

Einfluss von Eigenspannungen auf die Ermüdungsschädigungsentwicklung des martensitischen Federstahls 54SiCr6 im HCF-Bereich

ANNA WILDEIS



SIEGENER WERKSTOFFKUNDLICHE BERICHTE | BAND 36/2024
HERAUSGEBER: PROF. DR.-ING. HABIL. H.-J. CHRIST
PROF. DR.-ING. AXEL VON HEHL



Anna Wildeis

Einfluss von Eigenspannungen auf die
Ermüdungsschädigungsentwicklung des martensitischen
Federstahls 54SiCr6 im HCF-Bereich

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

Dissertation, Universität Siegen 2024

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

© Copyright Anna Wildeis 2024

© Copyright Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung,
Universität Siegen 2024

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

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

urn:nbn:de:hbz:467-27405
<https://dspace.ub.uni-siegen.de/handle/ubsi/2740>
<https://doi.org/10.25819/ubsi/10526>
ISSN 2193-5106

Einfluss von Eigenspannungen auf die
Ermüdungsschädigungsentwicklung des martensitischen
Federstahls 54SiCr6 im HCF-Bereich

DISSERTATION

zur Erlangung des Grades eines Doktors
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von

M.Sc. Anna Wildeis, geb. Muth

eingereicht bei der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät
der Universität Siegen

Siegen 2024

Betreuer und erster Gutachter
Prof. i. R. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ
Universität Siegen

Zweiter Gutachter
Prof. Dr. rer. nat. Robert Brandt
Universität Siegen

Tag der mündlichen Prüfung
26. April 2024

Vorwort und Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung und am Lehrstuhl für Werkstoffsysteme für den Fahrzeugleichtbau der Universität Siegen.

Mein herzlichster Dank gilt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ sowie meinem Zweitbetreuer Herrn Prof. Dr. rer. nat. Robert Brandt für die Unterstützung meiner Arbeit und das entgegengebrachte Vertrauen. Ich danke beiden Betreuern insbesondere für die zuverlässige Hilfsbereitschaft, die vielen fachlichen Anregungen sowie für die Schaffung von optimalen Arbeits- und Forschungsbedingungen an beiden Lehrstühlen.

Ebenfalls möchte ich mich bei Sabrina Schumacher, Jan Weber und Wolfgang Kramer für die Unterstützung beim „Kampf“ mit manchen Prüfmaschinen sowie bei der Entwicklung, Inbetriebnahme und Erweiterung der Miniaturprüftechnik bedanken. Unserem Laborleiter B.Sc. Markus Hartmann danke ich für die vielseitige Unterstützung bei der Eigenspannungsbestimmung. Weiterhin danke ich Dr. rer. nat. Yilmaz Sakalli für die fruchtbare Hilfe bei den elektronenmikroskopischen Analyseverfahren.

Für das wundervolle und humorvolle Arbeitsklima sowie die mentale Unterstützung in Frustrationsphasen bedanke ich mich bei meinen Kollegen M.Sc. Mustafa Yazlak., M.Sc. Mathias Münch, M.Sc. Carolin Leidigkeit, M.Sc. Christopher Schmidt, M.Sc. Matthias Weber, M.Sc. Steven Schellert, Jan Weber, Sabrina Schumacher und Lisa Wiederstein.

Ich danke weiterhin allen Studenten, welche im Rahmen von Hilfstätigkeiten oder Abschlussarbeiten an der Durchführung des Forschungsprojektes mitgewirkt haben, wobei ich in diesem Zusammenhang insbesondere die Unterstützung durch Franziska Kneisel, Koray Kuzkaya und Torben Henrich hervorheben möchte.

Abschließend möchte ich mich bei meiner Familie bedanken. Meinen lieben Eltern habe ich in vielerlei Hinsicht zu danken, insbesondere jedoch für die Unterstützung im Studium und den Ansporn während meiner Promotion. Meine beiden Brüder Alex und Klaus haben mich in meiner technischen Berufswahl immer bestärkt, wofür ich beiden sehr dankbar bin. Ein ganz besonderer Dank gilt weiterhin meinem großartigen Ehemann Dima Wildeis und meinem wundervollen Sohn Mika Wildeis, die mir stets mit Rücksichtnahme und Liebe durch die Promotionszeit geholfen haben. Außerdem danke ich meiner Familie und der Familie meines

Mannes für die Hilfe vor und während der Geburt meines Sohnes. Ohne deren Unterstützung wäre die Vereinbarkeit von Promotion und Kinderwunsch nur schwer zu realisieren.

Bergheinfeld, 07.01.2024

Anna Wildeis

*Meinen Eltern Galina und Viktor,
meinem Ehemann Dima und
meinem Sohn Mika gewidmet*

Inhaltsverzeichnis

Vorwort und Danksagung	I
Inhaltsverzeichnis	IV
Symbol- und Abkürzungsverzeichnis	VII
Abbildungsverzeichnis	XI
Tabellenverzeichnis	XX
Kurzfassung	XXI
Abstract	XXII
1 Einleitung und Zielsetzung	1
2 Theoretische Grundlagen	4
2.1 Mechanische Grundlagen	4
2.1.1 Elastisches Materialverhalten	4
2.1.2 Plastisches Materialverhalten	5
2.2 Materialermüdung	9
2.2.1 Phänomenologische Beschreibung der Ermüdung metallischer Werkstoffe ...	10
2.2.2 Phasen der Ermüdungsschädigungsentwicklung	11
2.3 Eigenspannungen	21
2.3.1 Definition und Einteilung	22
2.3.2 Entstehung von Eigenspannungen mittels Kugelstrahlen	23
2.3.3 Zyklischer Eigenspannungsabbau	26
3 Literaturkenntnisstand	29
3.1 Hochfeste Federstähle	29
3.1.1 Chemische Zusammensetzung	29
3.1.2 Martensitbildung	30
3.2 Einfluss von Eigenspannungen auf das Ermüdungsverhalten hochfester Stähle	35
3.2.1 Uniaxiale Beanspruchung	35
3.2.2 Torsionsbeanspruchung	37

4	Neue Prüftechnik zur HCF <i>in situ</i> Prüfung.....	39
4.1	Vorteile und technischer Entwicklungsstand der <i>in situ</i> Prüftechnik	39
4.2	Entwicklung und Inbetriebnahme einer Torsions-Miniaturprüfmaschine	40
4.2.1	Aufbau.....	41
4.2.2	Werkstoffauswahl und Optimierung des Lastrahmens	42
4.2.3	Probengeometrie.....	45
4.2.4	Steuerung und Benutzeroberfläche	46
4.2.5	Implementierung in einem konfokalen Lasermikroskop	48
5	Untersuchter Werkstoff und experimentelle Methoden.....	50
5.1	Versuchswerkstoff.....	50
5.2	Probengeometrien und -präparation	51
5.3	Materialprüfsysteme	53
5.3.1	Klassische Ermüdungsprüftechnik	53
5.3.2	<i>In situ</i> Miniaturprüftechnik	54
5.4	Verfahren zur Analyse der Materialeigenschaften.....	56
5.4.1	Lichtmikroskop	56
5.4.2	Konfokales Lasermikroskop	56
5.4.3	Rasterelektronenmikroskop.....	57
5.4.4	Röntgendiffraktometer	60
6	Ergebnisse.....	63
6.1	Charakterisierung des Versuchswerkstoffs	63
6.2	Charakterisierung der Eigenspannungszustände	66
6.3	Klassische Ermüdungsprüfung unter uniaxialer Beanspruchung.....	68
6.4	<i>In situ</i> Ermüdungsprüfung unter uniaxialer Beanspruchung.....	70
6.4.1	Rissinitiierung	75
6.4.2	Kurzrisssausbreitung.....	89
6.5	<i>In situ</i> Ermüdungsprüfung unter Torsionsbeanspruchung	97
6.5.1	Rissinitiierung	100

6.5.2	Kurzrissausbreitung.....	113
7	Diskussion der Ergebnisse.....	122
7.1	Uniaxiale Beanspruchung	122
7.2	Torsionsbeanspruchung.....	128
7.3	Vergleich der Ergebnisse beider Versuchsreihen.....	134
8	Zusammenfassung und Ausblick.....	138
9	Literaturverzeichnis	142

Symbol- und Abkürzungsverzeichnis

Lateinische Symbole

A	[-]	Anisotropiefaktor
A	[mm^2]	Probenquerschnitt
$A_{c1,c3}$	[-]	Umwandlungspunkt im Fe-C-Diagramm
a	[mm]	Halbe Risslänge
b	[m]	Burgers-Vektor
c	[m]	Gitterkonstante
DS_M	[kg/min]	Strahlmitteldurchsatz
d	[nm]	Gitternetzebenenabstand
d	[mm]	Probendurchmesser
d_0	[nm]	Spannungsfreier Gitternetzebenenabstand
d_1	[nm]	Veränderter Gitternetzebenenabstand aufgrund einer Belastung
d_K	[mm]	Mittlerer Korndurchmesser
d_M	[mm]	Mittlerer Strahlmitteldurchmesser
d_{TM}	[mm]	Prüfdurchmesser Torsions-Miniaturproben
E	[MPa]	Elastizitätsmodul
F	[N]	Kraft
G	[MPa]	Schubmodul
g	[-]	Gleitrichtung
HV_G	[HV]	Strahlguthärte
HV_M	[HV]	Strahlmittelhärte
I_A	[mm]	Strahlintensität Almen Typ A
$K_{I,II,III}$	[$MPa \cdot mm^{1/2}$]	Spannungsintensitätsfaktor der drei Rissöffnungsarten
ΔK	[$MPa \cdot mm^{1/2}$]	Zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
$\Delta K_{I,c}$	[$MPa \cdot mm^{1/2}$]	Kritischer zyklischer Spannungsintensitätsfaktor bei Mode I-Rissöffnung
ΔK_{th}	[$MPa \cdot mm^{1/2}$]	Schwellenwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors
ΔK_V	[$MPa \cdot mm^{1/2}$]	Zyklischer Vergleichsspannungsintensitätsfaktor
k_{TM}	[-]	Kerbfaktor, Torsions-Miniaturproben
k_{ZDM}	[-]	Kerbfaktor, Zug-Druck-Miniaturproben
l	[mm]	Probenlänge
m	[-]	Schmid-Faktor

m'	[-]	Kompatibilitätsfaktor
M_n	[Nm]	Bemessungsdrehmoment des Servomotors
M_{nom}	[Nm]	Nominales Drehmoment des Drehmomentsensors
M_T	[Nm]	Torsionsmoment
N	[-]	Zyklenzahl
n	[-]	Gleitebenennormale
N_G	[-]	Grenzwahrszahl
$N_{G,in situ}$	[-]	Grenzwahrszahl der <i>in situ</i> Ermüdungsversuche
p_M	[bar]	Strahlmitteldruck
R	[-]	Spannungsverhältnis
R_e	[MPa]	Streckgrenze
$s_{11,22,44}$	[MPa]	Elastische Konstanten der Nachgiebigkeitsmatrix
$\frac{1}{2} \cdot s_2(hkl)$	[mm ² N ⁻¹]	Röntgenographische Elastizitätskonstante
$s_1(hkl)$	[mm ² N ⁻¹]	Röntgenographische Elastizitätskonstante
T	[°C]	Temperatur
t	[sec.]	Zeit
\ddot{u}	[%]	Überdeckungsgrad
v_M	[ms ⁻¹]	Strahlmittelgeschwindigkeit
W_t	[mm ³]	Widerstandsmoment bei Torsionsbeanspruchung
x_{LS}	[-]	Faktor der Lebensdauersteigerung durch das Kugelstrahlen
Y	[-]	Geometriefaktor
z_{OF}	[µm]	Oberflächenabstand

Griechische Symbole

α_M	[°]	Auftreffwinkel Strahlmittel
γ	[-]	Scherung
ε	[-]	Dehnung
ε_{quer}	[-]	Dehnung quer zur Belastungsrichtung
$\varepsilon_{\varphi\psi}$	[-]	Gitterdehnung in Richtung ψ unter dem Azimutwinkel φ
θ	[°]	Bragg-Winkel
κ	[°]	Winkel zwischen Zugrichtung und Gleitebenennormale
κ_{st}	[°]	Kippwinkel zwischen zwei Gleitrichtungen
λ	[nm]	Wellenlänge
ν	[-]	Querkontraktionszahl

ρ_{Mg}	$[kg/m^3]$	Materialdichte von Magnesium
ρ_{St}	$[kg/m^3]$	Materialdichte von Stahl
σ	$[MPa]$	Spannung
$\sigma^{I,II,III}$	$[MPa]$	Eigenspannungen I. Art, II. Art und III. Art
σ_0	$[MPa]$	Kritische Schubspannung für den Einkristall
$\sigma_{1,2,3}$	$[MPa]$	Hauptspannungen
σ_{ES}	$[MPa]$	Eigenspannungen
σ_{ges}	$[MPa]$	Gesamteigenspannungszustand
σ_m	$[MPa]$	Spannung in Azimutrichtung
σ_Y	$[MPa]$	Fließgrenze
$\Delta\sigma/2$	$[MPa]$	Spannungsamplitude
ρ_{rd}	$[mm^{-1}]$	Rissdichte
τ	$[MPa]$	Schubspannung
τ_p	$[MPa]$	Peierls-Spannung
τ_t	$[MPa]$	Torsionsspannung
$\Delta\tau_t/2$	$[MPa]$	Torsionsspannungsamplitude
φ	$[^\circ]$	Verdrehwinkel
φ_{st}	$[^\circ]$	Verdrehwinkel zwischen zwei Gleitebenennormalen
ω	$[^\circ]$	Winkel zwischen Zugrichtung und Gleitrichtung

Abkürzungen

BSE	Back scattered electrons
E-Modul	Elastizitätsmodul
EBSD	Electron back scatter diffraction
EDX	Energy dispersive X-ray spectroscopy
EPBM	Elastisch-plastische Bruchmechanik
FEM	Finiten-Elemente-Methode
FIB	Focused Ion Beam
GWKG	Großwinkelkorngrenze
HCF	High cycle fatigue
kfz	Kubisch flächenzentriert
KLM	Konfokales Lasermikroskop
krz	Kubisch raumzentriert
KS	Kugelgestrahlt

LCF	Low cycle fatigue
LEBM	Linear-elastische Bruchmechanik
NKS	Nicht-kugelgestrahlt
PGB	Persistente Gleitbänder
REK	Röntgenographische Elastizitätskonstanten
REM	Rasterelektronenmikroskop
SE	Secondary electrons
T	Torsions-Beanspruchung
TU	Technische Universität
trz	Tetragonal raumzentriert
VHCF	Very high cycle fatigue
XRD	X-ray diffractometer
ZD	Zug-Druck-Beanspruchung
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1:	Gleitebenen und Gleitrichtungen des krz- und des kfz-Gitters nach Krupp [6]	6
Abbildung 2:	Graphische Darstellung zur Bestimmung des Schmid-Faktors nach Gottstein [8].....	7
Abbildung 3:	a) Keine Gleitübertragung (Versetzungsaufstau); mögliche Varianten einer b) indirekten oder c) & d) direkten Gleitübertragung von Versetzungen an Korngrenzen nach Mercier, Zambaldi und Rector Bieler [17].....	8
Abbildung 4:	Schematische Darstellung der geometrischen Beziehung zweier Gleitsysteme nach Mercier, Zambaldi und Rector Bieler [17].....	9
Abbildung 5:	Wöhlerkurve für a) Typ I- und b) Typ II-Werkstoffe nach Mughrabi [20]... 11	
Abbildung 6:	Phasen der Ermüdungsschädigungsentwicklung nach Radaj und Vornwald [21].....	12
Abbildung 7:	Schematische Darstellung der Rissausbreitungsstadien I und II unter a) uniaxialer und b) Torsionsbeanspruchung nach Li, Zhang und Zhang [23]..	13
Abbildung 8:	Elementare Rissöffnungsarten nach Richard [24].	13
Abbildung 9:	Schematische Darstellung der Bildung von Extrusionen gemäß EGM-Modell nach Essmann, Gösele und Mughrabi [27].....	14
Abbildung 10:	Schematische Darstellung der a) inhomogenen Spannungsverteilung aufgrund von lokaler Anisotropie und b) die daraus resultierende Anisotropie der elastischen Verformung nach Krupp [6].....	15
Abbildung 11:	Schematische Darstellung der interkristallinen Rissinitiierung gemäß dem Modell nach Tanaka und Mura [28].	16
Abbildung 12:	Schematische Darstellung der Ausbreitungsgeschwindigkeit von Kurzrissen im Vergleich zu Langrissen nach Tanaka und Akiniwa [35].	17
Abbildung 13:	Mechanismus der Kurzrissausbreitung nach Wilkinson, Roberts und Hirsch [36].	18
Abbildung 14:	Schematische Darstellung der Rissausbreitung durch zyklisches Abstumpfen und Wiederanspitzen der Rissspitze nach Laird und Smith [37].....	19
Abbildung 15:	Schematische Darstellung des Rissausbreitungsmodells nach Neumann [38].	19
Abbildung 16:	Schematische Darstellung der verschiedenen Zone vor der Rissspitze nach Christ [1].....	20

Abbildung 17: Eigenspannungen in einem polykristallinen Werkstoff nach Macherauch et al. [43].....	23
Abbildung 18: Schematische Darstellung des Kugelstrahlprozesses a), welcher im Bauteil zu einer plastischen Streckung b) und / oder einer Hertzschen Pressung führt c) (nach Scholtes und Llana und Belzunce [41, 45]).	25
Abbildung 19: Einflussnahme auf das Eigenspannungstiefenprofil durch Variation der Materialeigenschaften und der Strahlparameter nach Scholtes [41].	25
Abbildung 20: Mögliche Fälle des Eigenspannungsabbaus in Abhängigkeit von der durchlaufenen Zyklenzahl nach Macherauch und Wohlfahrt [49].	27
Abbildung 21: a) Temperatur-Zeit-Verlauf beim Härten und Anlassen nach Weißbach [54]; b) Schematisches ZTU-Diagramm des Werkstoffs 54SiCr6 mit einer eingezeichneten Abkühlkurve zur Martensitbildung [55].	32
Abbildung 22: Bain-Modell der Martensitumwandlung im Fe-C System mit entsprechender Orientierungsbeziehung von Austenit und Martensit gemäß Kurdjumov-Sachs nach Gottstein [53]; Offen Kreise entsprechen möglichen Positionen des Kohlestoffs.....	33
Abbildung 23: Schematische Darstellung der hierarchisch aufgebauten martensitischen Mikrostruktur nach Kitahara et al. [62].	35
Abbildung 24: 3D-CAD-Zusammenbaudarstellung der Torsions-Miniaturprüfmaschine.	42
Abbildung 25: Koaxiale Ausrichtung der Probenhalter mit Hilfe von Passblechen.....	42
Abbildung 26: a) Basisentwurf des Lastrahmens und Ausgangspunkt der Strukturoptimierung; b) 3D-Netz der steifigkeitsoptimierten Struktur bei 40%iger Massenreduktion; c) Finales Lastrahmen Design.	45
Abbildung 27: a) Geometrie der Torsions-Miniaturproben; Verteilung der b) Schubspannung und c) Wölbkrafttorsion bei Torsionsbeanspruchung.....	46
Abbildung 28: a) Prüfaufbau und b) Schaltschrank der Torsions-Miniaturprüfmaschine.....	47
Abbildung 29: Benutzeroberfläche der Torsions-Miniaturprüfmaschine mit durch Zahlen markierte Funktionsbereiche.....	48
Abbildung 30: Implementierung der Torsions-Miniaturprüfmaschine im konfokalen Lasermikroskop mit Hilfe eines auf einem Aluminium-Ständer montierten Kreuztisches.....	49
Abbildung 31: a) Martensitische Mikrostruktur angeätzt mittels einer 3%igen alkoholischen Salpetersäure; b) Bestimmung der ehemalige Austenitkorngröße nach dem Linienschnitt-Verfahren anhand eines nach Vilella angeätzten Querschliffs.....	51

Abbildung 32:	Verwendete Probengeometrien.....	52
Abbildung 33:	Probenkammer der Druckluftstrahlanlage mit eingebauter Zug-Druck-Miniaturprobe.	53
Abbildung 34:	Aufbau und Funktionsprinzip der Zug-Druck-Miniaturprüfmaschine.....	55
Abbildung 35:	a) Schematische Darstellung zur Bildung der Kikuchi-Linien und b) Beispiel eines Kikuchi-Musters einer Cadmium-Probe nach [156].	59
Abbildung 36:	a) Veränderung des Gitternetzebenenabstands und des Bragg-Winkels unter Einwirkung einer äußeren Kraft; b) daraus resultierende Verschiebung der Interferenzlinie.....	61
Abbildung 37:	a) EBSD-Analyse und dazugehörige b) Phasenverteilung, c) {001}-Polfigur, d) Variantenverteilung, e) Missorientierung zwischen benachbarten Messpunkten und f) ehemalige Austenitkörner.....	65
Abbildung 38:	a) Ideale {111}-Polfigur gemäß Kurdjumov-Sachs Orientierungsbeziehung und b) Überlagerung dieser mit einer gemessenen {111}-Polfigur. c) Ideale {111}-Polfigur gemäß Nishiyama-Wassermann Orientierungsbeziehung und d) Überlagerung dieser mit einer gemessenen {111}-Polfigur.....	66
Abbildung 39:	Verlauf der Eigenspannungs-Tiefenprofile a) der ZD-KS-EP, der T-KS-MP und b) der ZD-KS-MP mit jeweils angegebener Messunsicherheit.	67
Abbildung 40:	Polar-Koordinaten-Darstellung mit dem Oberflächen-Eigenspannungsverlauf von zwei ZD-NKS-MP und einer ZD-KS-MP. Die Messrichtungen sind dem Teilbild zu entnehmen.	68
Abbildung 41:	Ergebnisse der klassischen HCF-Ermüdungsversuche der ZD-EP im NKS- und KS-Zustand. Die gestrichelten dunkelgrünen Linien zeigen für einige Probenpaare den Faktor der Lebensdauersteigerung x_{LS} durch das Kugelstrahlen an.	69
Abbildung 42:	Bruchflächenanalyse einer a) ZD-NKS-EP mit Oberflächenbruch ($\Delta\sigma_2 = 600 \text{ MPa}$ und $NB = 108.224$), einer b) ZD-NKS-EP mit Bruch aus dem Inneren ($\Delta\sigma_2 = 550 \text{ MPa}$ und $NB = 779.550$) und einer c) ZD-KS-EP mit Bruch aus dem Inneren ($\Delta\sigma_2 = 525 \text{ MPa}$ und $NB = 1.892.277$).....	70
Abbildung 43:	Ergebnisse der <i>in situ</i> Ermüdungsversuche der ZD-NKS-MP und der ZD-KS-MP. Zu Vergleichszwecken sind die Referenzwerte aus der klassischen Ermüdungsprüfung ebenfalls enthalten. Der gestrichelte rote Kreis zeigt diejenigen Miniaturproben an, die bis zum Bruch geprüft wurden. Die	

- gestrichelte dunkelgrüne Linie zeigt für ein Probenpaar den Faktor der Lebensdauersteigerung x_{LS} durch das Kugelstrahlen an. 72
- Abbildung 44: Bruchflächenanalyse einer mit $\Delta\sigma_2 = 630 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP mit einer Bruchlastspielzahl von $NB = 513.340$. a) zeigt eine Übersichtsaufnahme des Bruchflächengefüges nahe des Rissinitiierungsortes, b)-d) sind Detailaufnahmen von a), e) zeigt einen Ausschnitt aus dem Bruchgefüge und f) ist eine Detailaufnahme von e). 73
- Abbildung 45: EDX-Messungen an einer mit $\Delta\sigma_2 = 630 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP mit einer Bruchlastspielzahl von $NB = 513.340$. Die Messungen Nr. 1 und Nr. 2 zeigen EDX-Messungen an einem Einschluss mit erhöhtem Mn- und S-Gehalt. Zu Vergleichszwecken dient die EDX-Referenzmessung an einer einschlussfreien Stelle. 74
- Abbildung 46: Bruchflächenanalyse einer mit $\Delta\sigma_2 = 730 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP mit einer Bruchlastspielzahl von $NB = 472.120$. a) gibt eine Übersicht über das Bruchflächengefüge, b) stellt eine Detailaufnahme des Bruchausgangs dar, c) zeigt einen Ausschnitt aus dem Bruchgefüge und d) ist eine Detailaufnahme von c). 75
- Abbildung 47: Bildung einer Schar von parallelen Gleitbändern in a) einer mit $\Delta\sigma_2 = 730 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP nach $N = 75.200$ Zyklen und b) einer mit $\Delta\sigma_2 = 590 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP nach $N = 370.000$ Zyklen. 76
- Abbildung 48: Rissdichte der ZD-NKS-MP als Funktion der Zyklenzahl für unterschiedliche Spannungsamplituden. 77
- Abbildung 49: a) Zwei KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\sigma_2 = 680 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP nach $N = 20.000$ bzw. $N = 120.000$ Zyklen. b) KLM-Aufnahmen von zwei ZD-NKS-MP nach $N = 300.000$ Zyklen, welche mit $\Delta\sigma_2 = 630 \text{ MPa}$ bzw. mit $\Delta\sigma_2 = 550 \text{ MPa}$ beansprucht wurden. 78
- Abbildung 50: Transkristalline Rissinitiierung in einer mit $\Delta\sigma_2 = 655 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP nach $N = 103.020$ Zyklen. 79
- Abbildung 51: Interkristalline Rissinitiierung durch Versetzungsaufstau in einer mit $\Delta\sigma_2 = 680 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP nach $N = 90.000$ Zyklen: a) REM-Aufnahme und b) dazugehörige EBSD-Analyse, c) ehemalige Austenitkörner, d) slip transmission und e) Schmidfaktoren mit zusätzlicher Darstellung der (110)-Gleitebenenspur im Bereich der Gleitbänder (aktive Gleitebenenspur in rot dargestellt). 80

- Abbildung 52: REM-Aufnahme einer Rissinitiierung ohne sichtbare plastische Verformung der benachbarten Körner. Die abgebildete ZD-NKS-MP hat $N = 155.000$ Zyklen bei einer Beanspruchungsamplitude von $\Delta\sigma_2 = 680 \text{ MPa}$ durchlaufen. 81
- Abbildung 53: EBSD- und MTEX-Analyse des in Abbildung 52 gezeigten Risses: a) EBSD-Analyse, b) ehemalige Austenitkörner, c) slip transmission und d) Schmidfaktoren. 82
- Abbildung 54: Interkristalline Rissinitiierung aufgrund von elastischer Anisotropie in einer mit $\Delta\sigma_2 = 680 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP nach $N = 90.000$ Zyklen: a) REM-Aufnahme und b) dazugehörige EBSD-Analyse, c) ehemalige Austenitkörner und d) Schmidfaktoren. 83
- Abbildung 55: a) und b) zeigen die Bildung einer Schar von parallelen Gleitbändern in zwei unterschiedlichen Oberflächenbereichen von einer mit $\Delta\sigma_2 = 700 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP nach $N = 642.030$ Zyklen. 84
- Abbildung 56: a) Rissdichte der ZD-KS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl, b) Vergleich der Rissdichtekurven von ZD-NKS- und ZD-KS-MP mit gleich / ähnlich hoher Beanspruchungsamplitude. 85
- Abbildung 57: a) Zwei KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\sigma_2 = 730 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP nach $N = 20.000$ bzw. $N = 125.000$ Zyklen. b) KLM-Aufnahmen von zwei ZD-KS-MP nach $N = 100.000$ Zyklen, welche mit $\Delta\sigma_2 = 760 \text{ MPa}$ bzw. mit $\Delta\sigma_2 = 700 \text{ MPa}$ beansprucht wurden. 86
- Abbildung 58: Vergleich der KLM-Aufnahmen von je einer ZD-NKS-MP und einer ZD-KS-MP nach $N = 300.000$ Zyklen, welche mit $\Delta\sigma_2 = 630 \text{ MPa}$ beansprucht wurden. 86
- Abbildung 59: Transkristalline Rissinitiierung in einer mit $\Delta\sigma_2 = 700 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP nach $N = 642.030$ Zyklen. 87
- Abbildung 60: Interkristalline Rissinitiierung durch Versetzungsaufstau in einer mit $\Delta\sigma_2 = 760 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP nach $N = 138.200$ Zyklen: a) REM-Aufnahme und b) dazugehörige EBSD-Analyse, c) ehemalige Austenitkörner, d) slip transmission und e) Schmidfaktoren mit zusätzlichen (112)-Gleitebenenspuren im Bereich der Gleitbänder (aktive Gleitebenenspur in rot dargestellt). 88
- Abbildung 61: Interkristalline Rissinitiierung aufgrund von elastischer Anisotropie in einer mit $\Delta\sigma_2 = 760 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP nach $N = 466.610$ Zyklen: a)

- REM-Aufnahme und b) dazugehörige EBSD-Analyse, c) ehemalige
Abbildung 60 und d) Schmidfaktoren. 89
- Abbildung 62: a) Risslängenentwicklung der ZD-NKS-MP in Abhängigkeit von der
Zyklenzahl; b) KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\sigma_2 = 680 \text{ MPa}$ beanspruchten
ZD-NKS-MP zu unterschiedlichen Aufnahmezeitpunkten. 90
- Abbildung 63: a) Prozentualer Lebensdaueranteil der Kurzriss- und der Langrissausbreitung
in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude. b) Bruchlastspielzahl in
Abhängigkeit von der Spannungsamplitude und zusätzliche Aufspaltung in
Anzahl der Zyklen, die in der Phase der Rissinitiierung und
Kurzrissausbreitung bzw. der Langrissausbreitung verbracht wurden. 91
- Abbildung 64: Rissausbreitungsraten-Kurve der ZD-NKS-MP. 92
- Abbildung 65: EBSD-Analyse und ehemalige Austenitkörner von a) einer mit $\Delta\sigma_2 =$
 680 MPa beanspruchten ZD-NKS-MP nach $N = 155.000$ Zyklen und b)
einer mit $\Delta\sigma_2 = 550 \text{ MPa}$ beanspruchten ZD-NKS-MP nach $N = 1.000.000$
Zyklen; c) Rissausbreitungsraten-Kurven beider Proben. Die Ziffern in den
EBSD-Analysen und den Rissausbreitungsraten-Kurven markieren die
Haltepunkte der Risse. 94
- Abbildung 66: EBSD- und MTEX-Analyse der Rissabzweigung aus Abbildung 65 a): a)
EBSD-Analyse, b) REM-Aufnahme, c) Schmidfaktoren, d) slip transmission
und e) berechnete (110)-Gleitebenenspuren (aktive Gleitebenenspuren in rot
dargestellt). 96
- Abbildung 67: EBSD- und MTEX-Analyse eines Kurzrisses in einer mit $\Delta\sigma_2 = 730 \text{ MPa}$
beanspruchten ZD-KS-MP nach $N = 286.120$ Zyklen: a) REM-Aufnahme b)
EBSD-Analyse und c) ehemalige Austenitkörner. 97
- Abbildung 68: Ergebnisse der *in situ* Ermüdungsversuche unter Torsionsbeanspruchung im
NKS- und KS-Zustand. 98
- Abbildung 69: Buchflächenanalyse einer mit $\Delta\tau_2 = 385 \text{ MPa}$ belasteten T-NKS-MP mit
einer Bruchlastspielzahl von $NB = 408.032$. a) liefert eine Übersicht über das
Bruchflächengefüge, b) stellt eine Detailaufnahmen des Bruchausgangs dar, c)
und d) zeigen jeweils einen Ausschnitt des Bruchflächengefüges mit
Schwingstreifen bzw. Wabenstrukturen. 99
- Abbildung 70: Bruchflächenanalyse einer mit $\Delta\tau_2 = 575 \text{ MPa}$ belasteten T-KS-MP mit
einer Bruchlastspielzahl von $NB = 86.251$. a) liefert eine Übersicht über das
Bruchflächengefüge, b) stellt eine Detailaufnahmen des Bruchausgangs dar, c)

- und d) zeigen jeweils einen Ausschnitt des Bruchgefüges mit Schwingstreifen bzw. Wabenstrukturen und in f) ist das Ergebnis einer EDX-Analyse an einem Einschluss dargestellt..... 100
- Abbildung 71: Bildung einer Schar von parallelen Gleitbändern in a) einer mit $\Delta\tau_2 = 400 \text{ MPa}$ ermüdeten T-NKS-MP nach $N = 365.000$ Zyklen und b) einer mit $\Delta\tau_2 = 350 \text{ MPa}$ ermüdeten T-NKS-MP nach $N = 1.000.000$ Zyklen. .. 101
- Abbildung 72: Rissdichte der T-NKS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl für verschiedene Torsionsspannungsamplituden..... 102
- Abbildung 73: a) Zwei KLM-Aufnahmen einer mit $\tau_a = 400 \text{ MPa}$ belasteten T-NKS-MP nach $N = 10.000$ bzw. $N = 110.000$ Zyklen. b) KLM-Aufnahmen von zwei T-NKS-MP nach $N = 100.000$ Zyklen, welche mit $\Delta\tau_2 = 450 \text{ MPa}$ bzw. mit $\Delta\tau_2 = 375 \text{ MPa}$ beansprucht wurden. 103
- Abbildung 74: Interkristalline Rissinitiierung durch Versetzungsaufstau in einer mit $\Delta\tau_2 = 350 \text{ MPa}$ beanspruchten T-NKS-MP nach $N = 1.000.000$ Zyklen: a) REM-Aufnahme und b) dazugehörige EBSD-Analyse, c) ehemalige Austenitkörner, d) slip transmission, e) Schmidfaktoren und (110)-Gleitebenenspuren (aktive Gleitebenenspur in rot dargestellt)..... 104
- Abbildung 75: REM-Aufnahme einer interkristallinen Rissinitiierung mit kaum sichtbarer plastischer Verformung der benachbarten Körner. Die abgebildete T-NKS-MP hat $N = 300.000$ Zyklen erfahren und wurde mit $\Delta\tau_2 = 375 \text{ MPa}$ ermüdet. 105
- Abbildung 76: Interkristalline Rissinitiierung mit zusätzlichem, pyramidenförmigem Materialausbruch in drei T-NKS-MP (Torsionsspannungsamplitude und Bruchlastspielzahl kann der oberen Beschriftung der jeweiligen Abbildung entnommen werden): a) – c) REM-Aufnahmen der jeweiligen Rissinitiierungsorte mit Materialausbruch, d) - f) jeweils dazugehörige EBSD-Analysen, g) – i) ehemalige Austenitkörner und j) – l) Schmidfaktoren. 106
- Abbildung 77: Bildung einer Schar von parallelen Gleitbändern in a) einer mit $\Delta\tau_2 = 375 \text{ MPa}$ ermüdeten T-KS-MP nach $N = 1.000.000$ Zyklen und b) einer mit $\Delta\tau_2 = 350 \text{ MPa}$ ermüdeten T-KS-MP nach $N = 1.000.000$ Zyklen 107
- Abbildung 78: a) Rissdichte in Abhängigkeit von der Zyklenzahl der T-KS-MP für drei unterschiedliche Torsionsspannungsamplituden, b) Rissdichte der T-NKS-MP und T-KS-MP in Abhängigkeit von der jeweiligen

- Torsionsspannungsamplitude für eine durchlaufene Zyklenzahl von $N = 10.000$ 108
- Abbildung 79: a) Zwei KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\tau t_2 = 550 \text{ MPa}$ belasteten T-KS-MP nach $N = 10.000$ bzw. $N = 100.000$ Zyklen. b) KLM-Aufnahmen von zwei T-KS-MP nach $N = 50.000$ Zyklen, welche mit $\Delta\tau t_2 = 575 \text{ MPa}$ bzw. mit $\Delta\tau t_2 = 540 \text{ MPa}$ beansprucht wurden. 109
- Abbildung 80: Interkristalline Rissinitiierung durch Versetzungsaufstau in einer mit $\Delta\tau t_2 = 540 \text{ MPa}$ beanspruchten T-KS-MP nach $N = 1.000.000$ Zyklen: a) REM-Aufnahme und b) dazugehörige EBSD-Analyse, c) ehemalige Austenitkörner und e) Schmidfaktoren mit eingefügten (110)-Gleitebenenspuren (aktive Gleitebenenspur in rot dargestellt)..... 110
- Abbildung 81: Interkristalline Rissinitiierung mit pyramidenförmigem Materialausbruch in zwei T-KS-MP (Torsionsspannungsamplitude und Bruchlastspielzahl kann der oberen Beschriftung der Abbildung entnommen werden): a) – c) REM-Aufnahmen der jeweiligen Rissinitiierungsorte mit Materialausbruch, d) - f) jeweils dazugehörige EBSD-Analysen, g) – i) ehemalige Austenitkörner und j) – l) Schmidfaktoren. 112
- Abbildung 82: a) Risslängenentwicklung der T-NKS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl; b) KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\tau t_2 = 450 \text{ MPa}$ beanspruchten T-NKS-MP zu unterschiedlichen Aufnahmezeitpunkten. 113
- Abbildung 83: a) Prozentualer Lebensdaueranteil der Kurzriss- und Langrissausbreitung in Abhängigkeit von der Torsionsspannungsamplitude. b) Bruchlastspielzahl in Abhängigkeit von der Torsionsspannungsamplitude und zusätzliche Aufspaltung in Anzahl der Zyklen, die in der Phase der Rissinitiierung und Kurzrissausbreitung bzw. Langrissausbreitung verbracht wurden. 114
- Abbildung 84: Rissausbreitungsraten-Kurve der T-NKS-MP. 115
- Abbildung 85: a) EBSD-Analyse und b) ehemalige Austenitkörner mit jeweils nachgezeichnetem Rissverlauf sowie c) Rissausbreitungsraten-Kurve von einer mit $\Delta\tau t_2 = 400 \text{ MPa}$ beanspruchten T-NKS-MP nach $N = 365.000$ Zyklen. Die Ziffern in den EBSD-Analysen und der Rissausbreitungsraten-Kurve markieren die Haltepunkte der Risse. 116
- Abbildung 86: a) Risslängenentwicklung der T-KS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl; b) KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\tau t_2 = 550 \text{ MPa}$ beanspruchten T-KS-MP zu unterschiedlichen Aufnahmezeitpunkten. 117

Abbildung 87:	a) Prozentualer Lebensdaueranteil der Kurzriss- und Langrissausbreitung in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude. b) Bruchlastspielzahl in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude und zusätzliche Aufspaltung in Anzahl der Zyklen, die in der Phase der Rissinitiierung und Kurzrissausbreitung bzw. Langrissausbreitung verbraucht wurde.....	118
Abbildung 88:	Rissausbreitungsrate-Kurve der T-KS-MP.....	119
Abbildung 89:	a) EBSD-Analyse und b) ehemalige Austenitkörner mit jeweils nachgezeichnetem Rissverlauf sowie c) Rissausbreitungsrate-Kurve von einer mit $\Delta\sigma = 540 \text{ MPa}$ beanspruchten T-KS-MP nach $N = 145.000$ Zyklen. Die Ziffern in den EBSD-Analysen und der Rissausbreitungsrate-Kurve markieren die Haltepunkte der Risse.....	121
Abbildung 90:	Rissdichten der ZD-NKS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl mit und ohne Berücksichtigung des fatalen Risses.....	124
Abbildung 91:	Vergleich der Rissnetzwerke einer ZD-NKS-MP mit einer ZD-KS-MP. ...	125
Abbildung 92:	Vergleich der Rissdichtenentwicklung einer mit $\Delta\sigma = 400 \text{ MPa}$ ermüdeten T-NKS-MP mit einer mit $\Delta\sigma = 530 \text{ MPa}$ ermüdeten T-KS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl.....	130
Abbildung 93:	Vergleich der Rissausbreitungsrate-Kurven der T-NKS-MP mit denen der T-KS-MP.....	132
Abbildung 94:	Vergleich der fatalen Kurzrisslängen der T-NKS- und der T-KS-MP bei Übergang in die Langrissausbreitung.....	133
Abbildung 95:	Vergleich der Rissnetzwerke einer T-NKS-MP mit einer T-KS-MP.....	134
Abbildung 96:	Vergleich der Rissnetzwerke einer ZD-NKS-MP mit einer T-NKS-MP. ...	136
Abbildung 97:	Vergleich der fatalen Risslängen einer ZD-NKS- mit einer T-NKS-MP....	136
Abbildung 98:	Vergleich der Rissausbreitungsrate-Kurven der ZD-NKS-MP mit den T-NKS-MP.....	137

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Gleitsysteme der kfz und krz Gitterstrukturen nach Gottstein [8]:.....	6
Tabelle 2:	Varianten des Martensits nach Kurdjumov-Sachs gemäß Kitahara et al. [62]:	34
Tabelle 3:	Chemische Zusammensetzung des Federstahls 54SiCr6 in [Masse-%]:.....	50
Tabelle 4:	Mechanische Kennwerte des Versuchswerkstoffes 54SiCr6:	51
Tabelle 5:	Messparameter für die wellendispersive, röntgenographische Spannungsanalyse:.....	62
Tabelle 6:	Probenkürzel:	63
Tabelle 7:	Ergebnisse der Restaustenitbestimmung mittels EBSD-Analysen und cos α -Methode:	64

Kurzfassung

Diese Dissertationsschrift leistet einen Beitrag zur Aufklärung des Einflusses von Eigenspannungen auf die Ermüdungsschädigungsentwicklung des martensitischen Federstahls 54SiCr6 im Zeitfestigkeitsbereich. Die Ergebnisse der durchgeführten Ermüdungsversuche zeigen, dass die Ermüdungsschädigungsentwicklung mit der Bildung von parallelen Gleitbandscharen, deren Orientierung den Gleitebenen mit den höchsten Schmidfaktoren folgt, beginnt. Im weiteren Verlauf der Ermüdung bilden sich Rissnetzwerke an der Probenoberfläche aus, deren Rissdichte mit zunehmender Zyklenzahl und mit der Höhe der aufgetragenen Beanspruchungsamplitude ansteigt. Dabei können unter zyklischer Torsionsbeanspruchung höhere Rissdichten im Vergleich zur uniaxialen zyklischen Beanspruchung beobachtet werden. Die Initiierung der fatalen Risse erfolgt ausschließlich interkristallin entlang ehemaliger Austenitkorn Grenzen mit anschließender interkristalliner und/oder transkristalliner Kurzrissausbreitung. Die Kurzrissausbreitung stellt die dominierende Phase der Lebensdauer dar und zeigt eine oszillierende Rissausbreitungsrate, welche einem Barriere-Effekt von ehemaligen Austenitkorn Grenzen und Korngrenzen-Tripelpunkten geschuldet ist. Im Fall von zyklischer Torsionsbeanspruchung führt die vergleichsweise höhere Rissdichte zu einer häufig auftretenden Risskoaleszenz, welche sich ebenfalls in der Oszillation der Rissausbreitungsrate widerspiegelt.

Durch das Einbringen von randschichtnahen Druckeigenspannungen wird im Allgemeinen eine höhere Lebensdauer erzielt. Die Rissinitiierung an der Probenoberfläche wird gehemmt, was zu geringeren Rissdichten führt. Des Weiteren verschiebt sich unter uniaxialer zyklischer Beanspruchung die Initiierung des fatalen Risses in das Werkstoffinnere, wo die Rissausbreitungsrate aufgrund der Vakuumbedingungen verringert wird. Die zyklischen Torsionsversuche an eigenspannungsbehafteten Proben liefern Hinweise darauf, dass der Übergang von der schubspannungsgesteuerten Kurzrissausbreitung in die normalspannungsgesteuerte Langrissausbreitung durch Druckeigenspannungen erschwert wird, was vermutlich zu den höheren Lebensdauern im Fall von eigenspannungsbehafteten Proben führt.

Abstract

This work contributes to the elucidation of the influence of residual stresses on the fatigue damage evolution of the martensitic spring steel 54SiCr6 in the high cycle fatigue range. The results of the fatigue tests performed show that the fatigue damage evolution starts with the formation of parallel slip bands, whose orientation follow the slip planes with the highest Schmid factors. As fatigue progresses, crack networks form on the sample surface and their crack density rises with increasing number of cycles and the level of the applied stress amplitude. In this process, higher crack densities can be observed under cyclic torsional loading compared to uniaxial cyclic loading. Initiation of fatal cracks occurs exclusively intergranularly along prior austenite grain boundaries with subsequent intergranular and/or transgranular short crack propagation. The short crack propagation represents the dominating phase of the fatigue life and shows an oscillating crack propagation rate, which is due to a barrier effect of prior austenite grain boundaries and grain boundary triple points. In the case of cyclic torsional loading, the comparatively higher crack density leads to a frequently occurring crack coalescence, which is also reflected in the oscillation of the crack propagation rate.

Generally, residual stresses lead to a higher fatigue life and crack initiation at the sample surface is inhibited, resulting in lower crack densities. Furthermore, under uniaxial cyclic loading, the initiation of the fatal crack shifts to the sample interior, where the crack propagation rate is reduced due to vacuum conditions. The cyclic torsion tests on shot peened samples provide evidence that the transition from shear stress controlled short crack propagation to normal stress controlled long crack propagation is impeded due to compressive residual stresses, which probably leads to the higher fatigue life in the case of shot peened samples.

1 Einleitung und Zielsetzung

Im Betrieb unterliegen technische Bauteile in der Regel zyklischen Beanspruchungen, welche aufgrund der daraus resultierenden Wechselverformung eine allmähliche Veränderung der Werkstoffeigenschaften erfahren. Dieser Zusammenhang wird als Materialermüdung bezeichnet und führt zu einer Schädigung des Werkstoffs und dadurch zu einer Reduktion der Belastbarkeit und Einsatzdauer [1].

Die Erforschung der Materialermüdung geht bis in die erste Hälfte des neunzehnten Jahrhunderts zurück, wobei in diesem Zusammenhang häufig katastrophale Schäden im Fokus der Untersuchungen standen [1]. Die erste systematische Untersuchung der Materialermüdung um 1837 geht auf den deutschen Bergbauingenieur W. A. J. Albert zurück, der Ketten aus Eisen untersuchte, welche wiederholter Biegebeanspruchung unterlagen [2]. Erste systematische Untersuchungen der Materialermüdung erfolgten etwa ab 1860 durch August Wöhler an Eisenbahnachsen [3]. Obwohl seit dieser Zeit zahlreiche Untersuchungen und folglich auch zahlreiche neue Erkenntnisse auf dem Gebiet der Materialermüdung gewonnen wurden, zeigen sowohl das häufig thematisierte ICE-Unglück von Eschede im Jahr 1998 [4] als auch jüngere Schadensfälle [5], dass die Materialermüdung nach wie vor einen wichtigen Aspekt in der Bauteilauslegung und in der Forschung darstellt.

Zur Vermeidung von technischen Schadensfällen aufgrund von Materialermüdung ist eine möglichst genaue Vorhersage der Lebensdauer notwendig. Diese ist jedoch nur sehr schwierig zu realisieren. So erfolgt zum Beispiel für Federn aus dem martensitischen Federstahl 54SiCr6 die Dimensionierung mit Hilfe von zeit- und kostenintensiven Bauteilprüfungen oder nach Normen, welche in der Regel zu sehr konservativen Abschätzungen der Lebensdauer führen. Krupp schreibt im ersten Absatz seiner Habilitationsschrift: „Bis heute sind Lebensdauervorhersagemethoden für zyklisch belastete metallische Teile Glaubensfragen und erreichen selten eine Genauigkeit, die um weniger als den Faktor zwei von der tatsächlichen Lebensdauer abweicht.“ (Zitat aus [6], S. 1). Die Ursache dafür lässt sich primär in der Mikrostruktur finden, da nicht nur die Elementenverteilung Schwankungen unterliegen kann, sondern auch die Orientierung der Kristallgitter variiert, was zur Streuung der Lebensdauerdaten führt. In logischer Konsequenz ist für die Optimierung der Lebensdauervorhersage eine genaue Kenntnis des Mikrostruktureinflusses auf das Ermüdungsschädigungsverhalten von essenzieller Bedeutung. Im Allgemeinen kann das Ermüdungsschädigungsverhalten nach Christ [1] in vier Phasen eingeteilt werden:

Rissinitiierung inklusive vorher beginnender Versetzungsbewegung, Kurzrissausbreitung, Langrissausbreitung und Bruch. Der Einfluss der Mikrostruktur wird dabei primär in den ersten beiden Phasen, nämlich der Rissinitiierung und der Kurzrissausbreitung beobachtet, die im Zeitfestigkeitsbereich (engl.: High cycle fatigue, kurz: HCF) bis zu 90 % der Lebensdauer einnehmen können [1]. Der Einfluss der martensitischen Mikrostruktur auf die Kurzrissausbreitung ist allerdings wenig erforscht, was die Lebensdauervorhersage von martensitischen Bauteilen erschwert.

Ein weiterer wichtiger, die Ermüdungsschädigungsentwicklung betreffender Aspekt in der Lebensdauervorhersage von Federn sind Eigenspannungen. Federn werden häufig einer Kugelstrahlbehandlung unterzogen, um randschichtnahe Druckeigenspannungen in den Werkstoff einzubringen, welche wiederum in einer gesteigerten Lebensdauer resultieren [7]. Eine genaue Kenntnis über den Einfluss von Eigenspannungen auf die lebensdauerdominierende Phase der Kurzrissausbreitung entzieht sich bisher jedoch dem allgemeinen Verständnis.

