E-Modulwerte und somit auf der unterschiedlichen Spannungsreaktion der Proben zurückzuführen ist. Bei den Geometrie G2, KG1 sowie KG2 zeigt sich dagegen bei der Auftragung σ_a gegen N_i eine weniger signifikante Reduzierung der materialinhärenten Streuung. Dies untermauert die Hypothese, dass durch die Verkleinerung der höchstbeanspruchten Werkstoffoberflächen, vor allem bei den Kerbdesigns KG1 und KG2, ein erhöhter Kornorientierungseinfluss besteht. So wird durch die Berücksichtigung des E-Moduls zwar die Spannungsreaktion aufgrund der individuellen Kornorientierungen in den Proben aufgegriffen, nicht aber die geringere Kornanzahl innerhalb des schädigungsrelevanten Werkstoffvolumens in Korrelation zur Anrisslebensdauer in Betracht gezogen.

So verbleibt für alle Geometrien eine nicht unerhebliche Reststreuung, deren Ursache in den nachfolgenden Kapiteln 3.4.2 und 3.4.3 in Abhängigkeit von der Orientierung der Körner am Anrisspunkt betrachtet wird.

3.4.2 Einfluss der Kornorientierung

Die detaillierten fraktographischen Untersuchungen der Ermüdungsbruchflächen (siehe Abschnitt 3.3) haben gezeigt, dass die Schädigung der Proben auf der Bildung von Ermüdungsgleitbändern beruht. Demzufolge wurden die Untersuchungen der materialinhärenten Streuung auf das Anrisskorn ausgerichtet und neben den Kornorientierungen zusätzlich der Einfluss der Schmidfaktoren (m) sowie der daraus berechneten maximalen Schubspannungen ($\tau_{\max}$) innerhalb der Hauptgleitsysteme in der (111) Ebene und der $\langle 110 \rangle$ Richtung betrachtet.

Die Fokussierung auf das Anrisskorn setzt dabei eine zielgenaue Probenpräparation voraus (Kapitel 2.4.2.2), weshalb nur die auf niedrigem Belastungsniveau ($\epsilon_{a,tot \text{ normiert}} = 0,31\% \dots 0,39\%$) getesteten Proben mit eindeutigen Rissausgangspunkten untersucht werden konnten. Aufgrund der Mehrfachanrissbildung konnte deshalb auch nur eine kleine Anzahl an Proben des Kerbdesigns KG1 präpariert werden.

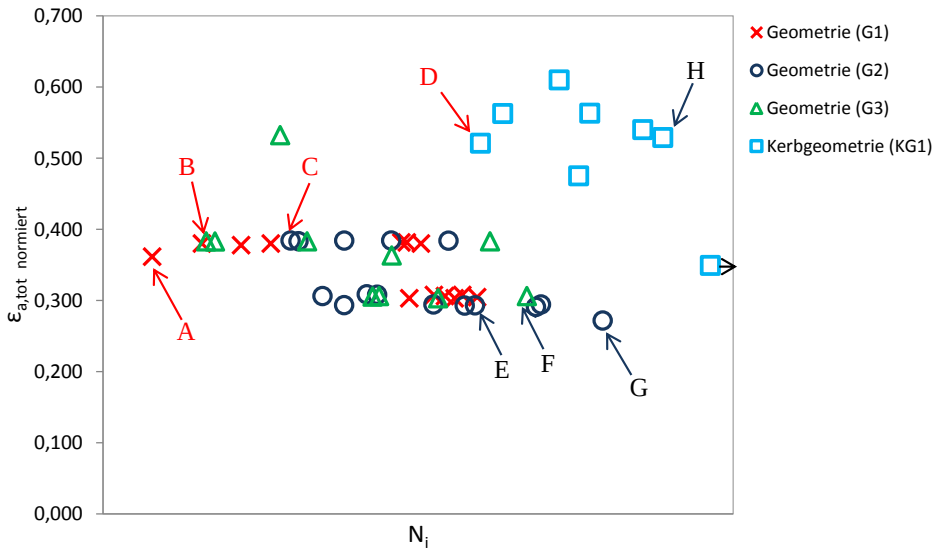
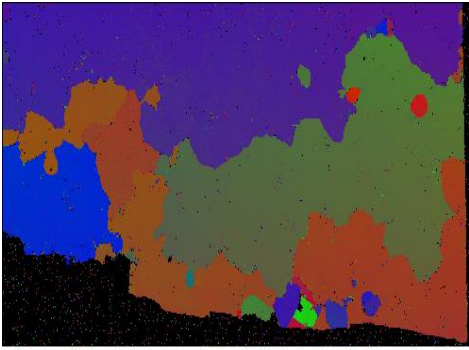
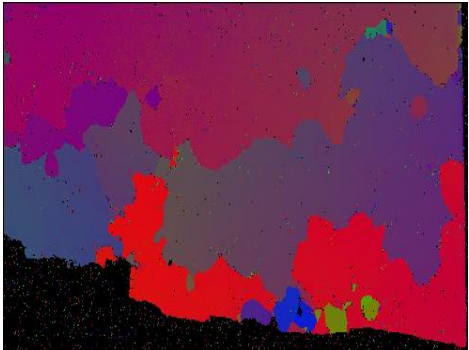
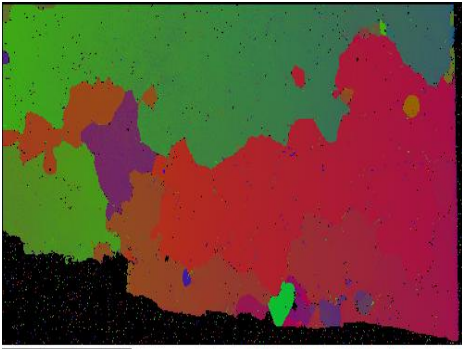
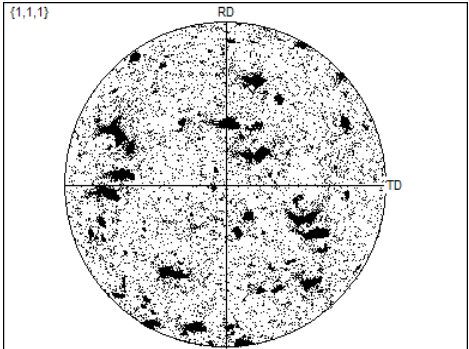
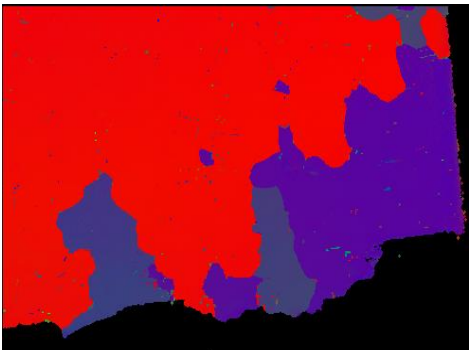
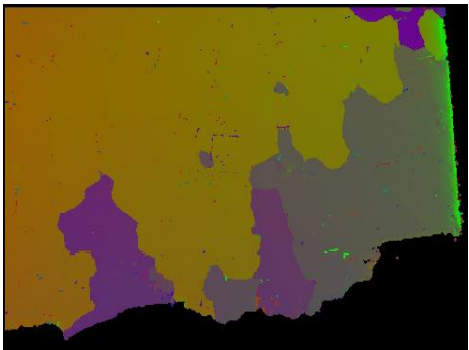
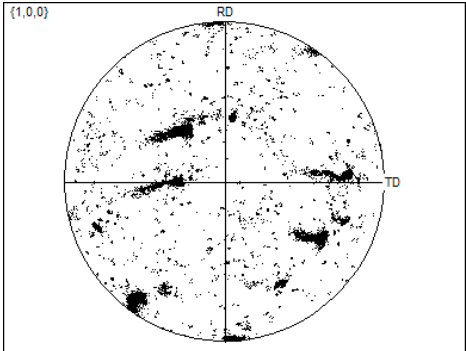
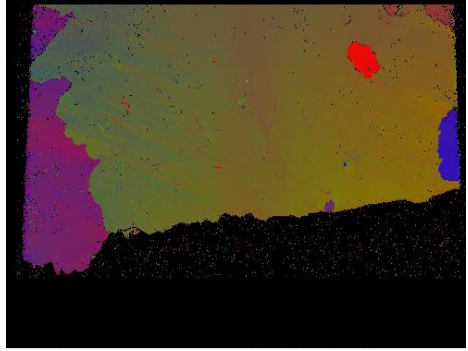
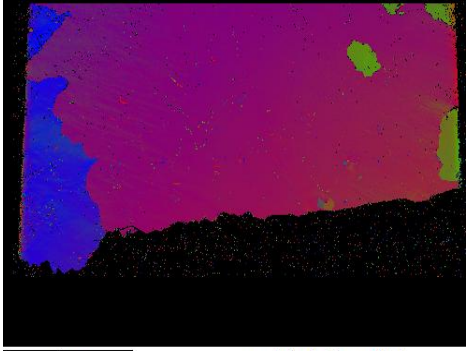
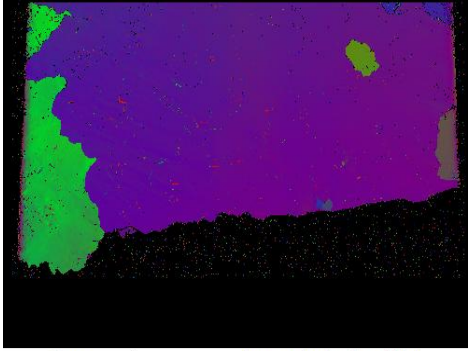
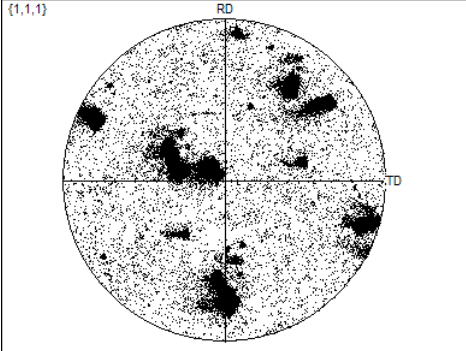


Abbildung 3.21: Wöhlerdiagramm der Geometrien G1-G3 und Kerbgeometrie KG1 bei niedriger Belastungsamplitude, mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben.

Abbildung 3.22 und Abbildung 3.23 zeigen charakteristische Ergebnisse der EBSD- Analyse einiger Proben der zylindrischen Geometrien G1-G3 sowie der Kerbgeometrie KG1. Die zugehörigen Datenpunkte sind in Abbildung 3.21 innerhalb des Totaldehnungs- Wöhlerdiagramms markiert.



 1mm rolling direction Phase: Nickel	 1mm normal direction Phase: Nickel
Orientierung in Längsrichtung	Orientierung in Querrichtung
 1mm transverse direction Phase: Nickel	
Orientierung senkrecht zur Schlifffebene	Steographische Projektion
Probe A) Geometrie G1; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = kurz	
 1mm rolling direction Phase: Nickel	 1mm normal direction Phase: Nickel
Orientierung in Längsrichtung	Orientierung in Querrichtung

 1mm transverse direction Phase: Nickel	 {1,0,0} RD TD
Orientierung senkrecht zur Schliffebene	Steographische Projektion
Probe B) Geometrie G3; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = kurz	
 1mm rolling direction Phase: Nickel	 1mm normal direction Phase: Nickel
Orientierung in Längsrichtung	Orientierung in Querrichtung
 1mm transverse direction Phase: Nickel	 {1,1,1} RD TD
Orientierung senkrecht zur Schliffebene	Steographische Projektion
Probe C) Geometrie G2; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = kurz	

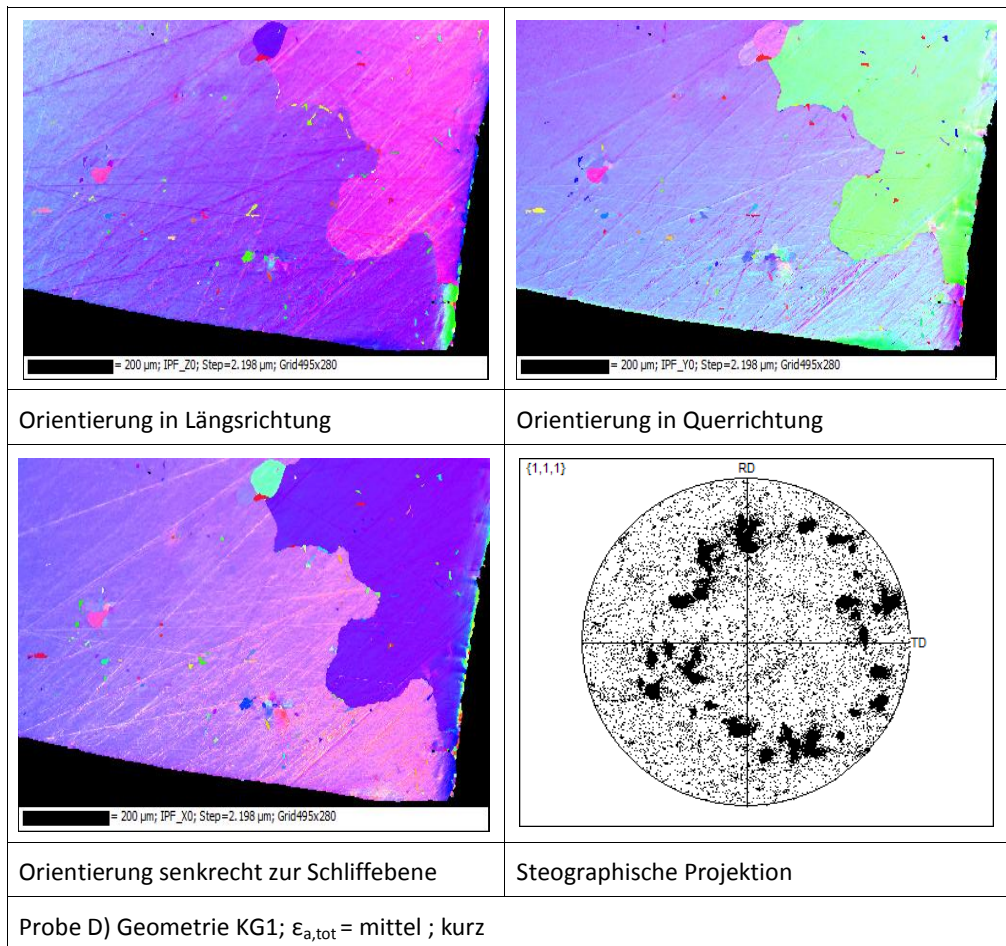
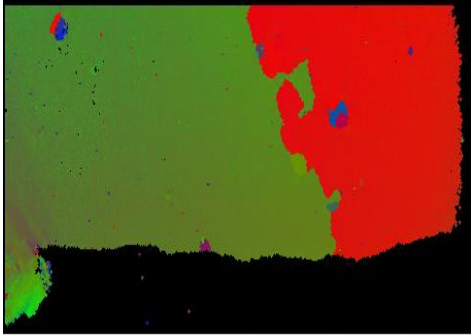
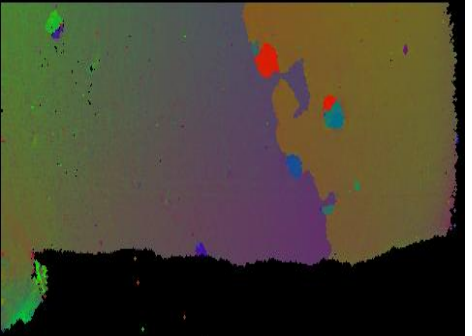
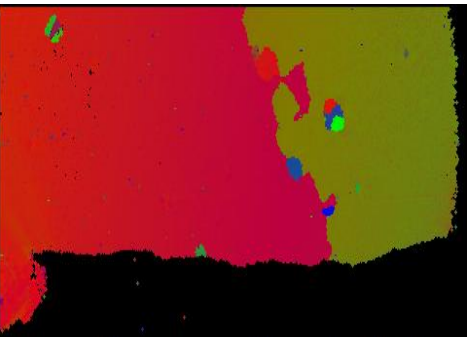
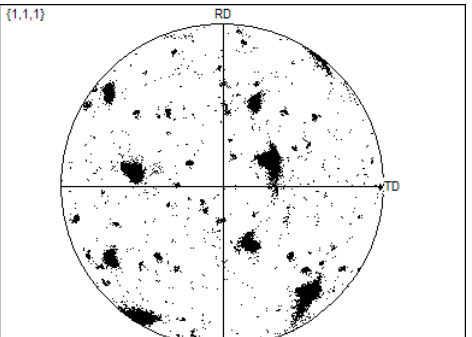
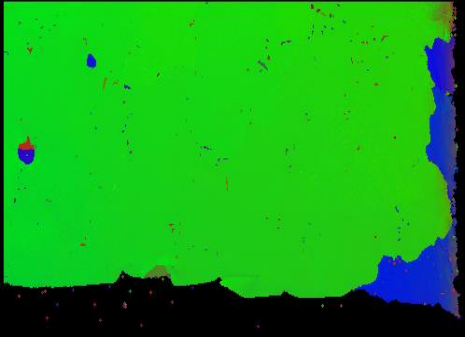
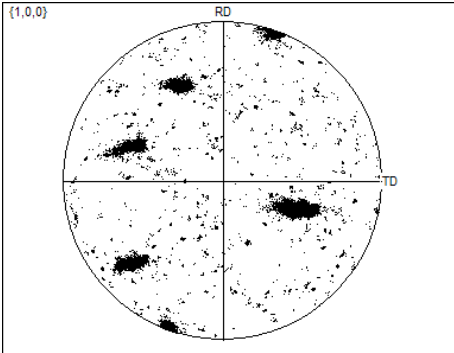
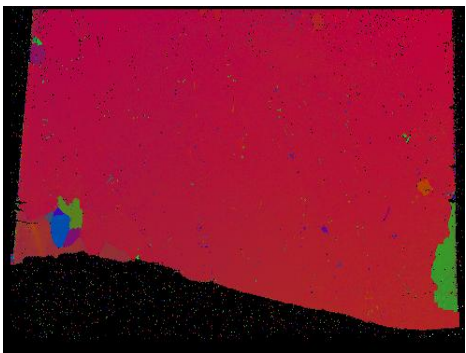
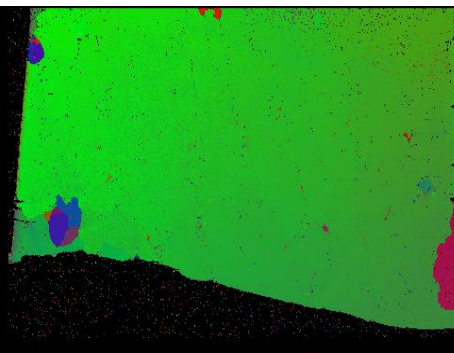
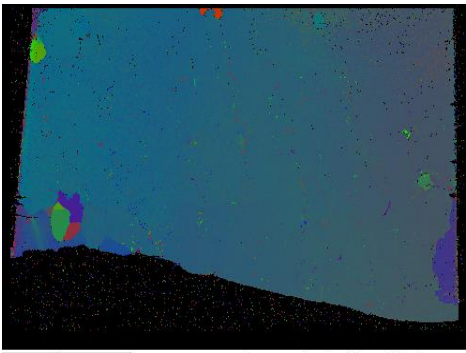
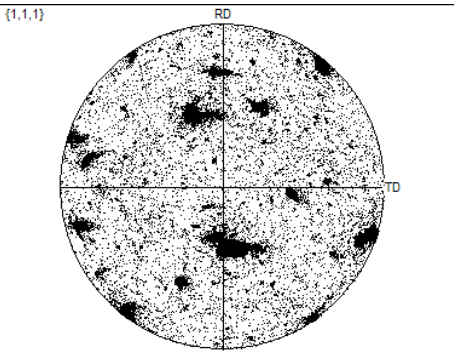


Abbildung 3.22: Mittels EBSD ermittelte Kornorientierungen einiger Proben der Geometrie G1-G3 sowie der Kerbgeometrie KG1 mit kürzerer Lebensdauer. Die zugehörigen Datenpunkte sind in Abbildung 3.21 markiert.

 2mm rolling direction Phase: Nickel	 2mm normal direction Phase: Nickel
Orientierung in Längsrichtung	Orientierung in Querrichtung
 2mm transverse direction Phase: Nickel	 {1,1,1} RD TD
Orientierung senkrecht zur Schliffebene	Steographische Projektion
Probe E) Geometrie G1; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang	
 1mm rolling direction Phase: Nickel	 1mm normal direction Phase: Nickel
Orientierung in Längsrichtung	Orientierung in Querrichtung

 1mm transverse direction Phase: Nickel	 {1,0,0} RD TD
Orientierung senkrecht zur Schliffebene	Steographische Projektion
Probe F) Geometrie G3; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang	
 1mm rolling direction Phase: Nickel	 1mm normal direction Phase: Nickel
Längsrichtung	Querrichtung
 1mm transverse direction Phase: Nickel	 {1,1,1} RD TD
Senkrecht zur Schliffebene	Steographische Projektion
Probe G) Geometrie G2; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang	

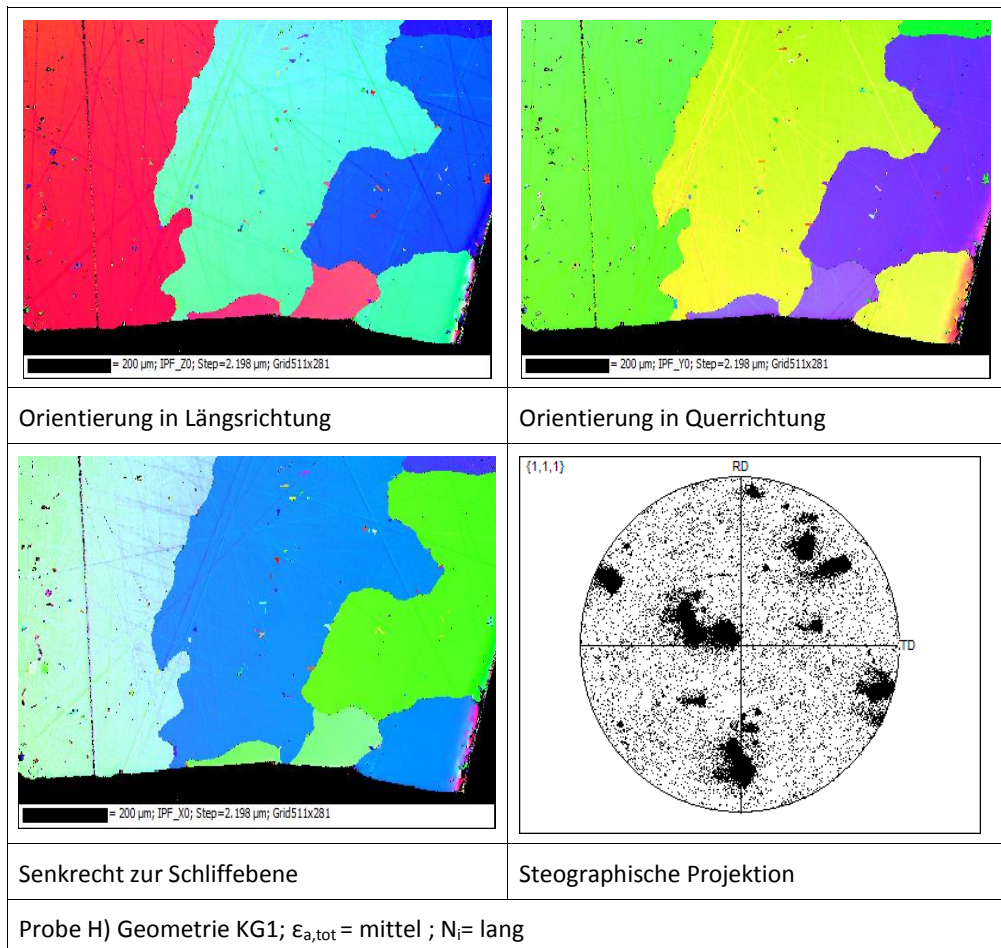


Abbildung 3.23: Mittels EBSD ermittelte Kornorientierungen einiger Proben der Geometrie G1-G3 sowie der Kerbgeometrie KG1 mit längerer Lebensdauer. Die zugehörigen Datenpunkte sind in Abbildung 3.21 markiert.

Die Orientierung der Körner ist durch Angabe der Kornlage in Längsrichtung, Querrichtung sowie senkrecht zur Schliffebene dargestellt. Alle weiteren Proben wurden nach dem in Abbildung 3.22 und Abbildung 3.23 dargestellten Prinzip untersucht und ausgewertet. Um eine mögliche Korrelation zwischen dem Rissausgangspunkt und der Kornorientierung herstellen zu können, sind in der nachfolgenden Abbildung 3.24 die ermittelten Orientierungen als inverse Polfigur zusammengefasst.

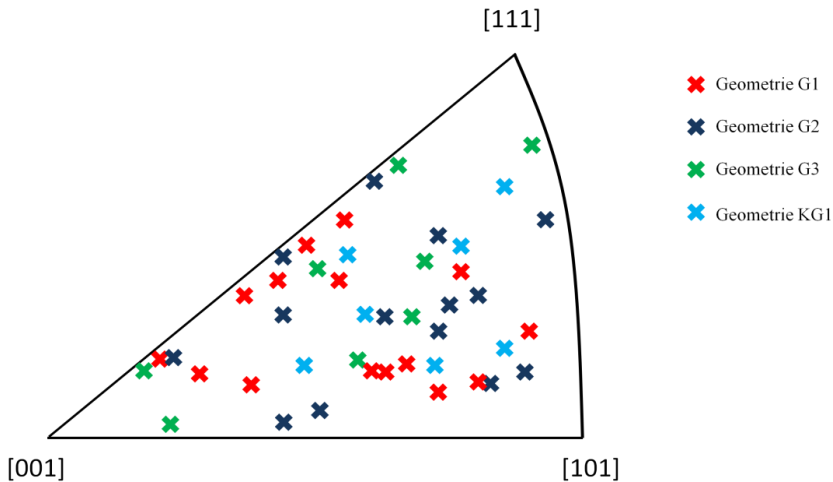
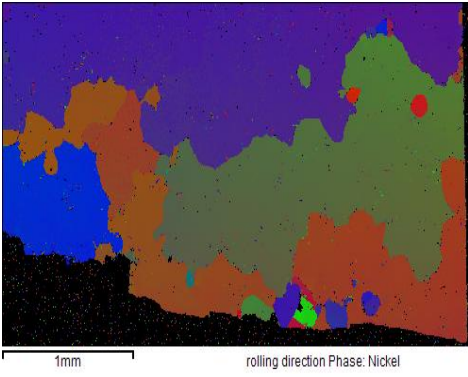
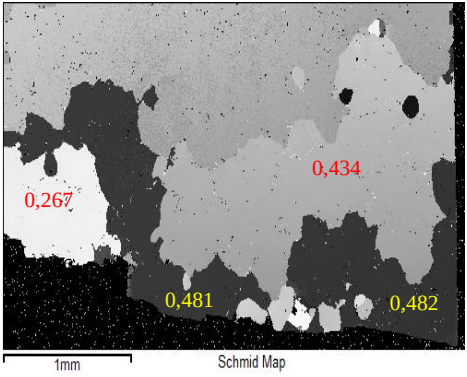
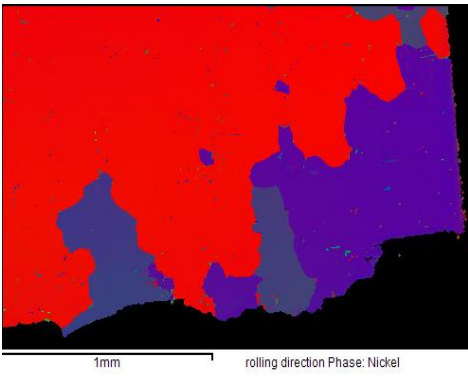
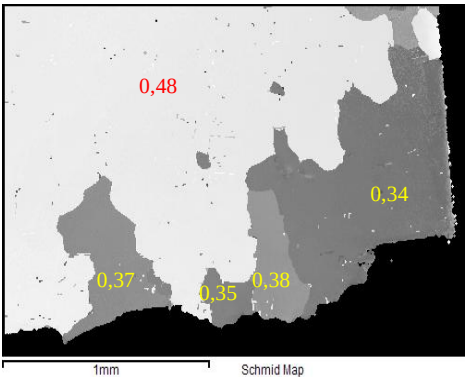
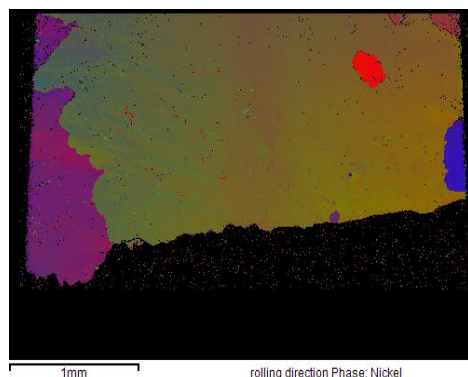
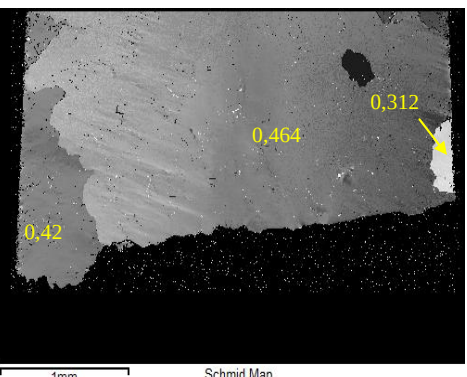


Abbildung 3.24: Inverse Polfigur mit Angabe der Kornorientierungen der Geometrien G1-G3 und der Kerbgeometrie KG1.

Anhand dieser Ergebnisse ist zunächst keine eindeutige Korrelation zwischen Rissinitiierung, Anrisslebensdauer und Orientierung der Körner ableitbar. Die Körner an den Rissausgangspunkten weisen eine regellose Verteilung auf, was aufgrund des konventionell hergestellten, polykristallinen Gusswerkstoffs zu erwarten war. Entscheidend für die Bewertung des Kornorientierungseinflusses ist somit die Betrachtung der Hauptgleitsysteme innerhalb des Anrisskorns (Kapitel 3.4.3).