Das Ziel dieser Arbeit ist es, eine Grundlage für das Verständnis der Ermüdungsschädigungsentwicklung im eigenspannungsbehafteten martensitischen Federstahl 54SiCr6 unter zyklischer uniaxialer und zyklischer torsionaler Beanspruchung im HCF-Bereich zu erarbeiten. Hierbei steht insbesondere der Einfluss der martensitischen Mikrostruktur sowie der Einfluss von Eigenspannungen auf die Rissinitiierung und die Kurzrissausbreitung im Vordergrund. Da zur Untersuchung der zugrundeliegenden Mechanismen der Ermüdungsschädigungsentwicklung der Einsatz von Miniaturprüftechnik notwendig ist, war ein weiteres Ziel dieser Arbeit die Entwicklung und Inbetriebnahme einer Torsions-Miniaturprüfmaschine, welche ergänzend zur bereits vorliegenden Zug-Druck-Miniaturprüfmaschine die *in situ* Ermüdungsprüfung von Miniaturproben ermöglichen sollte. Die aus den Experimenten gewonnen Erkenntnisse sollen die Lebensdauervorhersage von Bauteilen aus martensitischem Federstahl auf ein besseres Fundament stellen.

Der Aufbau dieser Arbeit ist wie folgt strukturiert: zunächst werden im Kapitel zwei die für diese Arbeit relevanten mechanischen Grundlagen dargestellt. Anschließend folgt eine Beschreibung der grundlegenden Mechanismen der Materialermüdung mit Fokus auf der Beschreibung der Rissinitiierung und der Kurzrissausbreitung. Abschließend werden relevante Grundlagen zum Thema Eigenspannungen hinsichtlich Definition, Entstehung und zyklischem Abbau vorgestellt. Im dritten Kapitel wird der Literaturkenntnisstand über hochfeste Federstähle, sowie der Einfluss von Eigenspannungen auf deren Ermüdungsverhalten

präsentiert. Das vierte Kapitel dient der Vorstellung der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten und in Betrieb genommenen Torsions-Miniaturprüfmaschine. Im Kapitel fünf wird anschließend die Vorgehensweise der experimentellen Untersuchungen nähergebracht. Dazu werden zunächst der Versuchswerkstoff sowie die daraus gefertigten Probengeometrien beschrieben. Anschließend werden die eingesetzten Materialprüfsysteme und Analyseverfahren präsentiert. Im sechsten Kapitel werden die erzielten Ergebnisse der Materialcharakterisierung und der Charakterisierung der Eigenspannungszustände gezeigt. Im Anschluss daran werden die Ergebnisse der klassischen und der *in situ* Ermüdungsprüfung erläutert, wobei letztere zusätzlich einer Untergliederung in uniaxiale Beanspruchung und Torsionsbeanspruchung unterliegt. Das siebte Kapitel dient der Diskussion der wesentlichen gewonnenen Erkenntnissen sowie deren Bewertung im Literaturkontext. Abschließend werden im Kapitel acht die wichtigsten Ergebnisse dieser Arbeit nochmals zusammengefasst und ein Ausblick gegeben.

2 Theoretische Grundlagen

Dieses Kapitel beinhaltet zu Beginn die für das Verständnis der vorliegenden Arbeit relevanten mechanischen und metallphysikalischen Grundlagen des elastischen und plastischen Materialverhaltens. Anschließend werden die Grundlagen der rein mechanischen Materialermüdung vorgestellt. Am Ende dieses Kapitels werden die Einteilung und Entstehung von Eigenspannungen beschrieben, sowie deren Einfluss auf die Materialermüdung erläutert.

2.1 Mechanische Grundlagen

Wird eine Kraft auf einen Werkstoff ausgeübt, so führt diese zu einer Verformung des Werkstoffs, bei welcher sich die Atome im Inneren verschieben. Diese Verformung kann elastisch (reversibel) oder plastisch (irreversibel) erfolgen und bestimmt das mechanische Verhalten des Werkstoffs. Im nachfolgenden Abschnitt werden beide Verformungsarten kurz vorgestellt. Als weiterführende Nachschlagewerke werden die Bücher von Gottstein [8], sowie Rösler et al. [9] empfohlen.

2.1.1 Elastisches Materialverhalten

Bei der elastischen Verformung erfolgt eine Gitterverzerrung in Form einer kleinen Auslenkung der inneren Atome aus ihrer Gleichgewichtslage, wobei diese Auslenkung proportional zur Kraft zwischen den Atomen ist. Dieses linear-elastische Verhalten gilt nicht nur für einzelne Atomverbindungen, sondern auch für makroskopische Körper und wird durch das *Hookesche* Gesetz beschrieben, welches sich im Falle einer einachsigen Normalbeanspruchung wie folgt zusammensetzt:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad 2.1$$

Dabei stellt σ die äußere Spannung, E den Elastizitätsmodul (E-Modul), welcher ein Maß für die Steifigkeit eines Werkstoffs ist, und ε die resultierende Dehnung dar. Bei den meisten Materialien ist eine positive Dehnung mit einer Stauchung in Querrichtung verbunden. Dieser Zusammenhang wird durch die Querkontraktionszahl ν beschrieben:

$$\varepsilon_{quer} = -\nu \varepsilon \quad 2.2$$

Liegt eine reine Schubbelastung vor, so gilt:

$$\tau = G \cdot \gamma \quad 2.3$$

Dabei stellt τ die äußere Schubspannung, G den Schubmodul, der analog zum E-Modul die Steifigkeit des Werkstoffs gegen Scherverformung bestimmt, und γ die resultierende Scherung dar. Makroskopisch betrachtet können die Materialkennwerte metallischer Werkstoffe als isotrop angenommen werden, sofern keine Textur im Material vorliegt. Die mikroskopischen Materialkennwerte weichen jedoch von den makroskopischen Materialkennwerten ab, da kubische Kristallgitter im Allgemeinen anisotrop sind und somit unterschiedliche Werte für den E-Modul in Abhängigkeit von der Beanspruchungsrichtung vorliegen. Als Maß für die lokale Anisotropie kann für kubische Kristallgitter der Anisotropiefaktor A nach Gleichung 2.4 verwendet werden:

$$A = \frac{2 \cdot (S_{11} - S_{12})}{S_{44}} \quad 2.4$$

Die elastischen Konstanten S_{11} , S_{12} und S_{44} werden dabei der Nachgiebigkeitsmatrix entnommen [9]. Lokale Anisotropie führt zu lokalen Inkompatibilitätsspannungen, die sich mit der äußeren Belastung überlagern und somit eine Spannungsüberhöhung verursachen können, welche wiederum interkristalline Rissinitiierung begünstigen kann, worauf in einem späteren Kapitel näher eingegangen wird.

2.1.2 Plastisches Materialverhalten

Anders als die elastische Verformung kann die plastische Verformung nicht durch eine gleichmäßige Gitterverzerrung aufgenommen werden und ist folglich irreversibel, was eine Gestaltänderung zur Folge hat. Dabei erfolgt der Spannungsabbau aus einem Gleiten von eindimensionalen, linienförmigen Gitterdefekten, welche idealisiert in Stufen- und Schraubenversetzungen eingeteilt werden können. Im realen Fall treten Mischformen aus beiden Kategorien auf. Damit eine Versetzung gleiten kann, muss die sogenannte Peierls-Spannung τ_p überwunden werden, welche sich nach Gleichung 2.5 berechnet und proportional zum Schubmodul, aber exponentiell vom Gitternetzabstand d und Burgers-Vektor b abhängt. Der Gitternetzabstand d errechnet sich für kubische Kristallsysteme nach Gleichung 2.6, wobei c als Gitterparameter und $\{h k l\}$ als Miller-Indizes definiert sind.

$$\tau_p = \frac{2G}{1-\nu} \exp\left(-\frac{2\pi}{(1-\nu)} \frac{d}{b}\right) \quad 2.5$$

$$d = \frac{c}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad 2.6$$

Aus Gleichung 2.5 folgt, dass τ_p mit zunehmendem d und abnehmendem b sinkt. Da der Gitternetzabstand d für niedrig indizierte Ebene am größten ist (Gleichung 2.6) und b in der dichtest gepackten Richtung sein Minimum findet, erfolgt die Gleitbewegung der Versetzungen bevorzugt auf bestimmten Gleitebenen in bestimmten Gleitrichtungen. Die Gleitebenen und Gleitrichtungen der für diese Arbeit relevanten kubisch raumzentrierten (krz) und kubisch flächenzentrierten (kfz) Gitterstrukturen sind in Tabelle 1 zusammengefasst und in Abbildung 1 dargestellt.

Tabelle 1: Gleitsysteme der kfz und krz Gitterstrukturen nach Gottstein [8]:

Gitterstruktur	Gleitebene	Gleitrichtung	Anzahl der nicht parallelen Ebenen	Gleitrichtungen pro Ebene	Anzahl der Gleitsysteme
kfz	{111}	$\langle 110 \rangle$	4	3	12
krz	{110}	$\langle 111 \rangle$	6	2	12
	{112}	$\langle 111 \rangle$	12	1	12
	{123}	$\langle 111 \rangle$	24	1	24

Die kfz Gitterstruktur weist eine dichtest gepackte Atomkonfiguration mit vier Gleitebenen und je drei möglichen Gleitrichtungen auf. Im Gegensatz dazu besitzt die krz Gitterstruktur keine dichtest gepackte Ebene, sondern die drei möglichen dicht gepackten Ebenen des Typs {110}, {112} und {123}. Die dichtest gepackte Richtung ist für alle Ebenen vom Typ $\langle 111 \rangle$. Folglich besitzt die krz Gitterstruktur in Summe 48 mögliche Gleitsysteme.

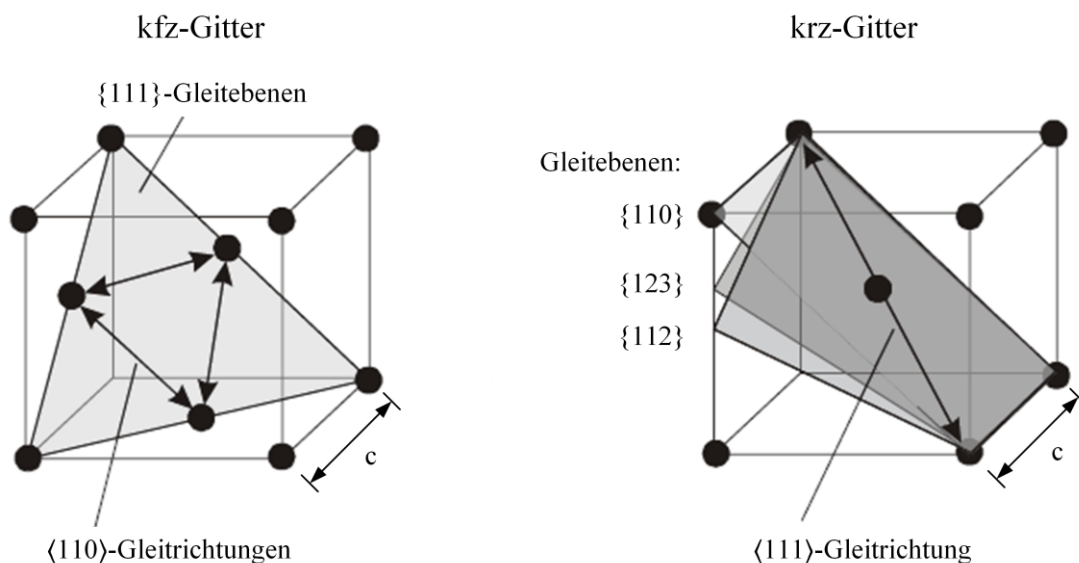


Abbildung 1: Gleitebenen und Gleitrichtungen des krz- und des kfz-Gitters nach Krupp [6]

Wie zuvor erwähnt, beginnt die Versetzungsbewegung infolge einer Kraft bzw. einer Spannung, die in der Gleitebene in Gleitrichtung wirkt. Demnach ist nicht die von außen aufgebraute Zugspannung σ , sondern die resultierende Schubspannung τ im Gleitsystem von Relevanz. Diese Schubspannung lässt sich nach dem Schmid'schen Schubspannungsgesetz wie folgt berechnen:

$$\tau = \sigma \cos \kappa \cdot \cos \omega = m\sigma \quad 2.7$$

Dabei beschreibt κ den Winkel zwischen Zugrichtung und der Gleitebenennormalen, ω den Winkel zwischen Zugrichtung und Gleitrichtung (Abbildung 2) und m den Schmid-Faktor. Die Lage des Gleitsystems relativ zur Zugrichtung ist demzufolge maßgeblich für die wirksame Schubspannung auf die Versetzung. Der Maximalwert des Schmid-Faktors liegt bei $m = 0,5$ und wird bei Winkeln von $\kappa = \omega = 45^\circ$ erreicht [8].

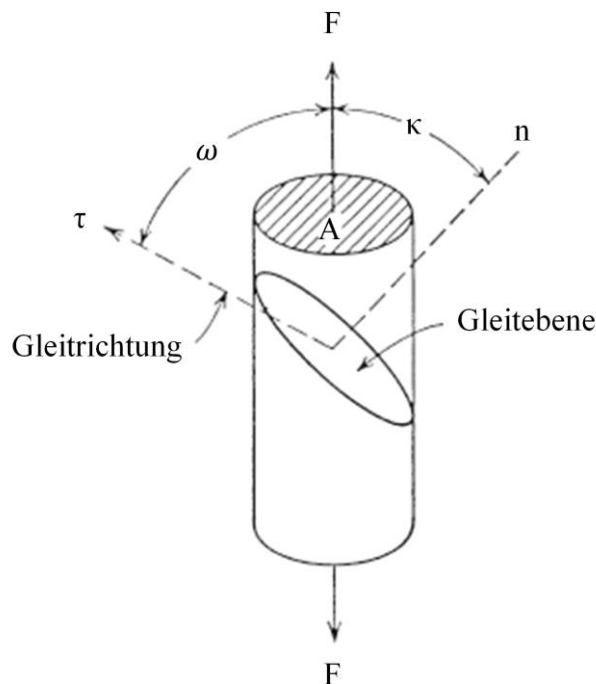


Abbildung 2: Graphische Darstellung zur Bestimmung des Schmid-Faktors nach Gottstein [8]

Bei polykristallinen Werkstoffen üben Korn- und Phasengrenzen einen erheblichen Einfluss auf die Versetzungsbewegung aus, da die Gleitebenen in der Regel nur punktförmig aneinanderstoßen und eine Übertragung über die Grenzfläche deshalb oft nicht möglich ist, was zu einem Versetzungsaufstau (pile-up) führt (Abbildung 3 a)). Dieser Versetzungsaufstau resultiert in einer Spannungsüberhöhung, die im Nachbarkorn zur Aktivierung einer neuen Versetzungsquelle führen kann (Abbildung 3 b)) [6]. Dieser Zusammenhang wird durch die

bekannte Hall-Petch-Beziehung beschrieben [10, 11], welche die Abhängigkeit der Fließgrenze σ_Y von der mittleren Korngröße d_K wiedergibt:

$$\sigma_Y = \sigma_0 + \frac{k'}{\sqrt{d_K}} \quad 2.8$$

Dabei stellt k' die materialabhängige Hall-Petch-Konstante dar, die als mittlerer Widerstand der Grenzfläche gegen Versetzungsbewegungen verstanden wird. Gemäß der Hall-Petch-Beziehung muss für sehr große Körner ($d_K \rightarrow \infty$) zumindest die kritische Schubspannung für den Einkristall σ_0 aufgebracht werden [6]. Neben der indirekten Gleitübertragung (engl.: slip transmission) durch Aktivierung einer Versetzungsquelle im Nachbarkorn, gibt es zwei weitere Mechanismen mit direkter Gleitübertragung, welche ebenfalls in Abbildung 3 zu sehen sind. Dabei können die benachbarten Gleitsysteme den gleichen (Abbildung 3 c)) oder unterschiedliche (Abbildung 3 d)) Burgersvektoren aufweisen [12–14]. Wie stark eine Korngrenze die Versetzungsbewegungen beeinträchtigt, hängt von der Missorientierung der Gleitebenen der beiden benachbarten Körner ab [14–16].

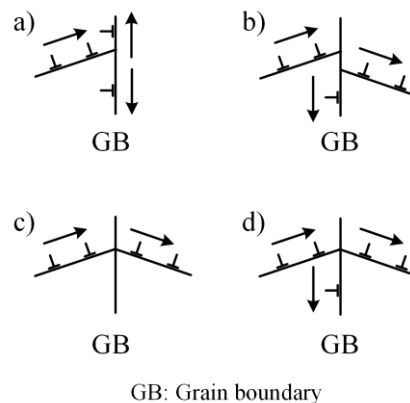


Abbildung 3: a) Keine Gleitübertragung (Versetzungsaufstau); mögliche Varianten einer b) indirekten oder c) & d) direkten Gleitübertragung von Versetzungen an Korngrenzen nach Mercier, Zambaldi und Rector Bieler [17].

In [17] ist eine Übersicht über verschiedene Parameter zur Modellierung bzw. Bewertung der Gleitübertragung gegeben. Im Rahmen dieser Arbeit wird der geometrische Kompatibilitätsfaktor m' nach Luster und Morris [18] für die Berechnung der Gleitübertragung in MTEX verwendet, da alle dafür benötigten Informationen mittels Elektronenrückstreuung (Kapitel 5.4.3) gewonnen werden können. Die dabei verwendeten geometrischen Beziehungen zweier Gleitsysteme sind in Abbildung 4 schematisch dargestellt. κ_{st} beschreibt den Kippwinkel der beiden Gleitrichtungen und φ_{st} den Verdrehwinkel der Normalenrichtungen beider Gleitebenen. Mit den Variablen n , g und b werden die

Gleitebenennormalen, die Gleitrichtungen und der Burgersvektor bezeichnet. Die Indizes „ein“ und „aus“ beziehen sich jeweils auf die eingehenden und ausgehenden Versetzungen der beiden Gleitsysteme. Daraus folgt für den Kompatibilitätsfaktor m' :

$$m' = (\vec{n}_{ein} \cdot \vec{n}_{aus})(\vec{g}_{ein} \cdot \vec{g}_{aus}) = \cos \varphi_{st} \cos \kappa_{st}. \quad 2.9$$

Dieser kann Werte zwischen null und eins annehmen, wobei der Wert null eine für die Versetzungsbewegung intransparente bzw. undurchdringliche Korngrenze und der Wert eins eine transparente bzw. durchdringliche Korngrenze beschreibt.

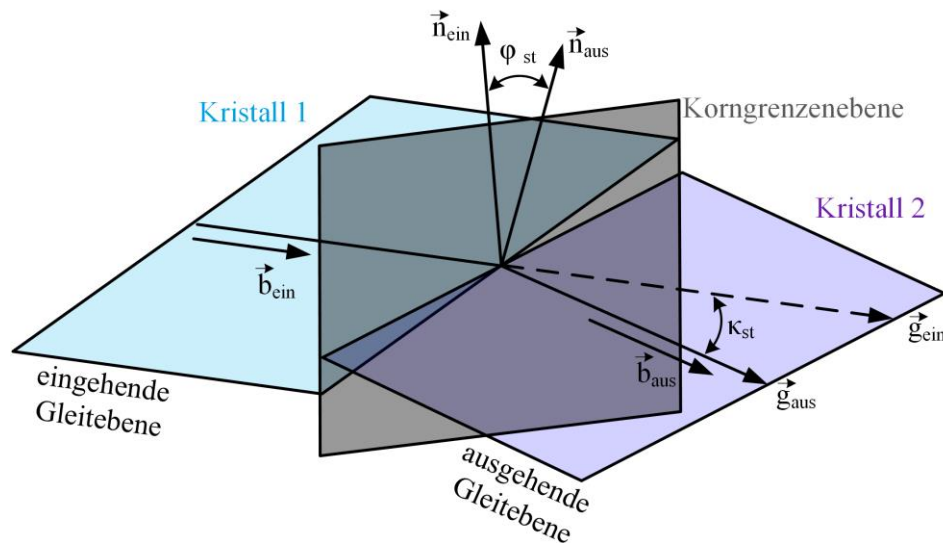


Abbildung 4: Schematische Darstellung der geometrischen Beziehung zweier Gleitsysteme nach Mercier, Zambaldi und Rector Bieler [17]

2.2 Materialermüdung

Die bisherigen Ausführungen beziehen sich auf statische Belastungen, jedoch unterliegen Bauteile und Maschinen während des Betriebs häufig einer zyklischen Belastung. Die dadurch hervorgerufenen Eigenschaftsänderungen bzw. das sich daraus ergebende Schädigungsbild bis hin zum Bruch wird als Materialermüdung bzw. Ermüdungsbruch bezeichnet. Die in diesem Zusammenhang vorliegenden Beanspruchungen können dabei weit unterhalb der Elastizitätsgrenze des Werkstoffs liegen und das Versagen tritt ohne eine makroskopische Vorwarnung in Form von einer Einschnürung vor dem Bruch auf.

Dieses Kapitel stellt neben der phänomenologischen Beschreibung der Materialermüdung insbesondere die Phasen der Ermüdungsschädigungsentwicklung vor. Diese setzen sich zusammen aus der Rissinitiierung und der Kurzrissausbreitung, die im Fokus dieser Arbeit und demnach auch im Fokus dieses Kapitels stehen, sowie der Langrissausbreitung, auf welche nur

am Rande eingegangen wird. Die finale Phase der Ermüdungsschädigungsentwicklung bildet der Bruch. Als weiterführende Literatur werden die Bücher von Christ [1] und Suresh [19] empfohlen.

2.2.1 Phänomenologische Beschreibung der Ermüdung metallischer Werkstoffe

Ein etabliertes Verfahren zur Ermittlung von Kennwerten zur Bauteilauslegung unter zyklischer Belastung ist die Erhebung von Lebensdauerdaten mit Hilfe von Ermüdungsversuchen, auch Wöhlerversuche genannt. Hierbei wird eine Probe mit einer meist sinusförmigen, zyklischen Belastung bei konstanter Spannungsamplitude oder Dehnungsamplitude bis zum Bruch bzw. technischen Anriss beansprucht und die Bruch- bzw. Anrisszyklenzahl erfasst. Dieses Vorgehen wird für unterschiedliche Belastungsniveaus wiederholt und die ermittelten Bruch- bzw. Anrisszyklenzahlen können anschließend in Abhängigkeit von der jeweiligen Spannungs- bzw. Dehnungsamplitude im sogenannten Wöhlerdiagramm aufgetragen werden. Eine statistische Auswertung der Versuchsergebnisse liefert anschließend eine Ausgleichskurve, die als Wöhlerkurve bezeichnet wird [1]. Diese nimmt bei verschiedenen Werkstofftypen charakteristische Formen an, welche nach Mughrabi [20] in Typ I und Typ II eingeteilt werden können. Zum Typ I gehören duktile kfz Werkstoffe wie Kupfer oder Nickel, wohingegen hochfeste krz Werkstoffe zum Typ II zählen. Der charakteristische Verlauf der Wöhlerkurve für Typ I- bzw. Typ II-Werkstoffe ist in Abbildung 5 dargestellt. Beide Wöhlerkurven können in die drei Lebensdauerbereiche Kurzzeitfestigkeit (engl.: Low cycle fatigue, kurz: LCF), Zeitfestigkeit (HCF) und Dauerfestigkeit (engl.: Very high cycle fatigue, kurz: VHCF) eingeteilt werden. Angesichts dessen, dass in dieser Arbeit das Ermüdungsschädigungsverhalten eines hochfesten Federstahls untersucht werden soll, wird nachfolgend nur auf die Wöhlerkurve des Typs II näher eingegangen.

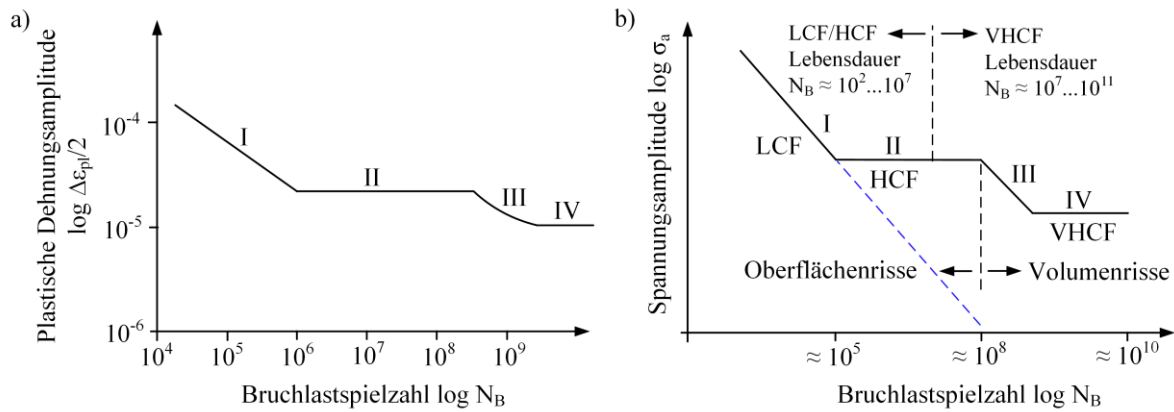


Abbildung 5: Wöhlerkurve für a) Typ I- und b) Typ II-Werkstoffe nach Mughrabi [20].

Die Wöhlerkurve von Typ II-Werkstoffen kann in die vier Bereiche I, II, III und IV eingeteilt werden. Im Bereich I existiert eine Zeitfestigkeit ausgehend vom LCF-Bereich bis zum HCF-Bereich. Aufgrund der Höhe der Belastung in diesem Bereich erfolgt der Bruchausgang von der Werkstoffoberfläche. Im Bereich II liegt der konventionelle HCF-Dauerfestigkeitsbereich vor. Dieser ist ebenfalls durch Schädigungen an der Werkstoffoberfläche charakterisiert, die jedoch im Vergleich zum Bereich I in einer geringeren Anzahl auftreten. Der fatale Riss initiiert auch in diesem Bereich an der Werkstoffoberfläche. Aufgrund der geringeren Belastung im Bereich III wird die Oberflächenschädigung vernachlässigbar klein und es erfolgt ein Wechsel des Versagensmechanismus. Der fatale Riss initiiert im Werkstoffinneren, was insbesondere bei hochfesten Stählen aufgrund der Anwesenheit von nichtmetallischen Einschlüssen zusätzlich begünstigt wird. Der Bereich IV beschreibt die Dauerfestigkeit im VHCF-Bereich [20].

2.2.2 Phasen der Ermüdungsschädigungsentwicklung

Nach Radaj und Vormwald [21] lässt sich die Ermüdungsschädigungsentwicklung in fünf Phasen unterteilen, wobei die erste Phase der Versetzungsbewegung auch als Teil der Rissinitiierung verstanden werden kann. Die Phasen der Ermüdungsschädigungsentwicklung sind in Abbildung 6 dargestellt. Zu Beginn verursacht der irreversible Anteil der zyklischen Versetzungsbewegung eine Werkstofftrennung an den Gleitbändern, die zur Bildung von Risskeimen bzw. zur Rissinitiierung führt. Auf die Rissinitiierung folgt der stabile Rissfortschritt, der in Kurzriss- und Langrissausbreitung unterteilt wird. Nach Erreichen der kritischen Risslänge erfolgt die weitere Rissausbreitung instabil und endet in Form eines Restbruchs. Im Gegensatz zur physikalischen Risseinleitung beinhaltet die technische Risseinleitung neben den Phasen der Versetzungsbewegung und Rissinitiierung auch noch die

Phase der Kurzrisssausbreitung [21]. Die Anteile der einzelnen Phasen an der Gesamtlebensdauer des Bauteils werden durch die Bauteilgeometrie, den Werkstoffzustand und die Beanspruchungshöhe bestimmt. Im Fall eines hochfesten Werkstoffs im HCF-Bereich, wie er auch in dieser Arbeit untersucht wird, können bis zu 90 % der Lebensdauer durch die Phasen der Rissinitiierung und der Kurzrisssausbreitung bestimmt sein [1].

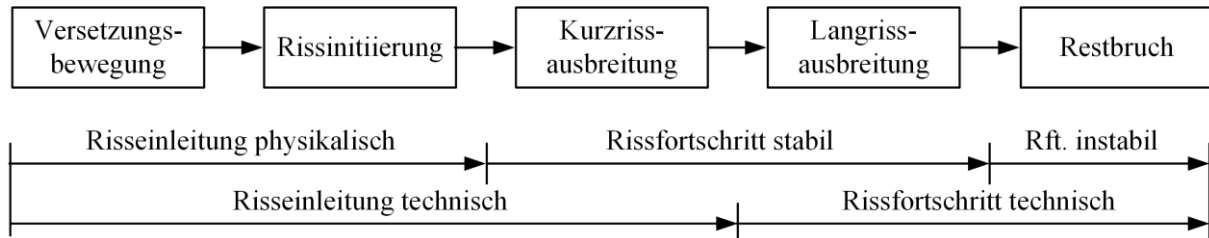


Abbildung 6: Phasen der Ermüdungsschädigungsentwicklung nach Radaj und Vormwald [21].

Der stabile Rissfortschritt vieler metallischer Werkstoffe kann nach Forsyth [22] in zwei Stadien eingeteilt werden. Im Stadium I, welches die Kurzrisssausbreitung beschreibt, wächst der Riss bevorzugt auf Gleitebenen mit einer hohen lokalen Schubspannung. Folglich sind Gleitebenen mit einem hohen Schmid-Faktor betroffen, weshalb der Riss unter uniaxialer Belastung in etwa eine 45° Neigung zur Belastungsachse aufweist (Abbildung 7 a)). Die aktive Rissöffnungsart ist in diesem Fall Mode II (Abbildung 8). Unter Torsionsbeanspruchung zeigt der Riss eine annähernd 0° oder 90° Neigung zur Rotationsachse (Abbildung 7 b)) mit Mode II oder Mode III als aktiver Rissöffnungsart. Die Stadium I-Risssausbreitung ist signifikant von der lokalen Mikrostruktur beeinflusst und kann sich über ein oder mehrere Körner erstrecken. Der Übergang von Stadium I zu Stadium II (Langrisssausbreitung) erfolgt, wenn die weitere Risssausbreitung durch die rissöffnende Normalspannung (Mode I-Rissöffnung) bestimmt wird. Dabei ist das Verhältnis von Schubspannung im Gleitband zur Normalspannung an der Rissspitze und die lokale räumliche Lage der aktivierbaren Gleitsysteme ausschlaggebend. Die Risssausbreitung in Stadium II ist charakterisiert durch die alternierende Aktivierung von zwei oder mehr Gleitsystemen an der Rissspitze, sowie der Bildung von Schwingstreifen in der Bruchfläche [1]. Im Folgenden werden die Mechanismen der Rissinitiierung, der Kurzrisssausbreitung und der Langrisssausbreitung näher erläutert.

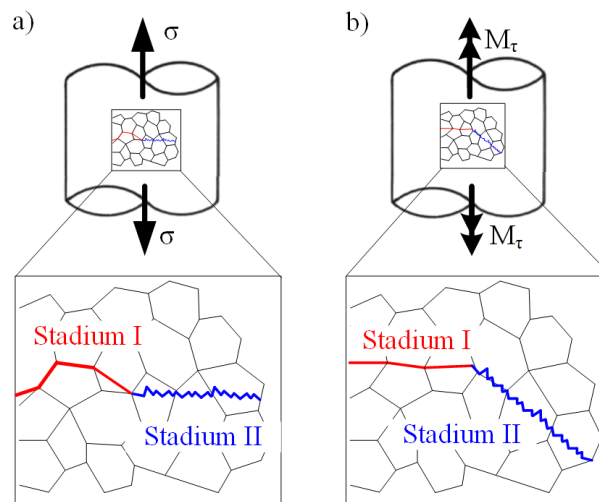


Abbildung 7: Schematische Darstellung der Rissausbreitungsstadien I und II unter a) uniaxialer und b) Torsionsbeanspruchung nach Li, Zhang und Zhang [23].

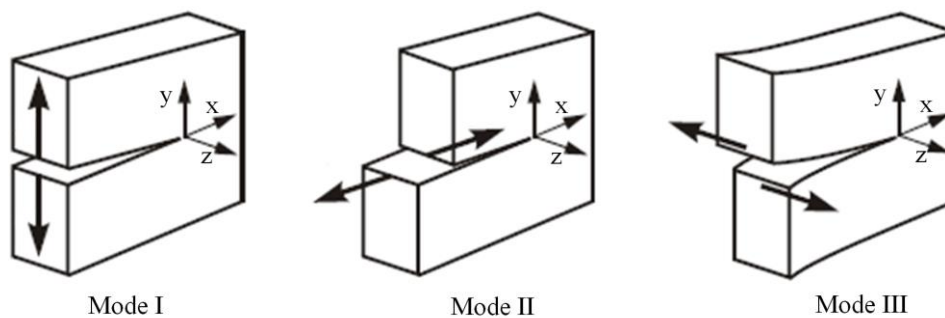


Abbildung 8: Elementare Rissöffnungsarten nach Richard [24].

Rissinitiiierung

Da in der Literatur keine einheitliche Definition für den Begriff Anriss zu finden ist, wird in der Regel die Auflösung des zur Verfügung stehenden Rissdetektionsverfahrens herangezogen [1]. Da im Rahmen dieser Arbeit ein konfokales Lasermikroskop zur Rissdetektion verwendet wurde, werden nachfolgend die Initiierungsmechanismen von Rissen in der Größenordnung der charakteristischen Mikrostruktur vorgestellt.

Die Rissinitiiierung infolge von Materialermüdung liegt in der Regel in der Irreversibilität der palstischen Verformung begründet, weshalb insbesondere im LCF- und HCF-Bereich der Rissausgang in den meisten Fällen von der Werkstoffoberfläche ausgeht. Ursache dafür ist die höhere plastische Aktivität an der Werkstoffoberfläche, welche in technischen Bauteilen im Wesentlichen durch Spannungsüberhöhungen aufgrund von bearbeitungsbedingten Oberflächenrauheiten und/oder Kerben hervorgerufen wird [1]. Doch auch im Fall von polierten Werkstoffoberflächen treten im LCF- und HCF-Bereich in der Regel die höchsten

Spannungen und folglich auch die Rissinitiierung an der Werkstoffoberfläche auf. Einer der Auslöser dafür ist die Gleitbandbildung [25]. Als Konsequenz der irreversiblen plastischen Verformung gelangen Versetzungen entlang eines Gleitbandes an die Werkstoffoberfläche und erzeugen dort Oberflächenaufrauungen in Form von Gleitbändern. Thompson et al. [26] wiesen in ihren Untersuchungen nach, dass sich die Gleitbänder selbst nach einem Polieren der Werkstoffoberfläche an den selben Stellen erneut bilden, weshalb sie als persistente Gleitbänder (PGB) bezeichnet werden. Das sogenannte EGM-Modell (Abbildung 9) von Essmann, Gösele und Mughrabi [27] beschreibt den dahinterliegenden physikalischen Mechanismus wie folgt. Die Annihilation von Stufenversetzungen innerhalb der Versetzungswände der PGB führen zu einer Leerstellenbildung in den PGB. Die daraus resultierende Volumenzunahme erzeugt zusammen mit neu gebildeten Stufenversetzungen an den PGB-Matrix-Grenzflächen innere Druckeigenstressungen in Richtung des Gleitvektors. Der lokale Materialaustritt bzw. die sich bildende Extrusion lassen sich durch das Gleiten der Stufenversetzung an der PGB-Matrix-Grenzfläche erläutern. Unter äußerer Lastaufbringung bewirken diese Extrusionen eine lokale Spannungsüberhöhung, die anschließend zur Rissinitiierung führen kann. Auch wenn sich in krz Werkstoffen PGB als solches nicht bilden, spielen hier Gleitbänder eine ähnliche Rolle für die Rissinitiierung, da ebenfalls planare Versetzungsstrukturen entstehen, in denen die irreversible plastische Verformung durch Versetzungsbewegung auf unterschiedlichen parallelen Gleitebenen hervorgerufen wird [6].

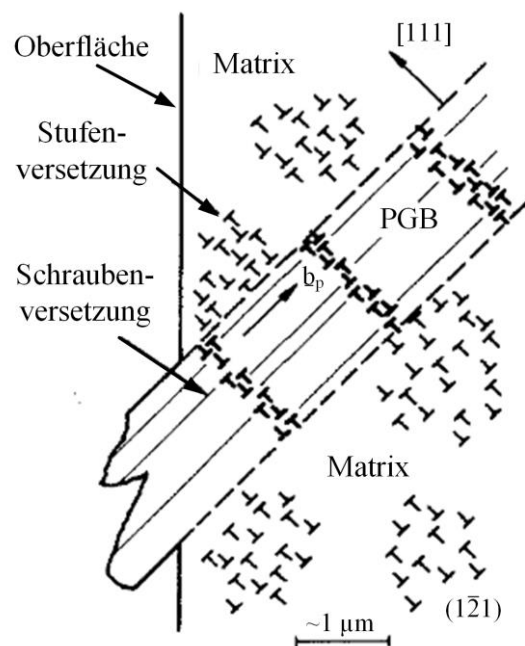


Abbildung 9: Schematische Darstellung der Bildung von Extrusionen gemäß EGM-Modell nach Essmann, Gösele und Mughrabi [27].

Eine weitere Ursache für die Rissinitiierung an polierten Werkstoffoberflächen ist der bereits geschilderten lokalen Anisotropie geschuldet. Diese führt dazu, dass sich unter einer äußeren Lastaufbringung die kristallographisch unterschiedlich orientierten Körner ungleichmäßig verformen. Infolgedessen erfahren Korngrenzen und insbesondere Korngrenzen-Tripelpunkte lokale Spannungsüberhöhungen, die eine Rissinitiierung zur Folge haben können. Eine schematische Darstellung dieses Zusammenhangs ist in Abbildung 10 dargestellt.

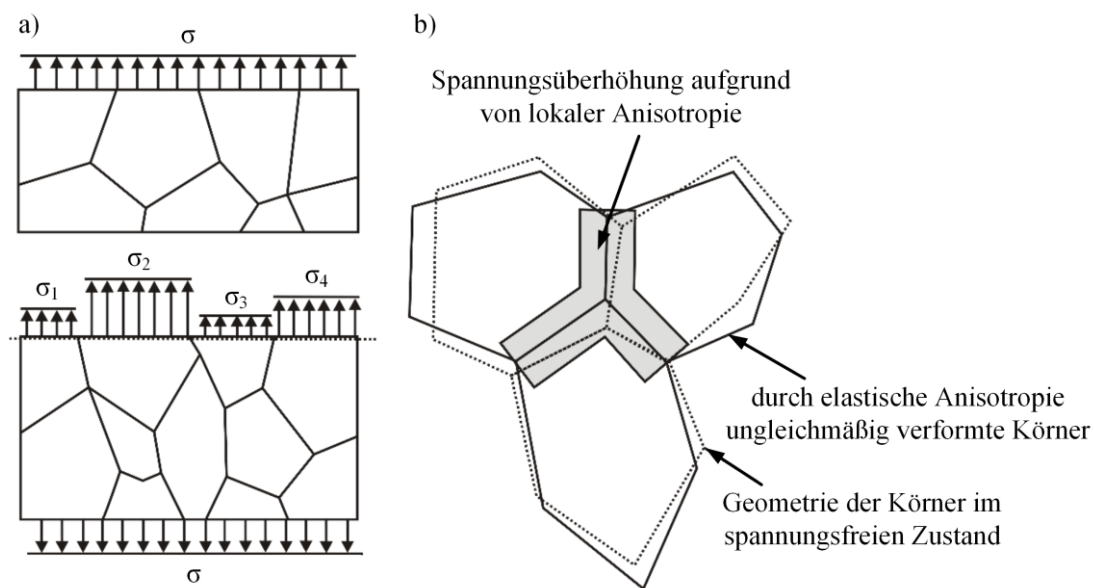


Abbildung 10: Schematische Darstellung der a) inhomogenen Spannungsverteilung aufgrund von lokaler Anisotropie und b) die daraus resultierende Anisotropie der elastischen Verformung nach Krupp [6]

Im Gegensatz zur Rissinitiierung aufgrund von Oberflächenaufrauungen in Form von Gleitbändern, welche in der Regel eine transkristalline Rissinitiierung nach sich ziehen, führt die elastische Anisotropie zu einer interkristallinen Rissinitiierung. Des Weiteren kann die interkristalline Rissinitiierung nach Tanaka und Mura [28] ihren Ursprung im Zusammenwachsen von mehreren kleinen interkristallinen Risskeimen haben. Anders als bei der transkristallinen Rissinitiierung nach dem EGM-Modell, bei welchem eine große Komponente des PGB-Gleitvektors in Normalenrichtung der Werkstoffoberfläche zeigt, enthält der PGB-Gleitvektor im Modell nach Tanaka und Mura eine große Komponente senkrecht zur benachbarten Korngrenze (Abbildung 11). Dies hat zur Folge, dass die Versetzungsbewegung und Volumenzunahme aufgrund der Leerstellenbildung durch Korn- oder Phasengrenzen behindert werden. Im Zuge dessen kann es zu einem Versetzungsaufstau (pile-up) kommen, der mit einer Spannungsüberhöhung an den Korn- oder Phasengrenzen einhergeht, welche wiederum eine interkristalline Rissinitiierung bewirken kann. Dieser Effekt wird insbesondere

im Fall von krz Werkstoffen zusätzlich aufgrund des asymmetrischen Gleitverhaltens unter Zug- und Druckbeanspruchung verstärkt [29].

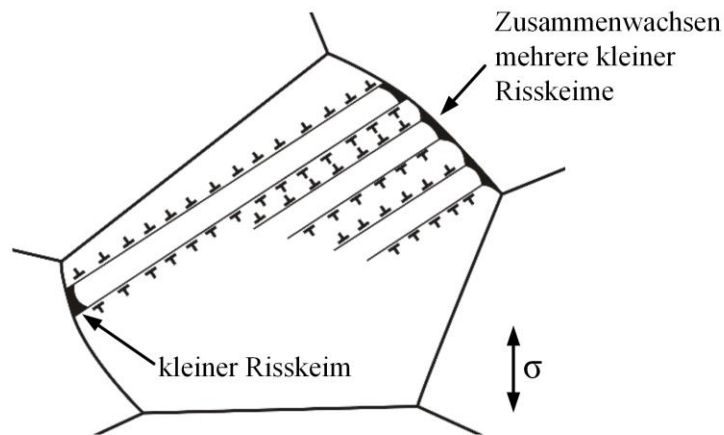


Abbildung 11: Schematische Darstellung der interkristallinen Rissinitiierung gemäß dem Modell nach Tanaka und Mura [28].

Kurzrissausbreitung

Auf die Rissinitiierung folgt die mikrostrukturelle Kurzrissausbreitung bzw. Stadium I-Rissausbreitung, bei welcher sich die Rissausbreitungsmechanismen im Vergleich zur Langrissausbreitung bzw. Stadium II-Rissausbreitung deutlich unterscheiden. Zur Abgrenzung der Kurzrissausbreitung von der Langrissausbreitung wird die Definition der mikrostrukturellen Kurzrissausbreitung von Miller [30] herangezogen. Dieser definiert den starken Einfluss der Mikrostruktur als wichtigstes Attribut der mikrostrukturellen Kurzrissausbreitung. Eine Angabe der Anzahl der Körner, über die sich die mikrostrukturelle Kurzrissausbreitung erstreckt, ist jedoch schwierig, da der Grad der Anisotropie im betrachteten Werkstoff sowie eine eventuell vorliegende Textur diese Anzahl stark beeinflussen können. Die Kurzrissausbreitung kann unterhalb des Schwellenwertes des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} erfolgen (Abbildung 12), auf welchen im nachfolgenden Abschnitt noch näher eingegangen wird. Dabei kann häufig zu Beginn eine recht hohe Rissausbreitungsrate beobachtet werden, welche sich in der Regel auf das erste Korn beschränkt. Sobald sich der Riss mikrostrukturellen Hindernissen wie Korn- oder Phasengrenzen nähert, sinkt die Rissausbreitungsrate und es kann zu einem kurzzeitigen oder dauerhaften Rissstopp kommen. Wenn das Hindernis überwunden werden kann, folgt eine erneute Zunahme der Rissausbreitungsrate, bis zum Auftreffen auf ein weiteres Hindernis. Dies hat zur Folge, dass häufig eine oszillierende Rissausbreitungsrate beobachtet werden kann [1, 31]. Ob ein Riss eine Korn- oder Phasengrenze überwinden kann, hängt von der kristallographischen Missorientierungsbeziehung bzw. der räumlichen Missorientierung der

benachbarten Gleitebenen ab. Genau wie bei der Gleitübertragung in Kapitel 2.1.2 spielen auch hier der Kippwinkel κ_{st} zwischen den beiden Gleitrichtungen und der Verdrehwinkel φ_{st} zwischen den Normalenrichtungen beider Gleitebenen eine wesentliche Rolle [6], wobei insbesondere dem Verdrehwinkel φ_{st} ein große Hinderniswirkung zugesprochen wird [32, 33], während der Einfluss des Kippwinkels κ_{st} geringer ausfällt [34].

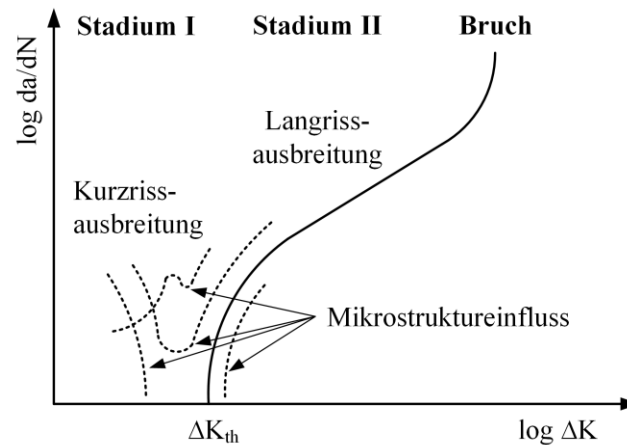


Abbildung 12: Schematische Darstellung der Ausbreitungsgeschwindigkeit von Kurzrisen im Vergleich zu Langrisen nach Tanaka und Akiniwa [35].

Gemäß Wilkinson et al. [36] kann die Kurzrisenausbreitung durch irreversible Abgleitvorgänge vor der Rissspitze beschrieben werden. Wie zuvor erläutert, erfolgt die Kurzrisenausbreitung unter Mode II-Rissöffnung, was zur Folge hat, dass mehrere parallele Gleitebenen vor der Rissspitze aktiviert werden (Abbildung 13 a)). Da ein geringer Anteil an Mode I-Rissöffnung dennoch gegeben ist, liegt eine leichte Asymmetrie der Schubspannungen auf den Gleitebenen vor. Dies führt im Zughalbzyklus einer wechselnden Belastung zu einer Erzeugung und Bewegung von Versetzungen auf Gleitebenen unterhalb der Rissspitze (Abbildung 13 b)), während im Druckhalbzyklus die Gleitebenen oberhalb der Rissspitze aktiv sind (Abbildung 13 c)). Daraus folgt eine Emission von Versetzungs-Dipolen des interstitiellen Typs von der Rissspitze aus in das Gleitband und ein Risswachstum durch die Absorption von Versetzungsdipolen des Leerstellentyps (Abbildung 13 d)). Mit zunehmender Risslänge schwächt sich der Einfluss der Mikrostruktur ab und die Rissausbreitungsrate nimmt stetig zu, bis sie die üblichen Verhältnisse von Langrisen erreicht, auf die im nächsten Abschnitt näher eingegangen wird.

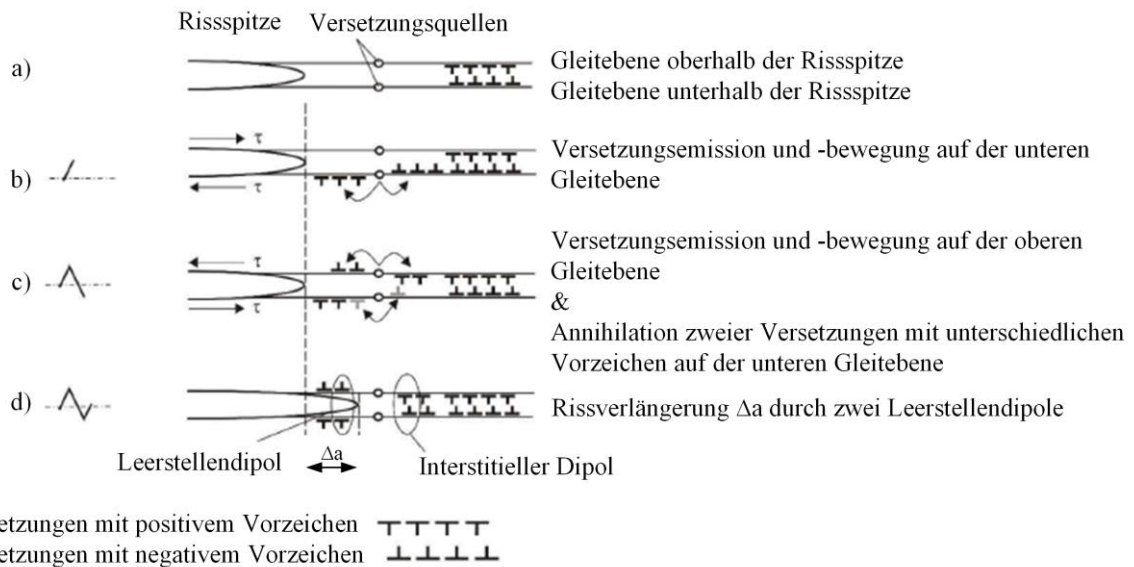


Abbildung 13: Mechanismus der Kurzrisssausbreitung nach Wilkinson, Roberts und Hirsch [36].