3.4.3 Einfluss des Schmidfaktors und der maximalen Schubspannung auf die materialinhärente Streuung

Zur näheren Analyse der materialinhärenten Streuung wurden die Schmidfaktoren für das Hauptgleitsystem in der (111) Ebene und der $\langle 110 \rangle$ Richtung bestimmt. Hiermit konnten mit Hilfe des Schmid'schen Schubspannungsgesetzes (Kapitel 1.6) die maximalen Schubspannungen innerhalb der Hauptgleitebene und -richtung bestimmt werden. In Abbildung 3.25 und Abbildung 3.26 sind die Ergebnisse der EBSD-Analyse zur Bestimmung der Schmidfaktoren derjenigen Proben gezeigt, die bereits in Abschnitt 3.4.2 vorgestellt wurden.

 1mm rolling direction Phase: Nickel	 1mm Schmid Map
Orientierung in Längsrichtung	Schmidfaktoren in Längsrichtung
Probe A) Geometrie G1; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = kurz	
 1mm rolling direction Phase: Nickel	 1mm Schmid Map
Orientierung in Längsrichtung	Schmidfaktoren in Längsrichtung
Probe B) Geometrie G3; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = kurz	
 1mm rolling direction Phase: Nickel	 1mm Schmid Map
Orientierung in Längsrichtung	Schmidfaktoren in Längsrichtung
Probe C) Geometrie G2; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = kurz	

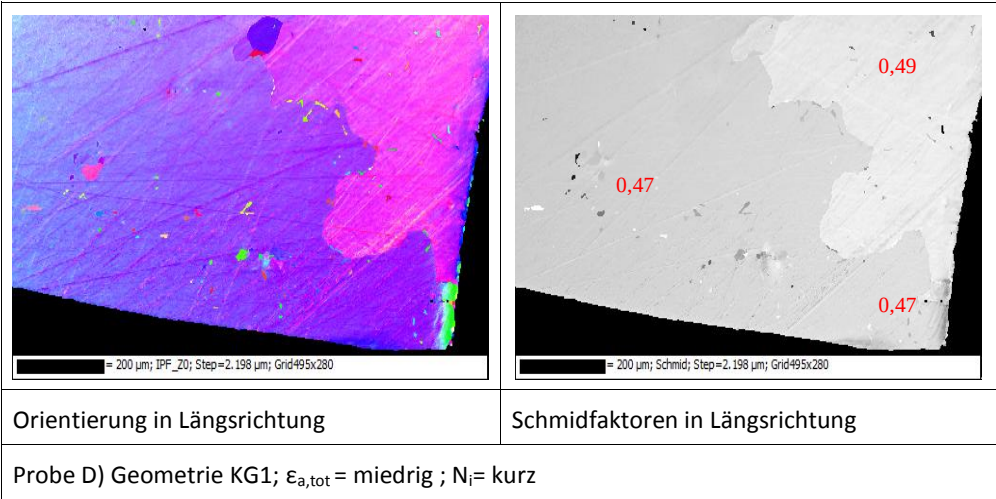
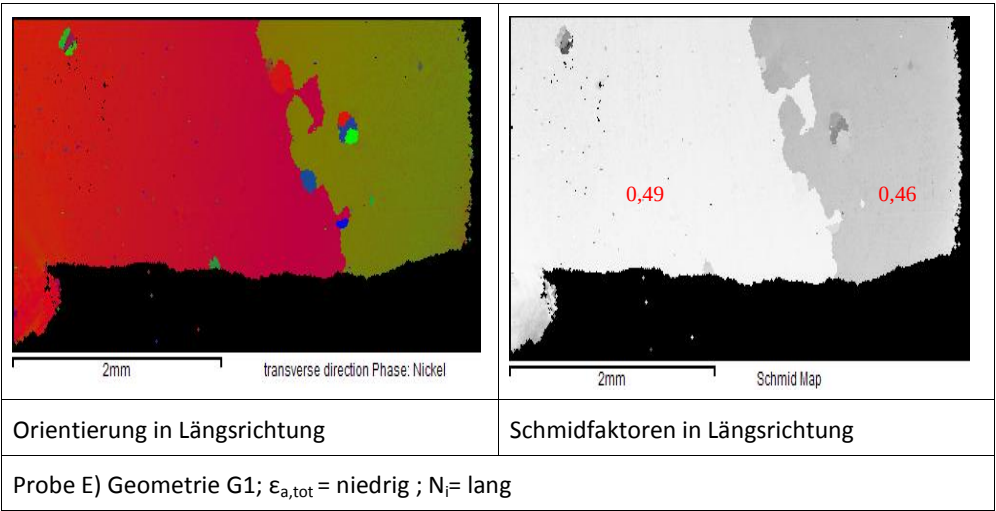


Abbildung 3.25: Kornorientierung und hieraus berechnete Schmidfaktoren einiger Proben der Geometrie G1-G3 sowie der Kerbgeometrie KG1 mit kürzerer Lebensdauer. Die zugehörigen Datenpunkte sind in Abbildung 3.21 markiert.



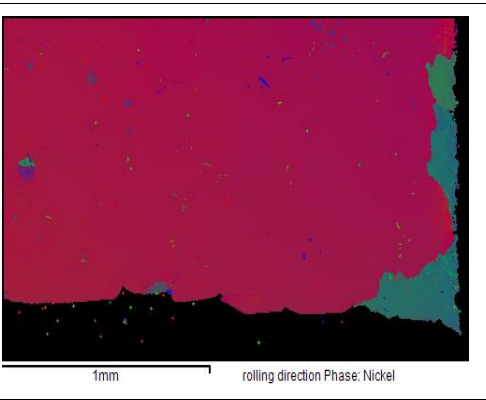
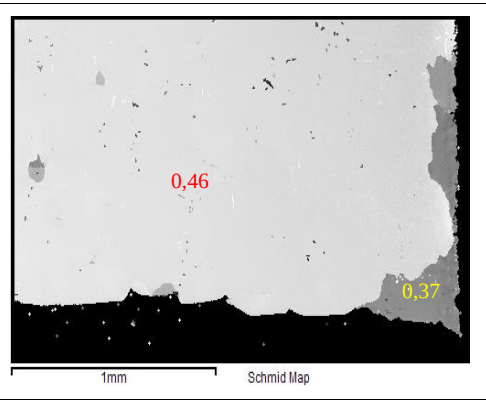
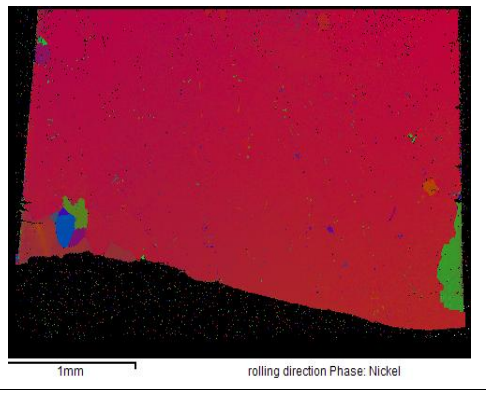
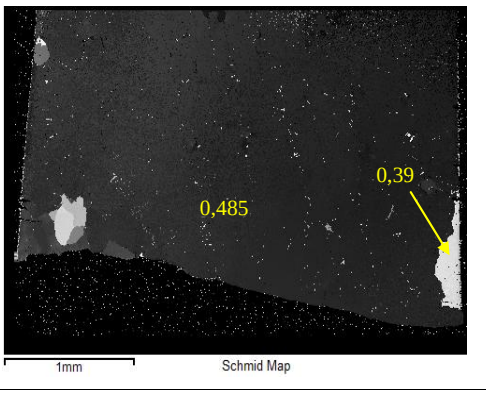
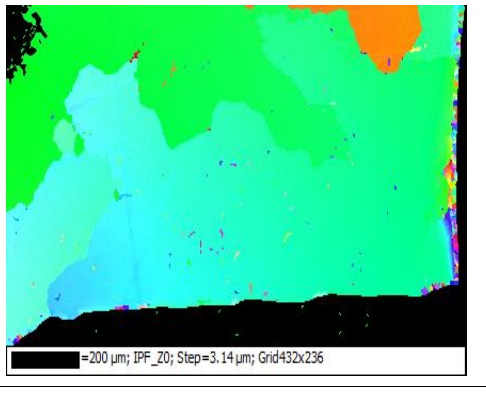
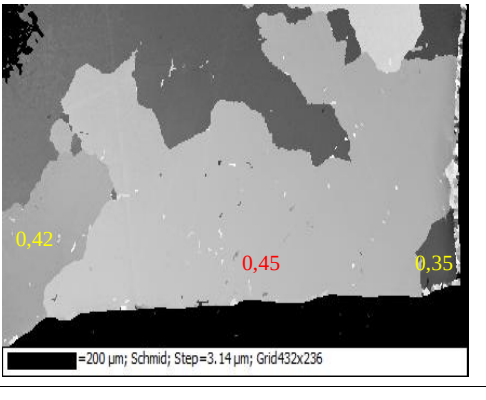
 1mm rolling direction Phase: Nickel	 1mm Schmid Map
Orientierung in Längsrichtung	Schmidfaktoren in Längsrichtung
Probe F) Geometrie G3; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang	
 1mm rolling direction Phase: Nickel	 1mm Schmid Map
Orientierung in Längsrichtung	Schmidfaktoren in Längsrichtung
Probe G) Geometrie G2; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang	
 =200 µm; IPF_Z0; Step=3.14 µm; Grid432x236	 =200 µm; Schmid; Step=3.14 µm; Grid432x236
Orientierung in Längsrichtung	Schmidfaktoren in Längsrichtung
Probe H) Geometrie KG1; $\epsilon_{a,tot}$ = niedrig ; N_i = lang	

Abbildung 3.26: Kornorientierung und hieraus berechnete Schmidfaktoren einiger Proben der Geometrie G1-G3 sowie der Kerbgeometrie KG1 mit längerer Lebensdauer. Die zugehörigen Datenpunkte sind in Abbildung 3.21 markiert.

Die Schmidfaktoren in Abbildung 3.25 und Abbildung 3.26 wurden für die Hauptgleitsysteme bei Belastung in Probenlängsrichtung ermittelt. Alle weiteren Proben wurden nach dem gleichen Prinzip untersucht und ausgewertet. Eine Zusammenstellung der ermittelten Ergebnisse ist der Tabelle 3-6 zu entnehmen. Die angegebenen Spannungsamplituden wurden durch Division mit einem bestimmten Faktor normiert.

Tabelle 3-6: Zusammenfassung der Schmidfaktoren und der maximalen Schubspannungen in den Hauptgleitsysteme in der (111) Ebene und der <110> Richtung am Anrisskorn.

Proben Nr.	ε_a , normiert [%]	m	σ_a , normiert [MPa]	σ_a , normiert*m [MPa]
Geometrie G1				
Probe 03	0,362	0,46	302,170	142,926
Probe 05	0,380	0,41	262,230	126,395
Probe 09	0,380	0,463	249,186	116,370
Probe 11	0,303	0,467	225,040	104,193
Probe 12	0,225	0,473	168,345	75,755
Probe 14	0,382	0,374	289,039	108,101
Probe 15	0,303	0,482	226,926	93,040
Probe 59	0,306	0,45	208,997	89,869
Probe 61	0,308	0,43	184,880	86,894
Probe 63	0,305	0,47	191,917	88,282
Probe 95	0,382	0,38	252,880	96,094
Probe 96	0,380	0,41	260,153	106,663
Probe 97	0,380	0,375	221,553	83,083
Probe 98	0,378	0,4	310,350	124,140
Geometrie G2				
Probe 25	0,293	0,487	205,710	100,181
Probe 26	0,291	0,387	221,960	85,898
Probe 28	0,272	0,485	167,313	81,147
Probe 29	0,309	0,445	225,937	100,542
Probe 32	0,308	0,472	216,353	102,119
Probe 34	0,384	0,464	252,203	117,022
Probe 35	0,384	0,399	262,368	104,685
Probe 36	0,384	0,47	229,317	107,779
Probe 37	0,384	0,467	214,847	100,333
Probe 39	0,383	0,379	272,883	103,423
Probe 67	0,293	0,5	199,979	99,990
Probe 68	0,293	0,39	204,073	79,588

Probe 69	0,294	0,47	212,159	99,715
Probe 70	0,294	0,47	190,620	89,591
Geometrie G3				
Probe 71	0,303	0,47	206,643	97,122
Probe 79	0,363	0,43	212,311	91,294
Probe 80	0,383	0,38	323,077	122,769
Probe 81	0,305	0,42	229,962	96,584
Probe 87	0,383	0,37	279,220	103,311
Probe 88	0,383	0,34	312,602	106,285
Probe 89	0,383	0,37	234,842	86,892
Probe 91	0,306	0,46	213,962	98,423
Kerbgeometrie KG1				
Probe 112	0,475	0,35	309,615	108,365
Probe 113	0,610	0,44	235,405	103,578
Probe 115	0,563	0,42	248,189	104,239
Probe 116	0,563	0,35	230,347	80,621
Probe 117	0,540	0,44	238,712	105,033
Probe 118	0,521	0,49	203,663	99,795
Probe 119	0,529	0,46	205,418	94,492

Um den Einfluss der Schmidfaktoren bzw. der maximalen Schubspannungen auf die materialinhärente Streuung bewerten zu können, sind in Abbildung 3.27 die LCF-Lebensdauern zunächst der Proben mit zylindrischer Messstrecke (G1, G2 und G3) einerseits in der Darstellung Spannungsamplitude ($\sigma_{a, \text{normiert}}$) über der Anrisslebensdauer (N_i) und andererseits Spannungsamplitude multipliziert mit dem Schmidfaktor ($\sigma_{a, \text{normiert}} \cdot m$), jeweils gegenüber der Anrisslebensdauer, aufgetragen (N_i).