Langrisssausbreitung

Ein grundlegendes Modell zur Beschreibung der Langrisssausbreitung lieferten Laird und Smith im Jahr 1962 [37], welches in Abbildung 14 schematisch dargestellt ist. Da sich bei der Langrisssausbreitung die plastische Zone an der Risssspitze über mehrere Körner erstreckt, ist die plastische Verformung nicht zwingend auf einzelne Gleitebenen beschränkt, sondern kann in Form von Mehrfachgleitung erfolgen. Bei zunehmender Zugbeanspruchung resultiert dies in einem Abstumpfen der sonst im Druckzyklus scharfen Risssspitze (Abbildung 14 a-c). Aufgrund der Irreversibilität der plastischen Verformung kann diese Abstumpfung bei der nachfolgenden Lastumkehr nicht wieder vollumfänglich rückgängig gemacht werden, wodurch es bei der Wiederanspitzung des Risses zu einer Rissverlängerung um Δa kommt (Abbildung 14 d-e). Dieser Rissausbreitungsmechanismus führt auch zu der für die Langrisssausbreitung duktiler Werkstoffe charakteristische Bildung von Schwingstreifen in der Ermüdungsbruchfläche [1, 6].

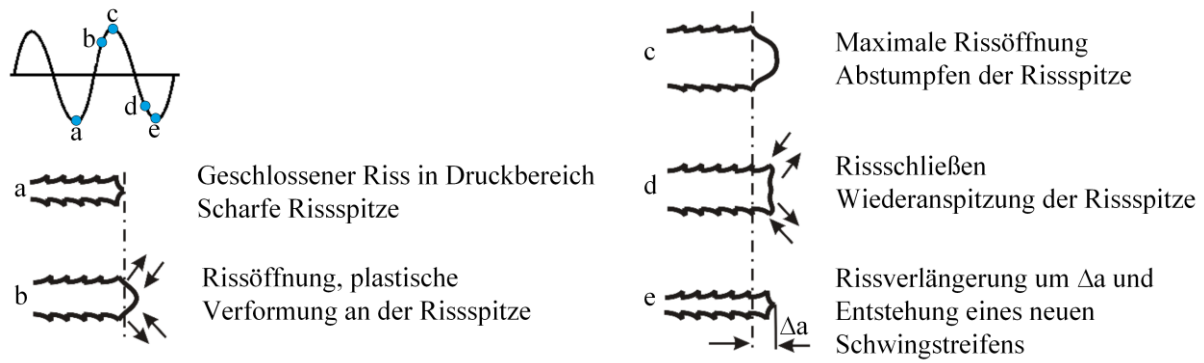


Abbildung 14: Schematische Darstellung der Rissausbreitung durch zyklisches Abstumpfen und Wiederanspitzen der Risspitze nach Laird und Smith [37].

Ein alternatives Modell zur Bildung von Schwingstreifen stellte Neumann vor [38], welches in Abbildung 15 schematisch dargestellt ist. In diesem geht die Schwingstreifenbildung auf die alternierende Aktivierung verschiedener Gleitsysteme bei Lastumkehr aufgrund von Verfestigungsvorgängen auf den Gleitbändern zurück. Das Abgleiten eines der Rissufer resultiert in einer Verfestigung des betroffenen Gleitbandes. Dadurch erhöht sich die Reibspannung, weshalb ein gegenüberliegendes alternatives Gleitband aktiviert wird, welches anschließend ebenfalls verfestigt. Dieser sich wiederholende Vorgang führt zu dem in Abbildung 15 gezeigten charakteristischen Sägezahnprofil [1, 6].

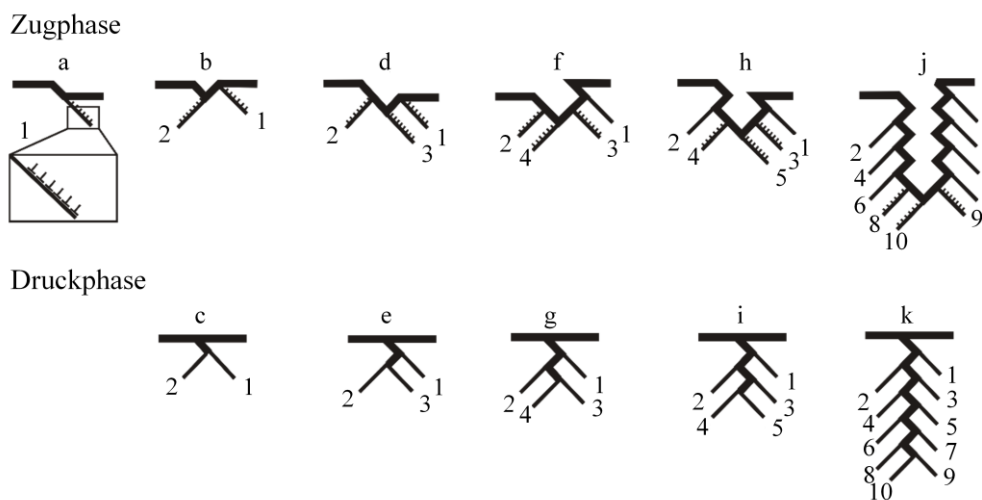


Abbildung 15: Schematische Darstellung des Rissausbreitungsmodells nach Neumann [38].

Die beiden zuvor beschriebene Modelle von Laird und Smith sowie Neumann beschreiben die Langrissausbreitung qualitativ. Um jedoch die Ermüdungslebensdauer rissbehafteter Strukturen abschätzen zu können, werden u.a. klassische Bruchmechanikkonzepte herangezogen. In der Bruchmechanik wird dabei zwischen den Konzepten der

linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) und den Konzepten der elastisch-plastischen Bruchmechanik (EPBM) unterschieden. Nachfolgend wird nur auf das für diese Arbeit relevante K-Konzept der LEBM näher eingegangen.

Beim K-Konzept wird die Rissausbreitung mit Hilfe von Spannungsintensitätsfaktoren K beschrieben, welche auf Irwin [39] zurückgehen und ein Maß für die Intensität des Spannungsfeldes an der Rissspitze darstellen. Gleichung 2.10 zeigt die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors K_I für eine Mode I-Rissöffnung. Dabei ist σ die global anliegende Spannung, a die halbe Risslänge (im Falle eines Oberflächenrisses) und Y ein Geometriefaktor.

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a}Y \quad 2.10$$

Für die Rissöffnungsarten gemäß Mode II und III berechnet sich der entsprechende Spannungsintensitätsfaktor K_{II} bzw. K_{III} analog.

Gemäß den Gleichungen der LEBM, welche dem K-Konzept zugrunde liegen, besitzt das Spannungsfeld an der Rissspitze eine $1/\sqrt{r}$ -Abhängigkeit, wobei r den Abstand von der Rissspitze darstellt. Daraus folgt, dass unmittelbar an der Rissspitze die Spannungen unendlich groß werden würden, weshalb es zu einem Spannungsabbau durch plastisches Fließen kommt. Dadurch sind jedoch die linear-elastischen Annahmen (kleine Verzerrungen) im Rahmen der LEBM nicht mehr erfüllt. Folglich besitzt die LEBM streng genommen nur für ideal-spröde Werkstoffe Gültigkeit, die an der Rissspitze keine Plastizität zeigen. Eine Anwendung auf duktil verformbare Werkstoffe ist jedoch legitim, sofern die Bedingungen des Kleinbereichfließens gegeben sind. Diese setzen voraus, dass die plastische Zone an der Rissspitze und die in sie eingebettete Prozesszone, in welcher der eigentliche Bruchvorgang durch Lösen von atomaren Bindungen erfolgt, klein im Vergleich zur K-bestimmten elastischen Zone sind (Abbildung 16). Gemäß K-Konzept steuert die K-bestimmte Zone indirekt das Geschehen in der Prozesszone [40].

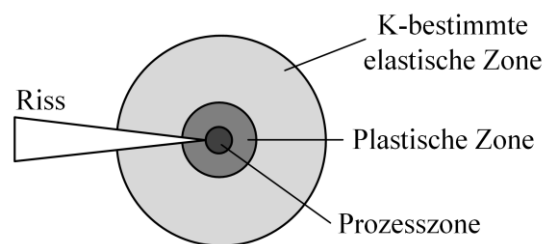


Abbildung 16: Schematische Darstellung der verschiedenen Zonen vor der Rissspitze nach Christ [1]

Unter statischer Beanspruchung kann instabile Rissausbreitung mit anschließendem Bruch beobachtet werden, sobald die Bruchzähigkeit K_{Ic} erreicht wird, welche einen materialspezifischen kritischen Spannungsintensitätsfaktor für in diesem Fall Mode I-Rissöffnung darstellt. Im Fall von zyklischer Beanspruchung kann es allerdings unterhalb der Bruchzähigkeit zur stabilen Rissausbreitung kommen. Die dabei vorliegende Rissausbreitungsrate wird durch da/dN charakterisiert, wobei N die Zyklenzahl ist. Der zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK berechnet sich analog zu Gleichung 2.10 aus der Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ [40]:

$$\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi a}Y. \quad 2.11$$

Im Gegensatz zur Rissöffnung unter uniaxialer Beanspruchung lässt sich die Rissöffnung unter torsionaler Beanspruchung nicht vereinfacht durch eine reine Mode I-Rissöffnung beschreiben. Vielmehr liegt in diesem Fall eine sogenannte räumliche Mixed-Mode Rissöffnung vor, bei welcher alle drei Rissöffnungsarten aktiv sind. Da Spannungsintensitätsfaktoren unterschiedlicher Rissöffnungsarten nicht einfach superpositioniert werden dürfen, muss in diesem Fall ein zyklischer Vergleichsspannungsintensitätsfaktor ΔK_V gebildet werden [24]:

$$\Delta K_V = \frac{\Delta K_I}{2} + \frac{1}{2}\sqrt{\Delta K_I^2 + 5,336 \cdot \Delta K_{II}^2 + 4 \cdot \Delta K_{III}^2} \quad 2.12$$

2.3 Eigenspannungen

Unterliegt ein Bauteil einer Biege- oder Torsionsbeanspruchungen oder erfolgt die Krafteinleitung über die Bauteiloberfläche, stellt die Randschicht des Bauteils den Bereich mit der höchsten Beanspruchung dar. Auch bei der Ermüdungsbeanspruchung im LCF- und im HCF-Bereich kann der Bruchausgang häufig an der Bauteiloberfläche beobachtet werden, sofern homogene Werkstoffeigenschaften über den Bauteilquerschnitt vorliegen. Des Weiteren sind bei der Reibungs- und Verschleißbeanspruchung die Eigenschaften der Randschicht von besonderer Bedeutung. Aus diesem Grund wurden zahlreiche mechanische, thermische und chemothermische Oberflächenbehandlungsverfahren entwickelt, um die randschichtnahen Werkstoffeigenschaften im Hinblick auf die vorliegenden Beanspruchungsprofile zu optimieren [41]. Im Fokus dieser Arbeit steht die mechanische Oberflächenbehandlung mittels Kugelstrahlen zur gezielten Einbringung von randschichtnahen Druckeigenspannungen. In den nachfolgenden Unterkapiteln werden die Einteilung und Entstehung von Eigenspannungen näher erläutert und ein Überblick über deren Einfluss auf die Materialermüdung gegeben. Als

weiterführende Literatur wird auf die Bücher von Scholtes [41] und von Totten et al. [42] verwiesen.

2.3.1 Definition und Einteilung

Unter dem Begriff Eigenspannungen werden mechanische Spannungen zusammengefasst, welche ohne Einwirkung von äußeren Kräften oder Momenten in temperaturgradientenfreien Bauteilen vorliegen. Daraus folgt, dass sich die mit den Eigenspannungen verbundenen Kräfte und Momente im Gleichgewicht befinden. Eigenspannungen entstehen stets in Folge von elastisch-plastischer Deformation [41].

Nach einer anfänglichen Einteilung der Eigenspannungen nach ihrer Entstehungsursache bzw. nach dem angewendeten Messverfahren [41], führten Macherauch et al. [43] einen objektbezogenen Eigenspannungsbegriff ein, der auf die strukturmechanischen Gegebenheiten im Werkstoffvolumen eingeht. Bei diesem Eigenspannungsbegriff dient die örtliche Eigenspannungsverteilung als Unterscheidungskriterium unabhängig von der Entstehungsursache der betrachteten Eigenspannungen und dem angewandten Messverfahren. Macherauch et al. unterteilten zu diesem Zweck die Eigenspannungen nach der Größe ihres Wirkungsbereichs in Eigenspannungen I., II. und III. Art:

- **Eigenspannungen I. Art** sind über größere Werkstoffbereiche (mehrere Körner) nahezu homogen und ein Eingriff in ihr Kräfte- und Momentengleichgewicht führt immer zu einer makroskopischen Formänderung des Bauteils.
- **Eigenspannungen II. Art** sind über kleine Werkstoffbereiche (ein Korn oder Kornbereich) nahezu homogen und die mit ihnen verbundenen inneren Kräfte und Momente befinden sich über hinreichend viele Körner im Gleichgewicht.
- **Eigenspannungen III. Art** zeigen über kleinste Werkstoffbereiche (mehrere Atomabstände) Inhomogenität auf und die mit ihnen verbundenen inneren Kräfte und Momente stehen in kleinen Kornbereichen im Gleichgewicht. Ein Eingriff in dieses Gleichgewicht führt zu keiner makroskopischen Formänderung des Bauteils.

Während Anteile der Eigenspannungen I. und II. Art gegebenenfalls null sein können, existieren Eigenspannungen III. Art grundsätzlich in allen Werkstoffzuständen der technischen Praxis. Alle drei Eigenspannungsarten liegen dabei in der Regel nicht separat vor, sondern überlagern sich zu einem komplexen Gesamteigenspannungszustand [41]. In Abbildung 17 ist schematisch die Überlagerung der drei Eigenspannungsarten in einem polykristallinen Werkstoff dargestellt.

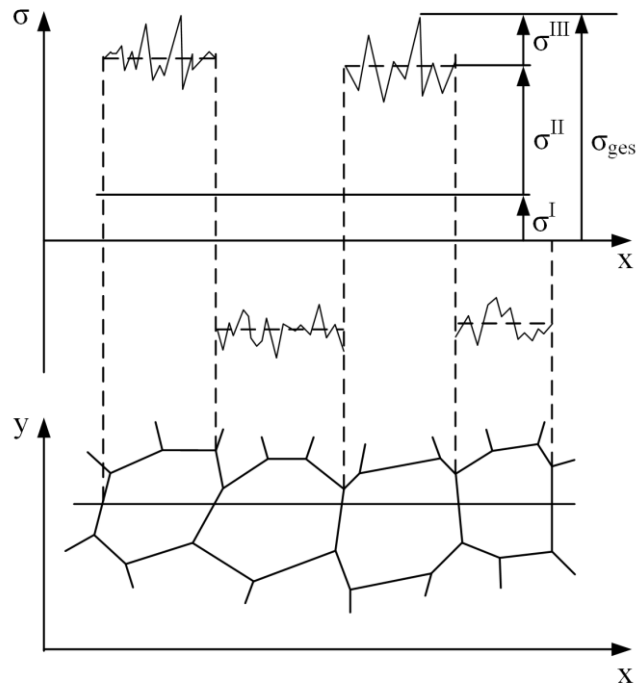


Abbildung 17: Eigenspannungen in einem polykristallinen Werkstoff nach Macherauch et al. [43]

2.3.2 Entstehung von Eigenspannungen mittels Kugelstrahlen

Verfahrensbeschreibung

Eigenspannungen können gezielt mit Hilfe von unterschiedlichen Technologien wie z.B. Kugelstrahlen, Laser-Shock-Peening oder Festwalzen eingebracht werden. Da im Rahmen dieser Arbeit kugelgestrahlte Proben untersucht wurden, wird nachfolgend nur auf die Eigenspannungsentstehung mittels Kugelstrahlen näher eingegangen.

Das Fertigungsverfahren Kugelstrahlen, welches auch als Verfestigungsstrahlen bezeichnet wird, stellt eine effektive, im Vergleich zu anderen Verfahren günstige und leicht zu implementierende Form der Einbringung von Eigenspannungen in Bauteile dar. Dabei wird ein Strahlmittel (Werkzeug) beschleunigt und zum Aufprall auf die zu bearbeitende Oberfläche des Strahlguts (Bauteil) gebracht. Eine schematische Darstellung dieses Vorgangs ist in Abbildung 18 a) dargestellt. Der Elementarprozess des Kugelstrahlens ist demnach ein elastisch-plastischer Stoßvorgang zwischen Strahlmittel und Strahlgut, wobei die nach dem Strahlprozess vorliegenden Eigenspannungen im Strahlgut eine Folge der resultierenden lokalen plastischen Deformationen der Strahlgutoberfläche sind [41].

In der Praxis werden für das Kugelstrahlen üblicherweise Schleuderrad- oder Druckluftanlagen verwendet. Bei Schleuderradanlagen erfolgt die Beschleunigung des Strahlmittels mit Hilfe von

rotierenden Leitschaufeln, wobei die Strahlmittelgeschwindigkeit durch Variation der Umdrehungszahl eingestellt werden kann. Druckluftanlagen nutzen einen Luftstrom für die Beschleunigung des Strahlmittels. Die Höhe des Strahl drucks dient der Einstellung der Strahlmittelgeschwindigkeit. Die Vorteile der Druckstrahlanlage liegen neben der sehr präzisen und örtlich begrenzten Eigenspannungseinbringung in der Steuerbarkeit der beweglichen Düsen, was auch das Strahlen von komplexen Bauteilgeometrien unter definierten Randbedingungen erlaubt. Schleuderradanlagen bringen den Vorteil eines hohen Strahlmitteldurchsatzes, was eine zügige Strahlbehandlung großer Stückzahlen erlaubt [41].

Strahlmittel dienen im Strahlverfahren als Werkzeug und können sowohl metallisch als auch nichtmetallisch sein. Sie sollten im Optimalfall eine sphärische Form ohne scharfe Kanten aufweisen, um beim Aufprall keine Kerbe in die Strahlgutoberfläche einzubringen [44]. Des Weiteren sollte sich der durchschnittliche Durchmesser und die Härte des Strahlmittels innerhalb eines engen Toleranzbereichs bewegen, um eine reproduzierbare Qualität der Strahlbehandlung zu gewährleisten.

Mechanische Betrachtung

Für ein besseres Verständnis der Auswirkungen der Strahlbehandlung auf das Strahlgut ist es notwendig, die ablaufenden Umformvorgänge näher zu betrachten (Abbildung 18). Dazu wird zwischen zwei Umformvorgängen unterschieden. Im ersten Fall führen die Strahlkorneinschläge direkt an der Werkstückoberfläche zu einer plastischen Streckung. Dadurch tritt die maximale Dehnung an der Werkstückoberfläche auf, was in einem Eigenspannungsmaximum an der Werkstückoberfläche und einem abnehmenden Eigenspannungswert mit zunehmender Oberflächenentfernung resultiert (Abbildung 18 b)). Da die plastische Verformung an der Randschicht durch darunterliegende, nur elastisch verformte Bereiche behindert wird, liegen an der Oberfläche Druckeigenspannungen vor, während sich im Werkstückinneren Zugeigenspannungen einstellen. Beim zweiten Fall tritt in der Kontaktzone zwischen Strahlmittel und Strahlgut eine Hertzsche Pressung auf, die kurzzeitig lokal einen inhomogenen dreiachsigen Spannungszustand bewirkt. In diesem Fall erfolgt die maximale plastische Verformung unterhalb der Werkstückoberfläche (Abbildung 18 c)). Dies führt dazu, dass an der Werkstückoberfläche Druckeigenspannungen vorliegen, deren Maximum sich jedoch unter der Werkstückoberfläche einstellt. In tiefer liegenden Werkstückbereiche liegen wiederum Zugeigenspannungen vor [41].

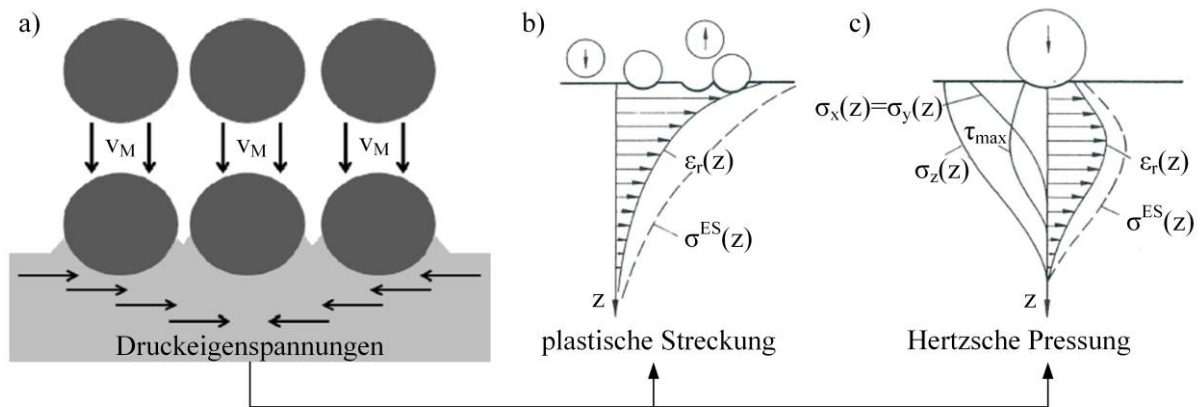


Abbildung 18: Schematische Darstellung des Kugelstrahlprozesses a), welcher im Bauteil zu einer plastischen Streckung b) und / oder einer Hertzschen Pressung führt c) (nach Scholtes und Llaneza und Belzunce [41, 45]).

Einfluss der Strahlparameter

Neben den Materialeigenschaften des Strahlmittels und des Strahlguts haben insbesondere die eingestellten Strahlparameter einen großen Einfluss auf das resultierende Eigenspannungstiefenprofil, wodurch unter Berücksichtigung einiger Restriktionen ein angestrebtes Wunschprofil eingestellt werden kann. Dieser Zusammenhang wird nachfolgend näher erläutert und ist in Abbildung 19 schematisch dargestellt.

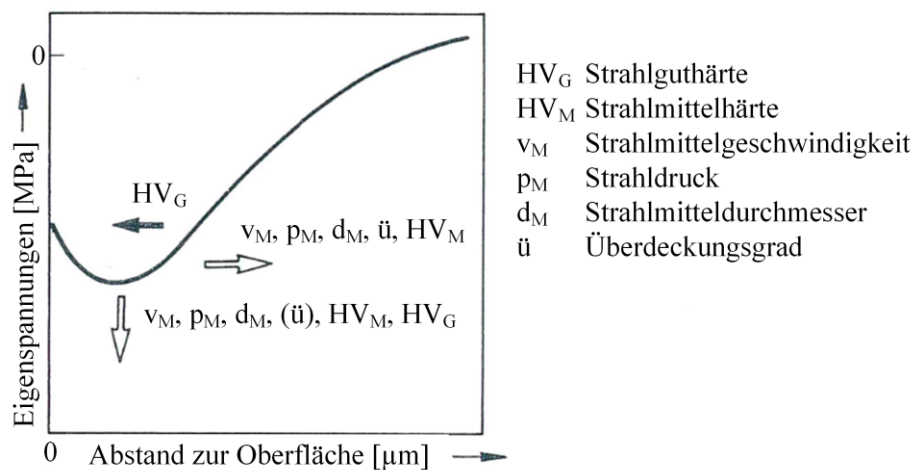


Abbildung 19: Einflussnahme auf das Eigenspannungstiefenprofil durch Variation der Materialeigenschaften und der Strahlparameter nach Scholtes [41].

Das Verhältnis zwischen Strahlguthärte HV_G und Strahlmittelhärte HV_M ist der bestimmende Faktor für den vorliegenden Umformvorgang. So zeigen Bauteile mit einer im Vergleich zum Strahlmittel geringen Härte (bei Stahl: Härte < 300 HV) ein Eigenspannungstiefenprofil, welches sich besser mit der plastischen Streckung beschreiben lässt. Das Modell der Hertzschen Pressung führt hingegen bei im Vergleich zum Strahlmittel harten Bauteilen

(bei Stahl: Härte > 600 HV) zu einer guten Beschreibung des sich einstellenden Eigenspannungszustands. Daraus folgt, dass die Höhe der Oberflächeneigenspannungen lediglich durch das Verhältnis der Strahlghärte zur Strahlmittelhärte bestimmt werden. Der maximal erreichbare Druckeigenspannungswert liegt hingegen in der alleinigen Abhängigkeit von der Strahlghärte bzw. der Streckgrenze des Strahlguts [41] und liegt nach Wohlfahrt [46] bei $\sim 60\%$ der Streckgrenze. Eine Zunahme der Strahlghärte führt des Weiteren zu einer Verminderung der Eindringtiefe, da ein erhöhter Widerstand des Strahlguts gegen Randschichtdeformation vorliegt. Durch eine Zunahme der Strahlmittelhärte kann ebenfalls das Druckeigenspannungsmaximum erhöht werden, während seine Lage tiefer ins Materialinnere verschoben wird. Eine Zunahme der Strahlmittelgeschwindigkeit v_M , des Strahl drucks p_M und des Strahlmitteldurchmessers d_M führen sowohl zu einem höheren Druckeigenspannungsmaximums als auch zu dessen Verschiebung ins Materialinnere. Der Überdeckungsgrad \bar{u} ist ein Maß für den Anteil der Oberfläche, welcher während des Strahlvorgangs durch das stochastisch verteilt auftreffende Strahlmittel plastisch verformt wird. Ein höherer Überdeckungsgrad resultiert in einem höheren Abstand des Druckeigenspannungsmaximums zur Oberfläche. Die Höhe des Druckeigenspannungsmaximums wird dabei nur geringfügig beeinflusst.

2.3.3 Zyklischer Eigenspannungsabbau

Bevor in Kapitel 3.2 der Einfluss von Eigenspannungen auf die Rissinitiierung und Kurzrissausbreitung in hochfesten Federstählen bewertet werden soll, ist zunächst deren Stabilität unter zyklischer Belastung näher zu beleuchten.

Aus vielen Untersuchungen ist bereits bekannt, dass der Eigenspannungsbetrag mit wachsender Beanspruchungsamplitude und steigender Zyklenzahl kleiner wird [42, 47]. Dabei lässt sich nach Vöhringer und Schulze [47, 48] der Eigenspannungsabbau in drei Phasen unterteilen. In der ersten Phase erfolgt die Erstbelastung mit anschließender Lastumkehr, in welcher die Makroeigenspannungszustände tensoriell mit den aufgebrachten Lastspannungen superpositioniert werden können. Überschreitet die lokale Beanspruchung die lokale quasi-statische Streckgrenze, passt sich der Eigenspannungszustand des gesamten Bauteils an, wobei die Änderung des Eigenspannungszustands je nach Bauteilgeometrie sehr komplex sein kann. Die zweite Phase beinhaltet die eigentliche zyklische Beanspruchung im anrissfreien Zustand. In dieser Phase wird die Stabilität primär durch das Wechselverformungsverhalten bestimmt und ist damit auf zyklische plastische Verformungen zurückzuführen. Die entscheidende Materialeigenschaft ist dabei die zyklische Streckgrenze bzw. ob der Werkstoff

eine Ver- oder Entfestigung erfährt. Auch in dieser Phase gilt, überschreitet die lokale Beanspruchung die lokale zyklische Streckgrenze, resultiert dies in einer Veränderung des Eigenspannungszustands. Die ersten beiden Phasen des Eigenspannungsabbaus können wiederum in vier unterschiedliche Fälle unterteilt werden, welche in Abbildung 20 dargestellt sind und nachfolgend beschrieben werden [41, 48]:

- **Fall 1:** Lokale Beanspruchung übersteigt weder die lokale quasi-statische Streckgrenze noch die zyklische Streckgrenze → Eigenspannungen bleiben stabil.
- **Fall 2:** Lokale Beanspruchung überschreitet lediglich die lokale zyklische Streckgrenze → Allmählicher Eigenspannungsabbau aufgrund von Plastifizierung.
- **Fall 3:** Lokale Beanspruchung übersteigt nur die lokale quasi-statische Streckgrenze und nicht die zyklische Streckgrenze → Eigenspannungsabbau nur im ersten Zyklus.
- **Fall 4:** Lokale Beanspruchung überschreitet sowohl die lokale quasi-statische Streckgrenze als auch die zyklische Streckgrenze → Eigenspannungsabbau nach dem ersten Zyklus und auch nach weiteren.

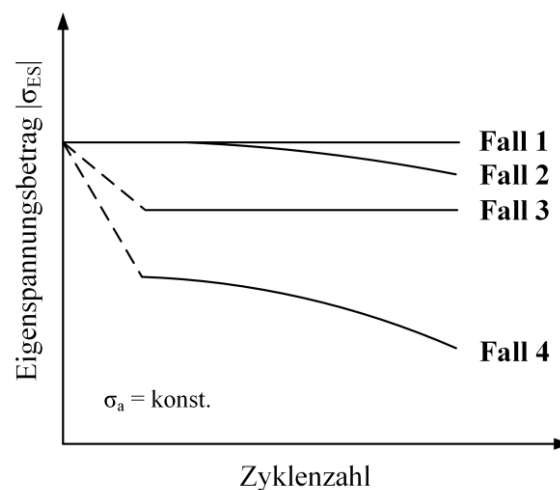


Abbildung 20: Mögliche Fälle des Eigenspannungsabbaus in Abhängigkeit von der durchlaufenen Zyklenzahl nach Macherauch und Wohlfahrt [49].

Im Allgemeinen unterscheidet sich der zyklische Eigenspannungsabbau von Werkstoffen mit geringen bzw. mittleren Festigkeiten von dem hochfester Werkstoffe. Bei Werkstoffen mit geringer Festigkeit ist unter zyklischer Beanspruchung sowohl im Zeit- als auch im Wechselfestigkeitsbereich ein nahezu vollständiger Eigenspannungsabbau zu beobachten. Hochfeste Werkstoffe hingegen zeigen stabilere Eigenspannungszustände, welche unter Umständen sogar absolut stabil bleiben können [41, 48]. Nach der zweiten Phase des zyklischen Eigenspannungsabbaus folgt die dritte Phase, welche mit der Rissinitiierung startet und durch

das Rissausbreitungsverhalten bestimmt ist. In dieser Phase ist ein Abbau von Eigenspannungen zu beobachten [47].

3 Literaturkenntnisstand

Dieses Kapitel dient der Darstellung des aktuellen Literaturkenntnisstands mit Bezug auf hochfeste Federstähle. Dazu sollen zu Beginn deren Besonderheiten aus werkstoffkundlicher Sicht vorgestellt werden, gefolgt vom aktuellen Forschungsstand zur Ermüdung hochfester Federstähle. Dabei liegt der Fokus auf den Phasen der Rissinitiierung und Kurzzrissausbreitung mit Berücksichtigung von Eigenspannungseffekten.

3.1 Hochfeste Federstähle

Metallische Federn stellen eine sehr wichtige Komponente im Automobil dar und werden an vielen Stellen häufig unter hoher dynamischer Beanspruchung eingesetzt, weshalb eine hohe Belastbarkeit des eingesetzten Werkstoffs gefordert ist [50]. Folglich müssen Federstähle neben einem hohen Elastizitätsmodul E auch eine hohe Streckgrenze R_e aufweisen, um hohe Belastungen ohne bleibende Verformungen ertragen zu können. Eine hohe Streckgrenze bedeutet in der Regel auch eine hohen Zugfestigkeit R_m , aus welchem Grund Federstähle häufig auch mit einer hohen Zugfestigkeit R_m gekennzeichnet sind [7].

3.1.1 Chemische Zusammensetzung

Die bei metallischen Federn geforderten Eigenschaften lassen sich neben unterschiedlichen Behandlungszuständen primär über Legierungselemente einstellen. Infolgedessen können Federstähle auf Basis ihrer chemischen Zusammensetzung allgemein in vier Gruppen eingeteilt werden [51]:

- **Unlegierte Stähle, patentiert, gezogen:** Edelstähle, die durch das Patentieren und anschließende Kaltverformen ihre Festigkeiten erhalten. Anwendungsgebiete dieser Stähle sind Förderseile, Zug-, Druck- und Torsionsfedern.
- **Stähle für warmfeste Federn:** Sie werden bei Temperaturen bis zu 500°C eingesetzt und ihre Anwendungsgebiete sind Ventildfedern, Federn für Heißdampfschieber und Dichtungsfedern.
- **Stähle für nichtrostende Federn:** Sie besitzen einen hohen Legierungsgehalt, weshalb sie gegenüber angreifenden Medien sehr beständig sind. Ihre Anwendungsgebiete sind hauptsächlich in der chemischen Industrie zu finden.
- **Legierte Stähle, wärmebehandelt:** Sie bestehen aus SiMn-, SiCr- und CrV-Legierungen und werden im vergüteten Zustand eingesetzt. Die Legierungselemente

und Wärmebehandlung führen zu sehr guten Federeigenschaften, weshalb sie häufig zu Blatt-, Schrauben-, Teller- und Spiralfedern verarbeitet werden.

Der im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Federstahl wird im Allgemeinen als niedriglegiert bezeichnet [7] und gehört der letzten Gruppe an, weshalb nachfolgend nur auf die für diese Gruppe üblichen Legierungselemente näher eingegangen wird.

Die wichtigsten Legierungselemente für hochfeste Federn sind Silizium, Mangan, Chrom, Molybdän und Vanadium. Ihr Gehalt verbessert unter anderem die Einhärtbarkeit, wodurch in einem bestimmten Querschnitt eine höhere Einhärtungstiefe erreicht werden kann. Die beim Härten maximal erreichbare Härte (Auhärtbarkeit) hängt hingegen nicht von der Art und Menge der metallischen Legierungselemente ab, sondern wird in erster Linie durch den Kohlenstoffgehalt bestimmt. Dennoch führen die Legierungselemente über unterschiedliche Mechanismen zu einer Festigkeitssteigerung [51, 52]:

- Silizium und Mangan führen zu einer Festigkeitssteigerung durch Mischkristallbildung. Dabei werden Fremdatome in das Eisengitter eingebaut, woraus Verspannungen im Kristallgitter resultieren. Die unterschiedlichen Atomradien führen zu einer Wechselwirkung der Fremdatome mit Versetzungen, was eine erschwerte Versetzungsbewegung zur Folge hat.
- Mangan, Chrom und Vanadium bilden Ausscheidungen, welche ebenfalls die Versetzungsbeweglichkeit verringern und damit die Festigkeit steigern. Das Ausmaß der Festigkeitssteigerung weist dabei eine positive Korrelation mit dem Volumenanteil und eine negative Korrelation mit der Größe der Ausscheidungen auf.
- Vanadium wirkt außerdem kornfeinend und führt somit zu einer Festigkeitssteigerung durch Feinkornbildung.

Darüber hinaus verschieben die Legierungselemente Chrom, Molybdän und Vanadium die Perlitbildung zu höheren Temperaturen und längeren Zeiten, wodurch harter Martensit in einem großen Bereich von Abkühlgeschwindigkeiten einfacher hergestellt werden kann [52]. Die Mechanismen der Martensitbildung werden im nachfolgenden Kapitel nähergebracht.

3.1.2 Martensitbildung

Hochfeste Federstähle weisen in der Regel nach der Wärmebehandlung ein martensitisches Gefüge auf, wobei die Martensitumwandlung durch einige Besonderheiten gekennzeichnet ist. Üblicherweise sind Phasenumwandlungen bei Legierungen mit diffusionsgesteuerten Konzentrationsänderungen verbunden. Diese Diffusionsvorgänge und die damit verbundene

Phasenumwandlung werden für die Martensitbildung jedoch durch eine rasche Abkühlung unterdrückt. Mit zunehmender Unterkühlung einer instabilen Phase werden die treibenden Kräfte für die Umwandlung derart groß, dass es zu einer spontanen Veränderung der Kristallstruktur ohne Konzentrationsänderung kommt. Diese spontane Phasenumwandlung ohne Konzentrationsänderung wird martensitische Umwandlungen genannt und ist durch einen diffusionslosen Umklappvorgang spezifiziert, dessen Details zu einem späteren Zeitpunkt näher erläutert werden [53]. Das für die Martensitbildung eingesetzte Verfahren wird Härten genannt und setzt sich aus drei Schritten zusammen, welche schematisch in Abbildung 21 a) gezeigt sind. Den ersten Schritt bildet das Austenitisieren (Nr. 1), welches der Erzeugung eines möglichst homogenen γ -Mischkristalls dient. Die Austenitisierungstemperatur liegt je nach Kohlenstoffgehalt in der Regel 30-50°C über A_{c3} . Die Höhe der Austenitisierungstemperatur beeinflusst dabei maßgeblich die ehemalige Austenitkorngröße. Der zweite Schritt ist das sogenannte Abschrecken (Nr. 2), welches eine rasche Abkühlung aus der Austenitphase zur Unterdrückung der Perlitphase beinhaltet. Dies ist in Abbildung 21 b) anhand eines schematischen Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramms (ZTU-Diagramm) für den Werkstoff 54SiCr6 anhand der blauen Linie gezeigt. In der Regel werden dabei die Abschreckmedien Wasser, Öl und Luft eingesetzt, welche jeweils unterschiedliche Abkühlraten aufweisen. Die Wahl des Abschreckmediums hängt sehr stark von der geforderten Abkühlgeschwindigkeit ab, die wiederum durch die Legierungszusammensetzung beeinflusst wird. Den letzten Schritt bildet das Anlassen (Nr. 3). Dafür wird der Werkstoff nach dem Abschrecken auf eine Temperatur unterhalb von A_{c1} erwärmt. Nach dem Abschrecken ist der Werkstoff zunächst glashart und spröde. Die Anlassbehandlung sorgt für eine Zunahme der Zähigkeit, die jedoch mit einer Abnahme der Härte verbunden ist. Die Höhe der Anlassstemperatur hängt neben der Legierungszusammensetzung insbesondere vom Verwendungszweck ab, da durch die Anlassbehandlung die mechanischen Eigenschaften stark beeinflusst werden [54].

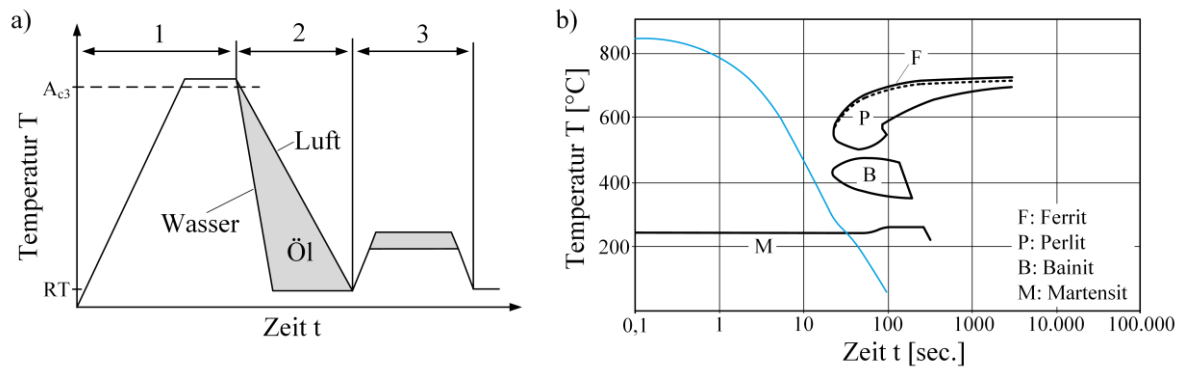


Abbildung 21: a) Temperatur-Zeit-Verlauf beim Härten und Anlassen nach Weißbach [54]; b) Schematisches ZTU-Diagramm des Werkstoffs 54SiCr6 mit einer eingezeichneten Abkühlkurve zur Martensitbildung [55].

Wie zuvor erwähnt erfolgt die Martensitbildung durch einen diffusionslosen Umklappvorgang. Die Theorie von Bain [56] gibt eine anschauliche Erklärung für die dabei zugrundeliegenden kristallographischen Zusammenhänge. Bei der Martensitumwandlung wird das in der Austenitphase vorliegende kfz Kristallgitter mit auf Zwischengitterplätzen gelösten Kohlenstoffatomen in ein krz Kristallgitter umgeklappt, wobei die Anwesenheit des Kohlenstoffs eine tetragonale Verzerrung des krz Kristallgitters zur Folge hat. Abbildung 22 zeigt diesen Zusammenhang schematisch, wobei die offenen Kreise den im kfz Kristallgitter gelösten bzw. im krz Kristallgitter zwangsgelösten Kohlenstoff zeigen. In der Mitte zweier benachbarter kfz Elementarzellen befindet sich ein tetragonal raumzentriertes (trz) Kristallgitter. Für die $trz \rightarrow krz$ Umwandlung ist eine Stauchung (rote Linie) und eine Streckung (blaue Linie) des Kristallgitters notwendig, welche mit einer Volumenzunahme von 3-5 % verbunden ist. Dabei ist die Veränderung der Atompositionen marginal und bestehende Nachbarschaftsverhältnisse bleiben erhalten. Neben der Veränderung der Kristallstruktur führt die Martensitumwandlung auch zu erheblichen elastischen Gitterverzerrungen. Die erforderliche Stauchung und Streckung des Kristallgitters wird durch Scherverformungen vollzogen, welche eine Gestaltänderung hervorruft. Dadurch würden in den angrenzenden Bereichen des Martensits große elastische Anpassungsverformungen auftreten, welche mittels Gleitung und Zwillingsbildung innerhalb des Martensits reduziert werden können. Folglich findet die Scherverformung parallel zu einer unverzerrt bleibenden Ebene, die als Habitusebene bezeichnet wird, statt [53], deren Existenz jedoch nicht durch das Bain-Modell erklärt werden kann [57].

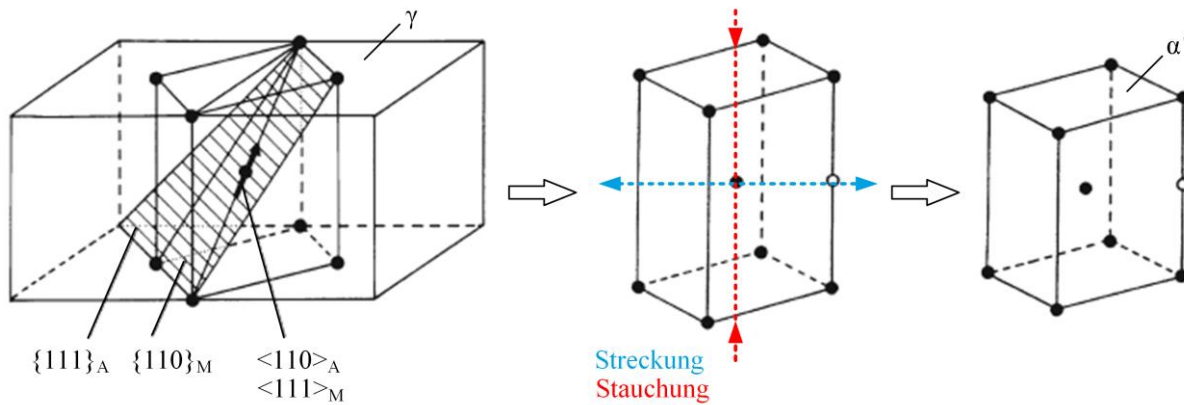


Abbildung 22: Bain-Modell der Martensitumwandlung im Fe-C System mit entsprechender Orientierungsbeziehung von Austenit und Martensit gemäß Kurdjumov-Sachs nach Gottstein [53]; Offene Kreise entsprechen möglichen Positionen des Kohlenstoffs.

Ein experimenteller Nachweis für das Bain-Modell kann in der Literatur nur sehr selten gefunden werden [57, 58], während bei den Modellen nach Kurdjumov und Sachs [59] und nach Nishijama und Wassermann [60, 61] das Gegenteil der Fall ist. Diesen beiden Modellen zur Folge ist die Orientierungsbeziehung zwischen Austenit und Martensit wie folgt:

$$\text{Kurdjumov-Sachs: } (111)_{\gamma} \parallel (011)_{\alpha}; [10\bar{1}]_{\gamma} \parallel [1\bar{1}1]_{\alpha}, \quad 3.1$$

$$\text{Nishijama-Wassermann: } (111)_{\gamma} \parallel (101)_{\alpha}; [10\bar{1}]_{\gamma} \parallel [100]_{\alpha} \quad 3.2$$

Der im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Werkstoff ist dominiert durch die Kurdjumov-Sachs Orientierungsbeziehung, weshalb im weiteren Verlauf auf diese Orientierungsbeziehung näher eingegangen wird. Gemäß der Kurdjumov-Sachs Orientierungsbeziehung kann der Austenit in 24 äquivalente kristallographische Varianten zerfallen, die in Tabelle 2 gezeigt sind. Die martensitische Mikrostruktur folgt dabei einem strengen hierarchischen Aufbau, welcher sich kristallographisch beschreiben lässt. Zu diesem Zweck führten Kitahara et al. [62] neben dem Begriff Martensitlatten die Begriffe Pakete und Blöcke ein, aus denen sich die martensitische Mikrostruktur innerhalb der ehemaligen Austenitkorn Grenzen zusammensetzt. Eine schematische Darstellung der hierarchischen Martensitstruktur ist in Abbildung 23 dargestellt. Die kleinste Ebene des martensitischen Gefüges stellt die Martensitlatte dar, welche durch eine hohe Defektdichte gekennzeichnet ist. Ein Block setzt sich wiederum aus mehreren Martensitlatten mit nahezu identischer Kristallorientierung zusammen (Variante). Nach dem Block folgt als nächst höhere Ebene das Paket, welches aus mehreren Blöcken mit der gleichen $(111)_{\gamma}$ -Ebene im Austenit charakterisiert ist. Jedes ehemalige Austenitkorn kann mehrere Pakete beinhalten, da es vier mögliche $(111)_{\gamma}$ -Ebenen im Austenit gibt. Außerdem können bis zu sechs mögliche Varianten (Blöcke) in einem Paket vorliegen.

Tabelle 2: Varianten des Martensits nach Kurdjumov-Sachs gemäß Kitahara et al. [62]:

Variante	Parallele Ebene	Parallele Richtung	Misorientierungswinkel zu V1
V1	$(111)_\gamma \parallel (011)_\alpha$	$[\bar{1}01]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	-
V2		$[\bar{1}01]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	60°
V3		$[01\bar{1}]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	60°
V4		$[01\bar{1}]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	10,53°
V5		$[1\bar{1}0]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	60°
V6		$[1\bar{1}0]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	49,47°
V7	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\gamma \parallel (011)_\alpha$	$[10\bar{1}]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	49,47°
V8		$[10\bar{1}]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	10,53°
V9		$[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	50,51°
V10		$[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	50,51°
V11		$[011]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	14,88°
V12		$[011]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	57,21°
V13	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\gamma \parallel (011)_\alpha$	$[0\bar{1}\bar{1}]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	14,88°
V14		$[0\bar{1}\bar{1}]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	50,51°
V15		$[\bar{1}0\bar{1}]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	57,21°
V16		$[\bar{1}0\bar{1}]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	20,61°
V17		$[110]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	51,73°
V18		$[110]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	47,11°
V19	$(11\bar{1})_\gamma \parallel (011)_\alpha$	$[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	50,51°
V20		$[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	57,21°
V21		$[0\bar{1}\bar{1}]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	20,61°
V22		$[0\bar{1}\bar{1}]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	47,11°
V23		$[101]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	57,21°
V24		$[101]_\gamma \parallel [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	21,06°

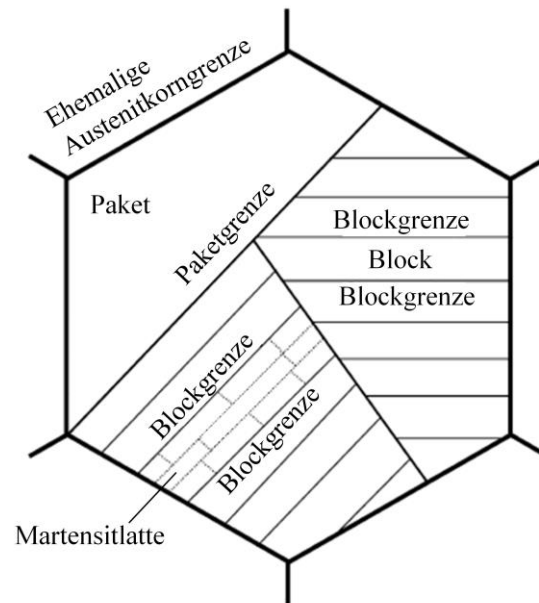


Abbildung 23: Schematische Darstellung der hierarchisch aufgebauten martensitischen Mikrostruktur nach Kitahara et al. [62].