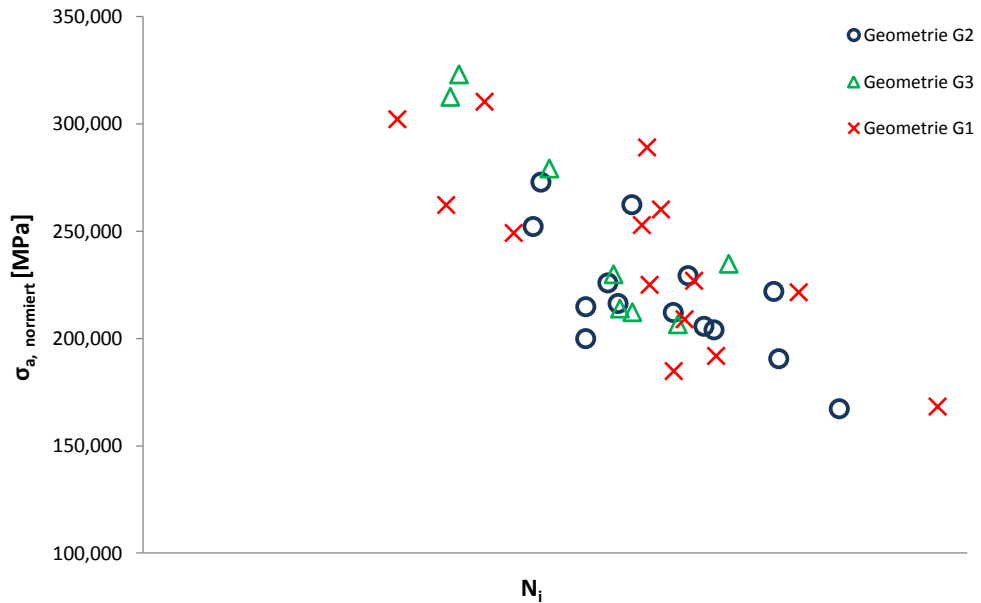
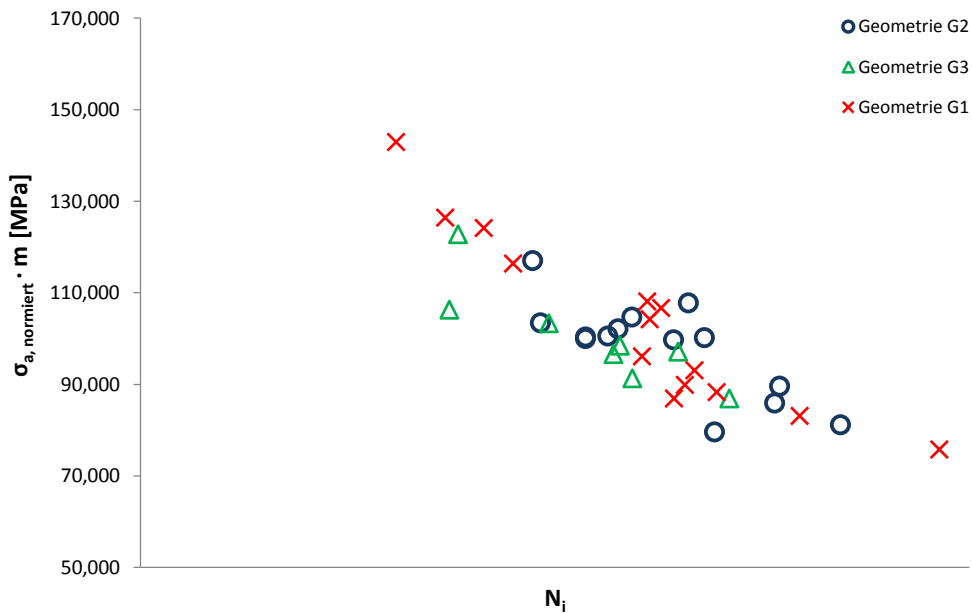
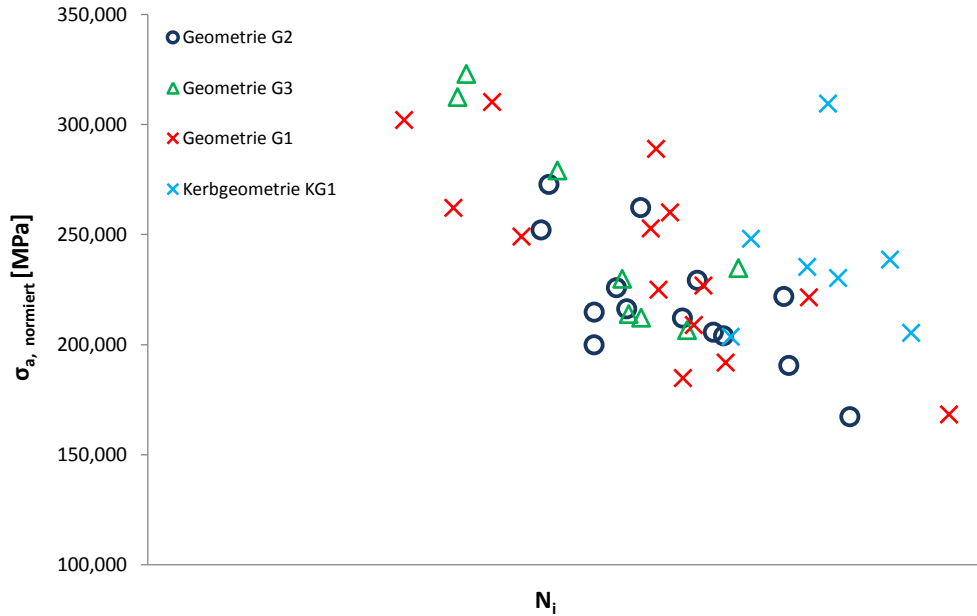
a) Spannungsamplitude ($\sigma_{a, \text{normiert}}$) gegen die Anrisslebensdauerb) Spannungsamplitude ($\sigma_{a, \text{normiert}}$) multipliziert mit dem Schmidfaktor gegen die Anrisslebensdauer

Abbildung 3.27: Lebensdauerverhalten der Proben mit zylindrischer Messstrecke G1-G3 ohne (a) und mit Berücksichtigung des Schmidfaktors (b).

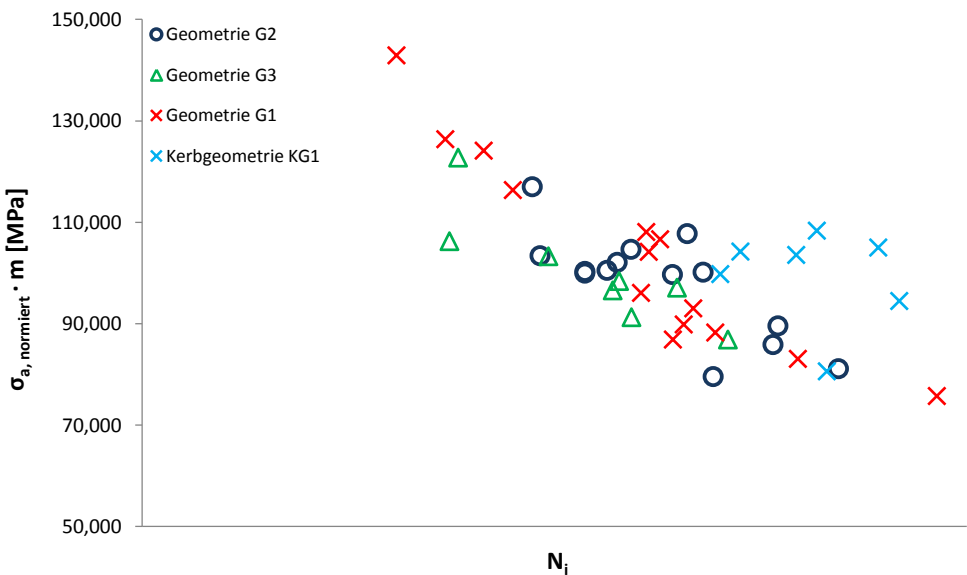
Die Ergebnisse zeigen, dass bei allen Proben mit zylindrischer Messstrecke (G1-G3) durch die Berücksichtigung der Schmidfaktoren eine deutliche Reduzierung der Streuung erreicht werden konnte: Die Datenpunkte aller drei Probengeometrien liegen annähernd auf einer Linie. Folglich wird mit Berücksichtigung des Schmidfaktors im Gegensatz zum Totaldehnungs- und Spannungswöhlerdiagramm (Abbildung 3.27 (a)) der Größeneffekt nahezu eliminiert. Dies könnte darauf zurückzuführen sein, dass die Dehnungswöhlerkurve eine globale Betrachtung der Probe darstellt, bei der mit zunehmender höchstbeanspruchter Probenoberfläche die Wahrscheinlichkeit steigt, ein bei der vorgegebenen Belastungsrichtung für die Gleitbandschädigung günstig orientiertes Korn mit hohen Schubspannungen in den Gleitebenen und -richtungen anzutreffen. Die Analyse des Orientierungseffekts basiert dagegen auf einer lokalen Betrachtung der Mikrostruktur, wobei der Schmidfaktor eines einzelnen kritischen Korns am Anrisspunkt im Fokus steht. Diese Reduzierung auf die lokale Betrachtung der Schubspannungen im anrissrelevanten Gleitsystem führt dazu, dass der Größeneffekt in der Darstellung ($\sigma_{a, \text{normiert}} \cdot m$) über N_i verschwindet (Abbildung 3.27 (b)).

Ferner ist zu erkennen, dass das bei allen Geometrien eine Reststreuung der Lebensdauer verbleibt. Es ist anzunehmen, dass diese Streuung zumindest teilweise auf der Interaktion des rissauslösenden Korns mit den benachbarten Körnern beruht. Dies wird durch die Tatsache untermauert, dass mit abnehmenden höchstbeanspruchtem Werkstoffvolumen die Streubreite zunimmt. So könnte mit verringerter Kornanzahl innerhalb der Messstreckenlänge L_0 in Verbindung mit der unterschiedlichen Steifigkeit der Körner eine inhomogenere Spannungsverteilung in der Messlänge vorliegen. Dieser Aspekt würde mit zunehmendem Messstreckenvolumen und somit erhöhter Kornanzahl weniger stark zum Tragen kommen. Da bei der Auswertung des Orientierungseffekts diese lokalen Spannungsverteilungen nicht berücksichtigt werden, könnte die Zunahme der verbleibenden Reststreuung mit abnehmenden höchstbeanspruchten Werkstoffvolumen hierauf zurückgeführt werden.

In Abbildung 3.28 sind neben den zylindrischen Geometrie G1-G3 zusätzlich die Lebensdauern der Kerbproben KG1 des Typs in den Darstellungen $\sigma_{a, \text{normiert}}$ und $(\sigma_{a, \text{normiert}} \cdot m)$ über N_i aufgetragen.



a) Spannungsamplitude ($\sigma_{a, \text{normiert}}$) gegen die Anrisslebensdauer



b) Spannungsamplitude ($\sigma_{a, \text{normiert}}$) multipliziert mit dem Schmidfaktor gegen die Anrisslebensdauer

Abbildung 3.28: Lebensdauerverhalten der Proben mit zylindrischer Geometrie G1-G3 und Kerbgeometrie KG1 ohne (a) und mit Berücksichtigung des Schmidfaktors (b).

Die Ergebnisse zeigen, dass auch bei der Geometrie KG1 durch die Berücksichtigung der Schmidfaktoren eine weitere Reduzierung der materialinhärenten Streuung erreicht werden konnte. Im Vergleich zu den Daten der zylindrischen Geometrien (G1-G3) zeigt sich indes, dass die Kerbproben deutlich höhere Anrisslebensdauern bei gleichen maximalen Schubspannungen erreichen. Unter der Annahme, dass bei der Analyse des Orientierungseffekts der Größeneinfluss kaum zum Tragen kommt, muss die Verschiebung der Anrisslebensdauer gegenüber den zylindrischen Geometrie überwiegend auf den Spannungsgradienteneinfluss begründet sein. So lässt sich durch Korrektur der ermittelten Anrisslebensdauern innerhalb des Totaldehnungs- Wöhlerdiagramms um die in Abbildung 3.28 (b) dargestellten Verschiebungen, zumindest ansatzweise der Größeneffekt vom Einfluss des Spannungsgradienten auf die Lebensdauer separieren. Abbildung 3.29 zeigt in diesem Zusammenhang die Streubänder der zylindrischen Geometrien gegenüber den Streubändern der Kerbgeometrie KG1 mit (—) und ohne Ausschluss (—) des Spannungsgradienten innerhalb des Totaldehnungs- Wöhlerdiagramms.

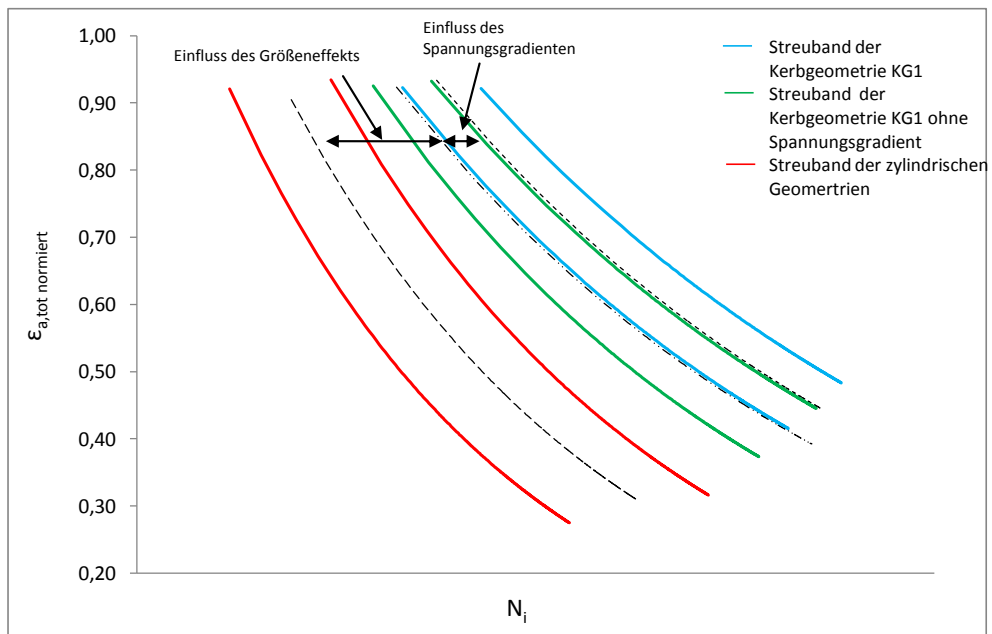


Abbildung 3.29: Totaldehnungs- Wöhlerdiagramm mit Darstellung der Streubänder der zylindrischen Geometrien (G1-G3) und der Kerbgeometrie KG1.

Die Ergebnisse zeigen, dass die Erhöhung der Lebensdauer des Kerbdesigns KG1 gegenüber den zylindrischen Geometrien, zu ungefähr drei Vierteln auf dem Größeneffekt und einem Viertel auf dem Spannungsgradienten beruht. Dies unterstreicht abermals die in Kapitel 3.1 getroffene Annahme, dass neben dem Größeneffekt auch der Spannungsgradient einen we-

sentlichen Anteil an der Erhöhung der Anrisslebensdauer hat. Nichtsdestotrotz bleibt zu berücksichtigen, dass dies nur eine grobe Abschätzung darstellt und eine exakte Quantifizierung nur über Rissausbreitungsrechnungen in einem entsprechenden FEM-Modell der Kerbproben gewährleistet werden kann.

Ferner zeigt sich in Abbildung 3.28 (b), dass bei der Kerbgeometrie KG1 die größte Reststreuung der Lebensdauer verbleibt. Dies ist auf die inhomogene Spannungsverteilung innerhalb der höchstbeanspruchten Messstreckenlänge zurückzuführen, die zum einen auf den Spannungsgradienten und zum anderen auf der geringen Kornanzahl in Verbindung mit der unterschiedlichen Steifigkeit der Körner basiert. Folglich zeigt sich anhand des Streuverhaltens nochmals die deutlich geringe Anzahl zur Ausbildung der Gleitsysteme verfügbarer Körner gegenüber den zylindrischen Geometrien (G1-G3).

4 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde der statistische Größeneinfluss und die Lebensdauerstreuung an der konventionellen Nickelbasis Superlegierung RENE 80 im Low Cycle Fatigue Bereich untersucht. Dabei wurden 5 Probengeometrien mit signifikant unterschiedlichen höchstbeanspruchten Werkstoffoberflächen eingesetzt: 3 Geometrien mit zylindrischer Messstreckenoberfläche (G1-G3) und zwei Kerbgeometrien mit Kerbformzahlen von $\alpha_1 = 1,62$ (KG1) und $\alpha_2 = 2,60$ (KG2), die einen maximalen Unterschied in der schädigungsrelevanten Werkstoffoberfläche von etwa einem Faktor 72 aufweisen.

Die Untersuchungen umfassten insgesamt 116 LCF- Tests an den unterschiedlich dimensionierten Probengeometrien, bei niedriger sowie hoher Dehnungsamplitude und einem Lastverhältnis von $R=-1$, fraktographische Untersuchungen der Ermüdungsbruchflächen und eine detaillierte Analyse des Streuverhaltens mittels EBSD-Technik am Rissausgangspunkt.