Der Tabelle 2 kann entnommen werden, dass es zehn mögliche Misorientierungswinkel zwischen den einzelnen Varianten geben kann, wobei die Mehrzahl den Wert von 15° überschreitet, welcher den Übergang zur Großwinkelkorngrenze (GWKG) markiert. Selbst die geringste Misorientierung von $10,53^\circ$ ist relativ groß, weshalb die Grenzen zwischen den benachbarten Varianten als GWKG angesehen werden können [62].

3.2 Einfluss von Eigenspannungen auf das Ermüdungsverhalten hochfester Stähle

Der positive Einfluss von Druckeigenspannungen auf die Lebensdauer von zyklisch beanspruchten Bauteilen ist im Allgemeinen gut dokumentiert [42], wobei die zugrundeliegenden Wirkmechanismen noch nicht endgültig erforscht sind. Aus diesem Grund soll nachfolgend der bisherige Stand der Forschung mit Fokus auf dem Ermüdungsverhalten von hochfesten Stählen unter uniaxialer und torsionaler Beanspruchung vorgestellt werden.

3.2.1 Uniaxiale Beanspruchung

Zu Beginn der Ermüdungsschädigungsentwicklung wird in hochfesten Stählen oft Gleitbandbildung beobachtet, welche wiederum als Vorstufe der Rissinitiierung fungieren kann [63–67]. Die Gleitbänder verlaufen dabei häufig parallel zu den Martensitlatten und ihr Initiierungsort liegt oft an mikrostrukturellen Grenzflächen wie ehemaligen

Austenitkorn Grenzen, Paketgrenzen oder Blockgrenzen [67–70], wobei diese Grenzflächen selbst nicht überschritten werden [66, 69, 71]. In logischer Konsequenz wird häufig interkristalline Rissinitiierung an ehemaligen Austenitkorn Grenzen [67, 68, 71, 72] oder Blockgrenzen beobachtet [63, 67, 70, 73]. Dabei werden in Bezug auf die interkristalline Rissinitiierung an ehemaligen Austenitkorn Grenzen unterschiedliche Rissinitiierungsmechanismen diskutiert. In einigen Arbeiten wurde Rissinitiierung durch plastische Inkompatibilität hervorgerufen, wobei sich in diesem Zusammenhang nur ein ausgeprägtes Gleitband unmittelbar an der Rissinitiierungsstelle bildet [6, 67, 68, 72]. Eine Erklärung dafür liefert die Arbeit von Ohmura et al. [74], welche mittels *in situ* Indentierung im REM an einem martensitischen Stahl feststellen konnten, dass Korn Grenzen selbst ebenfalls als Gleitebenen aktiv werden können. Infolgedessen kann interkristalline Rissinitiierung ohne ausgeprägte sichtbare plastische Deformation an der Oberfläche erfolgen. Weitere dokumentierte Ursachen für interkristalline Rissinitiierung können das Auftreffen von Gleitbändern auf ehemaligen Austenitkorn Grenzen, welche zu einer Spannungsüberhöhung führen [71, 75, 76], oder elastische Anisotropie sein [67, 68, 72, 77–80]. Ferner können Karbide [81–88] oder Segregationen [81, 82, 84–87] an ehemaligen Austenitkorn Grenzen interkristalline Rissinitiierung begünstigen. Transkristalline Rissinitiierung entlang von Martensitlatten wurde hingegen nur selten dokumentiert [65, 69]. In vielen Arbeiten wurde die Ausbildung eines Rissnetzwerkes beobachtet, wobei die Rissanzahl mit der Zyklenzahl und mit ansteigender Spannungsamplitude zugenommen hat [31, 64, 65, 68, 89–91].

Was den Einfluss von Druckeigenspannung auf die Phase der Rissinitiierung angeht, so wurde häufig eine Verschiebung des Rissinitiierungsortes in das Werkstoffinnere beobachtet [75, 92–98]. Im Fall von Rissinitiierung an der Oberfläche trotz eingebrachter Eigenspannungen lagen häufig unpolierte Proben vor [90, 99–101]. Dies ist insofern wichtig, als dass durch das Kugelstrahlen in der Regel die Oberflächenrauheit erhöht wird, wodurch an Rauheitstälern Spannungsspitzen entstehen, welche die Rissinitiierung provozieren können. Gemäß Misumi und Ohkubo [102] und Gao und Wu [103] verändert sich die benötigte Zyklenzahl bis zur Rissinitiierung nicht durch das Einbringen von Eigenspannungen, während in anderen Arbeiten eine spätere Rissinitiierung beobachtet wurde [99, 104, 105]. In der Arbeit von Mutoh et al. [100] wurde eine frühere Rissinitiierung in den eigenspannungsbehafteten Proben dokumentiert, welche jedoch auf die erhöhte Oberflächenrauheit zurückgeführt wurde.

Auf die Rissinitiierung folgt die Kurzrissausbreitung, welche durch einen starken Einfluss der Mikrostruktur charakterisiert ist. Bei hochfesten martensitischen Stählen wurden dabei primär ehemaligen Austenitkorn Grenzen [64, 70, 71, 89, 106, 107] und Blockgrenzen [63, 106–108]

als Barrieren für die Kurzrisssausbreitung beobachtet. Das Ausmaß der entsprechenden Barrieren scheint dabei von der Missorientierung zwischen den benachbarten Gleitsystemen abzuhängen [31, 63, 77, 106, 109]. In einigen Arbeiten wurde die weitere Rissausbreitung entlang von Martensitlatten dokumentiert [64, 89, 110].

Druckeigenspannungen scheinen die Phase der Kurzrisssausbreitung als solches nicht zu beeinflussen [100, 103], sondern vielmehr den Übergang in die Langrisssausbreitung zu verzögern [99, 104, 105, 111, 112]. Wobei in der Arbeit von Hu et al. [113] sowohl die Kurz- als auch die Langrisssausbreitung eine verlangsamte Rissausbreitungsrate festgestellt wurde. In der Arbeit von Eleiche et al. [114] wird der lebensdauererhöhende Effekt vom Kugelstrahlen nicht direkt auf Druckeigenspannungen, sondern auf eine Texturbildung durch Rotation der Oberflächenkörner zurückgeführt.

3.2.2 Torsionsbeanspruchung

Im Gegensatz zur Literaturlage für zyklische uniaxiale Beanspruchung von martensitischen Stählen ist die Literaturlage für zyklische Torsionsbeanspruchung eher klein. Arbeiten zum Einfluss der Mikrostruktur auf die Kurzrisssausbreitung konnten nicht gefunden werden, da lediglich in einer Arbeit die Kornstruktur via EBSD untersucht wurde. Aus diesem Grund wurden für die Literaturarbeit zusätzlich Publikationen mit Versuchen an anderen Werkstoffen herangezogen.

Unter uniaxialer Beanspruchung wird der Beginn der Ermüdungsschädigungsentwicklung häufig durch die Bildung von parallelen Gleitbändern beschrieben. Im Fall der Torsionsbeanspruchung dokumentierten diese Beobachtung nur Wang et al. [115]. Aufgrund des starken Spannungsgradienten erfolgt die Initiierung des fatalen Risses unter Torsionsbeanspruchung nahezu immer an der Oberfläche, wie exemplarisch in [23, 116–118] und speziell für martensitische Stähle in [119–122] gezeigt. Diese Beobachtung wurde auch in Arbeiten mit kugelgestrahlten, martensitischen Proben dokumentiert [119, 123–126]. Neben dem fatalen Riss bilden sich an der Probenoberfläche ebenfalls viele Nebenrisse, die sich zu einem Rissnetzwerk formieren, wie in [23, 127–131] bzw. für martensitische Stähle in [132–135] festgestellt wird. In diesem Zusammenhang wird außerdem häufig Risskoaleszenz beobachtet. Die dabei entstehende Rissdichte scheint mit voranschreitender Zyklenzahl [127] und mit der Höhe der Torsionsspannungsamplitude zu steigen [130]. Dabei wird hauptsächlich interkristalline Rissinitiierung identifiziert [127, 130, 133, 136].

Da die Gleitebenen mit den höchsten Schubspannungen eine Orientierung nahe 0° und 90° in Bezug auf die Torsionsachse aufweisen, können auch die initiierten Kurzrisse entsprechend eine 0° - oder 90° -Orientierung zur Torsionsachse zeigen. In diesem Zusammenhang wurden jedoch primär Risse mit einer 90° -Orientierung zur Torsionsachse als bruchauslösend identifiziert [23, 134, 137].

In Bezug auf Rissinitiierungsmechanismen konnte nur wenig Literatur gefunden werden. In den Arbeiten von Doquet [127] und der Forschergruppe Li et al. [23] wurde Rissinitiierung durch Gleitbandauftreffen auf eine ehemalige Austenitkorngrenze beobachtet. Die Forschergruppe Wang et al. [115] stellte Rissinitiierung durch elastische Anisotropie fest. Publikationen zu Rissinitiierungsmechanismen in martensitischen Stählen unter Torsionsbeanspruchung konnten nicht gefunden werden.

4 Neue Prüftechnik zur HCF *in situ* Prüfung

Dieses Kapitel zeigt zu Beginn die Vorteile der *in situ* Versuchsdurchführung auf und gibt einen Überblick über den aktuellen technischen Entwicklungsstand. Anschließend wird auf die Entwicklung und Inbetriebnahme einer neu entwickelten Torsions-Miniaturprüfmaschine eingegangen.

4.1 Vorteile und technischer Entwicklungsstand der *in situ* Prüftechnik

Die Rissinitiierung und Kurzrisssausbreitung spielen insbesondere bei hohen Bruchlastspielzahlen, wie sie im HCF- und VHCF-Bereich erreicht werden, eine entscheidende Rolle für die Lebensdauer. Zur Untersuchung der Charakteristika und der zugrundeliegenden Mechanismen dieser beiden Phasen der Ermüdungsschädigung ist es notwendig, diese in Intervallen von vordefinierten Zyklen zu analysieren. Beim Einsatz von konventionellen servohydraulischen Ermüdungsprüfmaschinen ist eine kontinuierliche Beobachtung der Ermüdungsschädigungsentwicklung zwar möglich, beschränkt sich jedoch auf den Einsatz eines Fernfeldmikroskops, wie es z. B. in [138] eingesetzt wurde. Als entscheidende Einschränkung der Fernfeldmikroskopie ist jedoch zu nennen, dass diese keine dreidimensionale Abbildung der Probenoberfläche erlaubt, was die Untersuchung von gekerbten Proben immens erschwert.

Gekerbte Proben erfreuen sich allerdings eines häufigen Einsatzes bei der *in situ* Versuchsdurchführung, da sie die Schädigungslokalisierung erleichtern. Eine dreidimensionale Abbildung der Probenoberfläche kann z.B. mit der konfokalen Mikroskopie erreicht werden. Die Dimensionen einer konventionellen servohydraulischen Ermüdungsprüfmaschine erlauben jedoch keine Integration in ein konfokales Mikroskop, weshalb die Proben in diesem Fall für jede Oberflächenaufnahme aus der Prüfmaschine ausgebaut werden müssen. Der häufige Ein- und Ausbau der Proben stellt einen erheblichen Zeitaufwand dar, welcher in einer geringeren zeitlichen Auflösung der Untersuchungsintervalle und damit der Messergebnisse mündet. Darüber hinaus kann der häufige Ein- und Ausbau der Proben zu einer geringfügigen Verformung der Einspannbereiche führen, was wiederum in einer überlagerten Biegespannung resultieren kann. Dieser Effekt kann zu einer Verfälschung der Messergebnisse führen. Aufgrund dieser Problematik ist der Einsatz von *in situ* Prüftechnik innerhalb eines konfokalen Mikroskops als sinnvoll zu erachten.

Der große Vorteil der *in situ* Prüftechnik hat dazu geführt, dass neben der Möglichkeit des kommerziellen Erwerbs von Miniaturprüfmaschinen, z.B. bei der Kammrath & Weiss GmbH, Deben UK Ltd oder MTI Instruments Inc., viele Forschungsinstitute eigene Miniaturprüfmaschinen entwickelt und in Betrieb genommen haben. Eine der ersten Arbeiten zur *in situ* Prüfung in einem Mikroskop ist von Dingley [139], der eine Miniaturprüfmaschine zur Durchführung von quasistatischen Zugversuchen in einem REM entwickelt hat. Diese diente der Untersuchung der Gleitbandentwicklung an der Oberfläche in Aluminium- und Kupfer-Einkristallen. In den darauffolgenden Jahren wurden viele Miniaturprüfmaschinen für die *in situ* Analyse des Materialverhaltens unter statischer [140, 141] bzw. zyklischer uniaxialer Belastung [142–144] entwickelt.

Arbeiten zu Miniaturprüfmaschinen, die eine *in situ* Untersuchung des Materialverhaltens unter Torsionsbeanspruchung mit Hilfe eines Mikroskops ermöglichen, sind in der Literatur nur in geringerem Umfang zu finden. Häufig werden darin Torsions-Miniaturprüfmaschinen vorgestellt, welche in den einsetzbaren Probedimensionen auf Mikrodrahtproben [145, 146] oder Nanoproben [147] limitiert sind. In der Arbeit von Rahman et al. [148] wurde eine Miniaturprüfmaschine für multiaxiale Belastung vorgestellt, welche auch die Prüfung von Rundproben in einem größeren Durchmesserbereich von 1-2 mm erlaubt. Das maximale Nenndrehmoment für Torsionsbelastung dieser Miniaturprüfmaschine liegt allerdings bei 0,5 Nm, was die Ermüdungsprüfung von hochfesten Stählen im HCF-Bereich unmöglich machen würde. Folglich ist nach aktuellem Kenntnisstand keine Miniaturprüfmaschine für die *in situ* Ermüdungsprüfung hochfester Stähle unter Torsionsbeanspruchung im HCF-Bereich bekannt.

4.2 Entwicklung und Inbetriebnahme einer Torsions-Miniaturprüfmaschine

Im Rahmen der Arbeit sollte eine Torsions-Miniaturprüfmaschine ähnlich der in einem Vorgängerprojekt konstruierten piezogetriebenen Zug-Druck-Miniaturprüfmaschine (siehe dazu Kapitel 5.3.2 bzw. [149]) entwickelt und in Betrieb genommen werden. Diese soll ergänzend zu den *in situ* Ermüdungsversuchen unter uniaxialer Belastung auch *in situ* Ermüdungsversuche unter Torsionsbeanspruchung in einem konfokalen Lasermikroskop ermöglichen.

4.2.1 Aufbau

Die Abbildung 24 zeigt eine 3D-CAD-Zusammenbaudarstellung der Torsions-Miniaturprüfmaschine. Anders als bei der Zug-Druck-Miniaturprüfmaschine wurde bei der Torsions-Miniaturprüfmaschine anstelle eines Piezoaktuators ein Servomotor als Antrieb gewählt, da die kleinen Ausdehnungen von Piezoaktuatoren das maximal aufbringbare Torsionsdrehmoment in seiner Höhe stark einschränken. Das Bemessungsdrehmoment des ausgewählten permanentmagneterregten Synchron-Servomotors mit Selbstkühlung der Fa. Siemens (Motorreihe SIMOTICS S-1FK2 CT, Typ 1FK2206-4AF) liegt bei $M_n = 9,1 \text{ Nm}$. Je nach erforderlichem Verdrehwinkel φ ermöglicht der eingesetzte Servomotor eine maximale Prüffrequenz von 10 Hz. Die Drehmomenterfassung erfolgt mit einem Drehmomentsensor des Typs 1-T22 der Fa. HBM, welcher die DMS-Technologie verwendet. Der Drehmomentsensor weist ein nominelles Drehmoment von $M_{nom} = 10 \text{ Nm}$ und eine Genauigkeitsklasse von 0,5 auf. Um mögliche negative Einflüsse von Quer- und Axialkräften auf den Drehmomentsensor zu verhindern, wurden zusätzlich Faltenbalgkupplungen eingebaut. Da mit Hilfe der Torsions-Miniaturprüfmaschine Proben aus hochfestem Federstahl geprüft werden sollen, wurden die Probenhalter aus dem Vergütungsstahl 42CrMo4 (Werkstoffnummer 1.7225) gefertigt. Die Einspannung der Torsions-Miniaturproben erfolgt dabei form- und kraftschlüssig. Der Formschluss wird erreicht, indem in beide Probenhalter eine Aussparung eingebracht wurde, welche der Negativform der Einspannstellen der Torsions-Miniaturproben entspricht. Für den Kraftschluss dient je Probenhalter eine Madenschraube, welche die Torsions-Miniaturproben zusätzlich fixiert und darüber hinaus einem möglichen fertigungsbedingten Spiel in den Probeneinspannungen entgegenwirkt. Die Montage des äußeren Probenhalters auf einer Wälzkörper-Linearführung des Typs Minirail 1 MNL 18 der Fa. Schneeberger erlaubt den Ein- und Ausbau der Torsions-Miniaturproben. Des Weiteren wird dadurch die Prüfung von unterschiedlichen Probenlängen ermöglicht. Die Fixierung des äußeren Probenhalters mit dem Lastrahmen erfolgt formschlüssig mit Hilfe eines Bolzens.

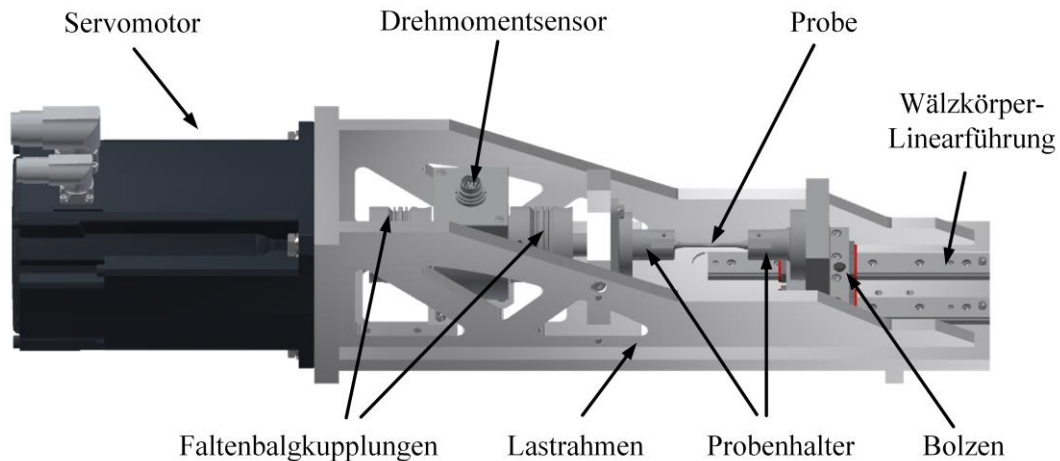


Abbildung 24: 3D-CAD-Zusammenbaudarstellung der Torsions-Miniaturprüfmaschine.

Um eine überlagerte Biegebeanspruchung aufgrund von Fertigungs- und Montageungenauigkeiten zu verhindern, ist es unbedingt notwendig, dass beide Probenhalter koaxial zueinander ausgerichtet sind. Zur Erfüllung dieser Anforderung werden am äußeren Probenhalter Passbleche eingesetzt, wodurch der äußere Probenhalter nach dem inneren Probenhalter ausgerichtet werden kann (Abbildung 25). Der Lastrahmen wurde aus der Aluminium-Knetlegierung EN AW – 061 gefertigt. Auf die Details der Werkstoffauswahl sowie die Vorgehensweise der geometrischen Optimierung des Lastrahmens wird im nachfolgenden Kapitel näher eingegangen. Tieferegehende Informationen zur Konzeption der Torsions-Miniaturprüfmaschine und der Auswahl der Zukaufteile finden sich in [150].

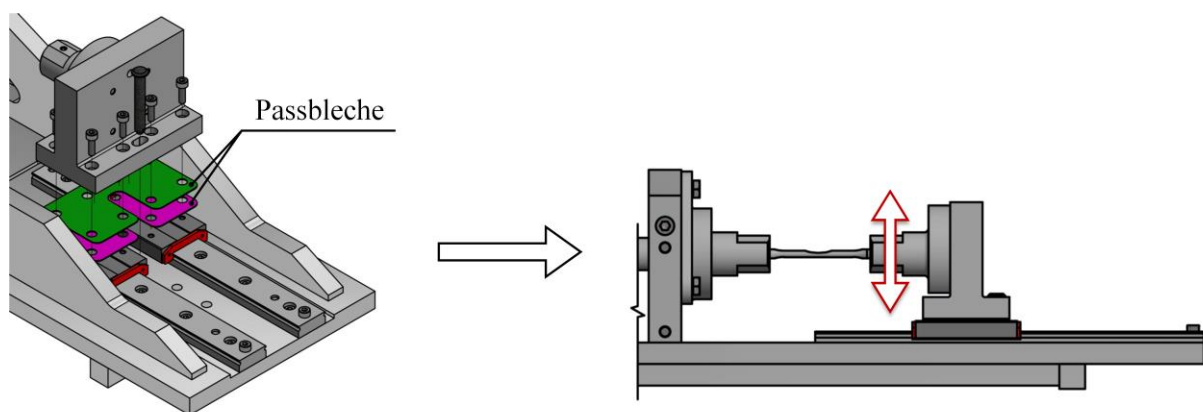


Abbildung 25: Koaxiale Ausrichtung der Probenhalter mit Hilfe von Passblechen.

4.2.2 Werkstoffauswahl und Optimierung des Lastrahmens

Im Vordergrund der Werkstoffauswahl und der anschließenden Geometrieoptimierung für den Lastrahmen lag das Ziel, eine möglichst kompakte und leichte Bauweise bei ausreichend hoher Steifigkeit und Festigkeit zu erreichen, wodurch die *in situ* Ermüdungsprüfung in einem

konfokalen Lasermikroskop ermöglicht und das Handling der Torsions-Miniaturprüfmaschine erleichtert wird.

Bei der Werkstoffauswahl wurden neben Stahl die klassischen Leichtbauwerkstoffe Aluminium-, Titan-, Magnesiumlegierungen und Faserverbundwerkstoffe in Betracht gezogen. Um die Leichtbaueignung von Werkstoffen beurteilen zu können, empfiehlt es sich bezogene Werkstoffeigenschaften heranzuziehen, bei denen die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe ins Verhältnis zu ihrer Dichte gesetzt werden. Eine isolierte Betrachtung der bezogenen Werkstoffeigenschaften ist in diesem Fall jedoch nicht zielführend, da die Materialstärke des Lastrahmens aufgrund von Lagerstellen und Schraubverbindungen, die mit der erforderlichen Einschraubtiefe ausgeführt werden müssen, zum Teil konstruktiv vorgegeben ist. Der Vorteil von Werkstoffen mit einer hohen Festigkeit und hohen elastischen Materialkonstanten (E-Modul, Schubmodul) kann somit nicht in einer geringeren Materialstärke umgesetzt werden, was zur Folge hat, dass Werkstoffe mit einer hohen Dichte unabhängig von ihren mechanischen Eigenschaften nachteilig sind. In dieser Konsequenz kann Stahl aufgrund seiner vergleichsweise hohen Dichten von $\rho_{St} = 7850 \text{ kg/m}^3$ als Konstruktionswerkstoff für den Lastrahmen ausgeschlossen werden.

Im Gegensatz zu Stahl bieten Faserverbundwerkstoffe neben guten mechanische Eigenschaften auch eine geringe Dichte, was sie zu hervorragenden Leichtbauwerkstoffen macht. Jedoch gilt es bei der Werkstoffauswahl neben den mechanischen und physikalischen Eigenschaften auch die Materialkosten sowie Fertigungsmöglichkeiten zu berücksichtigen. Der Lastrahmen sollte nach Möglichkeit in der mechanischen Werkstatt der Universität Siegen gefertigt werden, die nicht die notwendige Technologie für die Fertigung und Bearbeitung von Bauteilen aus Faserverbundwerkstoffen besitzt. Aus diesem Grund werden Faserverbundwerkstoffe als Konstruktionswerkstoff für den Lastrahmen nicht weiter in Betracht gezogen. Es ist jedoch anzumerken, dass im Rahmen einer studentischen Arbeit [151] ein Lastrahmen aus carbonfaserverstärktem Kunststoff (CFK) für die Torsions-Miniaturprüfmaschine entwickelt und konstruiert wurde, welcher sich jedoch noch im Prototypenzustand befindet und in zukünftigen Arbeiten weiter ausgearbeitet werden soll.

Unter den Gebrauchsmetallen weisen Magnesiumlegierung neben verhältnismäßig guten Festigkeitseigenschaften die niedrigste Dichte auf ($\rho_{Mg} = 1740 \text{ kg/m}^3$). Ihre hohe Korrosionsanfälligkeit sowie geringe Bruchdehnung und hohe Kerbempfindlichkeit schränken allerdings ihren Einsatz für Bauteile, welche einer zyklischen Belastung ausgesetzt sind, stark ein, weshalb sie als Konstruktionswerkstoff für den Lastrahmen wenig geeignet sind.

Titanlegierungen besitzen sehr gute bezogene Werkstoffeigenschaften, die sie zu interessanten Konstruktionswerkstoffen für den Leichtbau machen. Demgegenüber stehen jedoch ihre vergleichsweise hohen Materialkosten sowie die schwierige spanende Bearbeitung.

Einige ausgewählte Aluminiumlegierungen besitzen ebenfalls gute bezogene Werkstoffeigenschaften und zeichnen sich weiterhin durch eine sehr gute Korrosionsbeständigkeit sowie gute Spanbarkeit und Schweißbarkeit aus. Dieses Eigenschaftsprofil weist gegenüber den zuvor benannten Leichtbauwerkstoffen viele Vorzüge auf [152]. Demzufolge fiel die Werkstoffauswahl für den Lastrahmen auf eine Aluminium-Knetlegierung (Werkstoffbezeichnung: EN AW – 6061).

Neben der Wahl des Konstruktionswerkstoffs übt auch das Design des Lastrahmens einen großen Effekt auf das Gesamtgewicht und damit das Handling der Torsions-Miniaturprüfmaschine aus. Dabei darf das Ziel einer Designoptimierung nicht ausschließlich auf der Gewichtsminimierung liegen, sondern muss sich zusätzlich auf den Erhalt einer ausreichend hohen Steifigkeit konzentrieren. Andernfalls kann während der Prüfung eine starke Verformung des Lastrahmens auftreten, welche wiederum zu überlagerten Spannungen in der Probe führt und somit das Prüfergebnis verfälscht. Darüber hinaus muss beim Design des Lastrahmens die erforderliche Installation der Torsions-Miniaturprüfmaschine im konfokalen Lasermikroskop für die *in situ* Ermüdungsprüfung berücksichtigt werden, da diese Anforderung die maximale Höhe der Torsions-Miniaturprüfmaschine auf 95 mm begrenzt.

Die Steifigkeitsoptimierung des Lastrahmens wurde mit Hilfe der Finiten-Elemente-Methode (FEM) durchgeführt, mit dem Ziel eine hohe Steifigkeit bei kleinstmöglichem Gewicht und Bauraum zu realisieren. Auf dieser Basis bietet Autodesk Inventor das Tool „Formen-Generator“ an, welches auf Grundlage eines Basisentwurfs (Abbildung 26 a)) in Abhängigkeit von der äußeren Belastung eine optimale Struktur berechnet. Dabei können Bereiche des Modells festgelegt werden, welche aus der Strukturoptimierung ausgeschlossen werden sollen, um wichtige Anschlussstellen beizubehalten. Die berechnete optimierte Struktur wird als 3D-Netz über das bestehende Modell gelegt und dient anschließend der weiteren iterativen Konstruktionsverfeinerung (Abbildung 26 b)). In Abbildung 26 c) ist das finale Design des Lastrahmens dargestellt, welches eine Gewichtseinsparung von 23 % bei einer Steifigkeitszunahme von 7 % ergab. Die Steifigkeitszunahme bestimmt sich dabei auf Basis der Verschiebung der hinteren Probeneinspannung im Belastungsfall. Nähere Details zur

Vorgehensweise bei der Werkstoffauswahl und der Optimierung des Lastrahmens finden sich in [150].

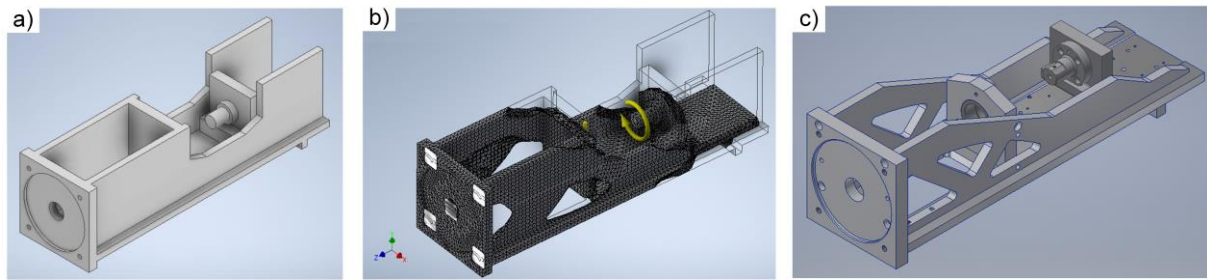


Abbildung 26: a) Basisentwurf des Lastrahmens und Ausgangspunkt der Strukturoptimierung; b) 3D-Netz der steifigkeitsoptimierten Struktur bei 40%iger Massenreduktion; c) Finales Lastrahmen Design.

4.2.3 Probengeometrie

Die entwickelte Probengeometrie für die Torsions-Miniaturprüfmaschine ist in Abbildung 27 a) zu sehen. Da die Wahl der Probengeometrie, insbesondere die Größe des Probendurchmessers, einen starken Einfluss auf das maximal benötigte Drehmoment und folglich auf die Leistungsstärke bzw. Größe des elektrischen Antriebs ausübt, wurden die Torsions-Miniaturproben mit einem geringen Prüfdurchmesser von $d_{TM} = 3 \text{ mm}$ entwickelt. Außerdem wurde in der Mitte des Prüfbereichs eine Flachkerbe mit einem Radius von 20 mm und einem Kerbfaktor von $k_{TM} = 2,3$ eingebracht. Dadurch verjüngt sich die Probendicke am Kerbgrund auf 2 mm. Die Flachkerbe dient der Schädigungslokalisierung und ermöglicht durch ihre flache Probenoberfläche die Materialanalyse mit Hilfe der automatisierten Elektronen-Rückstreubeugungstechnik (engl.: Electron back scatter diffraction, kurz: EBSD), welche in Kapitel 5.4.3 näher erläutert wird. Mit Hilfe der FEM wurde die resultierende Verteilung der Scherspannung sowie die aufgrund der Flachkerbe auftretende Wölbkrafttorsion bei Torsionsbeanspruchung der Torsions-Miniaturproben berechnet. Das Ergebnis beider Berechnungen ist in Abbildung 27 b) und c) dargestellt. Wie zu erwarten, liegt die maximale Scherspannung im Kerbgrund, während die im Kerbgrund unerwünschte Wölbkrafttorsion lediglich am Rand der Kerbe wirkt. Die Einspannstellen der Torsions-Miniaturproben weisen jeweils zwei Sattelflächen für die formschlüssige Einspannung in der Torsions-Miniaturprüfmaschine auf.

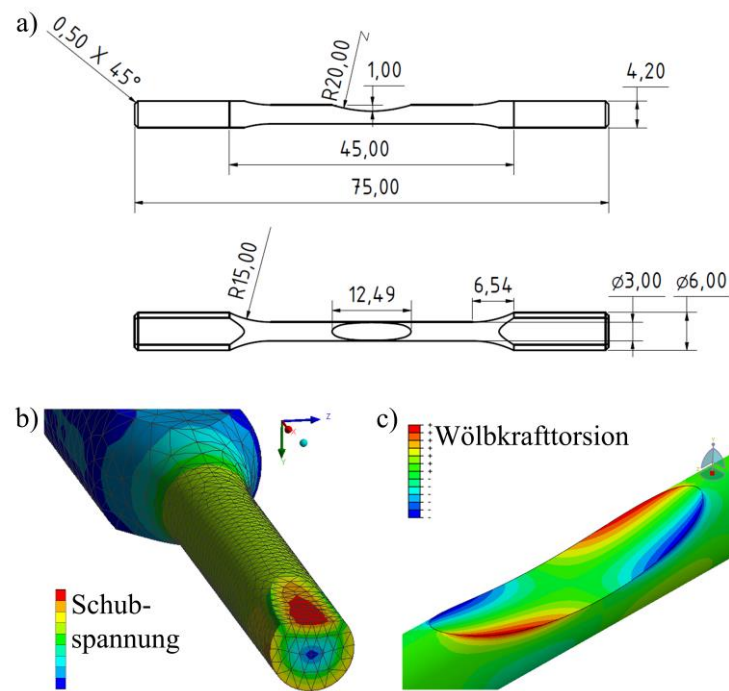


Abbildung 27: a) Geometrie der Torsions-Miniaturproben; Verteilung der b) Schubspannung und c) Wölbkrafttorsion bei Torsionsbeanspruchung.

4.2.4 Steuerung und Benutzeroberfläche

In Abbildung 28 ist der Prüfaufbau sowie die Verkabelung im Schaltschrank der Torsions-Miniaturprüfmaschine zu sehen. Die Ansteuerung des Servomotors erfolgt über eine Technologie-CPU des Typs CPU 1515SP PC2, welche über ein Steuerungskabel mit dem Antriebssystem der Reihe SINAMICS S120 verbunden ist. Als Eingangsgrößen für die scherungsgesteuerte Torsionsprüfung werden zwei Verdrehwinkel angegeben, welche für eine Wechselbeanspruchung den gleichen Wert mit jeweils umgekehrtem Vorzeichen aufweisen müssen.

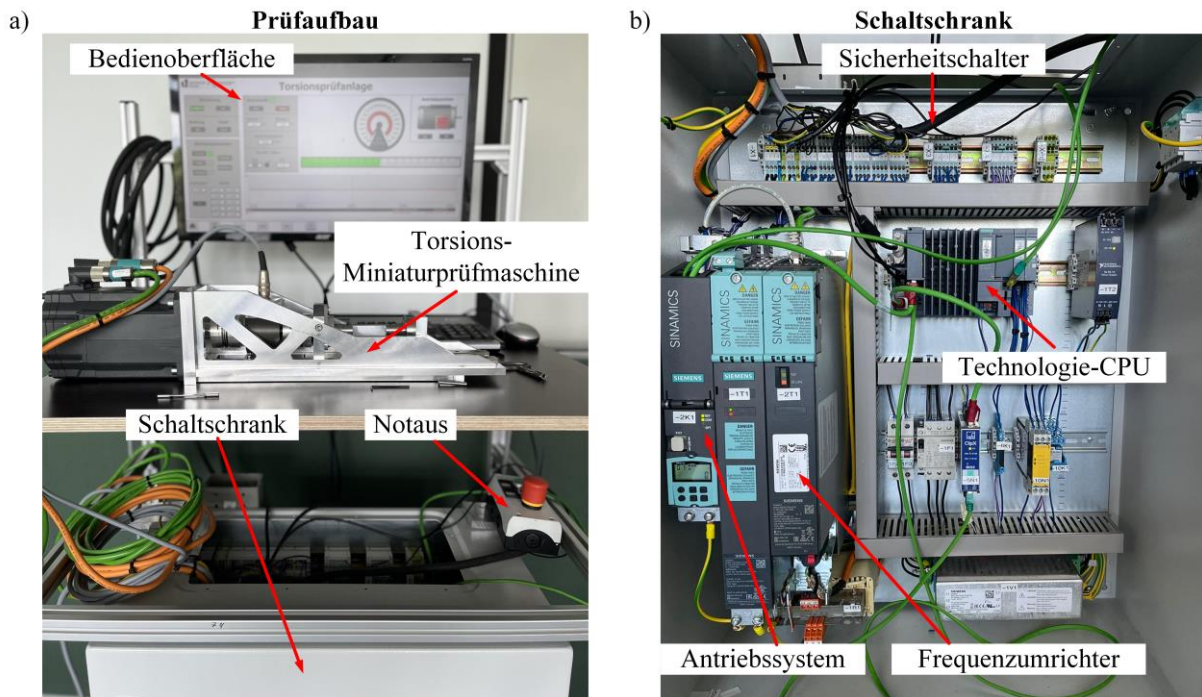


Abbildung 28: a) Prüfaufbau und b) Schaltschrank der Torsions-Miniaturprüfmaschine.

Die Bedienung der Torsions-Miniaturprüfmaschine erfolgt über einen an die Steuereinheit angeschlossenen PC mit einer graphischen Benutzeroberfläche, welche in Abbildung 29 zu sehen ist. Abschnitt ① dient dem Start der Steuerung, dem Nullen des Verdrehwinkels φ und dem Resetten der Steuerung, für das Auftreten eines möglichen Störfalls. Unter Abschnitt ② kann ein unterer Grenzwert für das maximale Drehmoment pro Zyklus als Abschaltkriterium für den Versuch angegeben werden, wodurch die Torsionsprüfung bei Probenversagen automatisch gestoppt wird. Des Weiteren können in diesem Abschnitt der Benutzeroberfläche die Messwerte des Drehmomentsensors in Nm abgelesen werden. In Abschnitt ③ wird der Automatikbetrieb für die Ermüdungsprüfung gestartet. Bei deaktiviertem Automatikbetrieb befindet sich die Prüfmaschine im Handbetrieb, der das manuelle, langsame Anfahren eines definierten Verdrehwinkels φ ermöglicht. Außerdem dient dieser Abschnitt der Eingabe aller relevanten Prüfparameter. Neben der Prüfung bis zum Probenversagen durch Auslösen des Abschaltkriteriums (Unendlichkeits-Schalter auf ON) kann eine Soll-Zyklenzahl vorgegeben werden, nach deren Erreichen der Versuch gestoppt und die Probe in den unbelasteten Null-Zustand überführt wird. Die aktuell durchlaufene Zyklenzahl des Ermüdungsversuchs wird ebenfalls in diesem Abschnitt angezeigt. Abschnitt ④ dient der Anzeige eines eventuellen Störfalls. Eine Visualisierung des Verdrehwinkels φ erfolgt in Abschnitt ⑤, während Abschnitt ⑦ den Verlauf des Drehmoments optisch darstellt. Unter Abschnitt ⑥ kann der Servomotor ein- und ausgeschaltet werden.

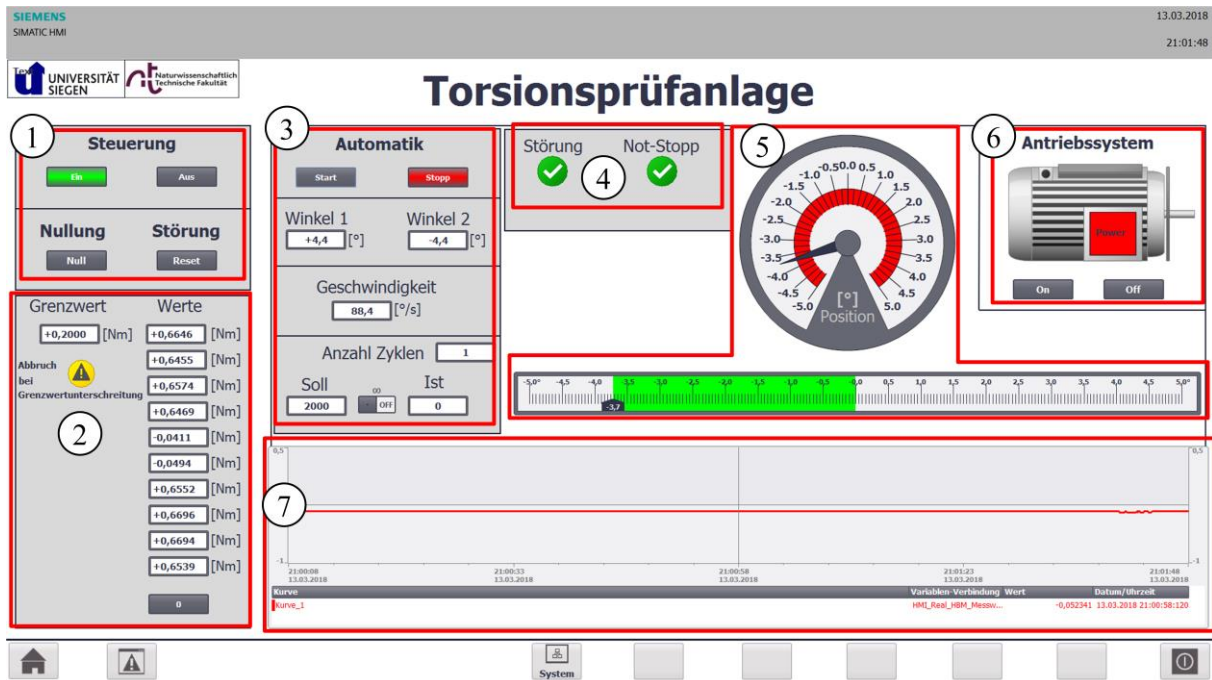


Abbildung 29: Benutzeroberfläche der Torsions-Miniaturprüfmaschine mit durch Zahlen markierte Funktionsbereiche.

4.2.5 Implementierung in einem konfokalen Lasermikroskop

Da der Probentisch des konfokalen Lasermikroskops nur mit einem maximalen Gewicht von 1,3 kg belastet werden darf, erfolgte die Implementierung der Torsions-Miniaturprüfmaschine im konfokalen Lasermikroskop mit Hilfe eines Kreuztisches des Typs drylin E SHT-XY-20 der Firma Igus GmbH. Dieser wurde auf einem separat gefertigten vierfüßigen Aluminium-Ständer festgeschraubt, wodurch der Kreuztisch inklusive Torsions-Miniaturprüfmaschine unterhalb der Objektivposition positioniert werden kann, ohne den Probentisch des konfokalen Lasermikroskops zu belasten (Abbildung 30). Innerhalb der Bewegungsspanne des Kreuztisches kann die Torsions-Miniaturprüfmaschine über zwei kugelgelagerte Trapezgewindespindel eine beliebige Position in der horizontalen XY-Ebene manuell anfahren. Die Hublänge beträgt dabei je 60 mm.

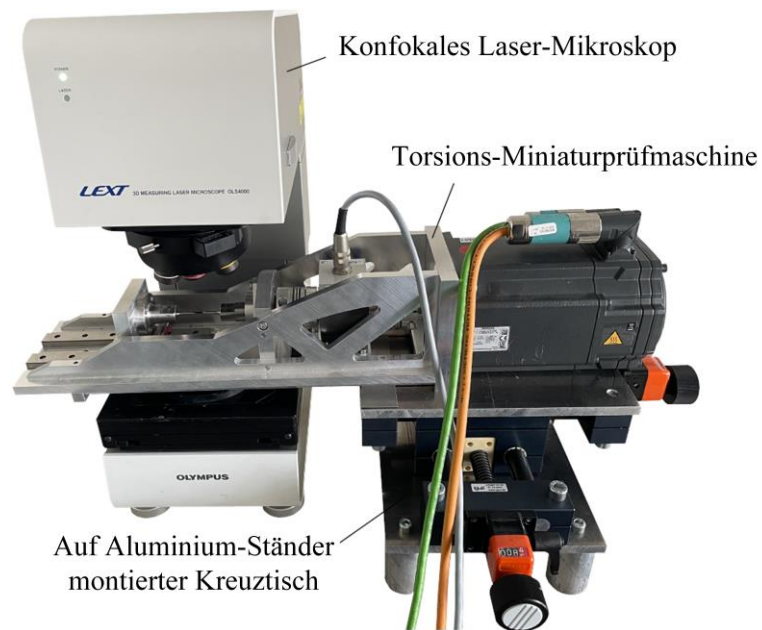


Abbildung 30: Implementierung der Torsions-Miniaturprüfmaschine im konfokalen Lasermikroskop mit Hilfe eines auf einem Aluminium-Ständer montierten Kreuztisches.

5 Untersuchter Werkstoff und experimentelle Methoden

Der Fokus dieses Kapitels liegt zunächst in der Charakterisierung des in dieser Arbeit untersuchten martensitischen Federstahls. Dabei werden relevante Kennwerte aufgeführt, welche aus eigenen Untersuchungen entstammen. Im Anschluss werden die verwendeten Probengeometrien inklusive derer Präparation, sowie die eingesetzten Materialprüfsysteme und Analyseverfahren erläutert.

5.1 Versuchswerkstoff

Der im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Federstahl 54SiCr6 mit der Werkstoffnummer 1.7102 wurde von der Muhr und Bender KG zur Verfügung gestellt und in Stangenform mit einem Durchmesser von 12 mm angeliefert. In Tabelle 3 ist die chemische Zusammensetzung gemäß Lieferantenzugnis aufgeführt.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung des Federstahls 54SiCr6 in [Masse-%]:

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Al	O	Fe
Lieferantenzugnis	0,53	1,43	0,66	0,008	0,007	0,02	0,63	0,002	0,001	Rest

Die Wärmebehandlung des Stangenmaterials erfolgte bei der Siegener Werkzeug- und Härtetechnik GmbH und verfolgte das Ziel, ein martensitisches Gefüge mit geringem Restaustenitanteil ($< 4\%$) und einer ehemaligen Austenitkorngröße von 100-150 μm einzustellen. Dazu wurde das Stangenmaterial bei einer Temperatur von 1080°C für 100 min. im Vakuum austenitisiert und anschließend mit Stickstoff unter einem Druck von 4 bar abgeschreckt. Abschließend erfolgte eine Anlassbehandlung bei 400°C für 60 min. unter Argon-Schutzgas mit anschließender Abkühlung an Raumluft. Die dadurch erzielte nadelförmige martensitische Mikrostruktur wurde an einem Querschliff mit Hilfe einer 3%igen alkoholischen Salpetersäure sichtbar gemacht und ist in Abbildung 31 a) zu sehen. Zur Darstellung der ehemaligen Austenitkorngrößen wurde an einem Querschliff eine Ätzung nach Vilella durchgeführt. Die Bestimmung der durchschnittlichen ehemaligen Austenitkorngröße erfolgte anschließend gemäß dem Linienschnitt-Verfahren nach DIN EN ISO 643. Das Ergebnis lieferte eine Korngrößen-Kennzahl von 3, welche einer durchschnittlichen ehemaligen Austenitkorngröße von 125 μm entspricht. Der nach Vilella angeätzte Querschliff

inklusive des für das Linienschnitt-Verfahren verwendeten Musters ist in Abbildung 31 b) zu sehen. In Tabelle 4 sind die mittels Zugversuch sowie Härteprüfung nach Vickers ermittelten mechanischen Eigenschaften des Versuchswerkstoffs angegeben, die aus der angewandten Wärmebehandlung resultieren.

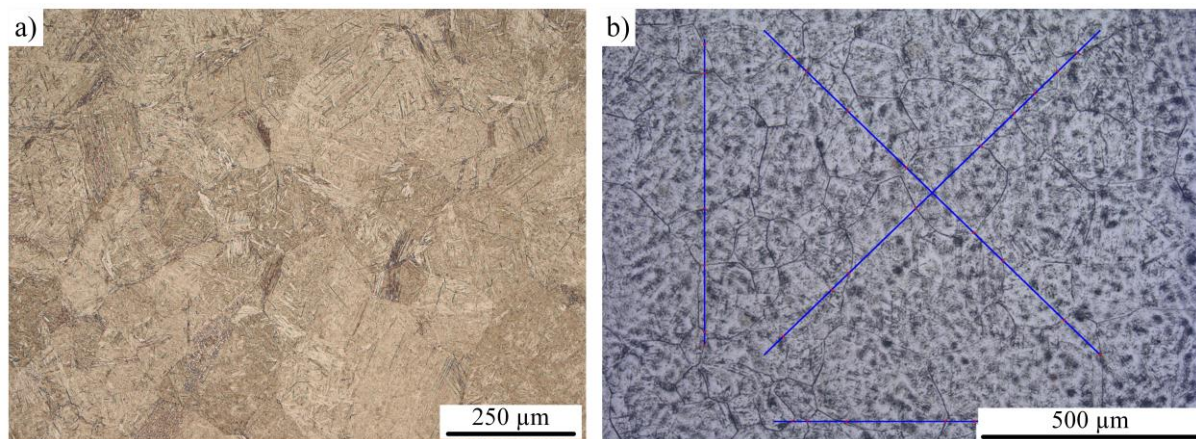


Abbildung 31: a) Martensitische Mikrostruktur angeätzt mittels einer 3%igen alkoholischen Salpetersäure; b) Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngröße nach dem Linienschnitt-Verfahren anhand eines nach Vilella angeätzten Querschliffs.

Tabelle 4: Mechanische Kennwerte des Versuchswerkstoffs 54SiCr6:

$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	HV10
1630	1750	4,2	575

5.2 Probengeometrien und -präparation

Aus dem wärmebehandelten Stangenmaterial erfolgte die Herstellung der unterschiedlichen Probengeometrien, wobei die Symmetrieachse jeder Probe jeweils in Richtung der Längsachse des Stangenmaterials orientiert war. Die zylindrischen Servohydraulik-Ermüdungsproben für die klassische Ermüdungsprüfung unter uniaxialer Beanspruchung, sowie die Torsions-Miniaturproben für die *in situ* Ermüdungsprüfung unter Torsionsbeanspruchung wurden in einer CNC-gesteuerten Drehmaschine gefertigt (Abbildung 32 a) und c)). Die Zug-Druck-Miniaturproben für die uniaxialen *in situ* Ermüdungsprüfungen wurden mittels Drahterosion hergestellt und sind in Abbildung 32 b) dargestellt. Analog zu den Torsions-Miniaturproben dient auch bei den Zug-Druck-Miniaturproben die beidseitig eingefräste Flachkerbe der Schädigungslokalisierung und weist einen Kerbfaktor von $k_{ZDM} = 1,3$ auf.