Die wesentlichen Ergebnisse zu den Schwerpunkten der vorliegenden Arbeit sind im Folgenden zusammengestellt.

Auswertung der Totaldehnungs- Wöhlerdiagramme

Zur Quantifizierung des Größeneffekts auf die Lebensdauer wurde im Vorfeld für die Proben, bei denen aufgrund der stark verkleinerten Geometrie eine direkte Dehnungsmessung in der Messstrecke nicht möglich war Korrekturfaktoren ermittelt, um die maximalen Dehnungsamplituden innerhalb der höchstbeanspruchten Messstreckenoberflächen exakt zu erfassen. Die Ermittlung der Korrekturfaktoren erfolgte auf Basis einer beim Industriepartner durchgeführten FEM-Simulation mit den dort angewendeten elastisch-plastischen Werkstoffgesetzen für die Versuchstemperatur von 850°C . Darüber hinaus wurde ein einheitliches Anrißkriterium mit einer Rissfläche von $0,962\text{mm}^2$ festgelegt.

Die LCF- Versuche der Proben mit zylindrischer Messstreckenoberfläche (Geometrie G1-G3) sind in Kapitel 3.1.1 zusammengefasst. Eine statistisch relevante Verschiebung zu längeren Lebensdauern konnte nur bei niedrigen Belastungsamplituden und nur für eine stark verkleinerte Messstrecke (Geometrie G2) festgestellt werden. Demzufolge konnte durch die deutlich reduzierte Anzahl am Schädigungsprozess beteiligter Gleitsysteme, der statistische Kornorientierungseinflusses innerhalb des Totaldehnungs- Wöhlerdiagramms abgebildet werden. Auf hohem Belastungsniveau hingegen hat die Reduzierung der schädigungsrelevanten Messstreckenoberfläche keinen signifikanten Einfluss auf die Bruchlastspielzahl. Für alle Geometrien konnte darüber hinaus wie erwartet eine Zunahme der Streubreite mit abnehmender Belastungsamplitude und niedrigeren plastischen Verformungsanteilen festgestellt werden.

Die dem Kapitel 3.1.2 zu entnehmenden Wöhlerdiagramme der Kerbgeometrien KG1 und KG2 zeigen dagegen eine signifikante Erhöhung der Anrisslebensdauern sowohl auf hohem als auch auf niedrigem Belastungsniveau, die mit ansteigender Kerbformzahl und reduzierter höchstbeanspruchter Messstreckenoberfläche ausgeprägter wird. Aufgrund des relativ geringen Unterschieds beider Kerbgeometrien in den höchstbeanspruchten Werkstoffoberflächen mit etwa einem Faktor 2,8, muss die Erhöhung der Anrisslebensdauer sowohl auf dem statistischen Größeneinfluss als auch auf den unterschiedlichen Spannungsgradienten im Probenquerschnitt beruhen. Eine zusätzliche Auswertung zur Erfassung des Spannungsgradienteneinflusses auf das Lebensdauerverhalten beider Geometrien durch Auswahl eines schärferen Anrisskriteriums blieb jedoch ohne Erfolg. Eine exakte Quantifizierung kann daher nur auf Grundlage von Rissausbreitungsrechnungen in einem FEM-Modell der Kerbproben gewährleistet werden.

Eine Gegenüberstellung der Wöhlerdiagramme der zylindrischen Geometrien (G1-G3) und der Kerbgeometrien (KG1-KG2) wird in Kapitel 3.1.3 präsentiert. Die Kerbgeometrien weisen sowohl auf hohem als auch auf niedrigem Belastungsniveau deutlich höhere Anrisslebensdauern auf. Interessant ist insbesondere die Verschiebung der Lebensdauer auf hohem Belastungsniveau, die aus der starken Reduzierung der schädigungsrelevanten Oberflächen und dem zusätzlichen Einfluss des Spannungsgradienten im Kerbgrund resultiert. Ferner ist eine deutliche Zunahme der Streubreite bei Verwendung der Kerbgeometrien zu erkennen, welche durch die deutlich geringere Kornanzahl innerhalb der höchstbeanspruchten Werkstoffoberfläche verursacht wird.

Zusammenfassend haben die Untersuchungen an den unterschiedlich dimensionierten Probengeometrien gezeigt, dass die Abbildung des statistischen Größeneffekts im LCF-Bereich nur mit extrem unterschiedlichen Probengrößen realisierbar ist. So konnte erst mit Einsatz der Kerbgeometrien und extremer Reduzierung der Oberflächen um etwa einen Faktor 15 gegenüber der zylindrischen Geometrien G1 und G3 auch bei hohen Lastamplituden ein Größeneinfluss abgebildet werden. Bei den Kerbproben ist zudem der Einfluss des Spannungsgradienten auch bei Betrachtung kurzer Anrissflächen eine Ursache für die Steigerung der Lebensdauer.

Fraktographische Untersuchung der Ermüdungsbruchflächen

Die rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen der Ermüdungsbruchflächen der eingesetzten Probengeometrien sind in Kapitel 3.3 zusammengefasst.

Das Versagen der Proben erfolgt durch die Ausbildung an Gleitbändern in den Oberflächenkörnern. Die Charakteristik der Rissbildung und Ausbreitung ist dabei für alle Probengeometrien gleich. Bei hohen Belastungsamplituden bilden sich im Laufe des Schädigungsprozesses mehrerer Anrisspunkte an der Probenoberfläche aus, während bei niedriger Beanspruchung das Versagen lediglich durch einen einzelnen Anriss getragen wird.

Der Vergleich der Ermüdungsbruchflächen der Kerbproben (KG1, KG2) und der Proben mit zylindrischer Messstrecke (G1-G3) (Kapitel 3.3.5) macht deutlich, dass insbesondere auf hohem Belastungsniveau die Ausbildung der Rissinitiierungspunkte unterschiedlich ausgeprägt ist. Während bei den Proben mit zylindrischer Messstrecke infolge der starken Plastifizierung über den gesamten Probenquerschnitt keine eindeutigen Anrisspunkte zu identifizieren sind, weisen die Ermüdungsbruchflächen der Kerbproben auch bei sehr hohen Beanspruchungen noch klar erkennbare Anrisslinsen auf. Diese Unterschiede in der Prägnanz der Rissinitiierungspunkte sind einerseits auf die deutlich geringe Kornanzahl innerhalb der schädigungsrelevanten Werkstoffoberflächen und andererseits auf den Spannungsgradienten zurückzuführen, durch welchen die Anrisse eine längere Rissachstumsphase mit bei zunehmender Risstiefe verzögerter Ausbreitung durchlaufen.

Elastizitätsmodul Messungen

Neben der Bruchflächenanalyse wurde aufgrund der Grobkörnigkeit des Werkstoffs und des dadurch zu erwartenden Einflusses der Kornorientierungsstatistik auf die elastischen Eigenschaften der Proben der Elastizitätsmodul aller Proben statistisch anhand von Gaußverteilungen ausgewertet (Kapitel 3.2). Anhand der Auswertung konnten einerseits verhältnismäßig starke Schwankungen im Elastizitätsmodul von $\pm 15\text{MPa}$ um die berechneten Mittelwerte festgestellt werden. Andererseits zeigen die verwendeten Probengeometrien ähnliche Verteilungen des Elastizitätsmoduls auf, wodurch einkristallines Werkstoffverhalten ausgeschlossen und die Vergleichbarkeit der unterschiedlich dimensionierten Probengeometrien sichergestellt werden konnte.

Analyse des Streuverhaltens

Die detaillierten Untersuchungen des materialinhärenten Streuverhaltens der Proben ist dem Kapitel 3.4 zu entnehmen.

Im ersten Schritt wurde hierbei der Einfluss des Elastizitätsmoduls auf die Anrisslebensdauer der 5 Probengeometrien untersucht (Kapitel 3.4.1). So konnte mit Berücksichtigung der E-Moduln für die Geometrien G1 und G3 eine wesentliche Reduzierung der Streuung erreicht werden. Entsprechend ist ein wesentlicher Anteil der Lebensdauerstreuung durch die unterschiedlichen Spannungsreaktionen der Proben bei gegebener Dehnungsamplitude begründet. Für die Geometrien G2, KG1 und KG2 fällt die Verkleinerung der Streubreite dagegen weit weniger signifikant aus, so dass bei diesen Geometrien ein erhöhter Kornorientierungseinfluss bestehen muss. Nichtsdestotrotz verbleibt für alle Geometrien unter Einbeziehung des E-Moduls eine nicht unerhebliche Reststreuung.

Im nächsten Schritt wurden mittels EBSD-Analysen die Kornorientierungen (Kapitel 3.4.2), die Schmidfaktoren für das Hauptgleitsystem in der (111) Ebene und der $\langle 110 \rangle$ Richtung sowie die maximalen Schubspannungen innerhalb der Hauptgleitebene und -richtung am Anrisskorn untersucht (Kapitel 3.4.3). Die Fokussierung auf das Anrisskorn setzte dabei eine

zielgenaue Probenpräparation voraus, weshalb nur die auf niedrigem Belastungsniveau getesteten Proben mit eindeutigen Rissausgangspunkten untersucht wurden.

Wie erwartet zeigt die Darstellung der ermittelten Kornorientierungen als inverse Polfigur, aufgrund des konventionell hergestellten, polykristallinen Werkstoffgefüges zunächst keine eindeutige Korrelation zwischen Rissinitiierung, Anrisslebensdauer und Orientierung der Körner auf. Mit Berücksichtigung der maximalen Schubspannungen in den am Anrisskorn verfügbaren Gleitsystemen über den Schmidfaktor m konnte indes eine deutliche Reduzierung der Streuung bei allen Proben mit zylindrischer Messstrecke (G1-G3) erreicht werden. Somit wird im Gegensatz zum Totaldehnungs- Wöhlerdiagramm der Größeneffekt durch die lokale Betrachtung der Mikrostruktur mit Fokussierung auf den Schmidfaktor am Anrisskorn, nahezu eliminiert.

Dennoch verbleibt für alle drei Geometrien eine Reststreuung der Lebensdauer, die mit abnehmender höchstbeanspruchter Werkstoffoberfläche zunimmt. Durch die Interaktion des rissauflösenden Kornes mit den benachbarten Körnern ist anzunehmen, dass mit verringerter Kornanzahl innerhalb der Messstreckenlänge L_0 in Verbindung mit der unterschiedlichen Steifigkeit der Körner eine inhomogene Spannungsverteilung innerhalb der Messlänge vorliegt, die bei der Auswertung des Orientierungseffekts nicht berücksichtigt wird.

Die Darstellung der Kerbgeometrie KG1 in Abhängigkeit vom Orientierungseinfluss zeigt ebenfalls eine deutliche Reduzierung der Streuung bei Berücksichtigung des Schmidfaktors auf. Besonders interessant in diesem Zusammenhang ist, dass die Datenpunkte im Vergleich zu den zylindrischen Geometrien (G1-G3) bei deutlich höheren Anrisslebensdauern liegen. So lässt sich aufgrund des mit Berücksichtigung von m nicht existierenden Größeneffekts bei den zylindrischen Geometrien der Einfluss des Spannungsgradienten auf die Lebensdauer grob abschätzen und zeigen, dass die Steigerung der Lebensdauer gegenüber den zylindrischen Geometrien (G1-G3) in erster Näherung zu drei Vierteln auf den Größeneffekt und einem Viertel auf den Spannungsgradienten beruhen.

Die Untersuchung des Streuverhaltens zeigt somit, dass zum einen durch Berücksichtigung des E-Moduls und zum anderen durch Einbeziehung des Schmidfaktors m am Anrisskorn bei dem hier vorliegenden Gleitbandschädigungsprozess eine erhebliche Reduzierung der Streuung erreicht werden kann. Dieser materialwissenschaftliche Hintergrund der Lebensdauerstreuung stellt einen wesentlichen Aspekt für die Entwicklung des probabilistischen Vorhersagemodells im Rahmen des Verbundprojekts, in das diese Arbeit eingebettet ist, dar. So sollte die Berücksichtigung des Schmidfaktors bei der probabilistischen Bewertung zu einer deutlich verbesserten Lebensdauerabschätzung der Bauteilkomponenten beitragen.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1: Belastungs-Zeit Verläufe in Sinus- und Dreiecksform.	13
Abbildung 1.2: Einfluss der Frequenz auf die Bruchzyklenzahl bei Temperaturen oberhalb von $0,4 T_s$. Die Bereiche geben jeweils die vorherrschenden Schädigungsmechanismen an [12].	15
Abbildung 1.3: Typische Darstellung der Wöhlerversuche im Spannungs- (a) und Dehnungs- (b) Wöhlerdiagramm.....	16
Abbildung 1.4: Schematische Darstellung der unterschiedlichen Korngefüge der einzelnen Gefügetypen [20].	18
Abbildung 1.5: Entwicklung der Nickelbasis- Superlegierungen in Abhängigkeit von der Einsatztemperatur [2].	18
Abbildung 1.6: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer typischen γ/γ' - Mikrostruktur einer Nickelbasis-Superlegierung [18].....	19
Abbildung 1.7: Elementarzelle a) der kubisch flächenzentrierten γ - Phase und b) der intermetallischen γ' -Phase mit L12- Kristallstruktur. Im System Ni-[Al,Ti] sind die Flächenplätze der geordneten Phase $Ni_3[Al,Ti]$ mit Ni- und die Eckplätze mit Al, Ti-Atomen besetzt.	20
Abbildung 1.8: (a) Bruchfläche der Legierung AF-115 mit Rissursprung an einer Pore nach Ermüdungsbeanspruchung mit $\Delta\epsilon_t = 0,9\%$ bei einer Temperatur von 760°C ; (b) vergrößerte Aufnahme der Pore [36].	22
Abbildung 1.9: (a)Rissinitiierung an einem Aluminiumoxid Einschluss in der Ni-Legierung Rene 88DT nach einem LCF-Test mit $\Delta\epsilon = 0,79\%$ und 650°C , (b) vergrößerte Aufnahme des Einschlusses [41].	22
Abbildung 1.10: a) Nickelbasis- Superlegierung M963 mit Anrissbildung an einer Mikropore bei $\Delta\epsilon_t = 0,5\%$ und einer Temperatur von 700°C ; b) vergrößerte Aufnahme der Pore [49].	23
Abbildung 1.11: (a) Ermüdungsbruchfläche der Nickelbasis-Superlegierung CM247LC mit Anrissbildung an einem Karbid bei $\Delta\epsilon_t = 0,6\%$ und 760°C ; (b) Karbidauscheidung auf der Bruchfläche bei höherer Vergrößerung [38].	24
Abbildung 1.12: Anrissbildung entlang von Korngrenzen mit deutlich sichtbaren Gleitbändern innerhalb der Körner, bei der Nickelbasis- Superlegierung M963 nach Ermüdungsbeanspruchung bei $\Delta\epsilon_t = 0,5\%$ und 700°C [50].	24
Abbildung 1.13: Oberflächenanriss durch die Bildung von Oxid-Spikes entlang einer Korngrenze in Rene 80 nach Ermüdungsbeanspruchung bei 871°C und $\Delta\epsilon_t = 0,5\%$ [33].	25
Abbildung 1.14: Rissinitiierung an der Probenoberfläche durch Gleitbänder an einer Probe aus Rene 80 nach einer Belastung mit $\Delta\epsilon = 0,6\%$ und 850°C	26
Abbildung 1.15: Schematische Darstellung zur Bildung von persistenten Gleitbändern [72].	26
Abbildung 1.16: Bildung von Ex- und Intrusion durch austretende PSB's an der Bauteiloberfläche [82].	27
Abbildung 1.17: Prinzip des statistischen Größeneinflusses.	29
Abbildung 1.18: Kraftfluss durch einen gekerbten Probenkörper [8].	30

Abbildung 1.19: Spannungsverlauf in Abhängigkeit von der Kerbform, a) milde Kerbe und b) scharfe Kerbe [103].	31
Abbildung 1.20: Geometrische Deutung des bezogenen Spannungsgradienten χ^* [8].	32
Abbildung 1.21: Spannungszustände und -verteilung an einer runden Kerbzugprobe a) an der Probenoberfläche und b) im Probeninneren.	33
Abbildung 1.22: Darstellung der Längsspannung und Längsdehnung im Kerbquerschnitt einer gekerbten Probe für den linear-elastischen (gestrichelt) und elastisch plastischen (durchgezogene Linie) Fall [8].	35
Abbildung 1.23: Bestimmung der Maximalspannung $\sigma_{a \max}$ und Dehnung $\epsilon_{a \max}$ im Kerbgrund anhand der Neuber-Hyperbel bei Plastifizierung.	36
Abbildung 1.24: Darstellung der Anisotropie des Elastizitätsmoduls von Nickelbasis-Superlegierungen.	37
Abbildung 1.25: Schematischer Aufbau eines polykristallinen Werkstoffgefüges mit potentiellen Inhomogenitäten [96].	38
Abbildung 1.26: Geometrische Beziehung zur Ermittlung des Schmidfaktors [110].	39
Abbildung 2.1: Gussplatte aus dem Werkstoff RENE 80.	41
Abbildung 2.2: Ausgangszustand Mitte (LM) bei 2,5x und 100x facher Vergrößerung.	42
Abbildung 2.3: Ausgangszustand Rand (LM) bei 2,5x und 100x facher Vergrößerung.	43
Abbildung 2.4: REM-Aufnahme des Ausgangsmaterials.	43
Abbildung 2.5: Eingesetzte Probengeometrien G1 (A), G2 (B) und G3 (C) mit zylindrischer Messstreckenlänge für die Durchführung der Ermüdungsversuche.	45
Abbildung 2.6: Eingesetzte Kerbgeometrien mit einer Kerbformzahl von A) $\alpha_1 = 1,62$ (KG1) und B) $\alpha_2 = 2,6$ (KG2) für die Durchführung weitere LCF- Testreihen.	46
Abbildung 2.7: Ausschnitt des elastischen FEM- Simulationsmodells des Kerbdesigns KG1 mit $\alpha = 1,62$ mit den Maximalspannungen im Kerbgrund.	47
Abbildung 2.8: Ausschnitt des elastischen FEM- Simulationsmodells des Kerbdesigns KG2 mit $\alpha = 2,6$ mit den Maximalspannungen im Kerbgrund.	47
Abbildung 2.9: LCF- Belastungszyklus mit Ober- und Unterdehnung.	49
Abbildung 2.10: Aufbau des Versuchsstands.	49
Abbildung 2.11: Vergrößerte Darstellung der Einspannvorrichtung mit eingebauter Probe.	50
Abbildung 2.12: Position des Extensometers zur Messung der Dehnungsamplituden am Beispiel der Probenform G1 (A) und G2 (B).	51
Abbildung 2.13: Dehnungsverläufe am Extensometer und DMS bei einer Belastungsamplitude von $\epsilon = 0,15\%$.	52
Abbildung 2.14: Darstellung der gemessene Dehnungsanteile mittels FEM- Simulation und DMS bei ansteigender Belastung.	52
Abbildung 2.15: Bestimmung der Spannungs- und Dehnungsamplitude im Kerbgrund anhand der Neuber-Hyperbel bei zyklischer Plastizität.	53
Abbildung 2.16: FEM- Modell zur Bestimmung der auftretenden Spannungen in dem Kerbdesign KG1 mit einer Kerbformzahl von $\alpha = 1,62$.	54
Abbildung 2.17: FEM- Modell zur Bestimmung der auftretenden Spannungen in dem Kerbdesign KG2 mit einer Kerbformzahl von $\alpha = 2,6$.	54

Abbildung 2.18: Darstellung der mittels elastisch-plastischer FEM-Simulation und dem Verfahren nach Neuber bestimmten Dehnungsanteile für die Kerbgeometrie KG1.	55
Abbildung 2.19: Darstellung der mittels elastisch-plastischer FEM-Simulation und dem Verfahren nach Neuber bestimmten Dehnungsanteile für die Kerbgeometrie KG2.	55
Abbildung 2.20: Darstellung der FEM-Simulationsergebnisse zur Ermittlung der Dehnungsanteile mit Polynomen 2ter Ordnung als Kalibrierfunktionen.	56
Abbildung 2.21: Beispiel einer Wechselverformungskurve einer Probe der Standardgeometrie (G1) mit $\epsilon_{a,tot\ normiert} = 0,85\%$ und einem Spannungsabfall von 2,5 %.	57
Abbildung 2.22: Spannungsverlauf einer gekerbten und ungekerbten Probe über die Querschnittsfläche.	58
Abbildung 2.23: Elastisch-plastische FEM-Simulation des Spannungsfelds der Kerbprobe KG1, ausgehend vom Kerbgrund bis zur Probenmitte bei einer Belastung von $\epsilon_{a,tot} = 0,6\%$ im Kerbgrund für eine Temperatur von 850°C (durchgeführt beim Industriepartner).	59
Abbildung 2.24: Abfall der Spannungsamplitude in % des Maximalwerts im Kerbgrund mit fortschreitender Risslänge, ausgehend von der Kerbgrundoberfläche bis zur Probenmitte bei 3,7mm.	59
Abbildung 2.25: Elastisch-plastische FEM-Simulation des Spannungsfelds der Kerbprobe KG1, ausgehend vom Kerbgrund bis zur Probenmitte bei einer Belastung von $\epsilon_{a,tot} = 0,6\%$ im Kerbgrund für eine Temperatur von 850°C (durchgeführt beim Industriepartner).	60
Abbildung 2.26: Abfall der Spannungsamplitude in % des Maximalwerts im Kerbgrund mit fortschreitender Risslänge, ausgehend von der Kerbgrundoberfläche bis zur Probenmitte bei 3,7mm.	60
Abbildung 2.27: Aufbau und Funktionsprinzip eines EBSD-Systems [121].	62
Abbildung 2.28: Kikuchi-Linien eines austenitischen Stahls mit und ohne Indizierung der Netzebenen [121].	63
Abbildung 2.29: Ermüdungsbruchfläche einer Probe der Standardgeometrie (G1).	64
Abbildung 2.30: Lichtmikroskopische Aufnahme der Ermüdungsbruchfläche mit Vermessung des Abstands d zwischen Probenoberkante und Rissinitiierungspunkt.	64
Abbildung 3.1: Darstellung des Totaldehnung- Wöhlerdiagramms der Proben mit zylindrischer Messstreckenoberfläche G1-G3.	66
Abbildung 3.2: Totaldehnungs- Wöhlerdiagramm für die Kerbgeometrien KG1 und KG2.	68
Abbildung 3.3: Totaldehnungs- Wöhlerkurve der Kerbgeometrien KG1 und KG2 mit einem Spannungsabfall von 2,35% bzw. 1% als Versagenskriterium.	70
Abbildung 3.4: Totaldehnungs- Wöhlerkurven aller untersuchten Probengeometrien.	71
Abbildung 3.5: Korngrößenverteilung des eingesetzten Werkstoffs RENE 80.	73
Abbildung 3.6: Gaußverteilung der gemessenen E-Moduln der getesteten Probengeometrien.	74
Abbildung 3.7: Ausschnitt des Wöhlerdiagramms der Geometrien G1-G3 bei niedriger Belastungsamplitude mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben.	75

Abbildung 3.8: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Ermüdungsbruchflächen bei niedriger Belastungsamplitude ($\epsilon_{a,tot\text{ normiert}} = 0,31\%-0,39\%$), die zugehörigen Datenpunkte sind im Wöhlerdiagramm (Abbildung 3.7) gekennzeichnet.	77
Abbildung 3.9: Ermüdungsbruchfläche der Probe C (a), mit vergrößerter Aufnahme des Rissausgangspunkts (b).	78
Abbildung 3.10: Ermüdungsbruchfläche der Probe A auf Höhe des Rissausgangspunkts (links) und Restbruchfläche der selben Probe (rechts).	78
Abbildung 3.11: Ermüdungsbruchfläche der Probe D (a) und E (b) mit Markierung der Rissausgangspunkte.	79
Abbildung 3.12: Darstellung der Bruchflächen mit Gratbildung mittels REM und EBSD- Aufnahmen von Schliffen senkrecht durch den Rissursprung.	81
Abbildung 3.13: Ausschnitt des Wöhlerdiagramms der Geometrien G1-G3 bei hoher Belastungsamplitude mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben.	82
Abbildung 3.14: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Ermüdungsbruchflächen nach LCF-Beanspruchung bei niedriger Belastungsamplitude ($\epsilon_{a,tot} = 0,85\%-1,0\%$); die zugehörigen Datenpunkte sind im Wöhlerdiagramm (Abbildung 3.13) gekennzeichnet.	84
Abbildung 3.15: Ermüdungsbruchflächen der Geometrien G1-G3 bei hoher, mittlerer und niedriger Lebensdauer.	85
Abbildung 3.16: Wöhlerdiagramm der Kerbgeometrien KG1 und KG2 mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben.	86
Abbildung 3.17: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen einiger Ermüdungsbruchflächen der Kerbgeometrien KG1 und KG2; die zugehörigen Datenpunkte sind im Wöhlerdiagramm (Abbildung 3.16) gekennzeichnet.	88
Abbildung 3.18: Wöhlerdiagramm der Geometrien G1 und Kerbgeometrie KG1 mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben.	89
Abbildung 3.19: Gegenüberstellung einiger typischer rasterelektronenmikroskopischer Aufnahmen von Ermüdungsbruchflächen der Geometrie G1 und KG1.	92
Abbildung 3.20: Lebensdauerverhalten der Proben in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude (a) und der Spannungsamplitude (b).	94
Abbildung 3.21: Wöhlerdiagramm der Geometrien G1-G3 und Kerbgeometrie KG1 bei niedriger Belastungsamplitude, mit Kennzeichnung der fraktographisch untersuchten Proben.	96
Abbildung 3.22: Mittels EBSD ermittelte Kornorientierungen einiger Proben der Geometrie G1-G3 sowie der Kerbgeometrie KG1 mit kürzerer Lebensdauer. Die zugehörigen Datenpunkte sind in Abbildung 3.21 markiert.	99
Abbildung 3.23: Mittels EBSD ermittelte Kornorientierungen einiger Proben der Geometrie G1-G3 sowie der Kerbgeometrie KG1 mit längerer Lebensdauer. Die zugehörigen Datenpunkte sind in Abbildung 3.21 markiert.	102
Abbildung 3.24: Inverse Polfigur mit Angabe der Kornorientierungen der Geometrien G1-G3 und der Kerbgeometrie KG1.	103
Abbildung 3.25: Kornorientierung und hieraus berechnete Schmidfaktoren einiger Proben der Geometrie G1-G3 sowie der Kerbgeometrie KG1 mit kürzerer Lebensdauer. Die zugehörigen Datenpunkte sind in Abbildung 3.21 markiert.	105

Abbildung 3.26: Kornorientierung und hieraus berechnete Schmidfaktoren einiger Proben der Geometrie G1-G3 sowie der Kerbgeometrie KG1 mit längerer Lebensdauer. Die zugehörigen Datenpunkte sind in Abbildung 3.21 markiert.	107
Abbildung 3.27: Lebensdauerverhalten der Proben mit zylindrischer Messstrecke G1-G3 ohne (a) und mit Berücksichtigung des Schmidfaktors (b).	110
Abbildung 3.28: Lebensdauerverhalten der Proben mit zylindrischer Geometrie G1-G3 und Kerbgeometrie KG1 ohne (a) und mit Berücksichtigung des Schmidfaktors (b).	112
Abbildung 3.29: Totaldehnungs- Wöhlerdiagramm mit Darstellung der Streubänder der zylindrischen Geometrien (G1-G3) und der Kerbgeometrie KG1.	113

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Chemische Zusammensetzung der Legierung RENE 80 in Gewichts-%.	41
Tabelle 2-2: Zusammensetzung der Ätzlösung.	42
Tabelle 2-3: Gegenüberstellung der wichtigsten Kenngrößen der Proben mit zylindrischer Messstreckenlänge.	45
Tabelle 2-4: Gegenüberstellung der wichtigsten Kenngrößen der eingesetzten Probengeometrien.	48
Tabelle 2-5: Übersicht über die Probendurchmesser sowie die Abfälle der Maximalspannungen, auf deren Basis die Anrisslebensdauer ermittelt wird.	57
Tabelle 3-1: Versuchsparameter der Standardgeometrie G1 (Abbildung 2.5 (A))	65
Tabelle 3-2: Versuchsparameter der modifizierten Geometrie G2 (Abbildung 2.5 (B))	65
Tabelle 3-3: Versuchsparameter der Neuen Geometrie G3 (Abbildung 2.5 (C))	65
Tabelle 3-4: Versuchsparameter der Kerbgeometrie KG1 mit $\alpha = 1,62$.	68
Tabelle 3-5: Versuchsparameter der Kerbgeometrie KG2 mit $\alpha = 2,6$.	68
Tabelle 3-6: Zusammenfassung der Schmidfaktoren und der maximalen Schubspannungen in den Hauptgleitsysteme in der (111) Ebene und der $\langle 110 \rangle$ Richtung am Anrisskorn.	108

Literaturverzeichnis

- [1] T.M. Pollock, S. T., Nickel-Based Superalloys for advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure, and Properties, Journal of Propulsion and Power, 22 (2006) 361-374.
- [2] C. Lechner, J. Seume, Stationäre Gasturbinen, Springer, 2009.
- [3] A.D. Boyd-Lee, Fatigue crack growth resistant microstructures in polycrystalline Ni-base superalloys for aeroengines, International Journal of Fatigue, 21 (1999) 393-405.
- [4] H.T. Pang, P.A.S. Reed, Microstructure effects on high temperature fatigue crack initiation and short crack growth in turbine disc nickel-base superalloy Udimet 720Li, Materials Science and Engineering: A, 448 (2007) 67-79.
- [5] S. Schmitz, T. Seibel, T. Beck, G. Rollmann, R. Krause, H. Gottschalk, A probabilistic model for LCF, Computational Materials Science, 79 (2013) 584-590.
- [6] M. Makkonen, Statistical size effect in the fatigue limit of steel, International Journal of Fatigue, 23 (2001) 395-402.
- [7] D. Radaj, M. Vormwald, Ermüdungsfestigkeit, 3. Auflage ed., Springer Verlag, 2007.
- [8] J. Rösler, H. Harders, M. Bäker, Mechanisches Verhalten der Werkstoffe 3. Auflage, Springer vieweg Teubner, 2008
- [9] C.M. Sonsino, "Dauerfestigkeit" - eine Fiktion, Konstruktion, 57 (2005) 87-92.
- [10] I. Marines, X. Bin, C. Bathias, An understanding of very high cycle fatigue of metals, International Journal of Fatigue, 25 (2003) 1101-1107.
- [11] H. Mughrabi, Zur Dauerfestigkeit im Bereich extrem hoher Bruchlastspielzahlen-mehrstufige Lebensdauerkurven, Härtereitechn. Mitt., 56 (2001) 303-306.
- [12] R. Bürgel, Handbuch Hochtemperaturwerkstofftechnik, vieweg, 2006.
- [13] A. Wöhler, Über die Festigkeitsversuche mit Eisen und Stahl, Z. f. Bauwesen, 20 (1870) 73-106.
- [14] O.H. Basquin, The exponential law of endurance tests, Proc. ASTM, 10 (1910) 625-630.
- [15] J. Coffin L. F. , A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal, Trans. ASME, 76 (1954) 931-950.
- [16] J. Coffin L. F., The Effect of Frequency on the Cycle Strain and Fatigue Behavior of Cast Rene at 1600F, Metallurgical Transactions, 5 (1974) 1053-1061.
- [17] J.H. Schneibel, Beyond Nickel-Base Superalloys, in: Metals and Oak Ridge, TN 37831-6115 U.S.A, Oak Ridge National Laboratory P.O. Box 2008, 2008.
- [18] G. L., P.K. Liaw, D.L. Klarstrom, Fatigue behavior in nickel-based superalloy: a literature review, JOM, (1997) 67-72.