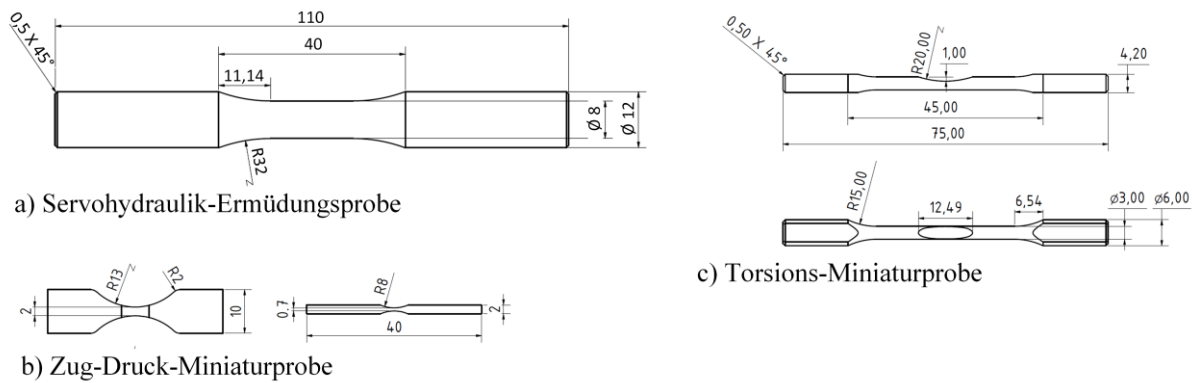


Abbildung 32: Verwendete Probengeometrien.

Da die lokale Orientierungsbestimmung mittels EBSD eine hohe Anforderung an die Oberflächengüte stellt und darüber hinaus der Oberflächenzustand einen großen Einfluss auf die Rissinitiierung ausübt, wurden sämtliche Proben zunächst mechanisch mit SiC-Papier bis 2500er Körnung geschliffen und anschließend mit einer Aluminiumoxid-Suspension mit einer Korngröße von 1 μm poliert. Der finale Polierschritt erfolgte chemo-mechanisch mittels kolloidaler Siliziumdioxid-Suspension mit einer Korngröße von 0,05 μm .

Um den Einfluss von Druckeigenstressungen auf die Lebensdauer und die Ermüdungsschädigungsentwicklung untersuchen zu können, wurde je ein Probensatz aller Probengeometrien einer Kugelstrahlbehandlung unterzogen. Der Strahlprozess der Servohydraulik-Ermüdungsproben erfolgte zweistufig an einer Schleuderradanlage der Muhr und Bender KG. Das verwendete Stahldrahtkorn mit einer Verrundungsstufe von G2 wies eine Härte HV_M von 670 HV auf und die beiden Strahlkorndurchmesser d_M des zweistufigen Kugelstrahlprozesses lagen im ersten Prozessschritt bei 0,5 mm und im zweiten Prozessschritt bei 0,4 mm. Die Abwurfgeschwindigkeit v_M lag bei 76 m/s, und es wurde ein Überdeckungsgrad \ddot{u} von $> 98\%$ angestrebt. Der Kugelstrahlprozess führte zu einer Strahlintensität I_A von 0,3 mm Almen Typ A.

Die Miniaturproben mussten aufgrund ihrer geringeren Größe extern mit Hilfe einer Druckstrahlanlage bei der Sentenso GmbH kugelgestrahlt werden. Der Strahlprozess erfolgte simultan von zwei Seiten mit Stahldrahtkorn der Verrundungsstufe G3 und einem Druck p_M von 1,5 bar. Der Auftreffwinkel α_M betrug 80° und der Strahlmitteldurchsatz DS_M lag bei 1 kg/min. Das Strahlmittel wies eine Härte HV_M von 700 HV und einen Durchmesser d_M von 0,4 mm auf. Die aufgeführten Strahlparameter führten zu einer Strahlintensität I_A von 0,16 mm Almen Typ A. Um eine gleichmäßige Kugelstrahlbehandlung aller vier Seiten der Zug-Druck-Miniaturproben zu gewährleisten, wurden diese in zwei Durchgängen gestrahlt. Im Zuge dessen

waren einmal die schmalen Seiten und einmal die breiten Seiten orthogonal zu den Strahlröhren orientiert (Abbildung 33). Die Kugelstrahlbehandlung der Torsions-Miniaturproben konnte in einem einzelnen Strahldurchgang erfolgen, indem der Probentisch während des Strahlvorgangs mit Hilfe eines Elektromotors in Rotation versetzt wurde. Bei beiden Probentypen wurde eine Überdeckung $ü$ von 100 % angestrebt. Alle kugelgestrahlten (KS) Proben erfuhren die gleiche Probenpräparation wie die nicht-kugelgestrahlten (NKS) Proben.

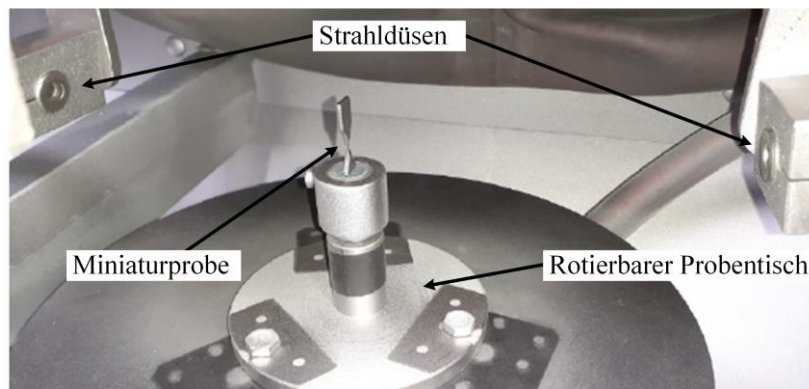


Abbildung 33: Probenkammer der Druckluftstrahlanlage mit eingebauter Zug-Druck-Miniaturprobe.

5.3 Materialprüfsysteme

In diesem Kapitel werden die eingesetzten Materialprüfsysteme vorgestellt. Sämtliche Ermüdungsversuche erfolgten im HCF-Bereich bei einem Spannungsverhältnis R von -1. Da *in situ* Ermüdungsversuche mit großem Zeitaufwand verbunden sind und in der Regel nicht bis zum Probenbruch geführt werden, wurden zu Beginn klassische Ermüdungsprüfungen unter uniaxialer Beanspruchung durchgeführt, welche Referenzwerte für die benötigten Spannungsamplituden und Lebensdauerdaten lieferten. Die anschließenden *in situ* Ermüdungsversuche, welche den Einsatz von Miniaturprüftechnik erforderlich machen, dienten der eigentlichen Erforschung der Ermüdungsschädigungsentwicklung.

5.3.1 Klassische Ermüdungsprüftechnik

Die klassischen, uniaxialen Ermüdungsversuche erfolgten an einer servohydraulischen Ermüdungsprüfmaschine des Herstellers MTS des Typs 810 mit einer 50 kN Kraftmessdose bei Raumtemperatur und unter Umgebungsatmosphäre. Das Prüfsystem ist mit einem MTS Teststar IIs Regler ausgestattet, der standardmäßig eine weg-, eine dehnungs- als auch eine kraftgesteuerte Regelung ermöglicht, wobei die Ermüdungsversuche im Rahmen dieser Arbeit

kraftgesteuert durchgeführt wurden. Die eingestellte Prüffrequenz lag bei 10 Hz und die Grenzschwingspielzahl N_G wurde auf 2 Mio. Zyklen festgelegt.

5.3.2 *In situ* Miniaturprüftechnik

Die Charakterisierung der Ermüdungsschädigungsentwicklung erfolgte unter Einsatz von *in situ* Miniaturprüftechnik für uniaxiale Beanspruchung bzw. Torsionsbeanspruchung. Dazu wurden beide Miniaturprüfmaschinen jeweils in ein konfokales Lasermikroskop integriert. Die Versuchsführung erfolgte quasi *in situ*, indem in vordefinierten Intervallen, welche abhängig von der aufgetragenen Belastungsamplitude waren, Bilder von der Probenoberfläche aufgenommen und später für die Rekonstruktion der Rissinitiierung und Kurzrissausbreitung ausgewertet wurden. Alle *in situ* Ermüdungsversuche wurden mit einem Spannungsverhältnis R von -1 durchgeführt, und die eingestellte Prüffrequenz lag bei 10 Hz für den uniaxialen Belastungsfall und bei 5 Hz für den torsionalen Belastungsfall. Aufgrund der aufwendigen Versuchsdurchführung lag die Grenzschwingspielzahl der *in situ* Ermüdungsversuche $N_{G,in situ}$ bei 1 Mio. Zyklen. Die Miniaturproben wurden in der Regel nicht bis zum Bruch geprüft, sondern der Versuch wurde nach Erreichen eines ausgeprägten Langrisses gestoppt, um eine anschließende EBSD-Analyse hinsichtlich der Schädigungsmechanismen durchführen zu können. Lediglich ausgewählte Miniaturproben wurden bis zum Probenbruch ermüdet, sodass eine ergänzende Bruchflächenanalyse möglich war. Da der Aufbau und die Funktionsweise der Torsions-Miniaturprüfmaschine bereits in Kapitel 4.2 erläutert wurden, wird nachfolgend nur das Funktionsprinzip der Zug-Druck-Miniaturprüfmaschine vorgestellt.

Der Aufbau und das Funktionsprinzip der Zug-Druck-Miniaturprüfmaschine ist in Abbildung 34 veranschaulicht. Die Zug-Druck-Miniaturproben werden mit Hilfe von Schrauben auf einem zweiteiligen Probenschlitten inklusive Linearführung nahezu biegefrei eingespannt. Der Probenschlitten befindet sich zwischen dem Lastrahmen und der beweglichen Traverse. In der Traverse ist ein Piezoaktuator des Typs PSt 1000/35/125 VS 45 Thermostable der Fa. Piezomechanik GmbH verbaut, welcher als Antrieb dient. Für eine wechselnde Belastung ist es notwendig, den Piezoaktuator vor Probeneinbau auf halbe Auslenkung zu positionieren, wodurch das integrierte Tellerfedernpaket vorgespannt wird. Dadurch übt der Piezoaktuator im weiteren Verlauf eine Zugspannung auf die Miniaturproben aus, während das Tellerfedernpaket bei Entlastung des Piezoaktuators zu einer Druckspannung in den Miniaturproben führt. Auf diese Weise kann im kraftgeregelten Ermüdungsversuch eine maximale Kraftamplitude von 1280 N erreicht werden. Die Kraftmessung erfolgt mit Hilfe eines Quarzkristallkraftsensors des Typs 9134B29 der Fa. Kistler mit einer Genauigkeit von

$<0,01\text{ N}$, welcher sich zwischen den beiden Teilen des Probenschlittens befindet. Die Leistungselektronik der Zug-Druck-Miniaturprüfmaschine erlaubt eine maximale Prüffrequenz von bis zu 35 Hz. Weitere Informationen zur Zug-Druck-Miniaturprüfmaschine und deren Entwicklung können der Arbeit von Roth [149] entnommen werden.

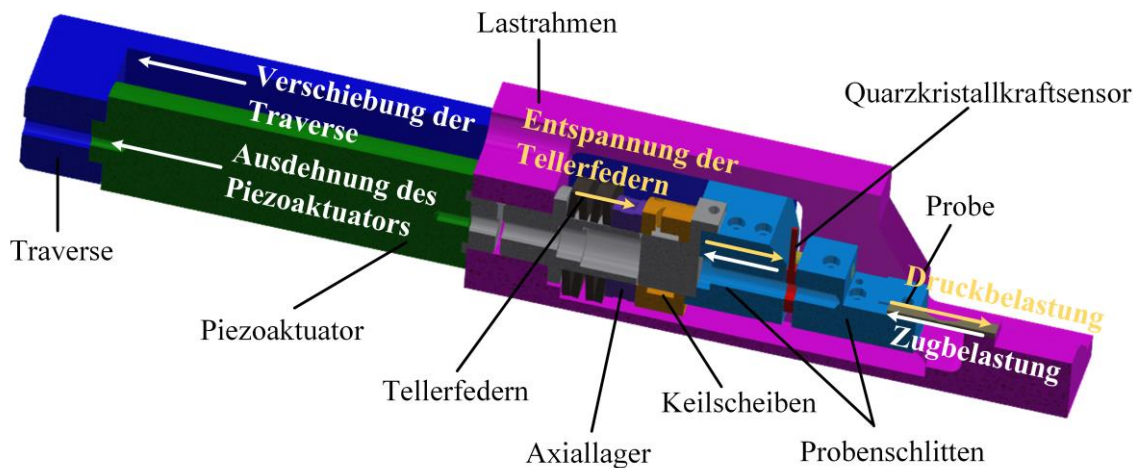


Abbildung 34: Aufbau und Funktionsprinzip der Zug-Druck-Miniaturprüfmaschine.

Nachfolgend sollen noch die beiden Beanspruchungsarten uniaxiale Beanspruchung und Torsionsbeanspruchung unter Berücksichtigung des jeweiligen Regelparameters und der für die Auswertung relevanten Messgröße näher beleuchtet werden.

Da die *in situ* Ermüdungsversuche unter uniaxialer Beanspruchung kraft geregelt erfolgen, kann auf Basis der eingestellten Kraftamplitude ΔF und des Probenquerschnitts A der Zug-Druck-Miniaturproben die Spannungsamplitude $\Delta\sigma/2$ gemäß Gleichung 5.1 berechnet werden:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\Delta F}{2 \cdot A} \quad 5.1$$

Der für die weitere Auswertung benötigte zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK kann anschließend gemäß Gleichung 2.11 ermittelt werden. Obwohl das K-Konzept für mikrostrukturell kurze Risse streng genommen ungültig ist, lassen sich dadurch jedoch gut die zuvor beschriebenen Besonderheiten der Kurzrisssausbreitung im Vergleich zur Langrisssausbreitung veranschaulichen, welche für deren eingeschränkten Gültigkeitsbereich verantwortlich sind.

Die *in situ* Ermüdungsversuche unter Torsionsbeanspruchung erfolgen scherungsgeregelt, weshalb im ersten Schritt das Torsionsmoment M_T auf Basis des eingestellten Verdrehwinkels φ ermittelt werden muss [7]:

$$M_T = \frac{\varphi \cdot d^4 \cdot \pi \cdot G}{32 \cdot l} \quad 5.2$$

Dabei kennzeichnen d den Probendurchmesser, G den Schubmodul und l die Probenlänge. Anschließend kann die Torsionsspannungsamplitude $\Delta\tau_t/2$ gemäß Gleichung 5.3 berechnet werden [7]:

$$\frac{\Delta\tau_t}{2} = \frac{M_T}{2 \cdot W_t} = \frac{16 \cdot M_T}{\pi \cdot d^3} \quad 5.3$$

W_t stellt dabei das Widerstandsmoment bei Torsionsbeanspruchung dar. Da die Torsionsbeanspruchung anders als die uniaxiale Beanspruchung nicht vereinfacht durch eine reine Mode I-Rissöffnung beschrieben werden kann, sondern eine räumliche Mixed-Mode Rissöffnung vorherrscht, gilt es die jeweiligen Anteile der drei aktiven Rissöffnungsarten zu bestimmen. Anschließend kann erst der zyklische Vergleichsspannungsintensitätsfaktor ΔK_v gemäß Gleichung 2.12 berechnet werden. Da die primär vorliegende aktive Rissöffnungsart signifikant von der Orientierung des Risses in Bezug auf die Torsionsachse abhängt [24], erfolgte die Berechnung des Vergleichsspannungsintensitätsfaktor ΔK_v mit Hilfe des FEM-Programms Abaqus Version 167380 (2021). Details zur numerischen Berechnung finden sich in der Arbeit von Kuzkaya [153].

5.4 Verfahren zur Analyse der Materialeigenschaften

5.4.1 Lichtmikroskop

Die Bruchflächenanalyse der Ermüdungsproben erfolgte an einem Auflichtmikroskop des Typs DM2500 M der Firma Leica. Dieses ermöglicht eine Vergrößerung von bis zu 1000:1.

5.4.2 Konfokales Lasermikroskop

Die Probenoberflächen der Miniaturproben wurden zur Bewertung der Ermüdungsschädigungsentwicklung mit Hilfe eines konfokalen Lasermikroskops der Marke Olympus Modell LEXT OLS4000 untersucht, dessen maximale Auflösung senkrecht zur Probenoberfläche gemäß Herstellerangabe 10 nm beträgt. Bei der konfokalen Mikroskopie wird ein Laserstrahl von einer punktförmigen Lichtquelle durch eine Lochblende und einen Strahlteiler auf die zu untersuchende Probe geleitet. Die von der Probenoberfläche reflektierten Laserstrahlen passieren eine Objektiv- und eine Tubuslinse und werden inmitten einer Lochblende fokussiert. Wird der Abstand zwischen Lochblende und Tubuslinse korrekt

eingrichtet, befinden sich der Punkt in der Mitte der Lochblende und der beleuchtete Punkt auf der Probenoberfläche zeitgleich im Fokus, wodurch beide konfokal zueinander sind. Diese Anordnung sorgt dafür, dass lediglich Licht aus der Fokusebene detektiert wird, wohingegen außerhalb der Fokusebene liegende Informationen ausgeblendet werden. Um ein Gesamtbild der Probenoberfläche zu erhalten, wird der Laserstrahl sequenziell in Zeilen und Spalten über die Oberfläche gerastert, wobei das Gesamtbild aus einer Menge von beleuchteten Stellen mit unterschiedlicher Brennweite zusammengesetzt ist. Die so erzeugten optischen Schnitte ermöglichen eine dreidimensionale Abbildung [154].

5.4.3 Rasterelektronenmikroskop

Die Untersuchung des mikrostrukturellen Einflusses auf die Ermüdungsschädigungsentwicklung erfolgte mit einem Dual-Beam-Rasterelektronenmikroskop des Typen Helios Nanolab 600 der Firma FEI, welches neben einer Elektronenquelle auch über eine Ionenquelle verfügt. Die Elektronenoptik weist eine Auflösung von 0,9 nm bei 15 kV Beschleunigungsspannung bzw. 1,4 nm bei 1 kV Beschleunigungsspannung auf und ist mit einer Feldemissionskathode zur Elektronenstrahlerzeugung ausgestattet. Neben Detektoren zur Darstellung von Sekundärelektronen (engl.: Secondary electrons, kurz: SE) und Rückstreuelektronen (engl.: Back scattered electrons, kurz: BSE) besitzt das Gerät zusätzlich einen EBSD-Detektor und einen Detektor für energiedispersive Röntgenspektroskopie (engl.: Energy dispersive X-ray spectroscopy, kurz: EDX). Insbesondere die EBSD-Analyse diente der Untersuchung des Mikrostruktureinflusses auf die Rissinitiierung und Kurzrissausbreitung. Da es sich hierbei um ein sehr oberflächensensitives Verfahren handelt, konnten bei den EBSD-Analysen der kugelgestrahlten Proben Qualitätsverluste an den detektierten Pattern wahrgenommen werden, die in der Anwesenheit der Druckeigenstressungen begründet liegen, welche das Kristallgitter der Proben verzerren.

Nachfolgend werden die Messverfahren und deren physikalische Prinzipien in Kurzform erklärt. Als weiterführende Nachschlagewerke seien dafür die Bücher von Reimer und Pfefferkorn [155] sowie Schwartz et al. [156] genannt. Außerdem wird die eingesetzte Matlab-Toolbox MTEX zur Analyse von EBSD-Datensätzen vorgestellt.

Bildgebende Verfahren

Die Oberflächenabbildung mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskops (REM) entsteht durch ein rasterförmiges Abfahren der Probenoberfläche mit einem energiereichen Elektronenstrahl. Im

Zuge dessen kommt es zu einer Vielzahl von Wechselwirkungsprodukten, wobei für die Bildgebung die Rückstreuelektronen und Sekundärelektronen von Relevanz sind.

Rückstreuelektronen sind hochenergetische Elektronen mit einer Energie von >50 eV und entstehen durch elastische Streuung der Primärelektronen an den Atomkernen der Probe. Ursächlich dafür ist die Coulombschen-Wechselwirkung, welche für eine Änderung der Richtungskomponente der Primärelektronen sorgt. Aufgrund von mehrfacher Ablenkung können die Rückstreuelektronen schließlich aus der Probenoberfläche wieder austreten und mit einem Silizium-Halbleiterdetektor erfasst werden. Die Eindringtiefe der Primärelektronen lässt sich mit Hilfe der Beschleunigungsspannung steuern und ermöglicht die Darstellung von Phasenunterschieden, da die Dichte der Materie die Rückstreuung maßgeblich beeinflusst. Dadurch erscheinen schwere Elemente im BSE-Elektronenbild heller, da die Ablenkung an schwereren Elementen stärker ist [155].

Sekundärelektronen resultieren aus inelastischer Streuung des Primärelektronenstrahl und weisen geringere Energien von <50 eV auf. Bei der inelastischen Streuung wird die Energie eines Elektrons zum Teil an die Atome der Probe abgegeben, was zu einer Freisetzung der schwächer gebundenen Valenzelektronen führt. Die herausgeschlagenen Sekundärelektronen entstammen einem randschichtnahen Bereich (max. 5 nm Tiefe) und können über einen Everhart-Thorney-Detektor erfasst werden. Das resultierende SE-Bild liefert eine Darstellung der Topografie der Probe, da aus hervorstehenden Kanten vermehrt Sekundärelektronen austreten können und diese folglich heller erscheinen [155].

Elektronenrückstreubeugung

Die EBSD-Technik ermöglicht die Bestimmung der lokalen kristallographischen Orientierung und die Phasenzugehörigkeit der Mikrostruktur. Diese Analyseverfahren basiert auf der Beugung der Primärelektronen an den Gitterebenen der Probe. Durch weitestgehend elastische Streuung treffen die Primärelektronen von allen Richtungen auf die Gitterebenen innerhalb des Wechselwirkungsbereichs mit dem Elektronenstrahl auf. Wenn der Auftreffwinkel dabei dem sogenannten Bragg-Winkel θ entspricht, ist die Bragg-Bedingung (Gleichung 5.4) erfüllt und die Intensität des abgelenkten Elektronenstrahls in dieser Richtung wird verstärkt (konstruktive Interferenz).

$$2d \cdot \sin \theta = n \cdot \lambda \quad 5.4$$

Die Bragg-Gleichung beschreibt den Zusammenhang zwischen dem Gitternetzebenenabstand d , dem Bragg-Winkel θ und einem ganzzahligen Vielfachen der Wellenlänge der Elektronen

$n \cdot \lambda$. Da die Elektronen sowohl von oberhalb als auch von unterhalb auf die Gitterebenschar auftreffen, entstehen zwei Beugungskegel (Kossel-Kegel). Auf einem Phosphorschirm werden Schnitte durch die Beugungskegel dargestellt, welche als Paare paralleler Linien (Kikuchi-Linien) sichtbar sind (Abbildung 35 a)). Da an jeder Gitterebenschar Kikuchi-Linien gebildet werden, entsteht auf dem Phosphorschirm ein Kikuchi-Muster (Abbildung 35 b)), welches die Berechnung der Gitterstruktur und die Orientierung des Gitters bezogen auf die Probenoberfläche erlaubt. Die Auswertung der Kikuchi-Muster hinsichtlich der Kristallorientierung und der Phasenzugehörigkeit erfolgt automatisiert. Zu diesem Zweck nimmt eine CCD-Kamera, die hinter dem Phosphorbildschirm geschaltet ist, die Kikuchi-Muster auf, welche anschließend mit Hilfe einer Software ausgewertet werden. Neben einer guten Probenpräparation ist es erforderlich, dass die Probe um ca. 70° zum Primärelektronenstrahl gekippt ist, da auf diese Art und Weise ein zu tiefes Eindringen der Elektronen in die Probe und folglich eine zu starke Absorption der nach der Bragg-Bedingung gebeugten Elektronen vermieden wird [156].

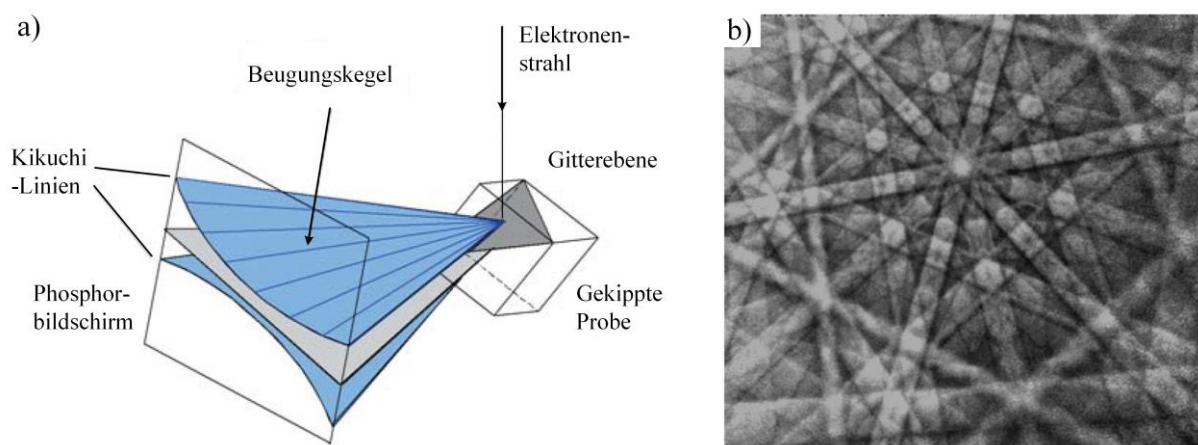


Abbildung 35: a) Schematische Darstellung zur Bildung der Kikuchi-Linien und b) Beispiel eines Kikuchi-Musters einer Cadmium-Probe nach [156].

Kristallographietoolbox MTEX

MTEX ist eine kostenfreie, quelloffene Matlab-Toolbox zur Analyse und Modellierung von EBSD-Daten und Polfiguren, die von einem multidisziplinären Team von Materialwissenschaftlern, Geologen und Mathematikern stetig weiterentwickelt wird [157]. Die frei zur Verfügung stehenden Skripte wurden auf die Fragestellungen der vorliegenden Arbeit hin angepasst, um anhand der gemessenen EBSD-Daten insbesondere die ehemaligen Austenitkorn Grenzen, Schmidfaktoren, aktiven Gleitsysteme und Werte für die slip transmission zu ermitteln und diese in die Interpretation der Ergebnisse einfließen zu lassen.

Details zu den angepassten Skripten finden sich in [153]. Die zuvor erwähnte, verminderte Patternqualität im Fall der kugelgestrahlten Proben erschwerte insbesondere die Rekonstruktion der ehemaligen Austenitkorn Grenzen, da für diese Berechnungen eine gute Patternqualität benötigt wird.

5.4.4 Röntgendiffraktometer

Die Bestimmung der Eigenspannungen I. Art an den kugelgestrahlten Servohydraulik-Ermüdungsproben sowie an den Torsions-Miniaturproben erfolgte wellendispersiv mit einem Röntgendiffraktometer (engl.: X-ray diffractometer, kurz: XRD) des Typs Empréan der Firma PANalytical GmbH unter Einsatz von Cr-K α -Strahlung nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren. Zur Erstellung eines Eigenspannungs-Tiefenprofils wurden die Oberflächen der Proben nach jeder Messung sukzessiv in fünf Schritten abgetragen, um Messungen in den folgenden Oberflächentiefen durchzuführen: 0 μm , $\sim 5 \mu\text{m}$, $\sim 50 \mu\text{m}$, $\sim 100 \mu\text{m}$, $\sim 200 \mu\text{m}$ und $\sim 300 \mu\text{m}$. Der Materialabtrag erfolgte mittels elektrolytischen Polierens mit dem Elektrolyten A-2 der Firma Struers. Da es beim elektrolytischen Polieren schwierig ist einen exakten Materialabtrag zu erzielen, sind die Schritte in die Tiefe jeweils mit einer Tilde versehen. Nachfolgend werden das Messverfahren und dessen physikalisches Prinzip in Kurzform erklärt. Als weiterführendes Nachschlagewerk wird auf das Buch von Spieß et al. [158] verwiesen.

Analog zur EBSD-Technik basiert die röntgenographische Spannungsanalyse auf der Bragg-Bedingung (Gleichung 5.4), wobei in diesem Fall die Wellenlänge eines monochromatischen Röntgenstrahls betrachtet wird. Gemäß der Bragg-Bedingung ist für eine definierte Wellenlänge λ der Bragg-Winkel θ eindeutig verknüpft mit dem Gitternetzebenenabstand d der reflektierenden Ebenschar, wodurch jede Interferenz eines Diffraktogramms genau einer Netzebenschar entspricht. Wird nun ein Gitternetzebenenabstand aufgrund einer äußeren Belastung verändert, resultiert dies in einer entsprechenden Verschiebung der Interferenzlinie, welche wiederum die Berechnung der vorliegenden Dehnung bzw. der zugrundeliegenden Spannung erlaubt. Abbildung 36 a) zeigt schematisch die Veränderung des Gitternetzebenenabstands von d_0 auf d_1 bzw. des Bragg-Winkels von θ_0 auf θ_1 aufgrund einer äußerlich wirkenden Kraft F . Die daraus resultierende Verschiebung des detektierbaren Peaks der Interferenzlinie ist in Abbildung 36 b) dargestellt.

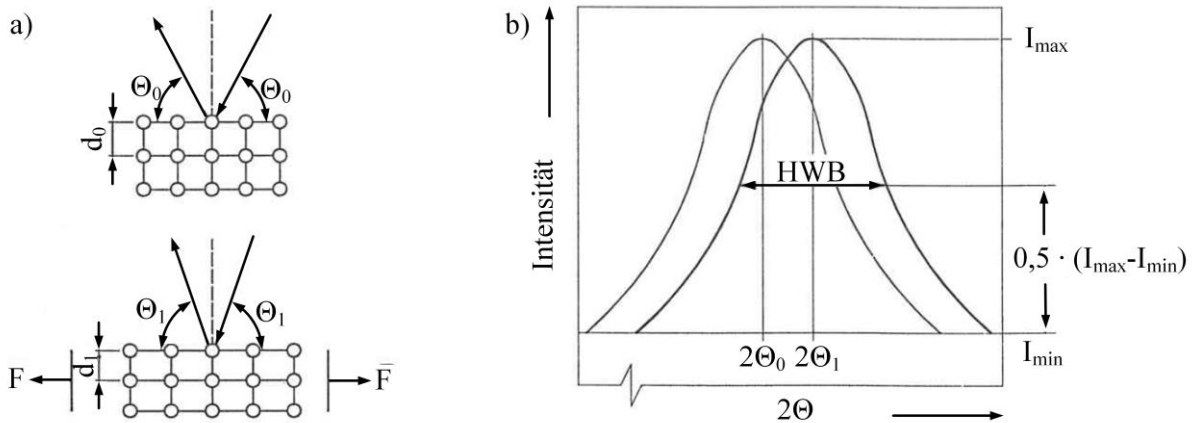


Abbildung 36: a) Veränderung des Gitternetzebenenabstands und des Bragg-Winkels unter Einwirkung einer äußeren Kraft; b) daraus resultierende Verschiebung der Interferenzlinie.

Die Verknüpfung dieser Peakverschiebung mit der elastomechanischen Beschreibung des Spannungszustands führt zur Grundgleichung der röntgenographischen Eigenspannungsermittlung, dessen vereinfachte Form gemäß dem $\sin^2\psi$ -Verfahren in Gleichung 5.5 zu finden ist.

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \sigma_{\varphi} \cdot \frac{1}{2} s_2(hkl) \cdot \sin^2\psi - s_1(hkl) \cdot (\sigma_1 + \sigma_2) \quad 5.5$$

Dabei stellen $\varepsilon_{\varphi\psi}$ die Gitterdehnung, σ_{φ} die gesuchte Eigenspannung und σ_1 bzw. σ_2 die Hauptspannungen des ebenen Spannungszustands dar. Die Berücksichtigung der lokalen Anisotropie der Kristalle erfolgt durch die ebenenabhängigen, sogenannten röntgenographischen Elastizitätskonstanten (REK) $\frac{1}{2} s_2(hkl)$ und $s_1(hkl)$, die sich wie folgt berechnen lassen:

$$\frac{1}{2} s_2(hkl) = \left(\frac{1 + \nu}{E} \right)^{(hkl)} ; \quad s_1(hkl) = - \left(\frac{\nu}{E} \right)^{(hkl)} \quad 5.6$$

Beim $\sin^2\psi$ -Verfahren werden die ermittelten Messwerte der Gitterdehnung bzw. des Gitternetzebenenabstands für einen Azimutwinkel φ bei verschiedenen Polwinkeln ψ ermittelt und in Abhängigkeit des $\sin^2\psi$ aufgetragen. Aus der Steigung der sich daraus ergebenden Gerade kann anschließend mit Hilfe der REK der gesuchte Eigenspannungswert errechnet werden.

Die Messparameter für die durchgeführte röntgenographische Spannungsanalyse sind in Tabelle 5 zu finden.

Tabelle 5: Messparameter für die wellendispersive, röntgenographische Spannungsanalyse:

Char. Strahlung	Öffnung der Blende	Schrittweite	$\sin^2\psi$
Cr-K α	1 mm x 1 mm	0,1°	0,0 – 0,5
Gitterebene	Winkelbereich 2θ	Goniometer Typ	
{211}	151° - 161°	ψ	

Aufgrund des geringen Querschnitts der Zug-Druck-Miniaturproben, konnten diesen nicht elektrolytisch poliert werden. Um dennoch ein Eigenspannungs-Tiefenprofil zu erhalten, bot sich die zerstörungsfreie, energiedispersive Röntgendiffraktometrie an, welche am Lehrstuhl für Metallische Werkstoffe der Universität Kassel (Leitung: Prof. Niendorf) durchgeführt wurde. Die Messung erfolgte an einem XRD des Typs Huber 4 der Firma Huber GmbH & Co. KG, welches mit einer W-Anode ausgestattet ist und bei einer Beschleunigungsspannung von 60 kV betrieben wird. Der Kollimator-Durchmesser lag bei 0,5 mm und die Messung wurde bei einem 2θ -Winkel von 25° durchgeführt. Die maximale Messtiefe betrug 40 μm . Die anschließende Analyse der Messergebnisse erfolgte mit Hilfe der Multiwellenlängen-Methode. Details zum eingesetzten XRD sowie zur Mess- und Analysemethode können aus Veröffentlichungen der Forschungsgruppe der Universität Kassel entnommen werden [159–162].

6 Ergebnisse

Dieses Kapitel dient der Präsentation der erzielten Ergebnisse. Dazu wird zunächst mittels EBSD-Technik und unter Zuhilfenahme der Software MTEX das Material charakterisiert und anschließend die erzielten Eigenspannungszustände nach dem Kugelstrahlen gezeigt. Im Anschluss werden die Ergebnisse der uniaxialen und torsionalen Ermüdungsprüfungen, welche mit Hilfe von klassischer und *in situ* Prüftechnik erzeugt wurden, vorgestellt. Die dafür verwendeten Probenkürzel sind in Tabelle 6 definiert. Ferner ist zu beachten, dass bei allen Abbildungen der Probenoberflächen die Probenachse von oben nach unten verläuft und dies folglich auch der Beanspruchungsrichtung bzw. Torsionsachse entspricht.

Tabelle 6: Probenkürzel:

Kürzel	Bedeutung
ZD-xxx-EP	Servohydraulik-Ermüdungsprobe
ZD-xxx-MP	Zug-Druck-Miniaturprobe
T-xxx-MP	Torsions-Miniaturprobe
xxx-NKS-xxx	Probe im nicht-kugelgestrahlten Zustand
xxx-KS-xxx	Probe im kugelgestrahlten Zustand

6.1 Charakterisierung des Versuchswerkstoffes

Die Charakterisierung des Versuchswerkstoffes hinsichtlich des Restaustenitgehalts und der vorliegenden Orientierungsbeziehung zwischen den Phasen Austenit und Martensit erfolgte anhand von EBSD-Analysen sowie einer anschließenden Analyse mit Hilfe der Software MTEX zur Rekonstruktion der ehemaligen Austenitkorngrenzen.

Der Restaustenitgehalt wurde anhand von drei Proben ermittelt. Darüber hinaus wurden Vergleichsmessungen an drei weiteren Proben am Institut für Werkstoff- und Füge-technik der Hochschule Bochum mittels $\cos\alpha$ -Methode (siehe [163, 164]) durchgeführt. Die Ergebnisse der Restaustenit-Messungen sind in Tabelle 7 dargestellt und ergeben einen durchschnittlichen Restaustenitanteil von 3,6 %, welcher im geforderten Bereich von < 4% liegt.

Tabelle 7: Ergebnisse der Restaustenitbestimmung mittels EBSD-Analysen und $\cos\alpha$ -Methode:

Restaustenitanteil in [%]			
EBSD-	Probe 1	Probe 2	Probe 3
Analyse	3,0	2,6	4,0
$\cos\alpha$ -	Probe 1	Probe 2	Probe 3
Methode	3,8	4,4	3,5

In Abbildung 37 a) ist eine exemplarische EBSD-Analyse des Versuchswerkstoffes nach Durchführung der in Kapitel 5.1 beschriebenen Wärmebehandlung zu sehen. Die Mikrostruktur zeigt die für martensitische Werkstoffe typische nadelförmige Struktur. Abbildung 37 b) repräsentiert die dazugehörige Phasenverteilung mit einem Restaustenitgehalt von 3 %. Die Abbildung 37 c)-f) wurden mit Hilfe der Software MTEX erstellt. Diese berechnet unter anderem anhand der EBSD-Daten die primär vorliegende Orientierungsbeziehung, welche im untersuchten Federstahl, wie bereits in Kapitel 3.1.2 erwähnt, die Kurdjumov-Sachs Orientierungsbeziehung aufweist. Entsprechend zeigt die von MTEX berechnete $\{001\}$ -Polfigur in Abbildung 37 c) eine Orientierungsbeziehung nach Kurdjumov-Sachs. Einen weiteren Nachweis für die hauptsächlich vorliegende Orientierungsbeziehung nach Kurdjumov-Sachs liefert der in Abbildung 38 gezeigte Vergleich zwischen einer gemessenen $\{111\}$ -Polfigur mit den beiden idealen $\{111\}$ -Polfiguren nach Kurdjumov-Sachs bzw. nach Nishiyama-Wassermann. Die Übereinstimmung der gemessenen $\{111\}$ -Polfigur mit der idealen $\{111\}$ -Polfigur nach Kurdjumov-Sachs ist deutlich zu erkennen. Abbildung 37 d) zeigt die Verteilung der 24 möglichen Varianten nach Kurdjumov-Sachs in der EBSD-Analyse aus Abbildung 37 a). In der Abbildung 37 e) ist die Missorientierung zwischen zwei benachbarten Messpunkten dargestellt, welche anschließend der Rekonstruktion der ehemaligen Austenitkörner in Abbildung 37 f) diente. Die am untersuchten Federstahl durchgeführte Wärmebehandlung führt zu einem grobkörnigen ehemaligen Austenitgefüge mit einer durchschnittlichen ehemaligen Austenitkorngröße von $125 \mu\text{m}$ (Kapitel 5.1). Dieses grobkörnige ehemalige Austenitgefüge spiegelt sich ebenfalls in der Rekonstruktion der ehemaligen Austenitkörner in Abbildung 37 f) wider.

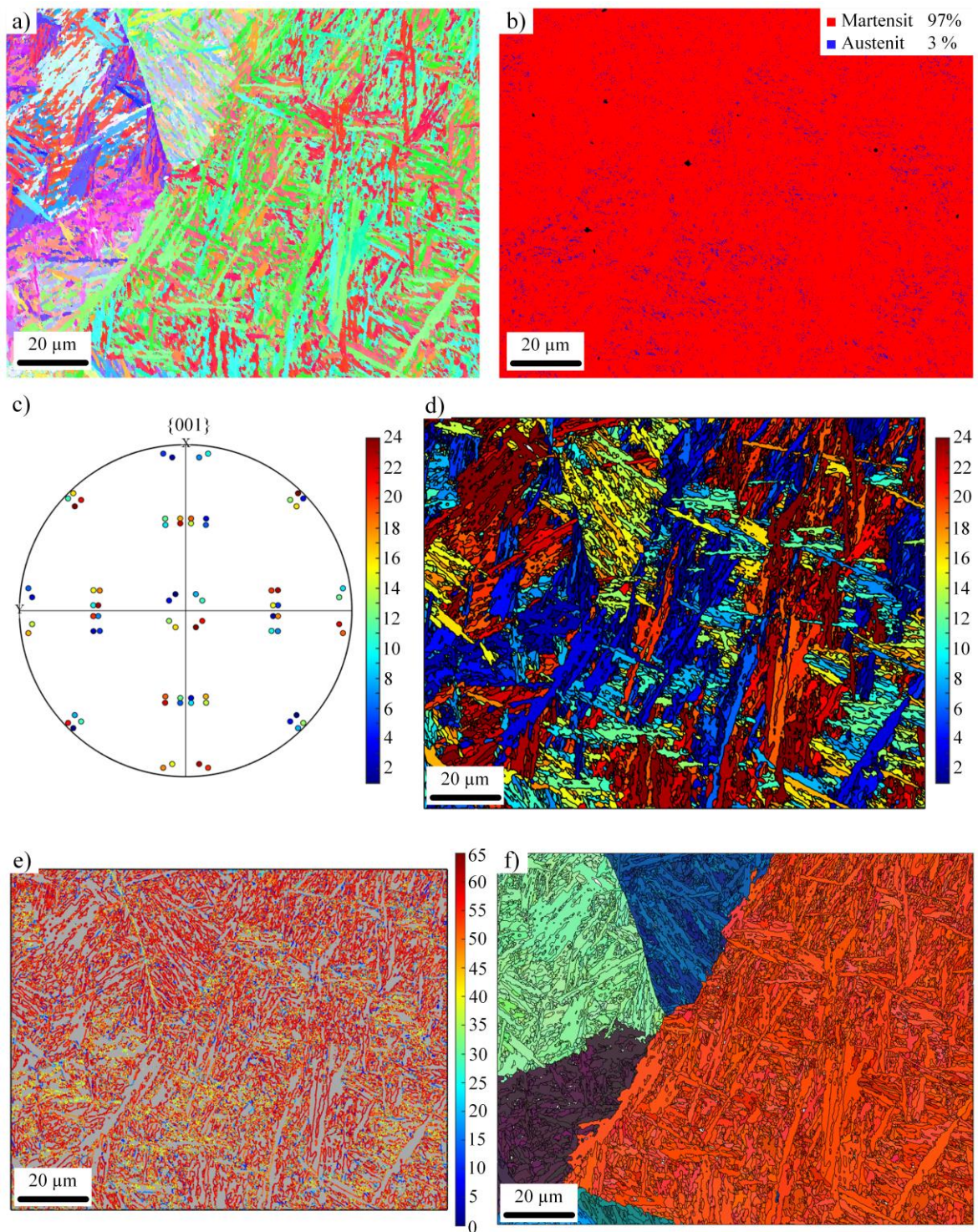


Abbildung 37: a) EBSD-Analyse und dazugehörige b) Phasenverteilung, c) $\{001\}$ -Polfigur, d) Variantenverteilung, e) Missorientierung zwischen benachbarten Messpunkten und f) ehemalige Austenitkörner.

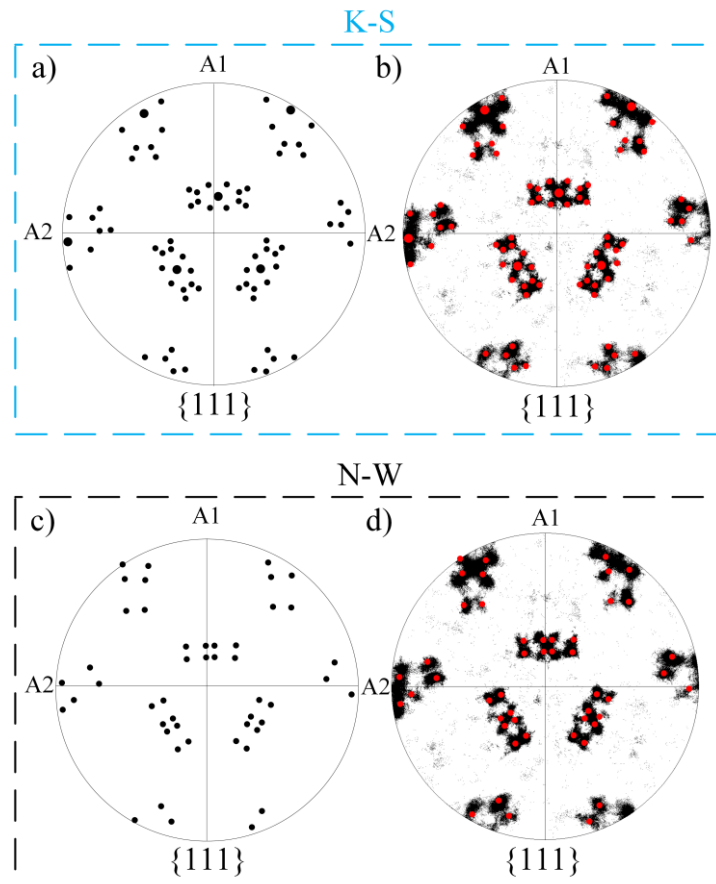


Abbildung 38: a) Ideale $\{111\}$ -Polfigur gemäß Kurdjumov-Sachs Orientierungsbeziehung und b) Überlagerung dieser mit einer gemessenen $\{111\}$ -Polfigur. c) Ideale $\{111\}$ -Polfigur gemäß Nishiyama-Wassermann Orientierungsbeziehung und d) Überlagerung dieser mit einer gemessenen $\{111\}$ -Polfigur.

6.2 Charakterisierung der Eigenspannungszustände

Um das Resultat der Kugelstrahlbehandlung bewerten und den Einfluss von Eigenspannungen auf das Ermüdungsverhalten charakterisieren zu können, wurde ein Eigenspannungstiefenprofil von den ZD-KS-EP sowie von den ZD-KS-MP und den T-KS-MP aufgenommen. Das Eigenspannungstiefenprofil der ZD-KS-EP und der T-KS-MP kann Abbildung 39 a) entnommen werden. Beide Verläufe ähneln sich sehr stark und zeigen eine typische S-Kurve mit einem Druckeigenspannungmaximum unter der Oberfläche, der auf Hertzsche Pressung deutet und in dieser Form typisch für hochfeste Werkstoffe ist [165]. Für jeden Messpunkt wurde eine Messunsicherheit von $\pm 50 \text{ MPa}$ angenommen, wie sie in der Literatur empfohlen wird [166, 167]. Die Druckeigenspannungen an der Probenoberfläche der ZD-KS-EP liegen bei $\sigma_{ES} = 725 \text{ MPa}$ und die der T-KS-MP bei $\sigma_{ES} = 810 \text{ MPa}$. Das Druckeigenspannungmaximum der ZD-KS-EP und der T-KS-MP liegt bei einem Oberflächenabstand von $z_{OF} = \sim 100 \mu\text{m}$ bzw. $z_{OF} = \sim 50 \mu\text{m}$ und nimmt einen Wert von $\sigma_{ES}^{max} = 857 \text{ MPa}$ bzw.

$\sigma_{ES}^{max} = 932 \text{ MPa}$ ein. Bei beiden Kurven liegt der Wert der Druckeigenspannungen bei einem Oberflächenabstand von $z_{OF} = 300 \text{ }\mu\text{m}$ unter $\sigma_{ES} = 200 \text{ MPa}$. Dies führt zu der Vermutung, dass der Nulldurchgang der Eigenspannungen in einem Oberflächenabstandsbereich von $300 \text{ }\mu\text{m} < z_{OF} < 400 \text{ }\mu\text{m}$ liegt. In Abbildung 39 b) ist das Eigenspannungs-Tiefenprofil der ZD-KS-MP zu sehen. Wie bereits in Kapitel 5.4.4 erläutert, konnten die Druckeigenspannungen dieser Proben nur bis zu einem Oberflächenabstand von $z_{OF} = 40 \text{ }\mu\text{m}$ gemessen werden. In diesem Tiefenbereich streuen die Messwerte relativ stark um ein Druckeigenspannungswert von $\sigma_{ES} = 900 \text{ MPa}$ und ein klares Druckeigenspannungsmaximum ist nicht zu erkennen, was jedoch in der geringen Messtiefe begründet sein dürfte. Da die ZD-KS-MP die gleichen Kugelstrahlparameter wie die T-KS-MP erfahren haben und die Messwerte der Druckeigenspannungen in beiden Fällen bis zu einem Oberflächenabstand von $z_{OF} = 40 \text{ }\mu\text{m}$ in einem Bereich von $800 \text{ MPa} < \sigma_{ES} < 1000 \text{ MPa}$ liegen, wird davon ausgegangen, dass beide Probentypen einen ähnlichen Eigenspannungstiefenverlauf aufweisen.

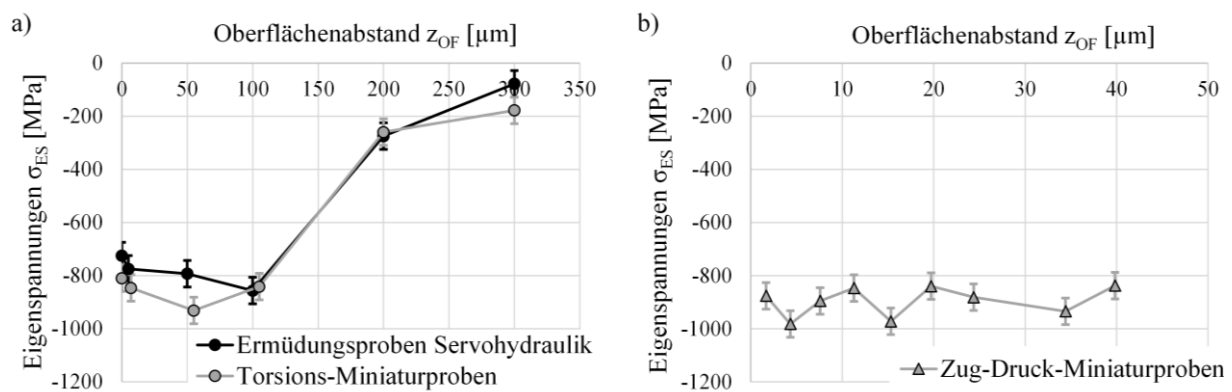


Abbildung 39: Verlauf der Eigenspannungs-Tiefenprofile a) der ZD-KS-EP, der T-KS-MP und b) der ZD-KS-MP mit jeweils angegebener Messunsicherheit.

Um die Entstehung von Eigenspannungen durch die Probenpräparation zu erfassen, wurden zusätzliche Messungen an der Oberfläche an ZD-NKS-MP durchgeführt. In Abbildung 40 sind die Eigenspannungsverteilungen an der Oberfläche von zwei ZD-NKS-MP sowie einer ZD-KS-MP in Form einer Polar-Koordinaten-Darstellung geplottet. Messungen in 90° bzw. 270° Richtung wurden nicht durchgeführt, da die geringe Probenbreite der Miniaturproben keine aussagekräftigen Messwerte bei diesen Messwinkeln zulässt. Die beiden ZD-NKS-MP besitzen Eigenspannungen ohne Vorzugsrichtung in einem Streubereich von $-125 \text{ MPa} < \sigma_{ES} < 125 \text{ MPa}$, wobei an dieser Stelle noch eine Messunsicherheit von $\pm 50 \text{ MPa}$ zu berücksichtigen ist. Diese Höhe der Eigenspannungen weist eine typische Größenordnung für Poliervorgänge auf, wie zum Beispiel in [168] dokumentiert, und ist vernachlässigbar klein im Vergleich zu der Höhe der Eigenspannungen der ZD-KS-MP.

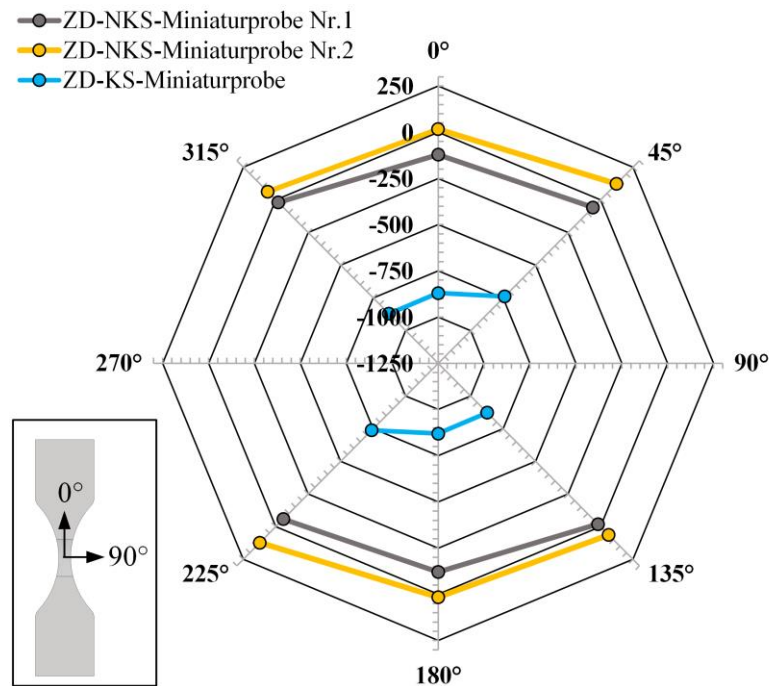


Abbildung 40: Polar-Koordinaten-Darstellung mit dem Oberflächen-Eigenstressverlauf von zwei ZD-NKS-MP und einer ZD-KS-MP. Die Messrichtungen sind dem Teilbild zu entnehmen.

6.3 Klassische Ermüdungsprüfung unter uniaxialer Beanspruchung

Die klassischen Ermüdungsprüfungen unter uniaxialer Beanspruchung dienen als Referenzwerte für die *in situ* Ermüdungsprüfungen, um Hinweise für die benötigten Spannungsamplituden und Lebensdauerdaten im HCF-Bereich zu liefern. Die Ergebnisse der klassischen HCF-Ermüdungsversuche an ZD-EP im NKS- und KS-Zustand sind dem Wöhlerdiagramm in Abbildung 41 zu entnehmen.

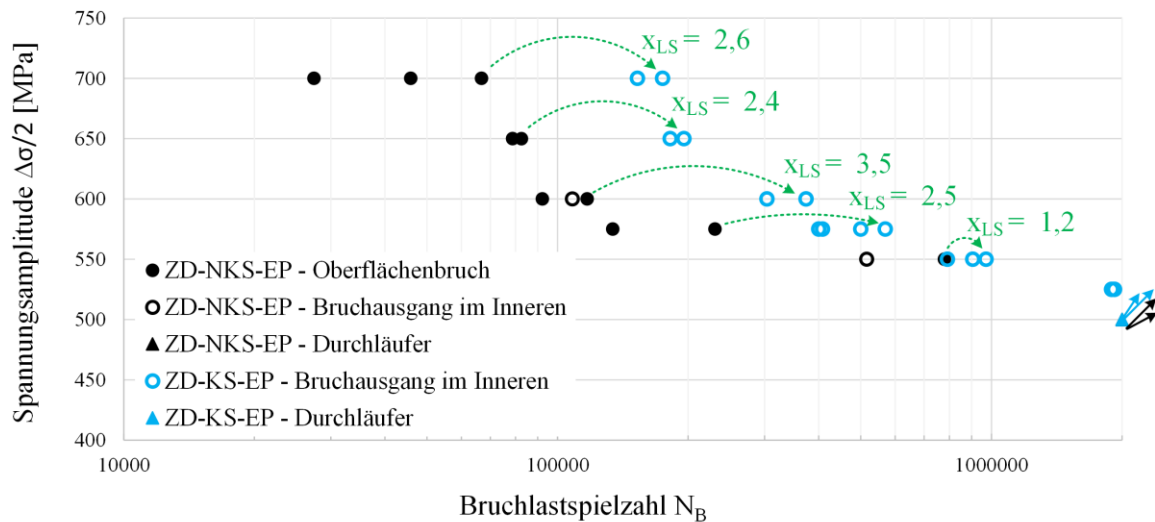


Abbildung 41: Ergebnisse der klassischen HCF-Ermüdungsversuche der ZD-EP im NKS- und KS-Zustand. Die gestrichelten dunkelgrünen Linien zeigen für einige Probenpaare den Faktor der Lebensdauersteigerung x_{LS} durch das Kugelstrahlen an.

Die Ergebnisse der ZD-NKS-EP zeigen, dass beim untersuchten Federstahl der HCF-Bereich unter uniaxialer Beanspruchung bei Spannungsamplituden zwischen $\Delta\sigma/2 = 700 \text{ MPa}$ und $\Delta\sigma/2 > 500 \text{ MPa}$ erreicht wird, da die beiden Proben bei $\Delta\sigma/2 = 500 \text{ MPa}$ nach $N = 2 \text{ Mio.}$ Zyklen als Durchläufer deklariert wurden. Die anschließend durchgeführten Bruchflächenanalysen an den gebrochenen Ermüdungsproben zeigen, dass bis auf zwei Proben bei $\Delta\sigma/2 = 600 \text{ MPa}$ und $\Delta\sigma/2 = 550 \text{ MPa}$ alle Ermüdungsproben den Bruchausgang an der Oberfläche aufweisen. In Abbildung 42 a) und b) ist anhand der Bruchflächenanalyse von zwei Ermüdungsproben der Bruchausgang an der Oberfläche bzw. im Werkstoffinneren exemplarisch abgebildet.

Um den Einfluss der Druckeigenspannungen auf die Bruchlastspielzahlen klar herauszuarbeiten, wurden die ZD-KS-EP ebenfalls bei Spannungsamplituden im Bereich zwischen $\Delta\sigma/2 = 700 \text{ MPa}$ und $\Delta\sigma/2 = 500 \text{ MPa}$ geprüft. Die Ergebnisse zeigen eine merkliche Verschiebung der Messpunkte nach rechts hin zu höheren Bruchlastspielzahlen, womit der positive Effekt von Druckeigenspannungen auf die Lebensdauer von Ermüdungsproben unter uniaxialer Beanspruchung eindeutig gezeigt ist. Die dunkelgrün gestrichelten Pfeile zwischen den höchsten erreichten Lebensdauern für den NKS- und KS-Zustand je Spannungsniveau in Abbildung 41 zeigen den Faktor x_{LS} an, um welchen die Lebensdauer aufgrund der eingebrachten Druckeigenspannungen gestiegen ist. Im Durchschnitt lässt sich dabei eine Verbesserung der Lebensdauer um einen Faktor von $x_{LS} = 2,44$ berechnen. Im Gegensatz zum NKS-Zustand zeigen die Ermüdungsproben im KS-Zustand ausnahmslos

Bruchausgänge aus dem Werkstoffinneren. In Abbildung 42 c) ist exemplarisch ein solcher Bruchausgang zu sehen. Eine detaillierte Bruchflächenanalyse am höherauflösenden REM erfolgte lediglich an Miniaturproben.

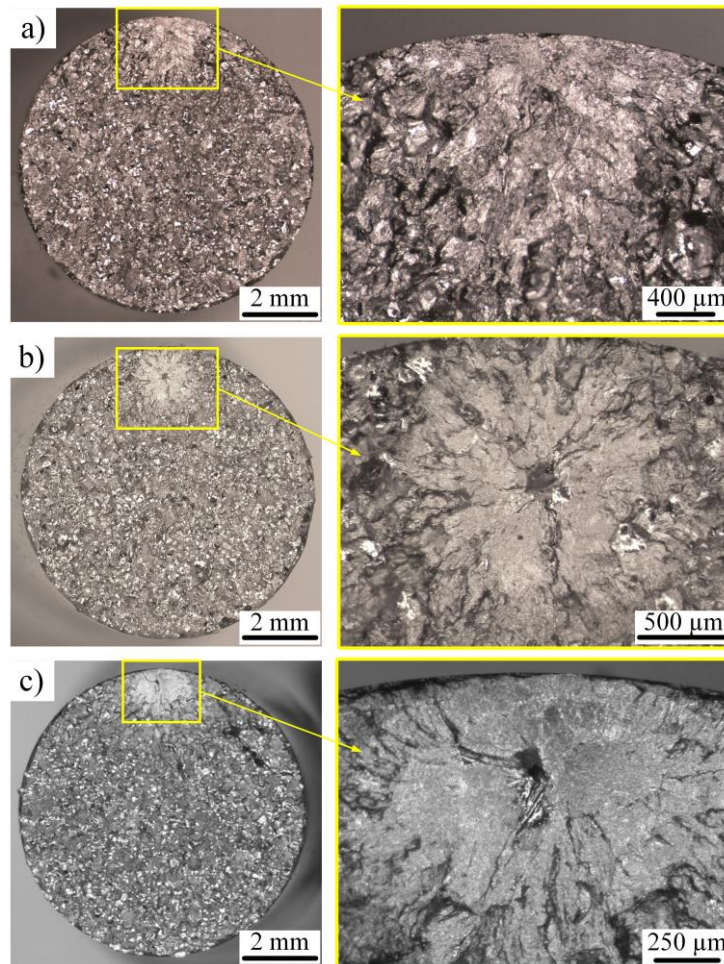


Abbildung 42: Bruchflächenanalyse einer a) ZD-NKS-EP mit Oberflächenbruch ($\Delta\sigma/2 = 600 \text{ MPa}$ und $N_B = 108.224$), einer b) ZD-NKS-EP mit Bruch aus dem Inneren ($\Delta\sigma/2 = 550 \text{ MPa}$ und $N_B = 779.550$) und einer c) ZD-KS-EP mit Bruch aus dem Inneren ($\Delta\sigma/2 = 525 \text{ MPa}$ und $N_B = 1.892.277$).

6.4 *In situ* Ermüdungsprüfung unter uniaxialer Beanspruchung

Die Abbildung 43 gibt einen Überblick über die durchgeführten *in situ* Ermüdungsprüfungen und deren Einordnung in einem Wöhlerdiagramm. Der Einfachheit halber wird stets von einer Bruchlastspielzahl gesprochen, da sich die Miniaturproben im Fall eines Versuchsstopps in einem Stadium kurz vor dem Bruch befunden haben (Kapitel 5.3.2). Die wenigen Proben, die bis zum Bruch geprüft wurden, sind mit einem gestrichelten roten Kreis markiert. Zusätzlich zu den Ergebnissen der *in situ* Ermüdungsprüfungen enthält Abbildung 43 die Ergebnisse der klassischen Ermüdungsprüfungen. Da diese nur als Referenzwerte dienen und einen direkten

Vergleich der Ergebnisse erlauben sollen, sind sie im Wöhlerdiagramm zwecks Erhöhung der Übersichtlichkeit nur mit kleinen Symbolen versehen. Sie werden nachfolgend als Referenzproben bezeichnet.

Der Vergleich der ZD-NKS-MP mit den ZD-KS-MP zeigt analog zu den Referenzprüfungen an der servohydraulischen Prüfmaschine eine merkliche Verschiebung der Messpunkte nach rechts hin zu höheren Bruchlastspielzahlen. Auch bei diesem Probenotyp ist somit der positive Effekt der Druckeigenspannungen auf die Lebensdauer deutlich zu erkennen. Die Lebensdauersteigerung durch das Kugelstrahlen konnte für ein Probenpaar, welches bei $\Delta\sigma/2 = 730 \text{ MPa}$ beansprucht wurde, berechnet werden und zeigt eine Verbesserung um einen Faktor von $x_{LS} = 3,7$.

Der Vergleich der Miniaturproben mit den Referenzproben zeigt eine tendenziell höhere Lebensdauer bei den Miniaturproben. Die Referenzproben besitzen einen Probenquerschnitt von $A = 50 \text{ mm}^2$, während der Probenquerschnitt der Miniaturproben an der dünnsten Stelle lediglich bei $A = 1,4 \text{ mm}^2$ liegt. Gemäß Literatur kann aufgrund der großen Diskrepanz zwischen den beiden Probenquerschnitten ein Größeneffekt als Ursache vermutet werden [169]. Des Weiteren führen Miniaturproben aufgrund der vergleichsweise geringen Probenquerschnitte zu weiteren potenziellen Fehlerquellen. Der Einfluss der Mikrostruktur kommt stärker zum Tragen, da die experimentelle Mittelung über weniger mikrostrukturelle Einheiten erfolgt. Außerdem kann der mögliche Unterschied zwischen dem wahren und dem gemessenen Probenquerschnitt zu einer höheren Differenz zwischen der wahren und der berechneten Spannungsamplitude führen. Ferner erschwert die eingebrachte Kerbe die Messung des Probenquerschnitts zusätzlich.

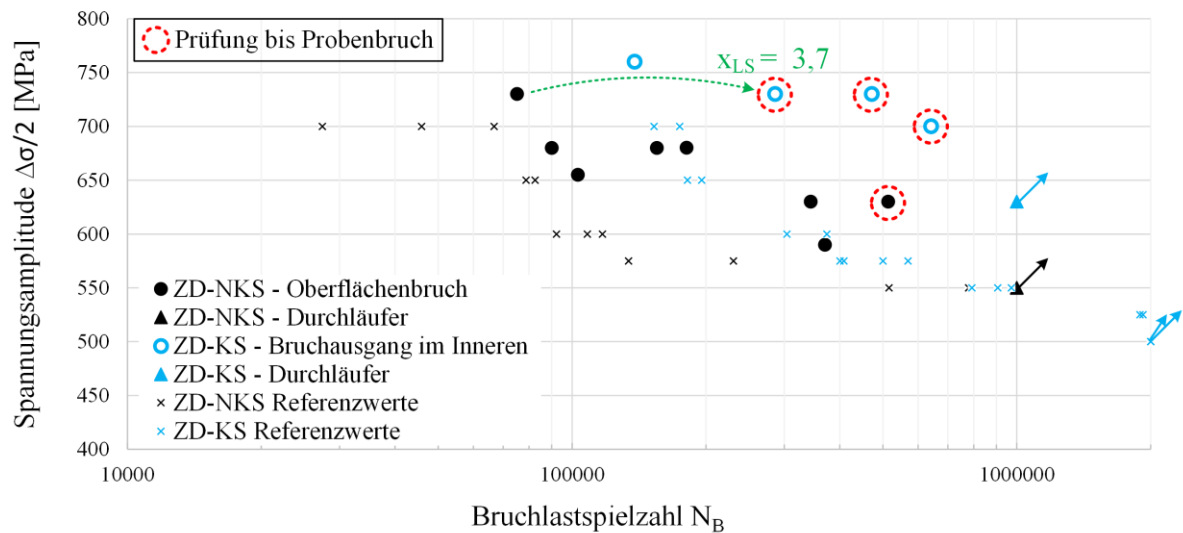


Abbildung 43: Ergebnisse der *in situ* Ermüdungsversuche der ZD-NKS-MP und der ZD-KS-MP. Zu Vergleichszwecken sind die Referenzwerte aus der klassischen Ermüdungsprüfung ebenfalls enthalten. Der gestrichelte rote Kreis zeigt diejenigen Miniaturproben an, die bis zum Bruch geprüft wurden. Die gestrichelte dunkelgrüne Linie zeigt für ein Probenpaar den Faktor der Lebensdauersteigerung x_{LS} durch das Kugelstrahlen an.

Wie der Abbildung 43 zu entnehmen ist, erfolgt der Bruchausgang der ZD-NKS-MP ausschließlich von der Oberfläche aus, während die ZD-KS-MP ausnahmslos den Bruchausgang im Werkstoffinneren haben. In Abbildung 44 sind die Ergebnisse der Bruchflächenanalyse der bis zum Bruch ermüdeten ZD-NKS-MP gezeigt, welche bei einer Spannungsamplitude von $\Delta\sigma/2 = 630 \text{ MPa}$ eine Bruchlastspielzahl von $N_B = 513.340$ erreicht hat. Anhand von Abbildung 44 a) und b) ist deutlich zu erkennen, dass der Bruchausgang an der Oberfläche liegt. Das vom Bruchausgang ausgehende restliche Bruchflächengefüge zeigt viele interkristalline Bereiche, welche zum Teil deutliche Schwingstreifen (Abbildung 44 c)) und zum Teil Wabenstrukturen mit Einschlüssen im Inneren (Abbildung 44 d)) aufweisen. In Abbildung 44 e) bzw. f) sind ebenfalls Einschlüsse in einem freiliegenden Korn zu sehen. Die Analyse der Einschlüsse aus Abbildung 44 d) und f) erfolgte mittels EDX und führte zu dem Ergebnis, dass es sich bei den Einschlüssen um Mangansulfid handelt. Exemplarisch zeigt Abbildung 45 EDX-Messungen von zwei Einschlüssen sowie einer Referenzmessung in einem einschlussfreien Bereich. Die Einschlüsse weisen einen signifikant erhöhten Mn- und S-Gehalt auf.

Die Einschlüsse in Abbildung 44 d) führten zu einer Wabenstruktur, welche auf einen zähen Gewaltbruch hindeuten. Im Gegensatz dazu sind die Einschlüsse in Abbildung 44 f) nicht von einer plastischen Verformungszone umgeben, sondern scheinen unmittelbar an der Korngrenze zu enden oder durch den Riss zertrennt worden zu sein. Die EDX-Analyse der hellen Partikel

auf der Korngrenze in Abbildung 44 f) ergab keinen Hinweis auf Einschlüsse. Da hochfester Federstahl jedoch zu Karbidausscheidungen an den Korngrenzen neigt, die wiederum interkristallines Bruchverhalten an den ehemaligen Austenitkorngrenzen fördern, könnte es sich hier mit hoher Wahrscheinlichkeit um Karbidausscheidungen handeln [170].

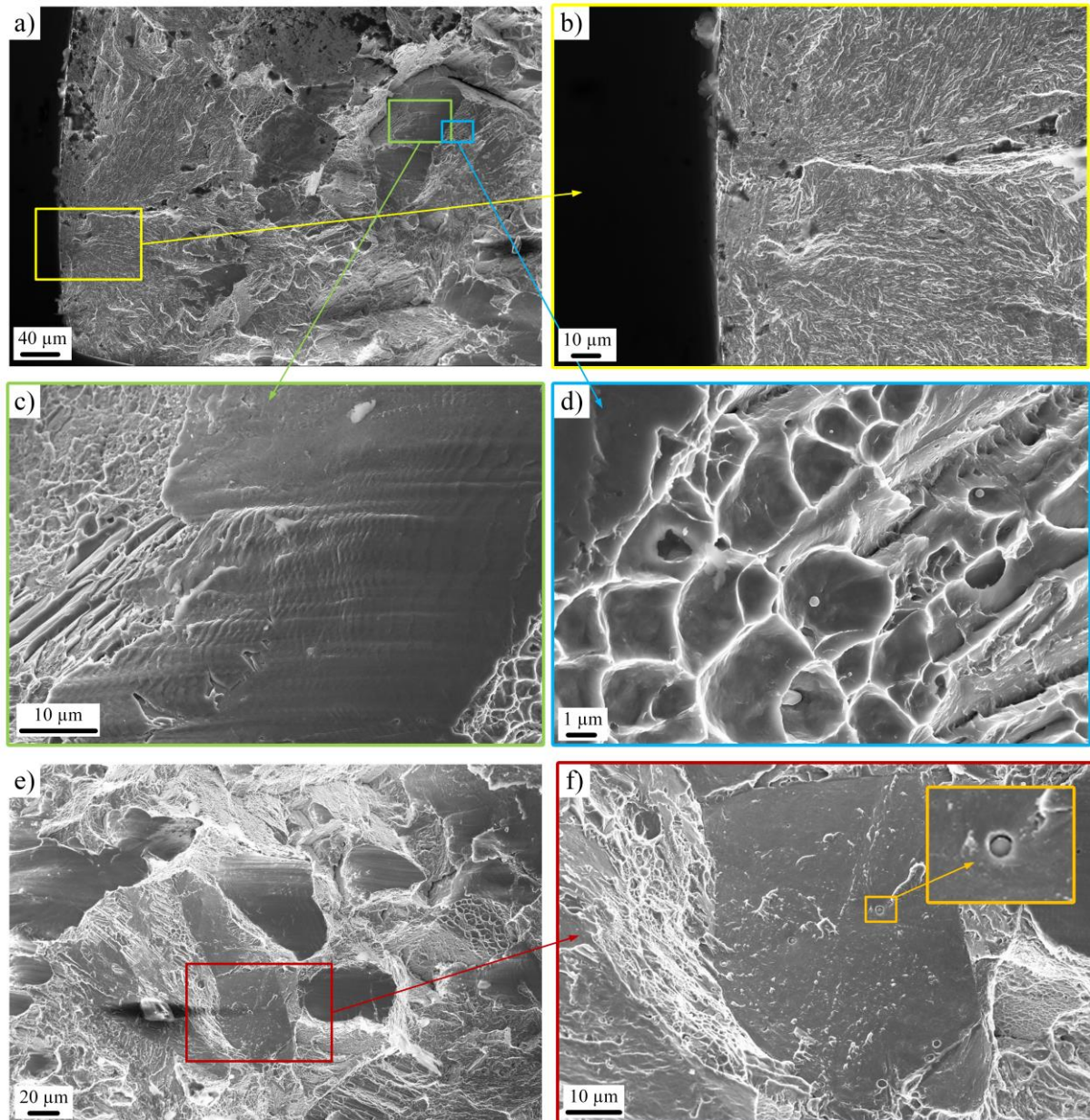


Abbildung 44: Bruchflächenanalyse einer mit $\Delta\sigma/2 = 630 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP mit einer Bruchlastspielzahl von $N_B = 513.340$. a) zeigt eine Übersichtsaufnahme des Bruchflächengefüges nahe des Rissinitiationsortes, b)-d) sind Detailaufnahmen von a), e) zeigt einen Ausschnitt aus dem Bruchgefüge und f) ist eine Detailaufnahme von e).

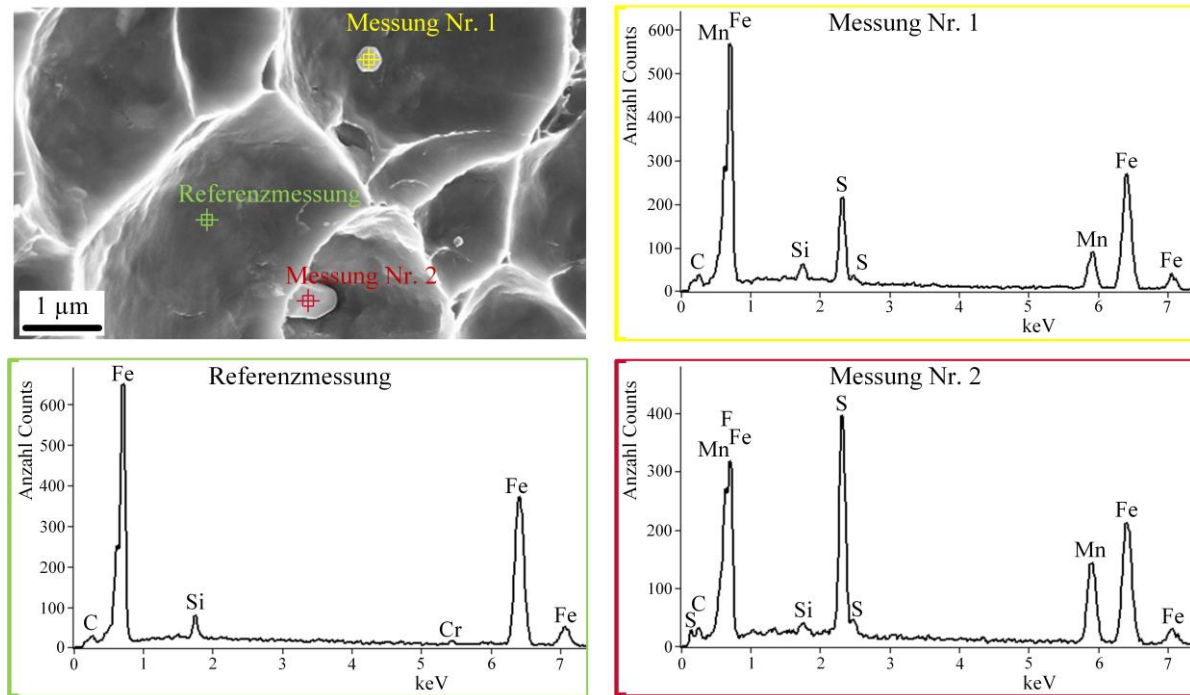


Abbildung 45: EDX-Messungen an einer mit $\Delta\sigma/2 = 630 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP mit einer Bruchlastspielzahl von $N_B = 513.340$. Die Messungen Nr. 1 und Nr. 2 zeigen EDX-Messungen an einem Einschluss mit erhöhtem Mn- und S-Gehalt. Zu Vergleichszwecken dient die EDX-Referenzmessung an einer einschlussfreien Stelle.

In Abbildung 46 sind die Ergebnisse der Bruchflächenanalyse der bis zum Bruch ermüdeten ZD-KS-MP gezeigt, welche bei einer Spannungsamplitude von $\Delta\sigma/2 = 730 \text{ MPa}$ eine Bruchlastspielzahl von $N_B = 472.120$ erreicht hat. Die Abbildung 46 a) zeigt eine Übersicht des Bruchflächengefüges. Der Ort des Bruchausgangs liegt zweifellos im Werkstoffinneren und weist im Mittelpunkt einen Oberflächenabstand von $z_{OF} = 139 \mu\text{m}$ auf (Abbildung 46 b)). Er liegt folglich in einer Tiefe, in der das Druckeigenstressmaximum bereits überwunden ist und der Wert der Druckeigenstressungen zu sinken beginnt (Kapitel 6.2). Anhand der Detailaufnahme des Bruchausgangs in Abbildung 46 b) kann ein nicht-metallischer Einschluss als Bruchauslöser verneint werden und die Rissinitiierung erfolgte demnach innerhalb der Stahlmatrix. Die Abbildung 46 c) zeigt, dass übereinstimmend mit der Bruchflächenanalyse der ZD-NKS-MP auch die ZD-KS-MP interkristalline Bereiche im Bruchgefüge aufzeigt. Die Detailaufnahme in Abbildung 46 d) zeigt neben Wabenstrukturen auch Einschlüssen, die nicht von einer plastischen Verformungszone umgeben sind. Da es sich bei den ZD-NKS-MP und den ZD-KS-MP um den gleichen Werkstoff handelt, wurde auf eine EDX-Analyse an dieser Stelle verzichtet. Es wird sich mit sehr großer Wahrscheinlichkeit ebenfalls um MnS-Einschlüsse handeln. Ferner zeigen die interkristallinen Bereiche ebenfalls helle Partikel an den Korngrenzen auf, bei denen es sich auch um Karbidausscheidungen handeln könnte.

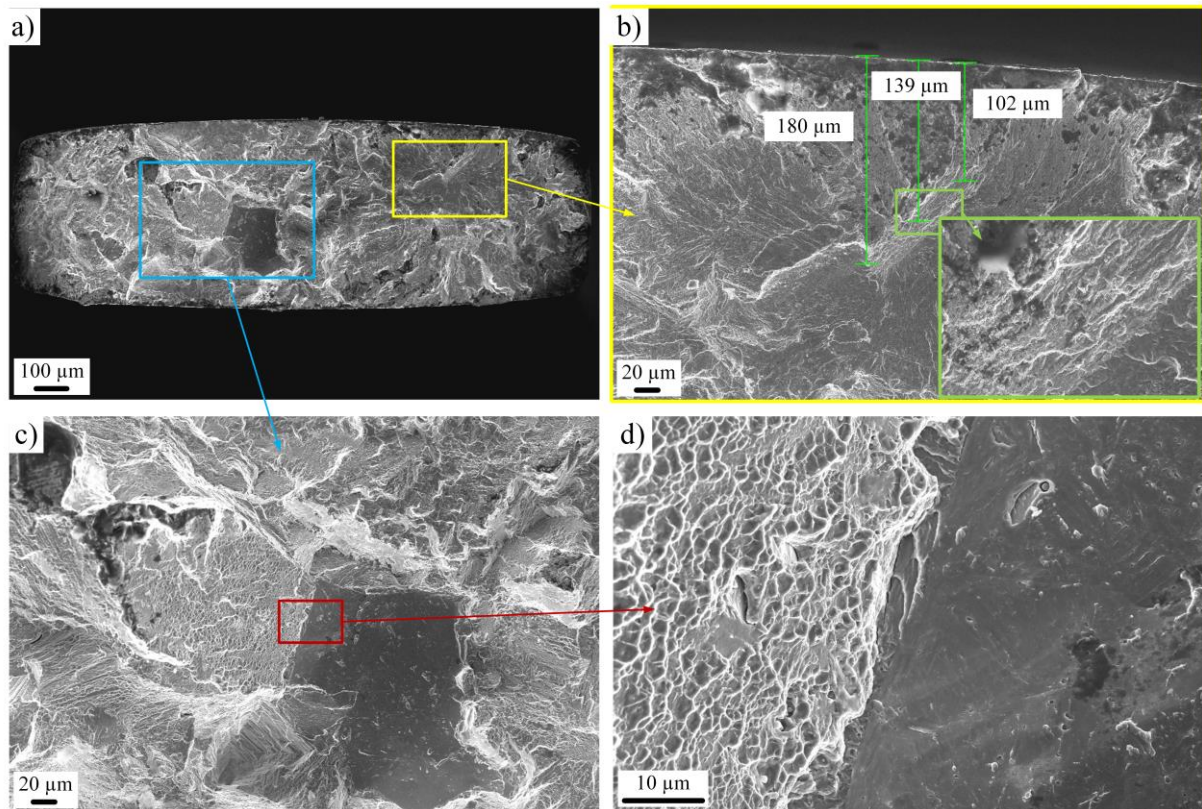


Abbildung 46: Bruchflächenanalyse einer mit $\Delta\sigma/2 = 730 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP mit einer Bruchlastspielzahl von $N_B = 472.120$. a) gibt eine Übersicht über das Bruchflächengefüge, b) stellt eine Detailaufnahme des Bruchausgangs dar, c) zeigt einen Ausschnitt aus dem Bruchgefüge und d) ist eine Detailaufnahme von c).

In den nachfolgenden beiden Unterkapitel werden die aufgedeckten Mechanismen der Rissinitiierung und Kurzrisssausbreitung, welche die beiden im Fokus stehenden Phasen der Ermüdungsschädigungsentwicklung darstellen, vorgestellt. Zu diesem Zweck werden zuerst die Ergebnisse der ZD-NKS-MP präsentiert, bevor im Anschluss der Einfluss der Druckeigenspannungen anhand eines Vergleichs mit den ZD-KS-MP gezeigt wird.

6.4.1 Rissinitiierung

Den Beginn der Ermüdungsschädigungsentwicklung bildet in der Regel nicht die Rissinitiierung, sondern anfänglich wird häufig erst Gleitbandbildung beobachtet. Gleitbänder deuten auf Bereiche mit lokaler plastischer Deformation hin. Folglich entstehen oft parallele Scharen von Gleitbändern [171], die bevorzugt innerhalb von denjenigen Körnern entstehen, die ein günstig orientiertes Gleitsystem mit einer Orientierung nahe 45° zur Hauptnormalspannung besitzen [9]. In Übereinstimmung damit liegen in den untersuchten ZD-NKS-MP oft Bereiche auf der Oberfläche mit parallelen Gleitbändern vor, welche eine

45°-nahe Orientierung zur Beanspruchungsrichtung, also zur Hauptnormalspannung zeigen (Abbildungen 47 a) und b)).

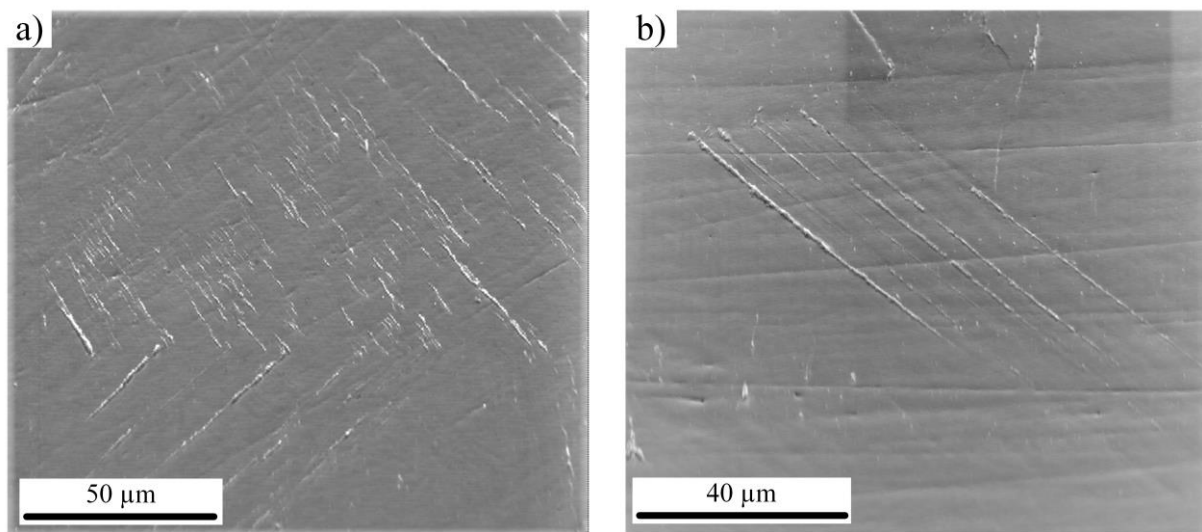


Abbildung 47: Bildung einer Schar von parallelen Gleitbändern in a) einer mit $\Delta\sigma/2 = 730 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP nach $N = 75.200$ Zyklen und b) einer mit $\Delta\sigma/2 = 590 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP nach $N = 370.000$ Zyklen.

Gleitbänder selbst bzw. deren Interaktion mit Korngrenzen können eine Rissinitiierung nach sich ziehen. Dementsprechend führten die Bereiche mit parallelen Gleitbändern häufig zur Rissinitiierung, weshalb über den Ermüdungszeitraum hinweg in der Regel mehr als ein Riss an der Probenoberfläche detektiert wurde. Um diese Ermüdungsschädigung bewerten zu können, wurde die Rissdichte ρ_{rd} als Ermüdungsschädigungsparameter eingeführt. Dieser berechnet sich aus der kumulativen Risslänge aller detektierten Risse bezogen auf die *in situ* beobachtete Probenoberfläche. Dadurch werden nicht nur neu gebildete Risse berücksichtigt, sondern auch die Längenzunahme bereits initiiertter Risse wird mit einbezogen. In diesem Zusammenhang ist es wichtig zu erwähnen, dass es in den konfokalen Lasermikroskop-Aufnahmen (KLM-Aufnahmen) schwierig ist, zwischen Gleitbändern und Rissen zu unterscheiden, da beide in den KLM-Aufnahmen als dunkle Striche erscheinen. Das Problem der exakten Zuordnung wurde auch bereits in anderen Studien berichtet [64, 66, 72].

Der Verlauf der Rissdichte der ZD-NKS-MP in Abhängigkeit von der durchlaufenen Zyklenzahl ist in Abbildung 48 dargestellt. Da die Bestimmung der Rissdichte mit hohem Zeitaufwand verbunden ist, wurde für jedes Spannungsniveau eine ZD-NKS-MP für die Analyse ausgewählt.

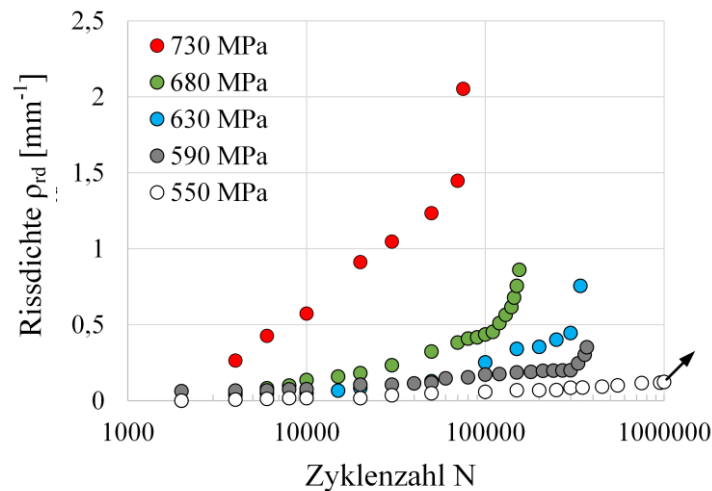


Abbildung 48: Rissdichte der ZD-NKS-MP als Funktion der Zyklenzahl für unterschiedliche Spannungsamplituden.

Der Verlauf der Kurven in Abbildung 48 zeigt eine Zunahme der Rissdichte mit ansteigender Zyklenzahl, was auf die kontinuierliche Initiierung neuer Risse bzw. einer Längenzunahme bereits initiiertter Risse hindeutet. Eine Veranschaulichung der Rissdichtenveränderung über die Zyklenzahl ist in Abbildung 49 a) zu sehen. Beide KLM-Aufnahmen zeigen die gleiche bei $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ beanspruchte ZD-NKS-MP, jedoch zu unterschiedlichen Aufnahmezeitpunkten. Die linke KLM-Aufnahme wurde nach $N = 20.000$ Zyklen und die rechte KLM-Aufnahme nach $N = 120.000$ Zyklen aufgenommen. In der rechten KLM-Aufnahme sind sowohl neu initiierte Risse, als auch gewachsene Risse zu erkennen. Weiterhin ist ein starker Einfluss der aufgetragenen Spannungsamplitude auf die Rissdichte zu beobachten. Je höher die aufgetragene Spannungsamplitude ist, desto schneller wächst die Rissdichte über die Zyklenzahl an. Folglich führt eine höhere Spannungsamplitude zu einer beschleunigten Ermüdungsschädigungsentwicklung.

In Abbildung 49 b) ist dieser Zusammenhang ebenfalls anhand von zwei KLM-Aufnahmen gezeigt. Die linke KLM-Aufnahme zeigt eine ZD-NKS-MP, welche bei $\Delta\sigma/2 = 630 \text{ MPa}$ beansprucht wurde, während die rechte KLM-Aufnahme von einer bei $\Delta\sigma/2 = 550 \text{ MPa}$ beanspruchten ZD-NKS-MP stammt. Beide KLM-Aufnahmen wurden nach einer durchlaufenen Zyklenzahl von $N = 300.000$ aufgenommen. Während in der rechten KLM-Aufnahme zu diesem Zeitpunkt nur ein Riss detektiert werden konnte, sind auf der linken KLM-Aufnahme bereits eine Vielzahl von Rissen zu sehen.

Allen Kurvenverläufen in Abbildung 48, bis auf die Kurve des bei $\Delta\sigma/2 = 550 \text{ MPa}$ beanspruchten Durchläufers, lassen einen starken Anstieg der Rissdichte ab einer bestimmten

Zyklenzahl erkennen. Je höher die aufgebrachte Spannungsamplitude ist, desto geringer ist die Zyklenzahl bei der dieser Übergang erfolgt. Des Weiteren ist den Kurven in Abbildung 48 zu entnehmen, dass bereits sehr früh erste Risse detektiert werden konnten. So wurde zum Beispiel in dem bei $\Delta\sigma/2 = 550 \text{ MPa}$ geprüften Durchläufer trotz einer geringen Rissdichte der erste Kurzriss bereits nach $N = 4000$ Zyklen detektiert.

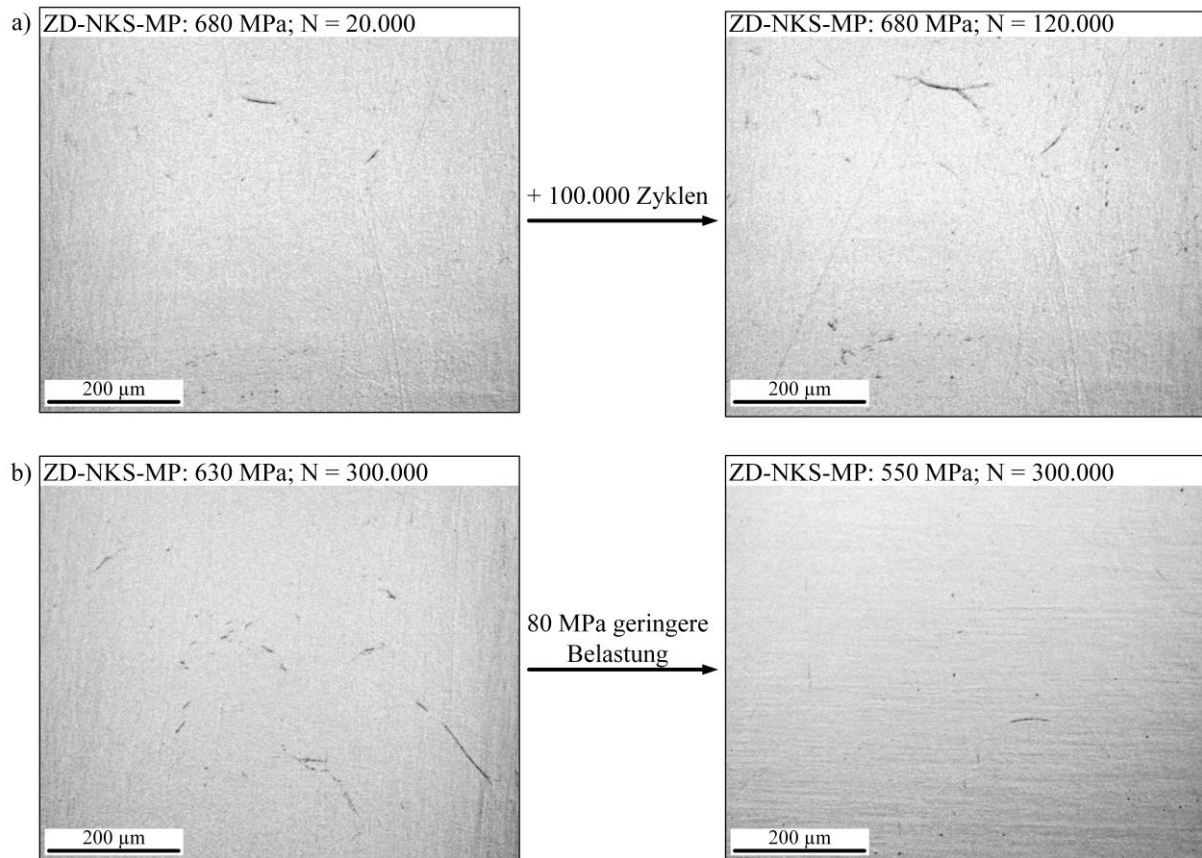


Abbildung 49: a) Zwei KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP nach $N = 20.000$ bzw. $N = 120.000$ Zyklen. b) KLM-Aufnahmen von zwei ZD-NKS-MP nach $N = 300.000$ Zyklen, welche mit $\Delta\sigma/2 = 630 \text{ MPa}$ bzw. mit $\Delta\sigma/2 = 550 \text{ MPa}$ beansprucht wurden.

Die Rissdichte liefert zwar Hinweise auf den Grad der Ermüdungsschädigung, die Brucheinleitung erfolgt jedoch nur durch einen einzigen fatalen Riss. Im Allgemeinen kann die Rissinitiierung transkristallin oder interkristallin stattfinden. Es sei an dieser Stelle erwähnt, dass im Rahmen dieser Arbeit die Rissinitiierung unmittelbar an einer ehemaligen Austenitkorngrenze als interkristallin bezeichnet wird. Transkristalline Rissinitiierung wurde bei den ZD-NKS-MP nur sehr selten beobachtet. In Bezug auf die fatalen Risse wurden ausschließlich interkristalline Initiierungen beobachtet, weshalb den selten detektierten transkristallinen Rissen nur ein geringes Gefährdungspotential zugeschrieben werden kann.

Ein Beispiel für einen transkristallin initiierten Riss liefert Abbildung 50. Anhand des Risspfads wird vermutet, dass die Rissinitiierung in den beiden markierten Gleitbändern 1 und 2 erfolgt ist, woraufhin es zur Risskoaleszenz der beiden Risse gekommen ist. Die weitere Rissausbreitung verlief nach links bzw. unten rechts in der Abbildung. Eine umfassende Analyse mit Hilfe der EBSD-Technik und MTEX ist für diesen Riss nicht erfolgt, da der Fokus auf den fatalen Rissen lag.

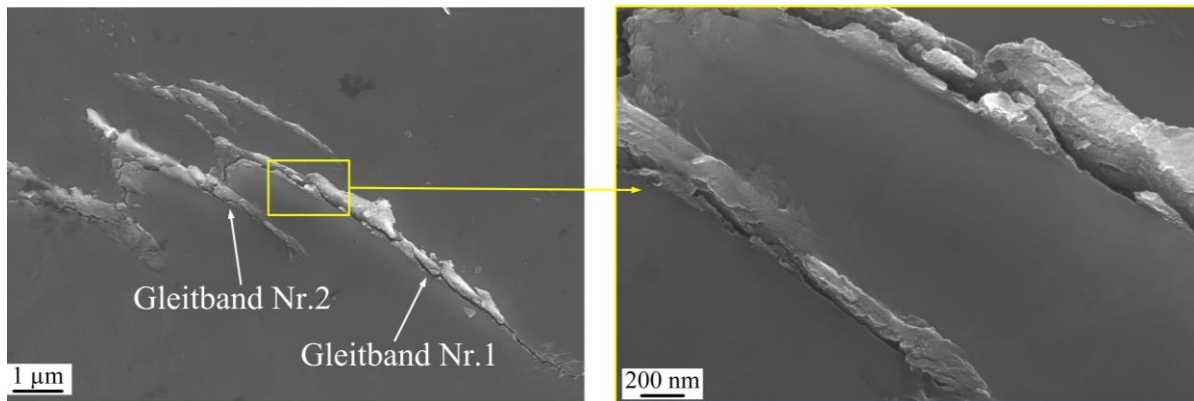


Abbildung 50: Transkristalline Rissinitiierung in einer mit $\Delta\sigma/2 = 655 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP nach $N = 103.020$ Zyklen.