- [19] A. Pineau, S.D. Antolovich, High temperature fatigue of nickel-base superalloys - A review with special emphasis on deformation modes and oxidation, *Engineering failure analysis*, 16 (2009) 2668-2697.
- [20] M. McLean, *Directionally solidified Materials for high temperature service* Metas Soc., 1984.
- [21] A. Saxena, S.D. Antolovich, Low cycle fatigue, fatigue crack propagation and substructures in a series of polycrystalline Cu-Al Alloys, *Metallurgical Transactions A* 6A (1975) 1809-1829.
- [22] R.P. Wahi, J. Auerswald, D. Mukherji, A. Dudka, H.J. Fecht, W. Chen, Damage mechanisms of single and polycrystalline nickel base superalloys SC16 and IN738LC under high temperature LCF loading, *International Journal of Fatigue*, 19 (1997) 89-94.
- [23] J.J. Yu, X.F. Sun, T. Jin, N.R. Zhao, H.R. Guan, Z.Q. Hu, High temperature creep and low cycle fatigue of a nickel-base superalloy, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 527 (2010) 2379-2389.
- [24] K.O. Findley, J.L. Evans, A. Saxena, A critical assessment of fatigue crack nucleation and growth models for Ni- and Ni, Fe-based superalloys, *International Materials Reviews*, 56 (2011) 49-71.
- [25] T. Tinga, W.A.M. Brekelmans, M.G.D. Geers, Directional coarsening in nickel-base superalloys and its effect on the mechanical properties, *Computational Materials Science*, 47 (2009) 471-481.
- [26] J.J. Klabbers-Heimann, Anwendungsgrenzen von modernen Nickelbasis-Superlegierungen in effusionsgekühlten Bauteilen zukünftiger Gasturbinen, in: *Fakultät für Maschinenwesen, RWTH-Aachen, Aachen*, 2002.
- [27] C. Stöcker, M. Zimmermann, H.J. Christ, Z.L. Zhan, C. Cornet, L.G. Zhao, M.C. Hardy, J. Tong, Microstructural characterisation and constitutive behaviour of alloy RR1000 under fatigue and creep-fatigue loading conditions, *Materials Science and Engineering: A*, 518 (2009) 27-34.
- [28] A.D. Boyd-Lee, J.E. King, short fatigue crack path determinants in polycrystalline ni-base superalloys, *Fatigue & Fracture of engineering Materials & structures*, 17 (1994) 1-15.
- [29] T. Beck, K.H. Lang, G. Pitz, D. Lohe, The influence of superimposed creep loadings on the thermal-mechanical fatigue behaviour of the Ni-base superalloy IN792CC, *Mechanics of Time-Dependent Materials*, 6 (2002) 271-282.
- [30] H.J. Penkalla, J. Wosik, A. Czyrska-Filemonowicz, Quantitative microstructural characterisation of Ni-base superalloys, *Materials Chemistry and Physics*, 81 (2003) 417-423.
- [31] E. Horngoben, G. Eggeler, E. Werner, *Werkstoffe, Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen* 9. Auflage ed., Springer, 2008.
- [32] J. Zrnik, J. Semenak, P. Wangyao, V. Vrchovinsky, P. Hornak, The Analysis of low cycle fatigue behavior in a nickel based superalloy, *Journal of Metals, Materials and Minerals*, 12 (2003) 33-40.
- [33] S.D. Antolovich, S. Liu, R. Baur, Low cycle fatigue behavior of Rene 80 at elevated temperature, *Metallurgical Transactions*, 12 A (1981) 473-482.
- [34] U. Heubner, *Nickellegierungen und hochlegierte Sonderstähle*, Expert Verlag, 1985.

- [35] G. Boittin, F. Gallerneau, D. Locq, P. Kanoute, G. Gailletaud, Numerical modelling of the microstructure effect on fatigue behaviour of Ni-base superalloys for turbine blades, *Technische Mechanik*, 30 (2010) 14-39.
- [36] J.M. Hyzak, I.M. Bernstein, The Effect of Defects on the Fatigue Crack Initiation Process in Two P/M Superalloys: Part I. Fatigue Origins, *Metallurgical Transactions*, 13 A (1982) 33-44.
- [37] Z.K. Chu, J.J. Yu, X.F. Sun, H.R. Guan, Z.Q. Hu, High temperature low cycle fatigue behavior of a directionally solidified Ni-base superalloy DZ951, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 488 (2008) 389-397.
- [38] S.M. Seo, I.S. Kim, C.Y. Jo, Low cycle fatigue and fracture behavior of nickel-base superalloy CM247LC at 760 degrees C, in: S.G. Kang, T. Kobayashi (Eds.) *Designing, Processing and Properties of Advanced Engineering Materials*, Pts 1 and 2, 2004, pp. 561-564.
- [39] J.M. Hyzak, I.M. Bernstein, The effect of defects on the fatigue crack initiation process in two P/M superalloys: part II. Surface-Subsurface transition, *Metallurgical Transactions*, 13 A (1982) 45-52.
- [40] F. Alexandre, S. Deyber, A. Pineau, Modelling the optimum grain size on the low cycle fatigue life of a Ni based superalloy in the presence of two possible crack initiation sites, *Scripta Materialia*, 50 (2004) 25-30.
- [41] K.O. Findley, A. Saxena, low cycle fatigue in Rene 88DT at 650°C: Crack nucleation mechanisms and Modeling, *Metallurgical and Materials transactions*, 37A (2006) 1469-1475.
- [42] D.A. Jablonski, The Effect of Ceramic Inclusions on the low-cycle fatigue life of low-carbon Astroloy Subjected to hot isostatic pressing, *Materials Science and Engineering*, 48 (1981) 189-198.
- [43] D. Chang, D. Krueger, R. Sprague, Superalloy powder processing, properties and turbine disk applications, In: *Superalloys*, (1984) 245-273.
- [44] M.J. Caton, S.K. Jha, A.H. Rosenberger, J.M. Larsen, Divergence of mechanisms and the effect on the fatigue life variability of Rene 88DT, *The Minerals, Metals & Materials Society*, (2004) 305-312.
- [45] S.K. Jha, M. Canton, J.M. Larsen, A new paradigm of fatigue variability behavior and implications for life prediction, *Mater Sci Eng, A* (2007) 23-32.
- [46] S.K. Jha, M.J. Caton, J.M. Larsen, Mean vs. life-limiting fatigue behavior of a nickel-based superalloy IN: Reed RC et al., editors. *Superalloys 2008*. Warrendale (PA): TMS, (2008) 565-572.
- [47] E.S. Huron, P.G. Roth, The influence of inclusion on low cycle fatigue life in a P/M nickel-base disk superalloy, In: *Superalloys 1996 The Minerals, Metals and Materials Society* (1996) 359-368.
- [48] M. Risbet, X. Feaugas, C. Guillemer-Neel, M. Clavel, Damage in nickel base superalloy: Influence of local parameters measured by electron backscattered diffraction and atomic force microscopy, *Scripta Materialia*, 60 (2009) 269-272.
- [49] L.Z. He, Q. Zheng, X.F. Sun, H.R. Guan, Z.Q. Hu, A.K. Tieu, C. Lu, H.T. Zhu, High temperature low cycle fatigue behavior of Ni-base superalloy M963, *Materials Science and Engineering: A*, 402 (2005) 33-41.

- [50] F.P.E. Dunne, A.J. Wilkinson, R. Allen, Experimental and computational studies of low cycle fatigue crack nucleation in a polycrystal, *International Journal of Plasticity*, 23 (2007) 273-295.
- [51] M. Gell, G. Leverant, Mechanisms of high-temperature fatigue. In: *Fatigue at elevated temperatures ASTM STP 520*, American Society for Testing and Mater, (1973) 37-67.
- [52] K.S. Chan, Roles of microstructure in fatigue crack initiation, *International Journal of Fatigue*, 32 (2010) 1428-1447.
- [53] X. Chen, Z. Yang, M.A. Sokolov, D.L. Erdman Iii, K. Mo, J.F. Stubbins, Low cycle fatigue and creep-fatigue behavior of Ni-based alloy 230 at 850°C, *Materials Science and Engineering: A*, 563 (2013) 152-162.
- [54] K. Chan, J. Tian, B. Yang, P.K. Liaw, Evolution of slip morphology and fatigue crack initiation in surface grains of Ni200, *Metallurgical and Materials transactions 40A* (2009) 2545-2558.
- [55] S.D. Antolovich, S.Y. Mirdamadi, S.D. Zamrik, Low cycle fatigue ASTM STP, (1988) 728-750.
- [56] K. Rahmani, S. Nategh, Low cycle fatigue mechanism of Rene 80 at high temperature-high strain, *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 494 (2008) 385-390.
- [57] S.D. Antolovich, E. R., Low Cycle fatigue of Rene 77 at elevated temperatures, *Materials Science and Engineering*, 47 (1981) 47-58.
- [58] C.J. McMahon, J. Coffin L. F. , Mechanisms of damage and fracture in high-temperature, low-cycle fatigue of a cast nickel-based superalloy, *Metallurgical Transactions*, 1 (1970) 3443-3451.
- [59] J.C. Runkle, P.M. Pelloux, Micromechanisms of Low Cycle Fatigue in Nickel-Based Superalloys at elevated temperatures, *American Society for Testing and Materials, ASTM STP 675*, (1979) 501-528.
- [60] M. Fine, R.O. Ritchie, Fatigue-crack initiation and near threshold-crack growth, *Fatigue and microstructure. Metals Park (OH): ASM*, (1978) 245-278.
- [61] M. Klesnil, P. Lukás, *Fatigue of metallic materials*, in, Elsevier, New York (NY), 1980, pp. 57-80.
- [62] D. Davidson, K. Chan, Crystallography of fatigue crack initiation in Astrology at ambient temperature *Acta Materialia*, 37(4) (1989) 1089-1098.
- [63] M. Oja, Ravi, K. Chandran, R. Tryon, Orientation imaging microscopy of fatigue crack formation in Waspaloy: crystallographic conditions for crack nucleation *International Journal of Fatigue*, 32 (2009) 551-557.
- [64] J. Miao, T.M. Pollock, J. Wayne Jones, Crystallographic fatigue crack initiation in nickel-based superalloy René 88DT at elevated temperature, *Acta Materialia*, 57 (2009) 5964-5974.
- [65] M. Petrenec, K. Obrtlík, J. Polák, J. Man, Dislocation structures in nickel based superalloy inconel 792-5A fatigued at room temperature and 700°C, *Materials Science Forum (Vol. 567-568)*, *Materials Structure & Micromechanics of fracture V* (2007) 429-434.

- [66] C. Buque, J. Bretschneider, A. Schwab, C. Holste, Effect of grain size and deformation temperature on the dislocation structure in cyclically deformed polycrystalline nickel, *Materials Science and Engineering: A*, 319–321 (2001) 631-636.
- [67] M. Petrenec, K. Obrtlík, J. Polák, High Temperature Low Cycle Fatigue of Superalloys Inconel 713LC and Inconel 792-5A, *Key Engineering Materials*, 348-349 (2007) 101-106.
- [68] A. Weidner, R. Beyer, C. Blochwitz, C. Holste, A. Schwab, W. Tirschler, Slip activity of persistent slip bands in polycrystalline nickel, *Materials Science and Engineering: A*, 435–436 (2006) 540-546.
- [69] D. Gelmedin, K.-H. Lang, Fatigue behaviour of the superalloy IN 713C under LCF-, HCF- and superimposed LCF/HCF-loading, *Procedia Engineering*, 2 (2010) 1343-1352.
- [70] M. Petrenec, K. Obrtlík, J. Polák, Inhomogeneous dislocation structure in fatigued INCONEL 713 LC superalloy at room and elevated temperatures, *Materials Science and Engineering: A*, 400–401 (2005) 485-488.
- [71] D. Ye, D. Ping, Z. Wang, H. Xu, X. Mei, C. Xu, X. Chen, Low cycle fatigue behavior of nickel-based superalloy GH4145/SQ at elevated temperature, *Materials Science and Engineering A*, 373 (2004) 54-64.
- [72] H.-J. Christ, *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*, 2. Auflage ed., WILEY-VCH Verlag GmbH & Co.KGaA, 2009.
- [73] J. Polák, J. Man, K. Obrtlík, AFM evidence of surface relief formation and models of fatigue crack nucleation, *International Journal of Fatigue*, 25 (2003) 1027-1036.
- [74] J. Man, K. Obrtlík, C. Blochwitz, J. Polák, Atomic force microscopy of surface relief in individual grains of fatigued 316L austenitic stainless steel, *Acta Materialia*, 50 (2002) 3767-3780.
- [75] P. Lukáš, L. Kunz, Cyclic slip localisation and fatigue crack initiation in fcc single crystals, *Materials Science and Engineering: A*, 314 (2001) 75-80.
- [76] A. Weidner, C. Blochwitz, W. Skrotzki, W. Tirschler, Formation of slip steps and growth of extrusions within persistent slip bands in cyclically deformed polycrystals, *Materials Science and Engineering: A*, 479 (2008) 181-190.
- [77] T.H. Lin, D. Wang, Incremental extrusion and intrusion with incremental fatigue loadings on single crystals, *International Journal of Fatigue*, 27 (2005) 1175-1178.
- [78] J. Polák, Mechanisms and kinetics of the early fatigue damage in crystalline materials, *Materials Science and Engineering: A*, 468–470 (2007) 33-39.
- [79] C. Buque, Persistent slip bands in cyclically deformed nickel polycrystals, *International Journal of Fatigue*, 23 (2001) 459-466.
- [80] M.D. Sangid, H.J. Maier, H. Sehitoglu, A physically based fatigue model for prediction of crack initiation from persistent slip bands in polycrystals, *Acta Materialia*, 59 (2011) 328-341.
- [81] J. Polák, J. Man, T. Vystavěl, M. Petrenec, The shape of extrusions and intrusions and initiation of stage I fatigue cracks, *Materials Science and Engineering: A*, 517 (2009) 204-211.
- [82] U.o. Illinois, *Mechanisms of Fatigue Crack Initiation and Growth*, in, Lawrence, F.V., Illinois, 2004.