Bei den interkristallinen Rissen konnten zwei Rissinitiierungsmechanismen ermittelt werden. Der erste Rissinitiierungsmechanismus ist gekennzeichnet durch ein Auftreffen von Gleitbändern auf eine ehemalige Austenitkorngrenze. Durch den damit verbundenen Versetzungsaufstau kommt es zu einer Spannungsüberhöhung an der ehemaligen Austenitkorngrenze, was final zu dessen Aufreißen führt [1]. Dieser Rissinitiierungsmechanismus wurde jedoch nur bei einer geringen Probenanzahl beobachtet.

Ein exemplarisches Beispiel dafür liefert die mit $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ belastete ZD-NKS-MP in Abbildung 51. Die REM-Aufnahme in Abbildung 51 a) zeigt eine Bildung von mehreren parallelen Gleitbändern, welche am unteren Ende zu einer Rissinitiierung geführt haben. Die dazugehörige EBSD-Analyse in Abbildung 51 b) bzw. die auf Basis dessen berechneten ehemaligen Austenitkörner in Abbildung 51 c) zeigen, dass sich die Gleitbänder an einer ehemaligen Austenitkorngrenze aufstauen und die Rissinitiierung interkristallin an dieser ehemaligen Austenitkorngrenze erfolgt ist. Die Werte für die slip transmission im Bereich der Rissinitiierung in Abbildung 51 d) liegen im unteren Spektrum der Werteskala, was eine geringe Gleitübertragung bedeutet. Folglich kommt es zu einem Aufstauen der Gleitbänder und einer daraus resultierenden Spannungsüberhöhung an der ehemaligen Austenitkorngrenze, die in einer Rissinitiierung mündet. Die Gleitbandbildung selbst findet in Blöcken mit einem hohen

Schmidfaktor statt, und deren Ausbreitung erfolgt entlang von (110)-Gleitebenen, wie die Abbildung 51 e) erkennen lässt.

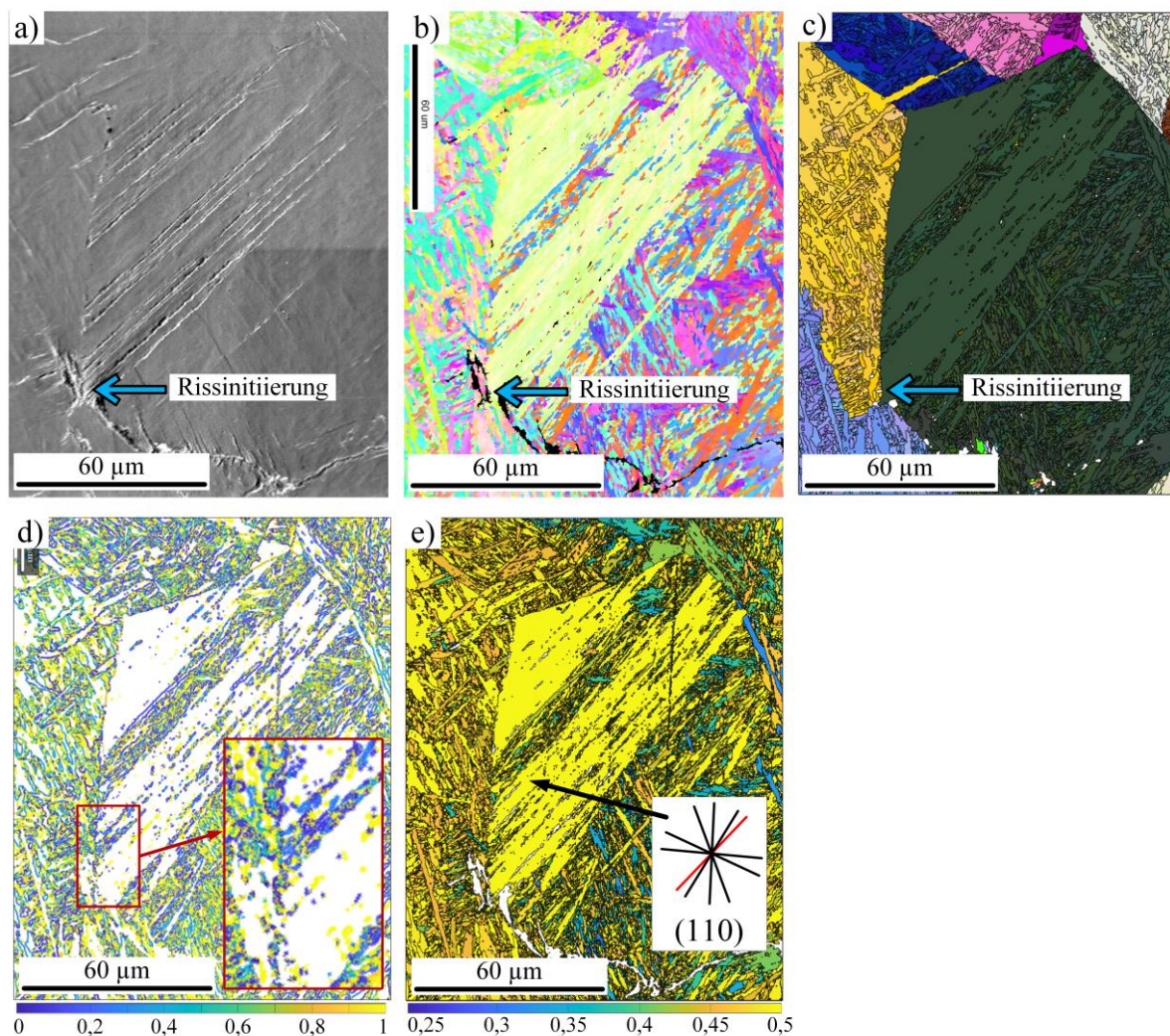


Abbildung 51: Interkristalline Rissinitiierung durch Versetzungsaufstau in einer mit $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP nach $N = 90.000$ Zyklen: a) REM-Aufnahme und b) dazugehörige EBSD-Analyse, c) ehemalige Austenitkörner, d) slip transmission und e) Schmidfaktoren mit zusätzlicher Darstellung der (110)-Gleitebenenspur im Bereich der Gleitbänder (aktive Gleitebenenspur in rot dargestellt).

Beim zweiten interkristallinen Rissinitiierungsmechanismus, der bei einer Vielzahl der fatalen Risse ursächlich war, ist keine bzw. wenig plastische Verformung in Form von Gleitbänder in den benachbarten Körner zu beobachten. In den meisten Fällen konnte lediglich ein ausgeprägtes Gleitband unmittelbar an der ehemaligen Austenitkorngränze beobachtet werden. Die Ursache für diesen interkristallinen Rissinitiierungsmechanismus kann darin begründet liegen, dass die Korngränze selbst als Gleitsystem aktiv wird, wodurch es zur plastischen Verformung innerhalb der Korngränze kommt [6]. Die Abbildung 52 zeigt den Rissinitiierungsbereich einer mit $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ beanspruchten ZD-NKS-MP nach

$N = 155.000$ Zyklen. Dieser zeigt deutliche plastische Verformung in Form eines ausgeprägten Gleitbandes, während in den Bereichen nahe des Rissinitiierungsortes keine plastische Verformung beobachtet werden kann.

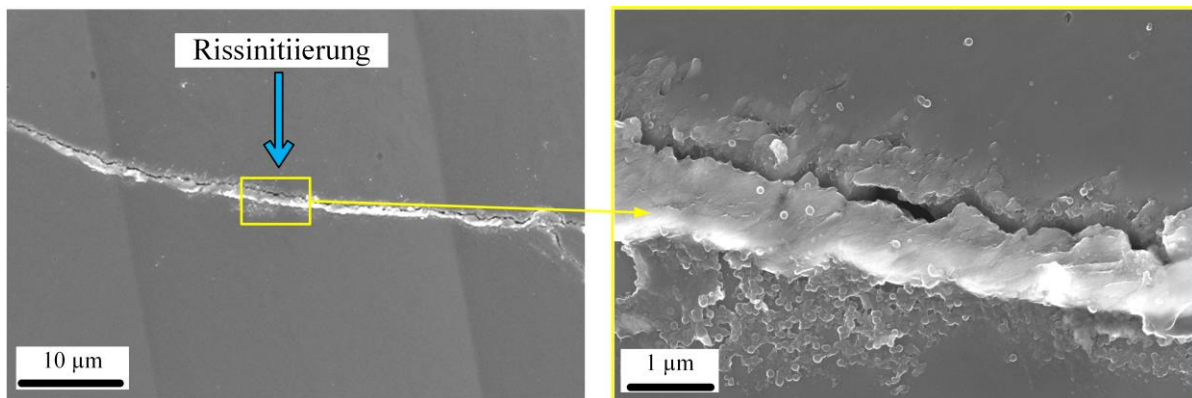


Abbildung 52: REM-Aufnahme einer Rissinitiierung ohne sichtbare plastische Verformung der benachbarten Körner. Die abgebildete ZD-NKS-MP hat $N = 155.000$ Zyklen bei einer Beanspruchungsamplitude von $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ durchlaufen.

Die Abbildung 53 liefert die EBSD- und MTEX-Analyse des zuvor gezeigten Rissinitiierungsbereiches. Die Rissinitiierung erfolgte interkristallin entlang einer ehemaligen Austenitkorngrenze (Abbildungen 53 a) und b)). Entlang des Rissinitiierungsbereiches zeigt die slip transmission viele Bereiche mit einem geringen Wert an, was einer geringen Gleitübertragung gleichkommt (Abbildung 53 c)). Unterhalb des Rissinitiierungsbereiches liegen Blöcke mit einem hohen Schmidfaktor vor (Abbildung 53 d)). Dennoch ist in diesen Bereichen keine plastische Verformung zu beobachten. Der hohe Schmidfaktor bzw. die geringe slip transmission unmittelbar unterhalb bzw. oberhalb des Rissinitiierungsbereiches legen die Vermutung nahe, dass die Versetzungen erst auf die Korngrenze aufgetroffen und anschließend entlang dieser weitergelaufen sind. Die Korngrenze selbst könnte demnach als Gleitsystem aktiv geworden sein.

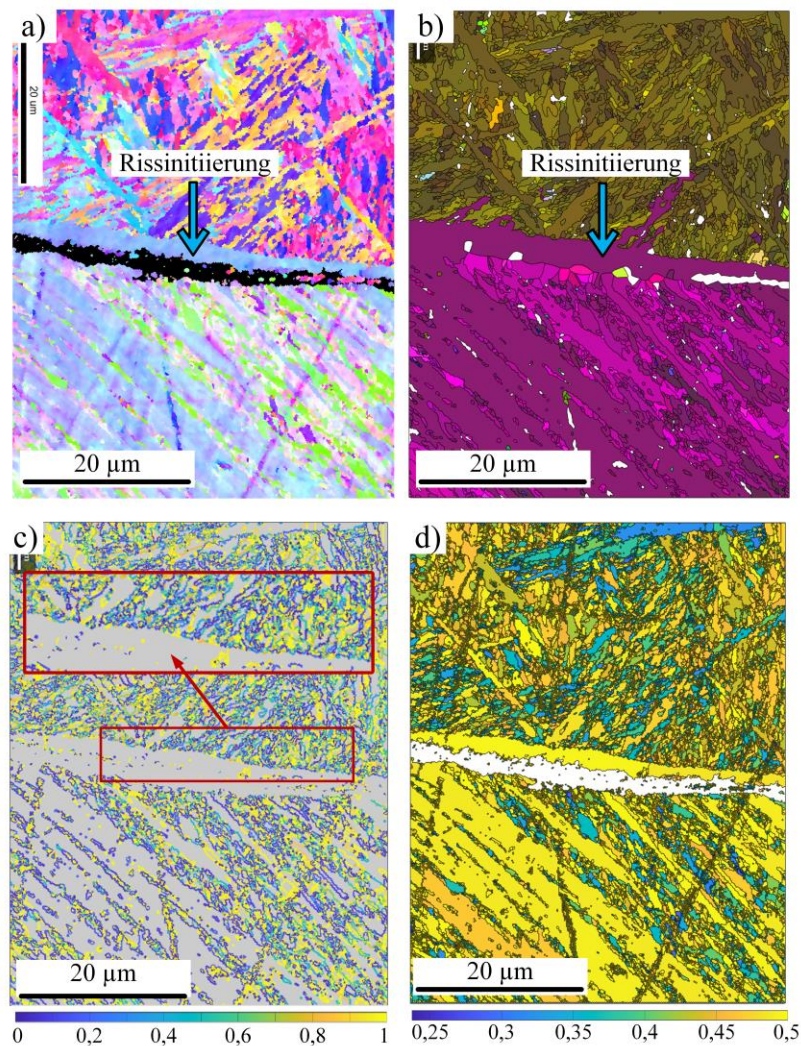


Abbildung 53: EBSD- und MTEX-Analyse des in Abbildung 52 gezeigten Risses: a) EBSD-Analyse, b) ehemalige Austenitkörner, c) slip transmission und d) Schmidfaktoren.

Eine weitere Ursache für diesen Rissinitiierungsmechanismus kann in elastischer Anisotropie begründet sein, welche insbesondere in Korngrenzen-Tripelpunkten zu lokalen Spannungsüberhöhungen führen kann (Kapitel 2.2.2). In Abbildung 54 ist ein Beispiel für interkristalline Rissinitiierung aufgrund von elastischer Anisotropie gezeigt. Der Vergleich der REM-Aufnahme mit der EBSD-Analyse und der Berechnung der ehemaligen Austenitkörner liefert den Nachweis für die interkristalline Rissinitiierung (Abbildungen 54 a) - c)). Die Verteilung der Schmidfaktoren an der Rissinitiierungsstelle (Teilbild in Abbildung 54 d)) zeigt, dass am Korngrenzen-Tripelpunkt stark variierende Schmidfaktoren in den einzelnen Blöcken vorliegen, welche auf ausgeprägte elastische Anisotropie hindeuten.

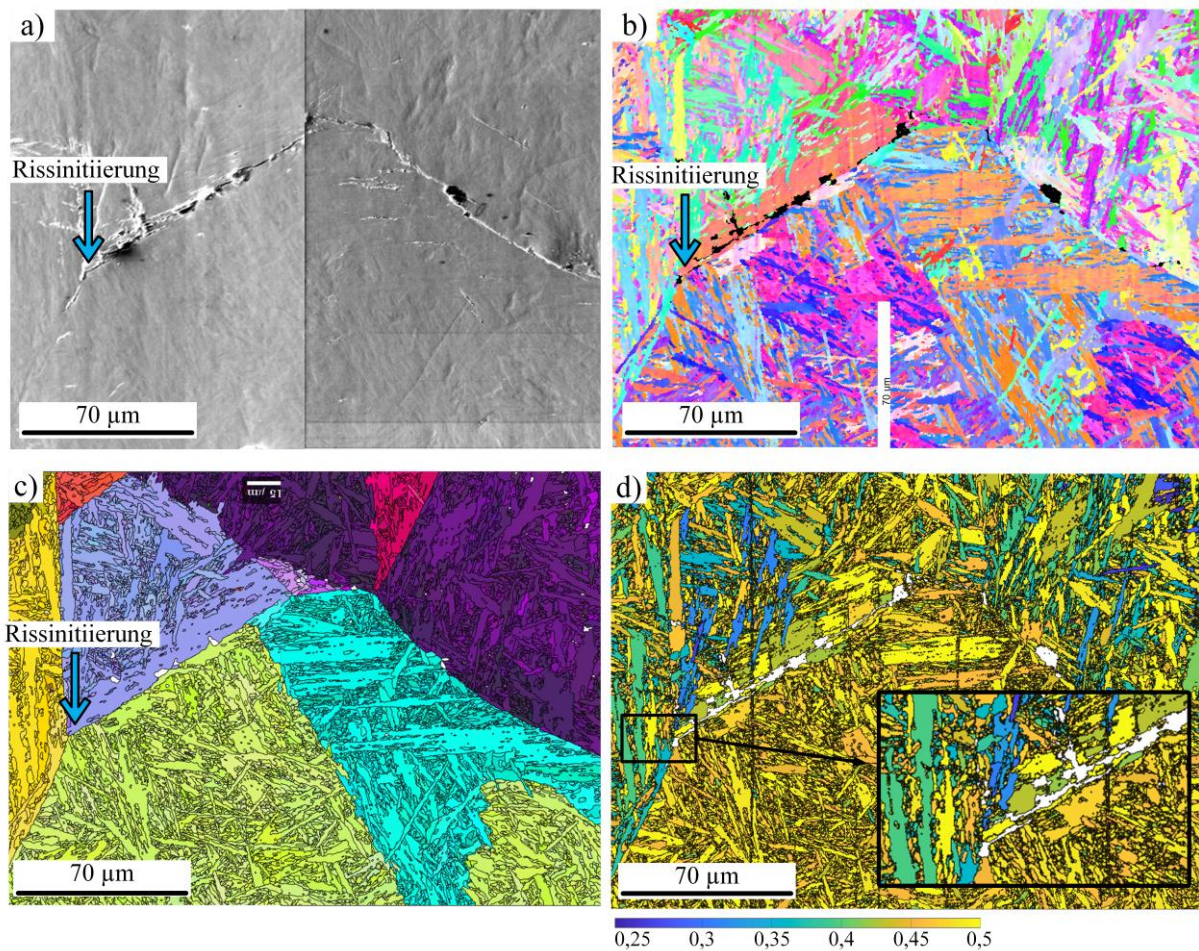


Abbildung 54: Interkristalline Rissinitiiierung aufgrund von elastischer Anisotropie in einer mit $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ belasteten ZD-NKS-MP nach $N = 90.000$ Zyklen: a) REM-Aufnahme und b) dazugehörige EBSD-Analyse, c) ehemalige Austenitkörner und d) Schmidfaktoren.

Einfluss von Druckeigenstressungen

Auch die ZD-KS-MP zeigen zu Beginn der Ermüdungsschädigungsentwicklung Gleitbandbildung, die häufig in Form einer Schar von parallel angeordneten Gleitbändern zu finden ist. Die Abbildung 55 liefert ein Beispiel anhand von zwei unterschiedlichen Oberflächenbereichen einer mit $\Delta\sigma/2 = 700 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP nach $N = 642.030$ Zyklen. Die Gleitbänder weisen eine Orientierung von $\sim 45^\circ$ zur Beanspruchungsrichtung auf und entstehen folglich schubspannungskontrolliert.

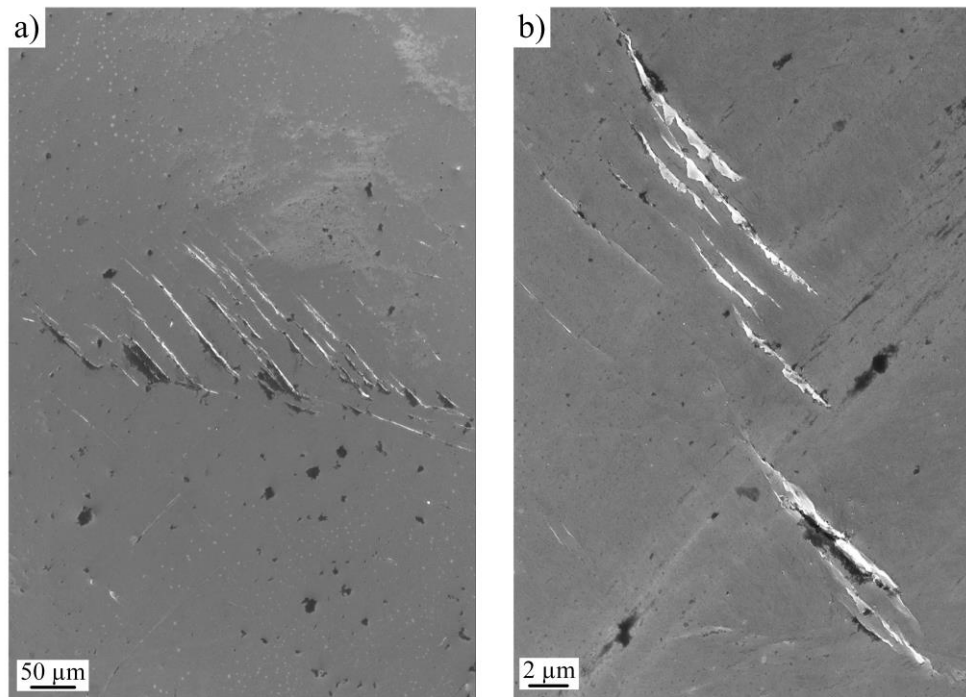


Abbildung 55: a) und b) zeigen die Bildung einer Schar von parallelen Gleitbändern in zwei unterschiedlichen Oberflächenbereichen von einer mit $\Delta\sigma/2 = 700 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP nach $N = 642.030$ Zyklen.

Analog zu den ZD-NKS-MP bilden sich auch in den ZD-KS-MP Rissnetzwerke aus, welche mit Hilfe der Rissdichte bewertet werden können. In Abbildung 56 a) ist der Verlauf der Rissdichte für je eine ZD-KS-MP pro Spannungsniveau in Abhängigkeit von der durchlaufenen Zyklenzahl gezeigt. Die ZD-KS-MP weisen die gleiche Abhängigkeit der Rissdichte von der Zyklenzahl und der aufgetragenen Spannungsamplitude wie die ZD-NKS-MP auf. Eine Veranschaulichung dieser Zusammenhänge ist in Abbildung 57 dargestellt, wobei Abbildung 57 a) die Zunahme der Rissdichte mit steigender Zyklenzahl anhand einer mit $\Delta\sigma/2 = 730 \text{ MPa}$ beanspruchten ZD-KS-MP nach $N = 20.000$ bzw. $N = 125.000$ Zyklen zeigt. Die Abbildung 57 b) hingegen veranschaulicht den beschleunigenden Effekt der aufgetragenen Spannungsamplitude auf die Rissdichte anhand des Vergleichs zweier unterschiedlich hoch beanspruchter ZD-KS-MP ($\Delta\sigma/2 = 760 \text{ MPa}$ vs. $\Delta\sigma/2 = 700 \text{ MPa}$), welche zum Zeitpunkt der KLM-Aufnahmen $N = 100.000$ Zyklen erfahren haben.

Die Kurvenverläufe in Abbildung 56 a) zeigen analog zu den ZD-NKS-MP ebenfalls einen starken Anstieg der Rissdichte ab einer bestimmten Zyklenzahl. Diese Zyklenzahl wird umso früher erreicht, je höher die aufgetragene Spannungsamplitude ist. Ferner werden auch bei den ZD-NKS-MP bereits innerhalb der ersten Zyklen Risse detektiert.

In Abbildung 56 b) werden die Rissdichten der ZD-NKS-MP und der ZD-KS-MP miteinander verglichen. Um die Übersichtlichkeit des Diagramms zu erhöhen, sind nur für diejenigen Spannungsamplituden die Kurven geplottet, die sowohl bei den ZD-NKS-MP als auch bei den ZD-KS-MP geprüft wurden bzw. deren Spannungsamplituden-Differenz gering ist. In allen NKS-KS-Kurvenpaaren, welche durch die gleiche Farbwahl der Messpunkte zu erkennen sind, kann eine vergleichsweise höhere Rissdichte im Fall der ZD-NKS-MP festgehalten werden.

Die Abbildung 58 veranschaulicht diesen Zusammenhang anhand von zwei KLM-Aufnahmen, welche jeweils bei einer erreichten Zyklenzahl von $N = 300.000$ aufgenommen wurden. Bei beiden KLM-Aufnahmen wurde die entsprechende Probe mit einer Spannungsamplitude von $\Delta\sigma/2 = 630 \text{ MPa}$ ermüdet. Die linke KLM-Aufnahme der ZD-NKS-MP zeigt eine deutlich stärker ausgeprägte Ermüdungsschädigung im Vergleich zu der rechten ZD-KS-MP. Das legt die Vermutung nahe, dass Druckeigenstressungen die Ermüdungsschädigungsentwicklung an der Oberfläche hemmen.

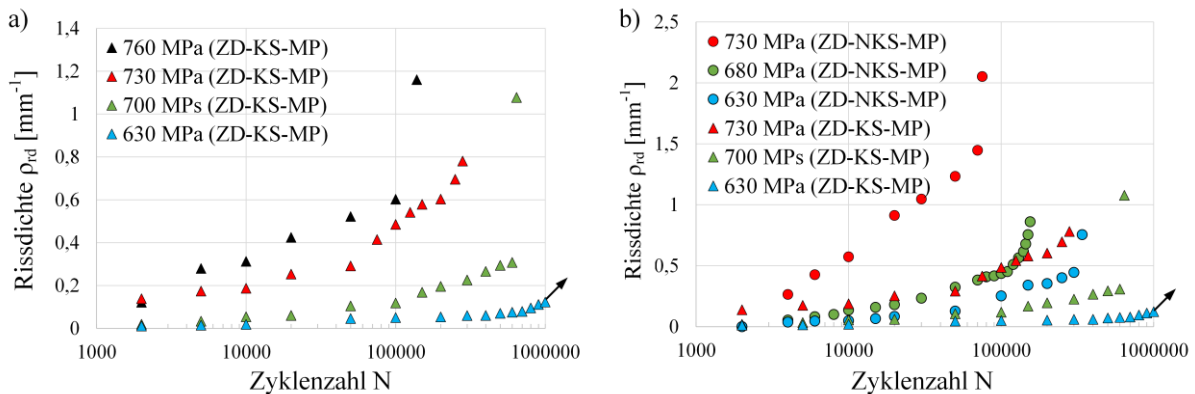


Abbildung 56: a) Rissdichte der ZD-KS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl, b) Vergleich der Rissdichtekurven von ZD-NKS- und ZD-KS-MP mit gleich / ähnlich hoher Beanspruchungsamplitude.

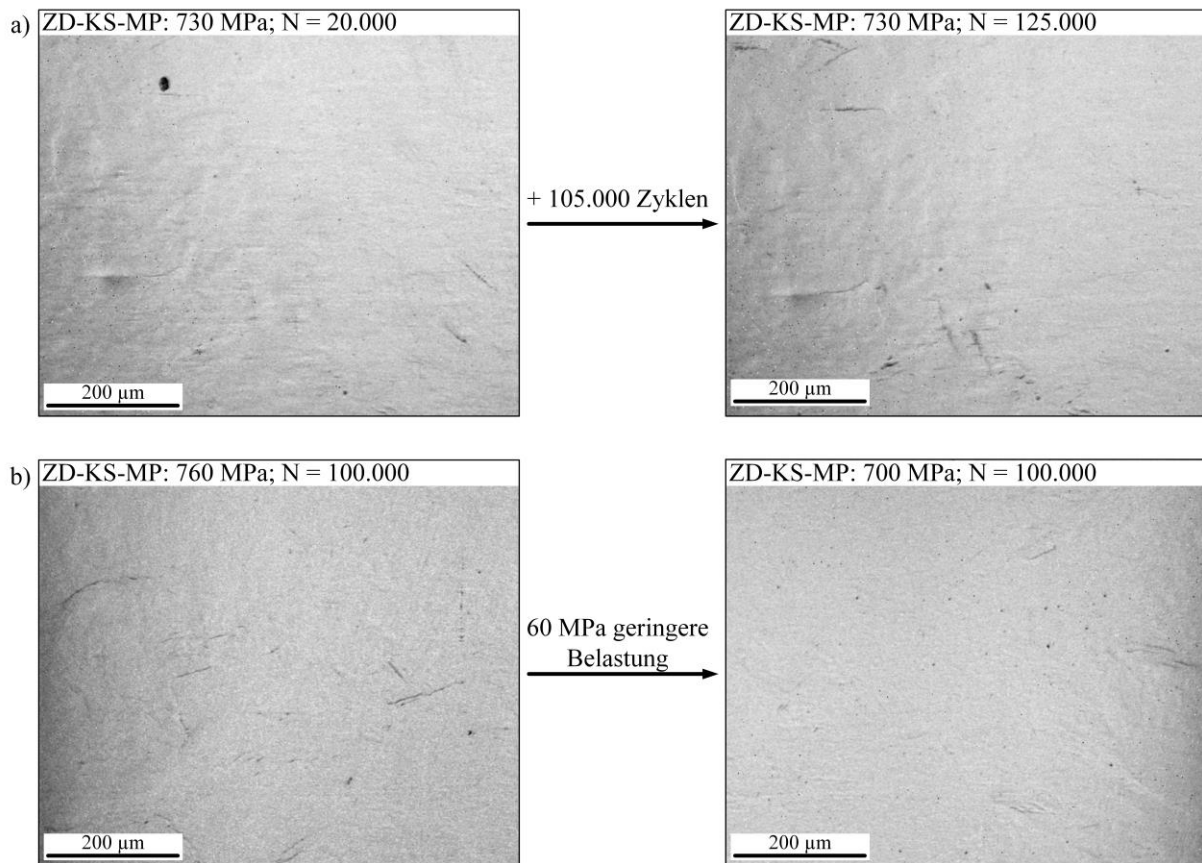


Abbildung 57: a) Zwei KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\sigma/2 = 730 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP nach $N = 20.000$ bzw. $N = 125.000$ Zyklen. b) KLM-Aufnahmen von zwei ZD-KS-MP nach $N = 100.000$ Zyklen, welche mit $\Delta\sigma/2 = 760 \text{ MPa}$ bzw. mit $\Delta\sigma/2 = 700 \text{ MPa}$ beansprucht wurden.

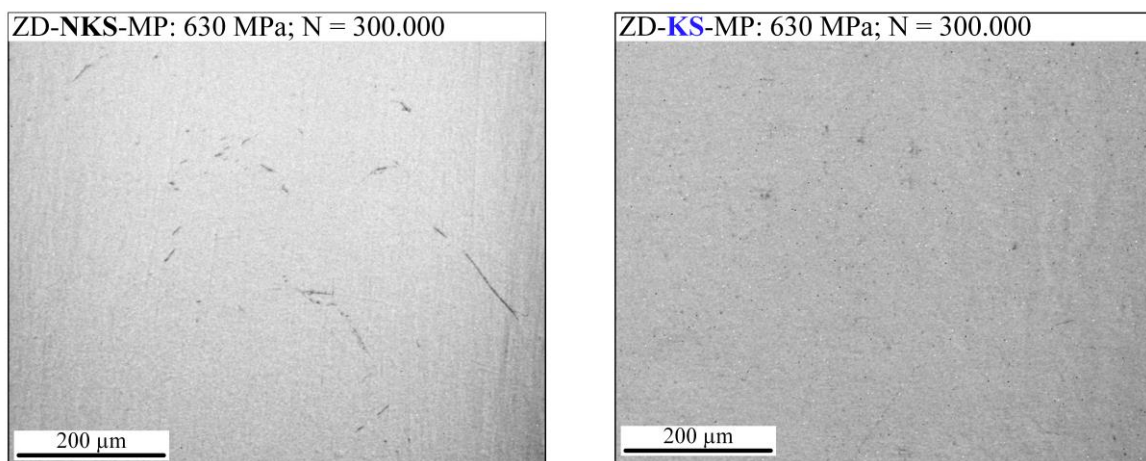


Abbildung 58: Vergleich der KLM-Aufnahmen von je einer ZD-NKS-MP und einer ZD-KS-MP nach $N = 300.000$ Zyklen, welche mit $\Delta\sigma/2 = 630 \text{ MPa}$ beansprucht wurden.

Da bei den ZD-KS-MP der Bruchausgang ausnahmslos unter der Probenoberfläche lag, ist hier im Vergleich zu den ZD-NKS-MP von einem grundlegend anderen Rissinitiierungsmechanismus des fatalen Risses zu sprechen, nämlich von einer Rissinitiierung im

Werkstoffinneren. Demnach verschieben Druckeigenspannung den Rissinitiierungsort ins Materialinnere. Selbst wenn die an der Probenoberfläche initiierten Risse nicht zum Bruch der ZD-KS-MP geführt haben, sollen die dort beobachteten Rissinitiierungsmechanismen ebenfalls vorgestellt werden.

Transkristallin initiierte Risse an Gleitbändern wurden nur selten beobachtet. Ein Beispiel für einen derart initiierten Riss liefert Abbildung 59. Die REM-Aufnahmen entstanden nach dem Versagen der Proben, woraus folgt, dass der transkristallin initiierte Riss nicht über die in Abbildung 59 angegebene Risslänge von $a = 750 \text{ nm}$ hinausgewachsen ist. Diese Tatsache verdeutlicht, dass transkristallin initiierte Risse auch bei den ZD-KS-MP nur eine untergeordnete Rolle spielen.

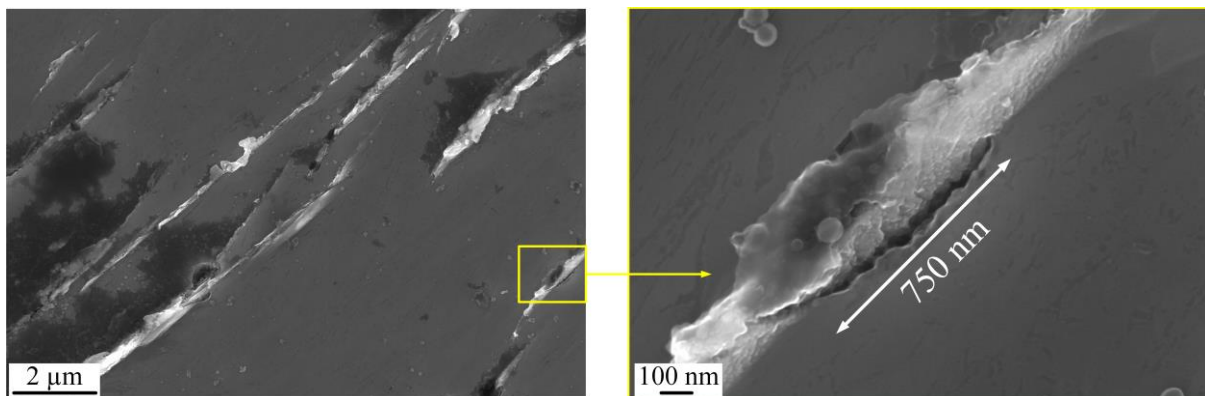


Abbildung 59: Transkristalline Rissinitiierung in einer mit $\Delta\sigma/2 = 700 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP nach $N = 642.030$ Zyklen.

Analog zu den ZD-NKS-MP konnten bei den interkristallin initiierten Oberflächenrissen der ZD-KS-MP ebenfalls die beiden zuvor beschriebenen Rissinitiierungsmechanismen beobachtet werden. In Abbildung 60 a) ist der erste Rissinitiierungsmechanismus dargestellt, der durch das Auftreffen von Gleitbändern auf eine ehemalige Austenitkorngrenze gekennzeichnet ist. In den Abbildungen 60 b) und c) sind die dazugehörige EBSD-Analyse und die berechneten ehemaligen Austenitkörner zu sehen. Die Werte für die slip transmission in Abbildung 60 d) zeigen neben Bereichen mit geringer Gleitübertragung (blau) ebenfalls Bereiche mit hoher Gleitübertragung (gelb), was die Interpretation der slip transmission erschwert. Die Gleitbandbildung selbst erfolgte in Blöcken mit hohen Schmidfaktoren und deren Ausbreitung verlief entlang einer (112)-Gleitebenenspur, wie der Abbildung 60 e) zu entnehmen ist.

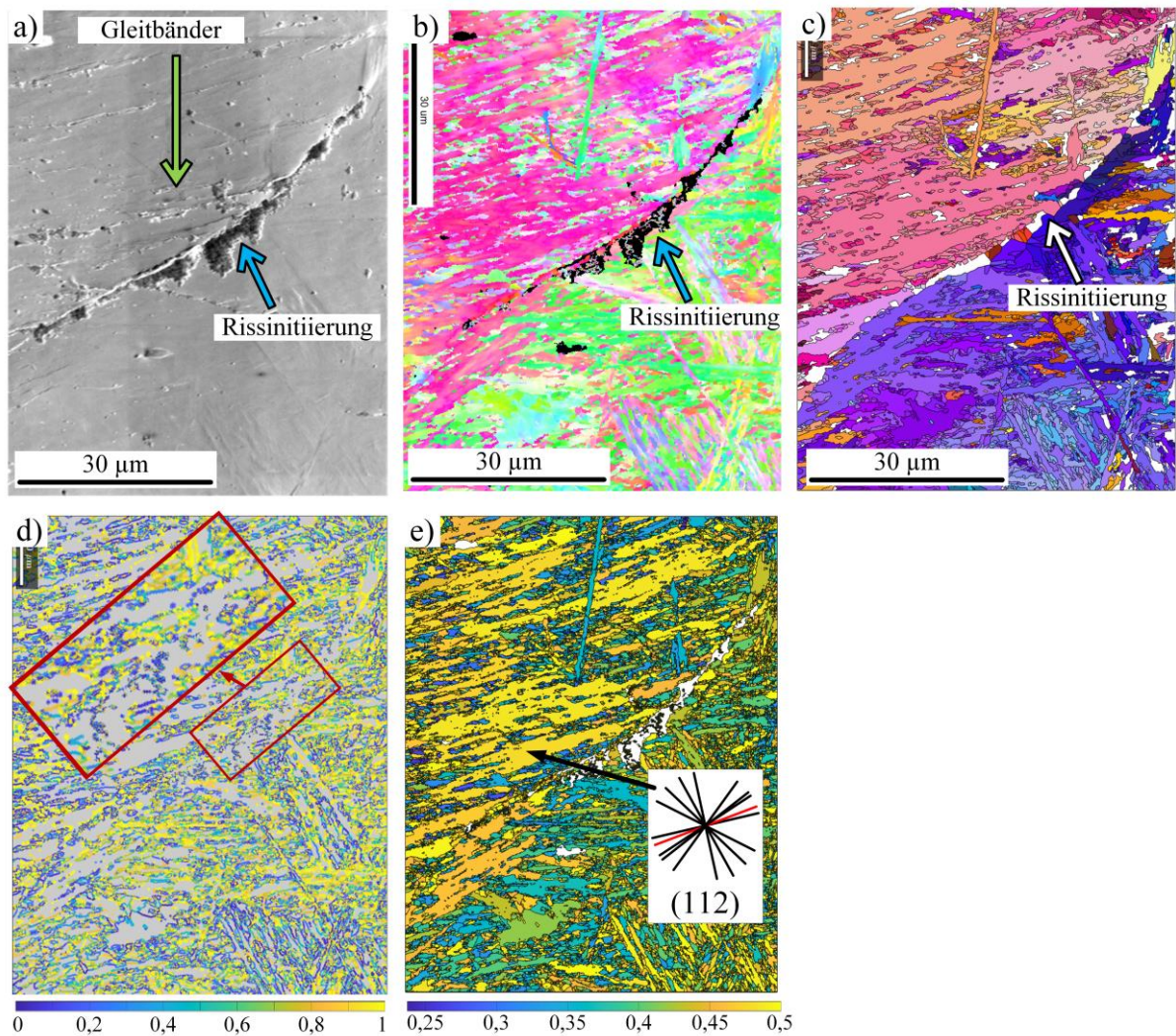


Abbildung 60: Interkristalline Rissinitiierung durch Versetzungsaufstau in einer mit $\Delta\sigma/2 = 760 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP nach $N = 138.200$ Zyklen: a) REM-Aufnahme und b) dazugehörige EBSD-Analyse, c) ehemalige Austenitkörner, d) slip transmission und e) Schmidfaktoren mit zusätzlichen (112)-Gleitebenenspur im Bereich der Gleitbänder (aktive Gleitebenenspur in rot dargestellt).

Der zweite interkristalline Rissinitiierungsmechanismus, welcher durch keine bzw. kaum plastische Verformung in Form von Gleitbandbildung in den benachbarten Körnern charakterisiert werden kann, soll exemplarisch anhand von Abbildung 61 gezeigt werden. Die REM-Aufnahme in Abbildung 61 a) zeigt eine ausgeprägte Gleitbandbildung im Rissinitiierungsbereich bzw. entlang des Risses, während in den benachbarten Blöcken kaum plastische Verformung zu sehen ist. Anhand der dazugehörigen EBSD-Analyse und den berechneten ehemaligen Austenitkörnern in den Abbildung 61 b) und c) ist deutlich zu erkennen, dass interkristalline Rissinitiierung vorliegt. Die Verteilung der Schmidfaktoren in Abbildung 61 d) zeigt eine ausgeprägte Variation des Schmidfaktors im unmittelbaren

Rissumfeld, was auf elastische Anisotropie hindeutet, welche an dieser Stelle vermutlich die Rissinitiierungsursache liefert.

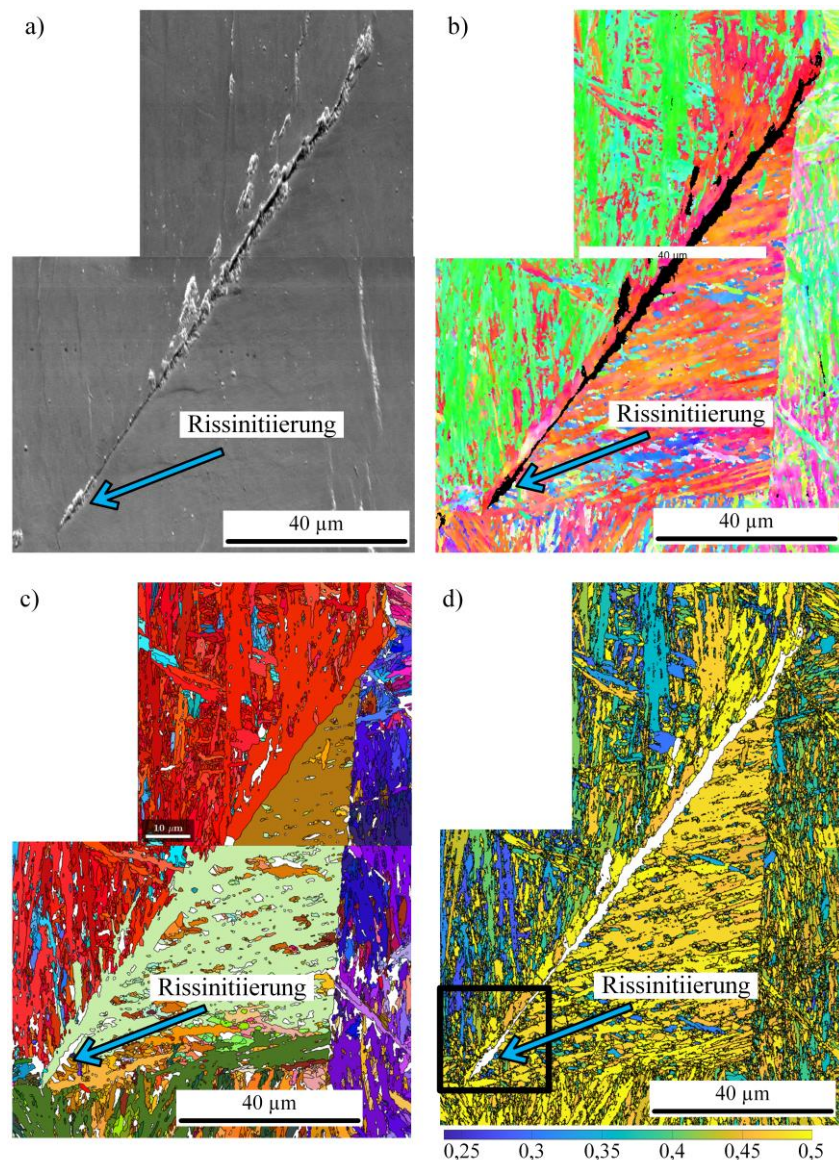


Abbildung 61: Interkristalline Rissinitiierung aufgrund von elastischer Anisotropie in einer mit $\Delta\sigma/2 = 760 \text{ MPa}$ belasteten ZD-KS-MP nach $N = 466.610$ Zyklen: a) REM-Aufnahme und b) dazugehörige EBSD-Analyse, c) ehemalige Austenitkörner und d) Schmidfaktoren.

6.4.2 Kurzrissausbreitung

Die Analyse der Kurzrissausbreitung erfolgte ausschließlich an den fatalen Rissen. In Abbildung 62 a) ist die Risslängenentwicklung der fatalen Risse der ZD-NKS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl dargestellt. Alle abgebildeten Kurven, mit Ausnahme der Kurve des mit $\Delta\sigma/2 = 550 \text{ MPa}$ beanspruchten Durchläufers, zeigen einen starken Knick bei Erreichen einer bestimmten Zyklenzahl. Dieser Knick kennzeichnet den Übergang von der Kurzrissausbreitung in die Langrissausbreitung und wird zu einem früheren Zeitpunkt bzw. bei

einer geringeren Zyklenzahl erreicht, je höher die Beanspruchungsamplitude ist. Im Bereich der Kurzrisssausbreitung sind kaum Veränderungen in den Kurvenverläufen zu beobachten, was bedeutet, dass sich die jeweiligen Risslängen in dieser Ermüdungsphase nur marginal verändert haben.

In Abbildung 62 b) sind vier KLM-Aufnahmen der mit $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ ermüdeten ZD-NKS-MP zu unterschiedlichen Aufnahmezeitpunkten dargestellt. Die beiden ersten KLM-Aufnahmen wurden nach $N = 10.000$ Zyklen bzw. $N = 50.000$ Zyklen aufgenommen und zeigen einen Ausschnitt aus der Kurzrisssausbreitung. Obgleich eine Differenz zwischen beiden KLM-Aufnahmen von $N = 40.000$ Zyklen vorliegt, hat der Riss kaum an Länge zugenommen. Im Bereich der Langrisssausbreitung können in den Kurvenverläufen hingegen massive Zunahmen in den jeweiligen Risslängen beobachtet werden. Die beiden letzten KLM-Aufnahmen in Abbildung 62 b) zeigen den Zustand der Probenoberfläche nach $N = 110.000$ Zyklen bzw. $N = 150.000$ Zyklen und bilden den Bereich der Langrisssausbreitung ab. Die Differenz dieser beiden KLM-Aufnahmen beträgt ebenfalls $N = 40.000$ Zyklen und lässt eine signifikante Risslängenzunahme erkennen.

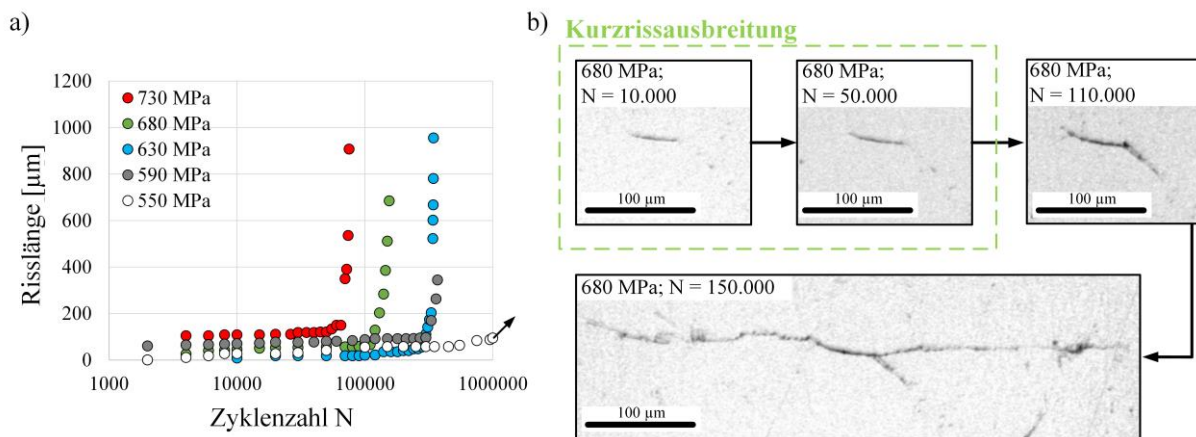


Abbildung 62: a) Risslängenentwicklung der ZD-NKS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl; b) KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ beanspruchten ZD-NKS-MP zu unterschiedlichen Aufnahmezeitpunkten.

In Abbildung 63 a) ist der Anteil der Kurzrisssausbreitung und der Langrisssausbreitung an der Lebensdauer der jeweiligen ZD-NKS-MP angegeben. Dieser wurde anhand des Übergangspunktes in den Risslängenkurven bestimmt. Da die Rissinitiierung in allen beobachteten ZD-NKS-MP innerhalb weniger Zyklen erfolgt ist, beinhaltet in diesem Zusammenhang die Kurzrisssausbreitung auch die kurze Zyklenzahl bis zur Rissinitiierung. Im Durchschnitt werden 75 % der Lebensdauer durch die Kurzrisssausbreitung eingenommen, was diese zur dominierenden Ermüdungsphase im HCF-Bereich macht. Orientiert an der Arbeit von

Hück [172] ist in Abbildung 63 b) dieser Zusammenhang zusätzlich graphisch in Form eines Wöhlerdiagramms dargestellt. Der steilere Kurvenverlauf der Langrissausbreitungskurve sowie die beiden zusammenlaufenden Kurven für die Bruchlastspielzahl und die Kurzrissausbreitung deuten darauf hin, dass der Anteil der Kurzrissausbreitung an der Lebensdauer mit zunehmender Bruchlastspielzahl ansteigt.