- [83] A. Manonukul, F.P.E. Dunne, High and low-cycle fatigue crack initiation using polycrystal plasticity, *Proc. Roy. Soc. Lond.*, A460 (2004) 1881-1903.
- [84] V.P. Bennett, D.L. McDowell, Polycrystal orientation distribution effects on microslip in high cycle fatigue, *International Journal of Fatigue*, 25 (2003) 27-39.
- [85] K.H. Kloos, Einfluss des Oberflächenzustandes und der Probengröße auf die Schwingfestigkeitseigenschaften VDI-Bericht, 268 (1976).
- [86] A. Freundenthal, E.J. Gumbel, On the statistical interpretation of fatigue tests, *Proceedings of the Royal Society of London*, A 216 (1953) 309-331.
- [87] W. Weibull, A statistical theory of the strength of Materials, JVA, Stockholm Handlinger Nr. 151 (1939).
- [88] E.J. Gumbel, Statistische Theorie der Ermüdungserscheinungen bei Metallen, *Mitteilungsblatt für mathematische Statistik*8, (1956) 97-129.
- [89] K. Heckel, W. Ziebart, Ein Ansatz zur Berücksichtigung der Bauteilform und Bauteilgröße bei Lebensdauervorhersagen, *Materials technology and testing*, 4 (1977) 105-109.
- [90] J. Fröschl, M. Decker, Ottobrunn, W. Eichsleder, Leoben, Neuer Ansatz zur Bewertung von Stützwirkung und statistischem Größeneinfluss im Auslegungsprozess, *Materials Testing*, 07-08 (2011) 481-487.
- [91] I. Bazios, H.-J. Gudladt, Die Anrisslebensdauerabschätzung unter Berücksichtigung des statistischen Größeneinflusses am Beispiel der AlMgSi0,7-Legierung, *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik*, 35 (2004) 21-29.
- [92] J. Böhm, K. Heckel, Die Vorhersage der Dauerschwingfestigkeit unter Berücksichtigung des statistischen Größeneinflusses, *Journal of Materials Technology*, 13 (1982) 120-129.
- [93] D. Radaj, M. Vormwald, Ermüdungsfestigkeit, Grundlagen für Ingenieure 3. Auflage, in, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2007.
- [94] K. Heckel, J. Köhler, Experimentelle Untersuchung des statistischen Größeneinflusses im Dauerschwingversuch an ungekerbten Stahlproben *Journal of Materials Technology* 2(1975) 52-56.
- [95] W. Eichsleder, Lebensdauervorhersage auf Basis von Finite Element Ergebnissen, *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik*, 34 (2003) 843-890.
- [96] K. Heckel, G. Schweiger, Statistischer Größeneinfluss bei zufallsartiger Schwingbeanspruchung *Journal of Materials Technology*, 15 (1984) 257-265.
- [97] K. J., Statistischer Größeneinfluss im Dauerschwingverhalten ungekerbter und gekerbter metallischer Bauteile Dissertation, TU München, (1975).
- [98] C. Krä, K. Heckel, Übertragung von Schwingfestigkeitswerten mit dem statistischen Größeneinfluss, *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik*, 20 (1989) 255-262.
- [99] F. Scholz, Hausham, Untersuchungen zum statistischen Größeneinfluss bei mehrachsiger Schwingbeanspruchung VDI, Düsseldorf, 1988.
- [100] K.-T. Rie, E. Lachmann, Zum Größeneinfluss im Low-Cycle Fatigue Bereich, *Journal of Materials Technology* 13 (1982) 244-254.

- [101] C.E. Phillips, R.B. Heywood, The size effect in fatigue of plain and notched steel specimens loaded under reversed direct stress, *Proc. Inst. Mech. Eng.*, 165 (1951) 113-124.
- [102] H. Neuber, Theorie der technischen Formzahl, *Forschung im Ingenieurwesen* 7, 6 (1936) 271-274.
- [103] R. Bürgel, *Festigkeitslehre und Werkstoffmechanik Band 2*, Friedr. Vieweg Sohn Verlag/GWV Fachverlag GmbH, 2005.
- [104] E. Siebel, M. Stieler, Ungleichförmige Spannungsverteilung bei schwingender Beanspruchung, *VDI-Z.* 97, 5 (1955) 121-126.
- [105] H. Neuber, *Kerbspannungslehre*, Springer-Verlag, Berlin, 1985.
- [106] H. Neuber, Theory of stress concentration for shear-strained prismatical bodies with arbitrary nonlinear stress-strain-law, *J. Appl. Mech. (ASME)*, 28 (1961) 544-550.
- [107] H. Neuber, Über die Berücksichtigung der Spannungskonzentration bei Festigkeitsberechnungen, *Konstruktion* 20, 7 (1968) 245-251.
- [108] M.D. Sangid, H.J. Maier, H. Sehitoglu, An energy-based microstructure model to account for fatigue scatter in polycrystals, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 59 (2011) 595-609.
- [109] G.I. Taylor, Plastic strain in metals, *Institute of Metals*, 62 (1938) 307-321.
- [110] E. Ross, K. Maile, *Werkstoffkunde für Ingenieure*, Springer, Heidelberg, 2011.
- [111] A. El Bartali, V. Aubin, L. Sabatier, P. Villechaise, S. Degallaix-Moreuil, Identification and analysis of slip systems activated during low-cycle fatigue in a duplex stainless steel, *Scripta Materialia*, 59 (2008) 1231-1234.
- [112] Y. Wang, H. Kimura, Y. Akiniwa, K. Tanaka, EBSD-AFM hybrid analysis of crack initiation in stainless steel under fatigue, *Key Engineering Material, Engineering Plasticity and its Applications* (340-341) (2007) 531-537.
- [113] L. Kunz, P. Lukáš, R. Konečná, Initiation and propagation of fatigue cracks in cast IN-713LC superalloy, *Engineering Fracture Mechanics*, 77 (2010) 2008-2015.
- [114] H. Mughrabi, R. Wang, Cyclic stress- strain response and highcycle fatigue behaviour of copper polycrystals, in: P. Lukáš, J. Polák (Eds.) *Proceedings of the International Colloquium Basic Mechanisms in Fatigue of Metals*, Czechoslovak Academy, Prague, 1988, pp. 13.
- [115] C. Blochwitz, J. Brechbühl, W. Tirschler, Analysis of activated slip systems in fatigue nickel polycrystals using the EBSD-technique in the scanning electron microscope, *Materials Science and Engineering A*, 210 (1996) 42-47.
- [116] M.-C. Marinelli, A. El Bartali, J.W. Signorelli, P. Evrard, V. Aubin, I. Alvarez-Armas, S. Degallaix-Moreuil, Activated slip systems and microcrack path in LCF of a duplex stainless steel, *Materials Science and Engineering: A*, 509 (2009) 81-88.
- [117] M. Aghaie-Khafri, S. Farahany, Creep Life Prediction of Thermally Exposed Rene 80 Superalloy, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 19 (2010) 1065-1070.
- [118] H.J. Kolkman, CREEP, FATIGUE AND THEIR INTERACTION IN COATED AND UNCOATED RENE 80, *Materials Science and Engineering*, 89 (1987) 81-91.

- [119] L.D. C., J. Coffin L. F., Low cycle Fatigue hold time behaviour of cast Rene 80, Metallurgical Transactions, 4 (1972) 1647-1655.
- [120] J. Safari, S. Nategh, On the heat treatment of Rene-80 nickel-base superalloy, Journal of Materials Processing Technology, 176 (2006) 240-250.
- [121] W. S., Grundlagen der Elektronenmikroskopie in: Rasterelektronenmikroskopie 4 EBSD, Institute of product engineering (Universität Duisburg-Essen), Duisburg, 2010.
- [122] D.J. Dingley, V. Randle, Microtexture determination by electron back-scatter diffraction, Journal of Material science, 27 (1992) 4545-4567.
- [123] J.A. Venables, C.J. Harland, Electron back-scattering patterns- A new technique for obtaining crystallographic information in the scanning electron microscope, Philosophical Magazine, 27 (1973) 1193-1201.
- [124] D. Dingley, Progressive steps in the development of electron backscatter diffraction and orientation imaging microscopy, Journal of Microscopy, 213 (2003) 214-225.
- [125] V. Randle, Applications of electron backscatter diffraction to materials science: status in 2009, Journal of Material science, 44 (2009) 4211-4219.

Band / Volume 215

Micro- and Macro- Mechanical Testing of Transparent MgAl_2O_4 Spinel

O. Tokariev (2014), X, 99 pp

ISBN: 978-3-89336-960-7

Band / Volume 216

**Potentiale des Strommanagements zur Reduzierung
des spezifischen Energiebedarfs von Pkw**

T. Grube (2014), IX, 255 pp

ISBN: 978-3-89336-961-4

Band / Volume 217

**Transmutation von Transuranen in einem gasgekühlten
beschleunigergetriebenen System**

K. H. Biß (2014), IV, 157 pp

ISBN: 978-3-89336-964-5

Band / Volume 218

**Untersuchung des photochemischen Terpenoidabbaus
in der Atmosphärensimulationskammer SAPHIR**

M. Kaminski (2014), 148, VI pp

ISBN: 978-3-89336-967-6

Band / Volume 219

**Interaction of Phosphoric Acid with Cell Components
in High Temperature Polymer Electrolyte Fuel Cells**

F. Liu (2014), i, 147 pp

ISBN: 978-3-89336-972-0

Band / Volume 220

**Machbarkeitsstudie zum Aufbau und Betrieb eines Prüfstandes
für Antriebsstränge von Windenergieanlagen mit Getriebe im
Leistungsbereich bis 15 MW am Standort Forschungszentrum Jülich**

(2014), 72 pp

ISBN: 978-3-89336-973-7

Band / Volume 221

**Phenotyping Nannochloropsis gaditana under different conditions
in controlled photobioreactors in laboratory and upscaled
photobioreactors in greenhouse**

R. Braun (2014), III, 177 pp

ISBN: 978-3-89336-975-1

Band / Volume 222

Fundamental processes of plasma and reactive gas surface treatment for the recovery of hydrogen isotopes from carbon co-deposits in fusion devices

S. Möller (2014), 99 pp

ISBN: 978-3-89336-977-5

Band / Volume 223

Analyse der Lichtstreuung zur Textur-Optimierung von Zinkoxid-Frontkontakten für Silizium-Dünnschichtsolarzellen

G. Jost (2014), viii, 203 pp

ISBN: 978-3-89336-978-2

Band / Volume 224

Luftgestützte Messung von HOx-Radikalkonzentrationen mittels Laser-induzierter Fluoreszenz auf einem Zeppelin NT: Untersuchung der atmosphärischen Oxidationsstärke der unteren Troposphäre

S. Gomm (2014), 5, iii, 205 pp

ISBN: 978-3-89336-981-2

Band / Volume 225

Sorption, Transformation and Transport of Sulfadiazine in a loess and a sandy Soil

S. Sittig (2014), v, 121 pp

ISBN: 978-3-89336-982-9

Band / Volume 226

A Lagrangian transport core for the simulation of stratospheric trace species in a Chemistry Climate Model

C. M. Hoppe (2014), vi, 112 pp

ISBN: 978-3-89336-984-3

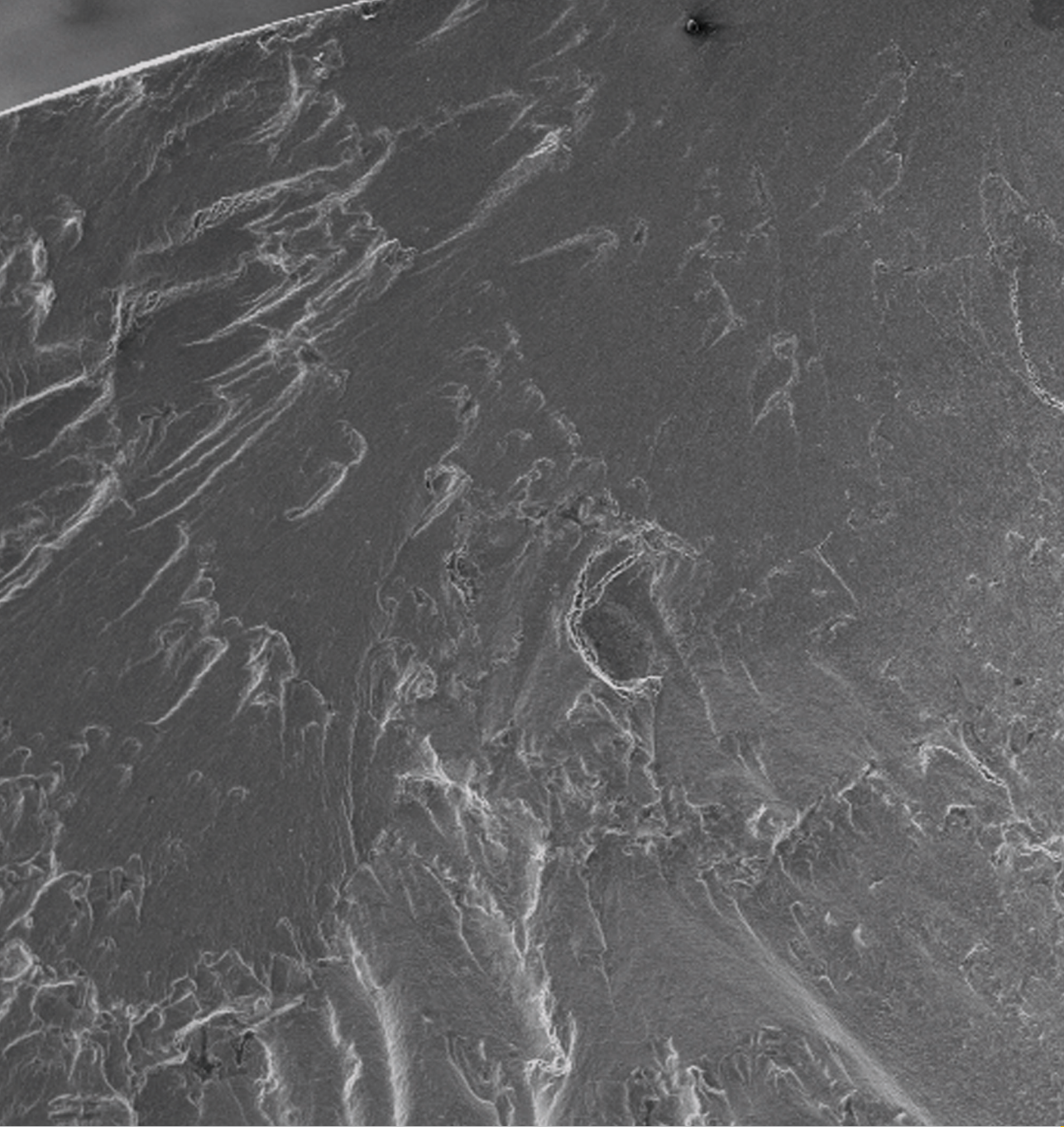
Band / Volume 227

Einfluss der Probengröße und der Kornorientierung auf die Lebensdauer einer polykristallinen Ni-Basislegierung bei LCF- Beanspruchung

T. Seibel (2014), II, 131 pp

ISBN: 978-3-89336-986-7

Weitere *Schriften des Verlags im Forschungszentrum Jülich* unter
<http://wwwzb1.fz-juelich.de/verlagextern1/index.asp>



Energie & Umwelt / Energy & Environment
Band / Volume 227
ISBN 978-3-89336-986-7