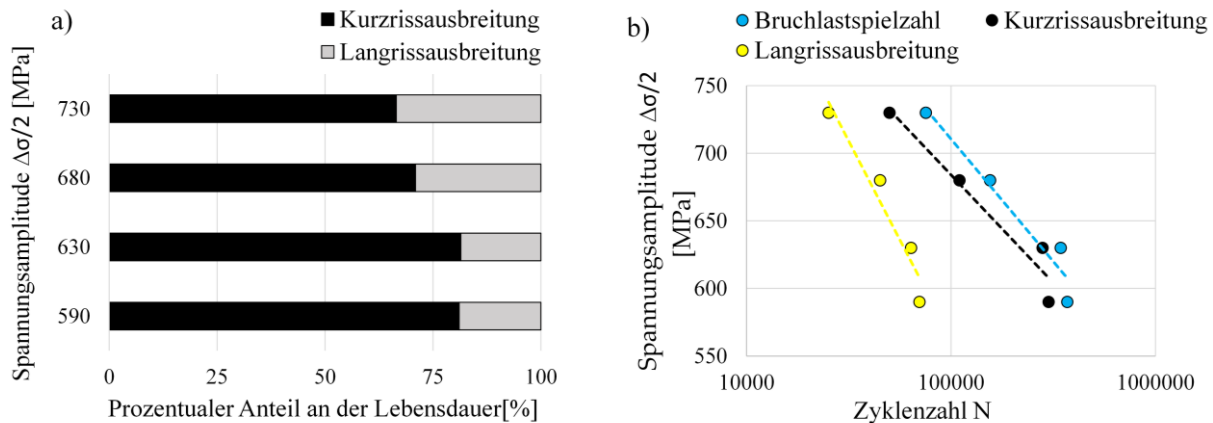


Abbildung 63: a) Prozentualer Lebensdaueranteil der Kurzriss- und der Langrissausbreitung in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude. b) Bruchlastspielzahl in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude und zusätzliche Aufspaltung in Anzahl der Zyklen, die in der Phase der Rissinitiierung und Kurzrissausbreitung bzw. der Langrissausbreitung verbracht wurden.

Um den Einfluss der Mikrostruktur auf die Kurzrissausbreitung zu untersuchen, wurde die Rissausbreitungsrate da/dN der untersuchten ZD-NKS-MP in Abhängigkeit vom zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK aufgetragen (Abbildung 64). Zu Beginn zeigen alle Rissausbreitungsrate-Kurven die für die Kurzrissausbreitung typische, oszillierende Rissausbreitungsrate, welche auf den Einfluss von mikrostrukturellen Barrieren zurückzuführen ist. Ab einem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor von etwa $\Delta K \geq 20 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ findet der Übergang von der Kurzrissausbreitung in die Langrissausbreitung statt, welche durch einen linearen Anstieg bzw. bei Berücksichtigung der logarithmischen Achsenskalierung durch einen exponentiellen Anstieg gekennzeichnet ist.

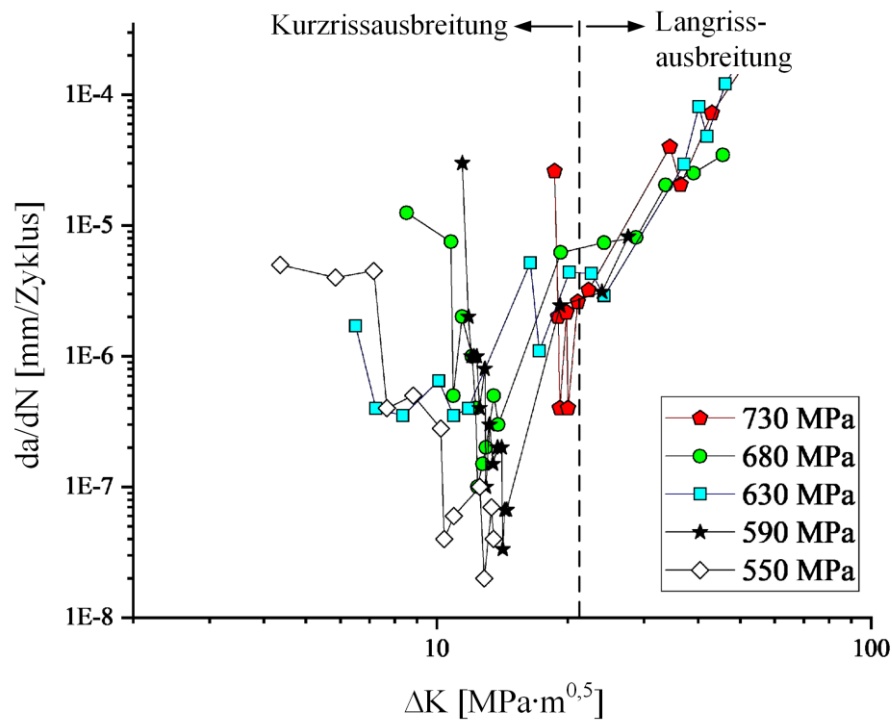


Abbildung 64: Rissausbreitungsrate-Kurve der ZD-NKS-MP.

Die verlangsamten als auch die beschleunigten Kurvenbereiche in der oszillierenden Rissausbreitungsrate der Kurzrissausbreitung haben gemäß Literatur ihre Ursache in mikrostrukturellen Barrieren, welche bei Annäherung an eine Barriere eine Verlangsamung und nach Überwinden der Barriere eine Beschleunigung der Rissausbreitungsrate zur Folge haben. Nun besitzt die martensitische Mikrostruktur einen komplexen, hierarchischen Aufbau, welcher sich aus ehemaligen Austenitkörnern, Paketen, Blöcken und Martensitlatten zusammensetzt.

Um festzustellen, welche dieser kristallographischen Ebenen die oszillierende Rissausbreitungsrate verursacht, wurde das Ausbreitungsverhalten der Kurzrisse mit der lokalen Mikrostruktur in Verbindung gebracht. In Abbildung 65 a) und b) sind exemplarisch die rissnahen EBSD-Analysen von zwei unterschiedlichen ZD-NKS-MP gezeigt. Die blauen Pfeile deuten auf den Bereich der Rissinitiierung hin und die eingezeichneten weißen bzw. schwarzen Linien heben den interkristallinen bzw. transkristallinen Rissverlauf hervor. Dabei markieren durchgezogene Linien die Kurzrissausbreitung und gestrichelte Linien die Langrissausbreitung. Zusätzlich wurden mit Hilfe von MTEX die ehemaligen Austenitkörner berechnet und jeweils als Teilbild eingefügt. In Abbildung 65 c) sind die dazugehörigen Rissausbreitungsrate-Kurven der beiden ZD-NKS-MP dargestellt. Markante Verlangsamungen der Rissausbreitungsrate in den Rissausbreitungsrate-Kurven, welche nachfolgend der Einfachheit halber als Rissstopps bezeichnet werden, wurden mit

nummerierten Kreisen gekennzeichnet, welche sich in dieser Form auch in den EBSD-Analysen wiederfinden und auf diese Weise den Ort der Verlangsamung anzeigen.

Die in Abbildung 65 a) untersuchte ZD-NKS-MP wurde mit $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ ermüdet und durchlief zum Zeitpunkt der EBSD-Analyse $N = 155.000$ Zyklen. Die Rissinitiierung erfolgte interkristallin an einer ehemaligen Austenitkorngrenze. Aus dem Vergleich des ersten Rissstopps ① in der Rissausbreitungsrate-Kurve und der beiden dazugehörigen Markierungen in der EBSD-Analyse kann geschlossen werden, dass der Rissstopp auf beiden Seiten des Kurzrisses durch einen Korngrenzen-Tripelpunkt bedingt ist. Nach Überwinden dieser Barriere wächst der Kurzriss zunächst transkristallin entlang einer (110)-Gleitebenenspur auf der linken Seite weiter, was mit einer erneuten Zunahme der Rissausbreitungsrate verbunden ist, bis es zu einem erneuten Rissstopp ② mit verlangsamter Rissausbreitungsrate kommt. Anhand der EBSD-Analyse kann eine ehemalige Austenitkorngrenze als Ursache für den zweiten Rissstopp identifiziert werden. Die weitere Rissausbreitung verlief anschließend auf beiden Seiten des Risses in Form der Langrissausbreitung.

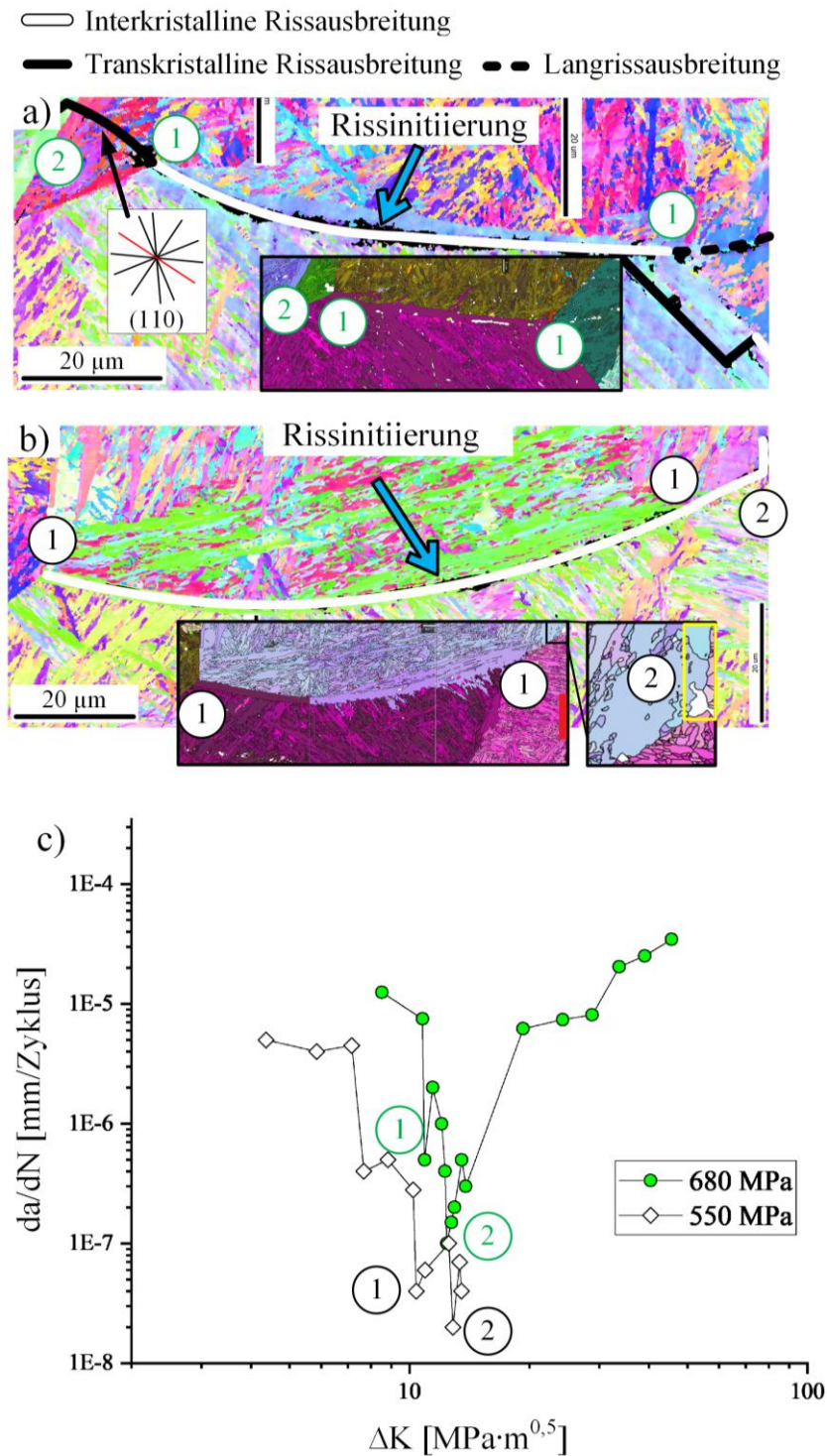


Abbildung 65: EBSD-Analyse und ehemalige Austenitkörner von a) einer mit $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ beanspruchten ZD-NKS-MP nach $N = 155.000$ Zyklen und b) einer mit $\Delta\sigma/2 = 550 \text{ MPa}$ beanspruchten ZD-NKS-MP nach $N = 1.000.000$ Zyklen; c) Rissausbreitungsraten-Kurven beider Proben. Die Ziffern in den EBSD-Analysen und den Rissausbreitungsraten-Kurven markieren die Haltepunkte der Risse.

Bei der in Abbildung 65 b) untersuchten ZD-NKS-MP, welche mit $\Delta\sigma/2 = 550 \text{ MPa}$ ermüdet wurde und zum Zeitpunkt der EBSD-Analyse $N = 1.000.000$ Zyklen durchlaufen

hat, wurde ebenfalls interkristalline Rissinitiierung beobachtet. Übereinstimmend mit der vorhergehenden ZD-NKS-MP konnte auch hier die Ursache für den ersten Rissstopp ① in Korngrenzen-Tripelpunkten auf beiden Seiten des Kurzrisses gefunden werden. Die weitere Kurzrissausbreitung nach Überwindung der Barriere erfolgte weiterhin interkristallin nach rechts, bis es erneut zu einem Rissstopp an einem Korngrenzen-Tripelpunkt kam ②.

Die Analyse beider ZD-NKS-MP deutet auf einen Barriere-Effekt von ehemaligen Austenitkorngrenzen bzw. Korngrenzen-Tripelpunkten hin. Ein Einfluss von Paketen oder Blöcken konnte nicht festgestellt werden. Die Kurzrissausbreitung erfolgte primär interkristallin und ein Wechsel auf transkristalline Rissausbreitung wurde nur vereinzelt beobachtet. In diesen Fällen verlief die transkristalline Rissausbreitung hauptsächlich entlang von (110)-Gleitebenenspuren.

Nachfolgend soll die bisher unberücksichtigte Kurzrissausbreitung nach unten rechts aus Abbildung 65 a) näher beleuchtet werden. Diese Passage ist in Abbildung 66 a) mit der ③ markiert und stellt eine Rissabzweigung dar, welche im weiteren Verlauf der Rissausbreitung stehen geblieben ist und aus diesem Grund in der Rissausbreitungsrate-Kurve vernachlässigt wurde. Dennoch sollen nachfolgend die zugrundeliegenden Mechanismen der Kurzrissausbreitung untersucht werden. Die Rissabzweigung verläuft zunächst transkristallin und wechselt anschließend durch zwei 90°-Knicke auf eine ehemalige Austenitkorngrenze, um dort interkristallin weiterzuwachsen. Zu fragen ist, wieso die Rissabzweigung erst transkristallin wächst, statt sich sofort interkristallin entlang der ehemaligen Austenitkorngrenze auszubreiten. Eine mögliche Begründung dafür kann der REM-Ausschnitt in Abbildung 66 b) liefern. Dieser zeigt Gleitbänder mit einer $\sim 45^\circ$ Orientierung zur Hauptnormalspannung, welche sich in Blöcken mit einem hohen Schmidfaktor gebildet haben (Abbildung 66 c)). Gleitbänder stellen einen geschwächten Bereich des Werkstoffs dar, was dazu geführt haben könnte, dass die Rissabzweigung zu Beginn dort gewachsen ist. Dennoch scheint die ehemalige Austenitkorngrenze im untersuchten Federstahl eine Schwachstelle des Materials zu bilden, da die Rissabzweigung dennoch für die weitere Rissausbreitung auf die ehemalige Austenitkorngrenze gewechselt hat. Wie Abbildung 66 d) zeigt, erfolgte der Wechsel auf die ehemalige Austenitkorngrenze durch Blockgrenzen mit einer hohen slip transmission (hohe Gleitübertragung). Blockgrenzen mit einer hohen slip transmission weisen einen geringeren Barriere-Effekt für die Rissausbreitung im Vergleich zu Blockgrenzen mit einer geringen slip transmission auf, was den Wechsel der Rissausbreitung auf die ehemalige Austenitkorngrenze an dieser Stelle erleichtert hat. Gemäß der Berechnung der aktiven Gleitebene in Abbildung 66 e), verlief der transkristalline Teil der Rissabzweigung erneut

entlang einer (110)-Gleitebenenspur. Die (110)-Gleitebenen scheinen folglich bei der transkristallinen Rissausbreitung favorisiert zu sein.

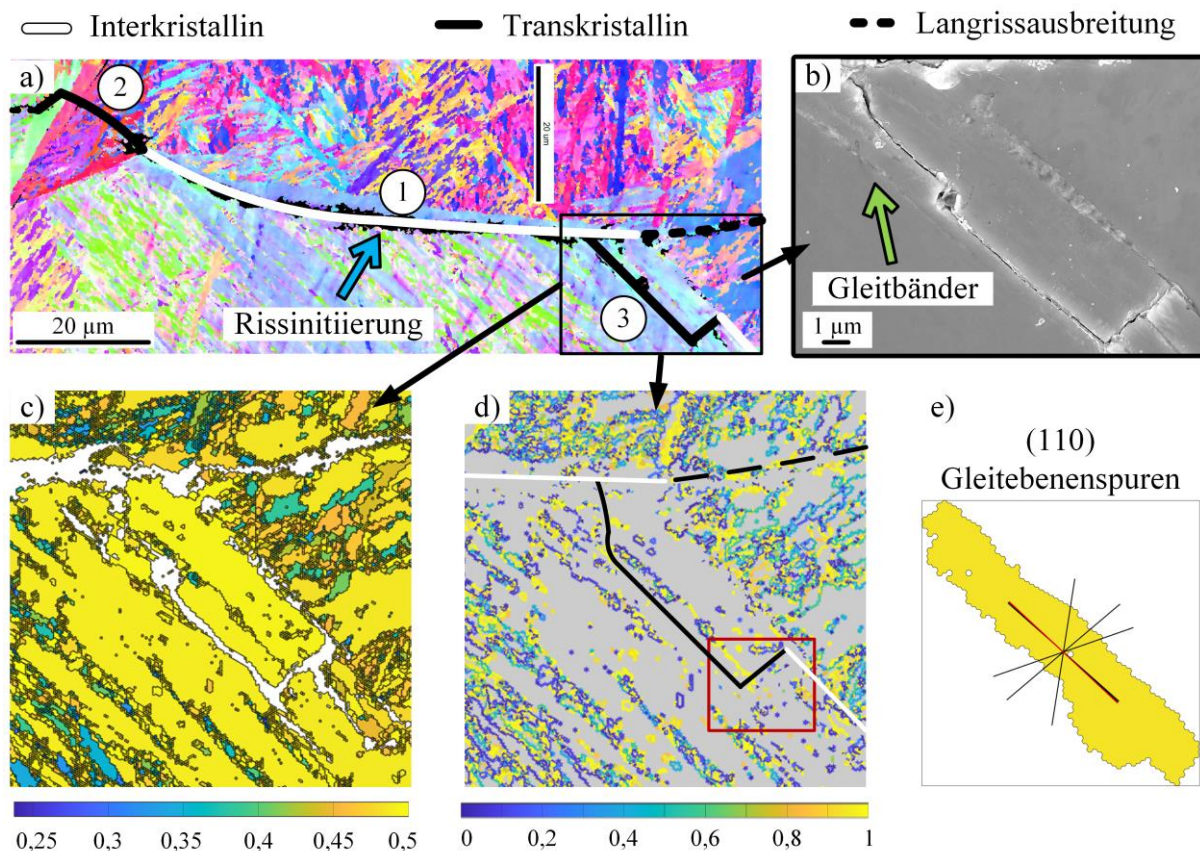


Abbildung 66: EBSD- und MTEX-Analyse der Rissabzweigung aus Abbildung 65 a): a) EBSD-Analyse, b) REM-Aufnahme, c) Schmidfaktoren, d) slip transmission und e) berechnete (110)-Gleitebenen Spuren (aktive Gleitebenen Spuren in rot dargestellt).

Einfluss von Druckeigenspannungen

Die Analyse der Mechanismen der Kurzrissausbreitung muss an einem fatalen Riss bzw. an einem Riss mit Übergang von der Kurzrissausbreitung in die Langrissausbreitung erfolgen, da ansonsten die für die Analyse notwendigen Risslängenentwicklung, der Lebensdaueranteil der Kurzrissausbreitung und die Rissausbreitungsrate-Kurve mit Erfassung der Kurzriss- und Langrissausbreitung nicht erstellt werden können. Im Fall der ZD-KS-MP erfolgte die Rissinitiiierung und folglich auch die Kurzrissausbreitung der fatalen Risse im Werkstoffinnern und insofern außerhalb des Sichtfeldes des konfokalen Lasermikroskops. Alle an der Oberfläche initiierten Risse blieben in der Phase der Kurzrissausbreitung stehen und wechselten nicht in die Langrissausbreitung. Aus diesem Grund konnte bei den ZD-KS-MP keine Analyse in Form von Risslängenentwicklung, Lebensdaueranteil der Kurzrissausbreitung und Rissausbreitungsrate-Kurve durchgeführt werden. Dennoch soll zumindest der Einfluss der

Mikrostruktur hinsichtlich der Rissstopps der Oberflächenrisse in den ZD-KS-MP vorgestellt werden.

In Übereinstimmung mit den ZD-NKS-MP konnte festgestellt werden, dass ehemalige Austenitkorngrenzen bzw. Korngrenzen-Tripelpunkte die Kurzrissausbreitung zum Erliegen bringen und folglich einen Barriere-Effekt ausüben. In Abbildung 67 a) soll dies exemplarisch anhand eines interkristallin initiiertes Kurzrisses in einer mit $\Delta\sigma/2 = 730 \text{ MPa}$ beanspruchten ZD-KS-MP gezeigt werden, welche zum Zeitpunkt der REM-Aufnahme $N = 286.120$ Zyklen durchlaufen hatte. Die dazugehörige EBSD-Analyse und die berechneten ehemaligen Austenitkörner sind in den Abbildungen 67 b) und c) dargestellt. Den Abbildungen kann entnommen werden, dass die Kurzrissausbreitung an einem Korngrenzen-Tripelpunkt gestoppt wurde.

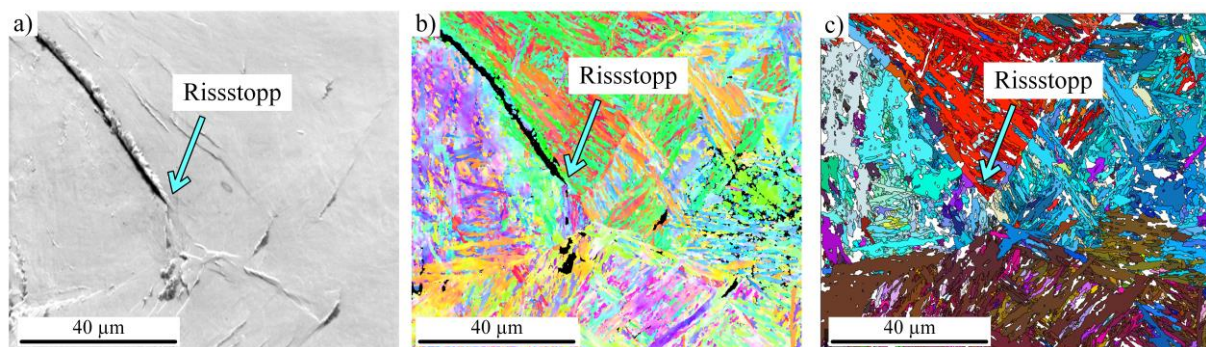


Abbildung 67: EBSD- und MTEX-Analyse eines Kurzrisses in einer mit $\Delta\sigma/2 = 730 \text{ MPa}$ beanspruchten ZD-KS-MP nach $N = 286.120$ Zyklen: a) REM-Aufnahme b) EBSD-Analyse und c) ehemalige Austenitkörner.

6.5 *In situ* Ermüdungsprüfung unter Torsionsbeanspruchung

Die Abbildung 68 gibt einen Überblick über die durchgeführten *in situ* Ermüdungsprüfungen unter Torsionsbeanspruchung und ordnet die Ergebnisse in einem Wöhlerdiagramm ein. Auch unter Torsionsbeanspruchung ist eine signifikante Zunahme der ertragbaren Bruchlastspielzahlen im Fall der T-KS-MP infolge des positiven Effekts der Druckeigenspannungen zu erkennen. Der Faktor für die Verbesserung der Lebensdauer konnte an dieser Stelle jedoch nicht berechnet werden, da es keine gebrochenen bzw. versagten Proben des gleichen Spannungsniveaus in beiden Probensätzen gab, was die immense Steigerung der Lebensdauer durch Druckeigenspannungen unter Torsionsbeanspruchung zusätzlich hervorhebt. Die T-KS-MP zeigen allerdings bei gleicher Torsionsspannungsamplitude innerhalb der erreichten Lebensdauern eine starke Streuung auf. So erreichten zwei bei einer Torsionsspannungsamplitude von $\Delta\tau_t/2 = 540 \text{ MPa}$ beanspruchten T-KS-MP eine stark

unterschiedliche Bruchlastspielzahl von $N_B = 145.000$ Zyklen bzw. $N_B = 1.000.000$ Zyklen (Durchläufer).

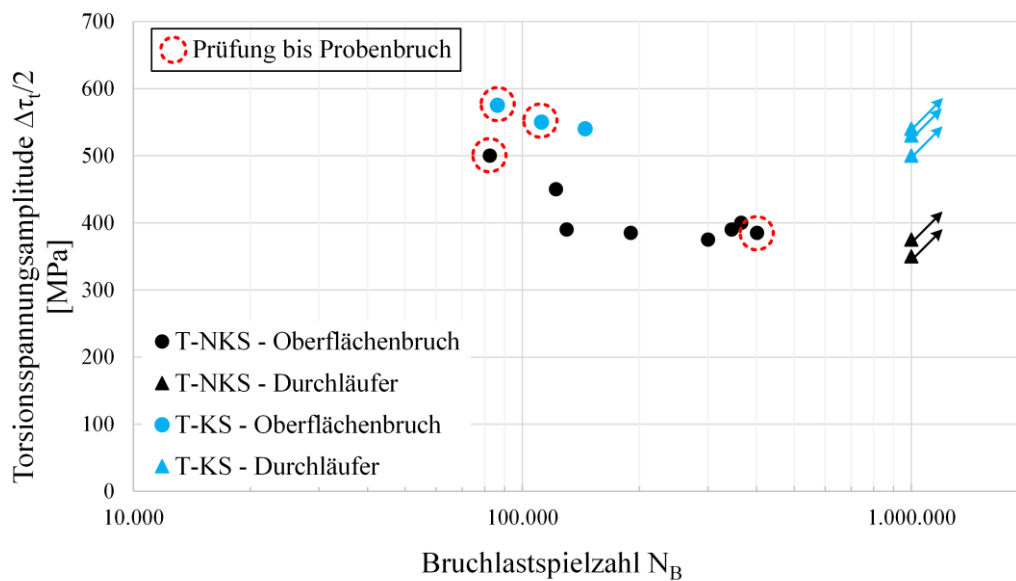


Abbildung 68: Ergebnisse der *in situ* Ermüdungsversuche unter Torsionsbeanspruchung im NKS- und KS-Zustand.

Wie der Abbildung 68 zu entnehmen ist, liegt der Bruchausgang unter Torsionsbeanspruchung stets an der Probenoberfläche, unabhängig davon, ob die Miniaturproben kugelgestrahlt waren oder nicht. In Abbildung 69 sind die Ergebnisse der Bruchflächenanalyse der bis zum Bruch ermüdeten T-NKS-MP gezeigt, die mit $\Delta\tau_t/2 = 385 \text{ MPa}$ belasteten wurde und eine Bruchlastspielzahl von $N_B = 408.032$ erreicht hat. Die Abbildung 69 a), welche einen Überblick über das Bruchgefüge gibt, lässt bereits den Bruchausgang an der Oberfläche erkennen. Eine Detailaufnahme des Bruchausgangs liefert Abbildung 69 b). Die Abbildungen 69 c) und d) zeigen weitere Detailaufnahmen des Bruchflächengefüges mit Schwingstreifen und Wabenstrukturen. In Abbildung 69 d) können leicht interkristalline Bereiche vermutet werden.

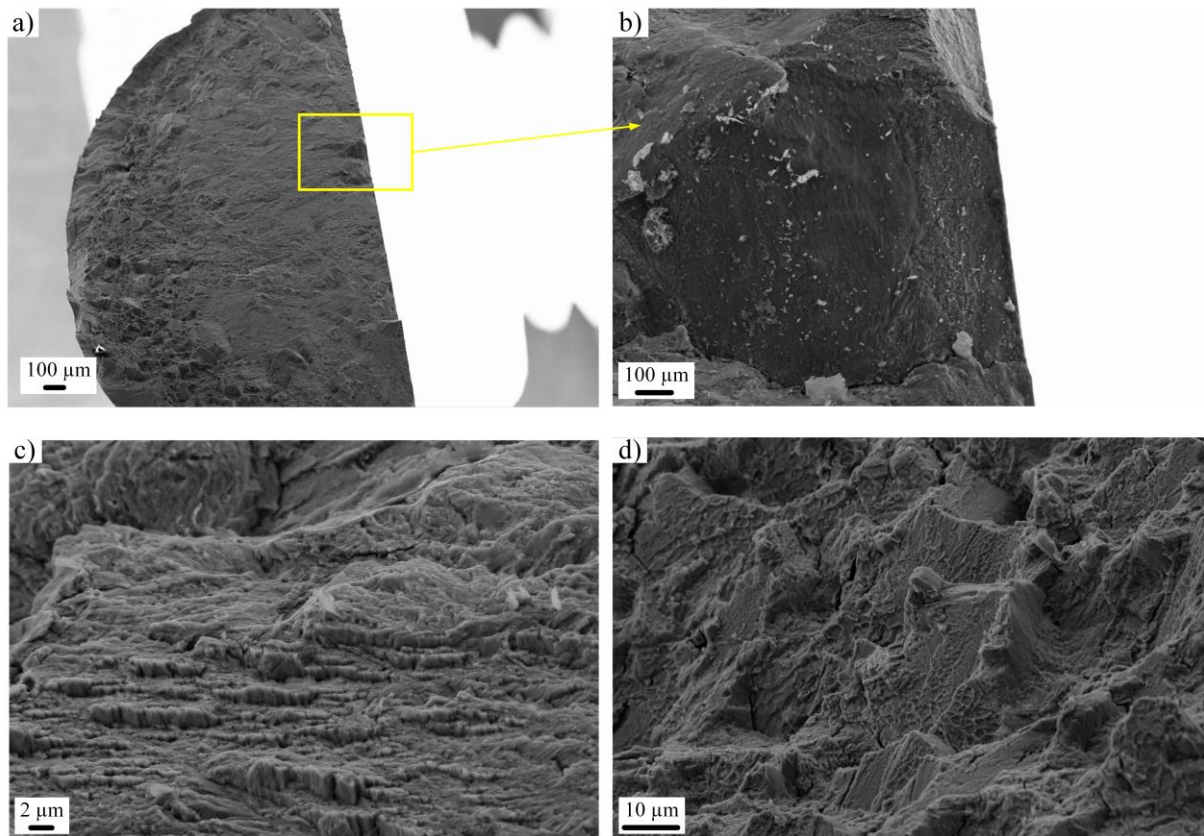


Abbildung 69: Buchflächenanalyse einer mit $\Delta\tau_t/2 = 385 \text{ MPa}$ belasteten T-NKS-MP mit einer Bruchlastspielzahl von $N_B = 408.032$. a) liefert eine Übersicht über das Bruchflächengefüge, b) stellt eine Detailaufnahme des Bruchausgangs dar, c) und d) zeigen jeweils einen Ausschnitt des Bruchflächengefüges mit Schwingstreifen bzw. Wabenstrukturen.

Die Abbildung 70 zeigt die Ergebnisse der Bruchflächenanalyse der bis zum Bruch ermüdeten T-KS-MP, welche mit $\Delta\tau_t/2 = 755 \text{ MPa}$ beansprucht wurde und eine Bruchlastspielzahl von $N_B = 86.251$ erreicht hat. Ein Überblick über die Bruchfläche kann der Abbildung 70 a) entnommen werden. Die Abbildung 70 b) zeigt eine Detailaufnahme des Bruchausgangs, welcher an der Oberfläche liegt und viele Verschleißpartikel aufzeigt. Die Torsions-Ermüdung ist durch eine starke Reibung der Rissflanken gekennzeichnet, welche zu den Verschleißpartikeln auf der Bruchfläche führt [124, 127, 128, 130, 137, 173, 174]. Analog zu den T-NKS-MP können auch bei den T-KS-MP Bereiche des Bruchflächengefüges mit Schwingstreifen und Wabenstrukturen gefunden werden (Abbildung 70 c) und d)). Außerdem zeigt auch die untersuchte T-KS-MP nur vereinzelt interkristalline Bruchbereiche auf (Abbildung 70 d)). Das Ergebnis einer EDX-Analyse an einem der Waben-Einschlüsse ist in Abbildung 70 e) zu sehen. Der signifikant erhöhte Gehalt an Mn und S lässt auf einen MnS-Einschluss schließen.

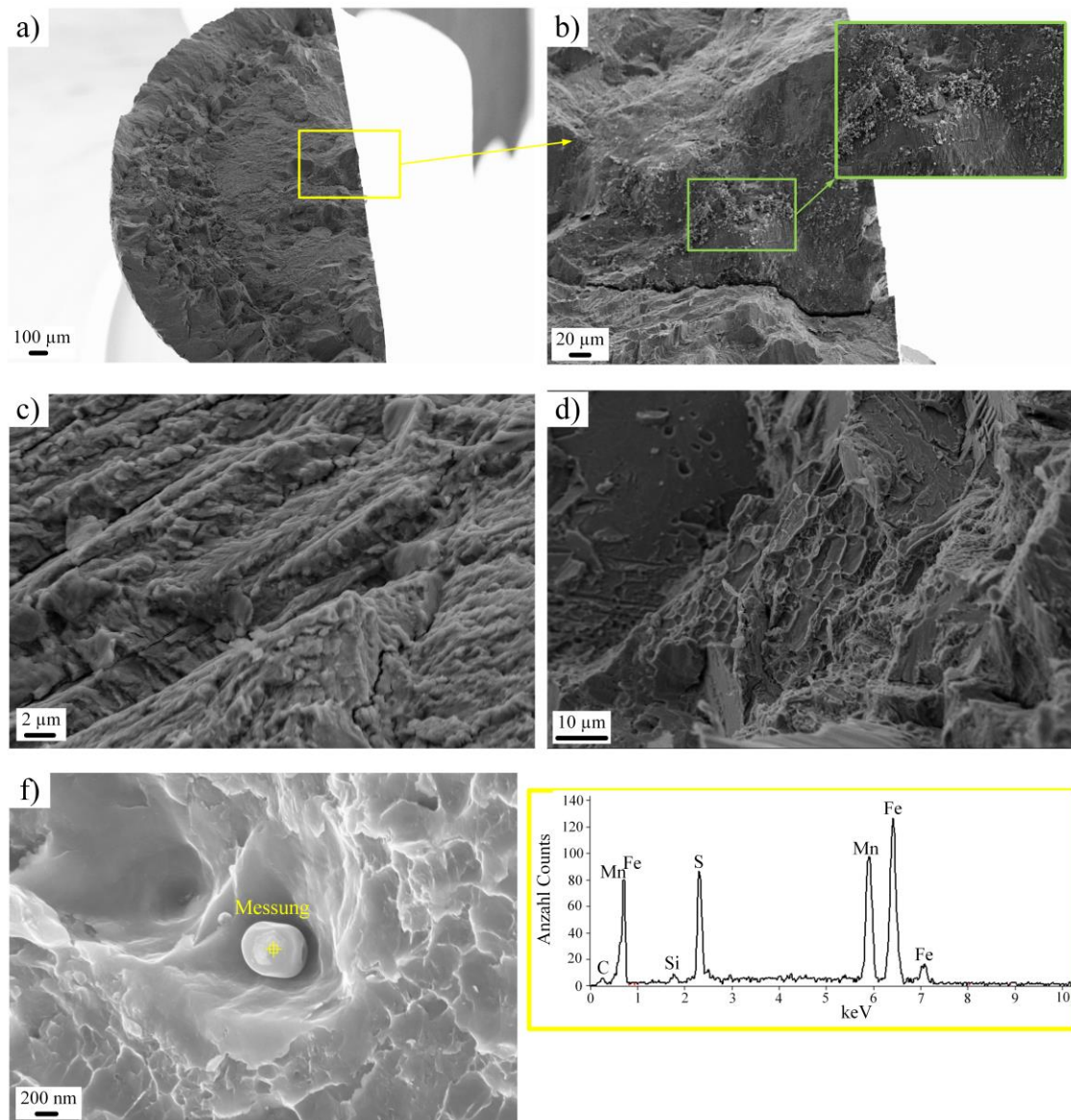


Abbildung 70: Bruchflächenanalyse einer mit $\Delta\tau_t/2 = 575 \text{ MPa}$ belasteten T-KS-MP mit einer Bruchlastspielzahl von $N_B = 86.251$. a) liefert eine Übersicht über das Bruchflächengefüge, b) stellt eine Detailaufnahmen des Bruchausgangs dar, c) und d) zeigen jeweils einen Ausschnitt des Bruchgefüges mit Schwingstreifen bzw. Wabenstrukturen und in f) ist das Ergebnis einer EDX-Analyse an einem Einschluss dargestellt.

In den nachfolgenden beiden Unterkapitel werden die beobachteten Mechanismen der Rissinitiierung und Kurzrisssausbreitung vorgestellt. Zu diesem Zweck werden zuerst die Ergebnisse der T-NKS-MP präsentiert, bevor im Anschluss der Einfluss der Druckeigenstressungen anhand eines Vergleichs mit den T-KS-MP gezeigt wird.

6.5.1 Rissinitiierung

Der Beginn der Ermüdungsschädigung ist durch eine starke Bildung von Gleitbändern, die sich in günstig orientierten Körnern oft in parallelen Scharen formieren, gekennzeichnet. Die

Orientierung der Gleitbänder weist dabei eine $\sim 45^\circ$ Verkippung zur Hauptnormalspannung auf, was im Torsionsbeanspruchungsfall eine Orientierung der Gleitbändern um 0° bzw. 90° in Bezug auf die Beanspruchungsachse bedeutet. Die Abbildung 71 liefert zwei exemplarische REM-Aufnahmen solcher Gleitbandscharen.

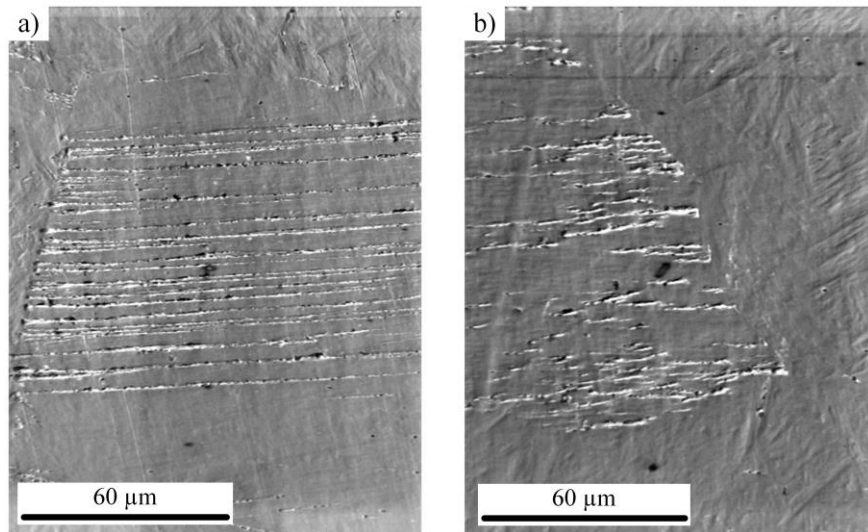


Abbildung 71: Bildung einer Schar von parallelen Gleitbändern in a) einer mit $\Delta\tau_t/2 = 400 \text{ MPa}$ ermüdeten T-NKS-MP nach $N = 365.000$ Zyklen und b) einer mit $\Delta\tau_t/2 = 350 \text{ MPa}$ ermüdeten T-NKS-MP nach $N = 1.000.000$ Zyklen.

Die weitere Ermüdungsschädigungsentwicklung ist durch die Bildung von Rissnetzwerken gekennzeichnet, sodass die Bewertung des Schädigungsausmaßes anhand der in Kapitel 6.4.1 eingeführten Rissdichte ρ_{rd} erfolgen kann. Der Verlauf der Rissdichte der T-NKS-MP in Abhängigkeit von der durchlaufenen Zyklenzahl ist in Abbildung 72 zu sehen. Analog zu den *in situ* Versuchen unter uniaxialer Beanspruchung wurde bei dieser Versuchsreihe für die Analyse je eine T-NKS-MP pro Spannungsniveau gewählt. Dem Kurvenverlauf in Abbildung 72 kann entnommen werden, dass die Rissdichte mit ansteigender Zyklenzahl zunimmt, was auf die kontinuierliche Initiierung neuer Risse bzw. einer Längenzunahme bereits initiiertter Risse schließen lässt.

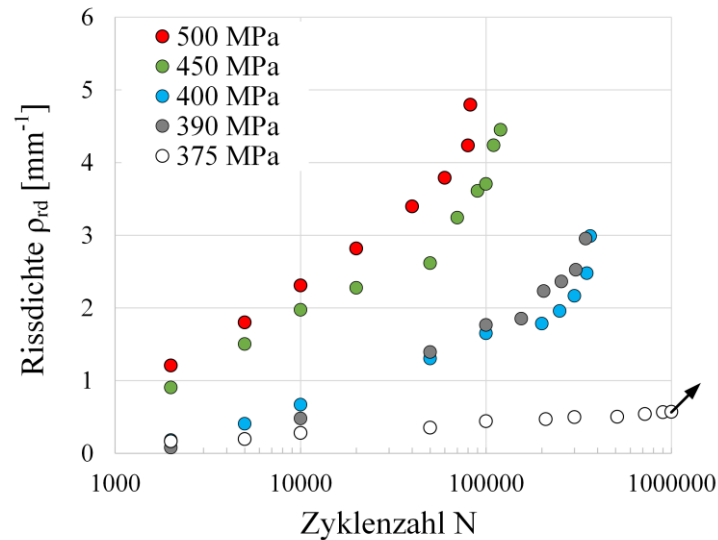


Abbildung 72: Rissdichte der T-NKS-MP in Abhängigkeit von der Zykluszahl für verschiedene Torsionsspannungsamplituden.

Die Abbildung 73 a) veranschaulicht die Zunahme der Rissdichte mit ansteigender Zykluszahl anhand von zwei KLM-Aufnahmen mit unterschiedlichen Aufnahmezeitpunkten ($N = 10.000$ Zyklen vs. $N = 110.000$ Zyklen). Beide KLM-Aufnahmen stammen von einer mit $\Delta\tau_t/2 = 400 \text{ MPa}$ beanspruchten T-NKS-MP. Die signifikante Zunahme der Rissdichte mit ansteigender Zykluszahl ist deutlich zu erkennen.

Einen weiteren Effekt auf die Rissdichte übt die Höhe der aufgetragenen Torsionsspannungsamplitude aus. Dabei steigt die Rissdichte über die Zykluszahl schneller an, je höher die aufgetragene Torsionsspannungsamplitude ist, woraus sich auf eine beschleunigte Ermüdungsschädigungsentwicklung mit Zunahme der Torsionsspannungsamplitude schließen lässt. Mit den beiden KLM-Aufnahmen in Abbildung 73 b) soll dieser Zusammenhang verdeutlicht werden. Die linke KLM-Aufnahme stammt von einer T-NKS-MP, welche bei $\Delta\tau_t/2 = 450 \text{ MPa}$ beansprucht wurde. Die rechte KLM-Aufnahme zeigt die Probenoberfläche einer mit $\Delta\tau_t/2 = 375 \text{ MPa}$ beanspruchten T-NKS-MP. Beide KLM-Aufnahmen wurden nach einer durchlaufenen Zykluszahl von $N = 100.000$ aufgenommen. In der linken KLM-Aufnahme der höher beanspruchten T-NKS-MP ist im Vergleich zu der rechten KLM-Aufnahme ein wesentlich höheres Schädigungsausmaß inklusive Langriss zu erkennen.

Mit Ausnahme der Kurve des bei $\Delta\tau_t/2 = 375 \text{ MPa}$ beanspruchten Durchläufers zeigen alle Kurvenverläufe in Abbildung 72 ab einer bestimmten Zykluszahl eine steiler ansteigende Rissdichte. Dieser Übergang zu einer schneller anwachsenden Rissdichte erfolgt früher bzw. bei einer geringeren Zykluszahl, je höher die aufgetragene Torsionsspannungsamplitude ist.

Den Kurven in Abbildung 72 kann außerdem entnommen werden, dass in allen T-NKS-MP erste Risse bereits nach dem ersten Prüfintervall von $N = 2000$ Zyklen detektiert werden konnten.

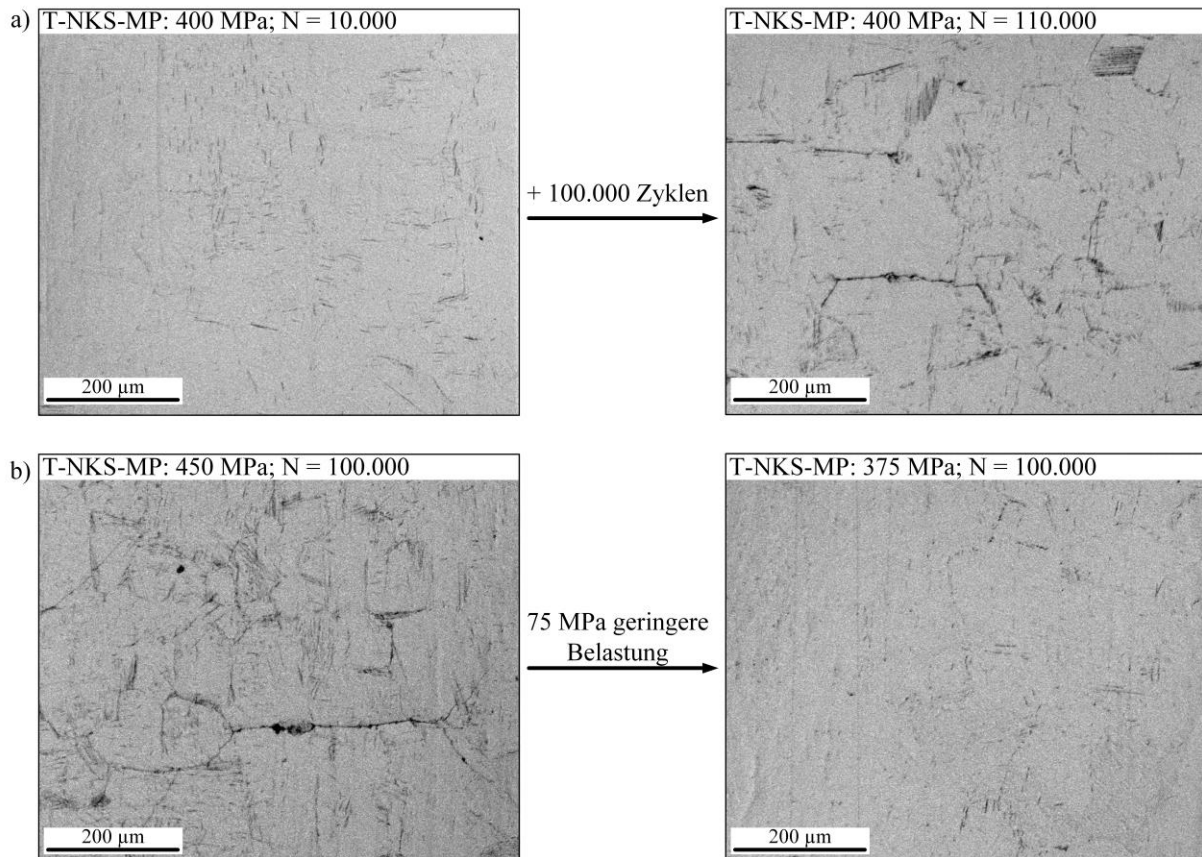


Abbildung 73: a) Zwei KLM-Aufnahmen einer mit $\tau_a = 400 \text{ MPa}$ belasteten T-NKS-MP nach $N = 10.000$ bzw. $N = 110.000$ Zyklen. b) KLM-Aufnahmen von zwei T-NKS-MP nach $N = 100.000$ Zyklen, welche mit $\Delta\tau_t/2 = 450 \text{ MPa}$ bzw. mit $\Delta\tau_t/2 = 375 \text{ MPa}$ beansprucht wurden.

Die Initiierung der fatalen Risse erfolgte unter Torsionsbeanspruchung ausnahmslos interkristallin. Außerdem konnte auch bei den EBSD-Analysen von Nebenrisen keine transkristalline Rissinitiierung festgestellt werden.

Bei der interkristallinen Rissinitiierung konnten zwei Rissinitiierungsmechanismen beobachtet werden. Beim ersten Mechanismus ist die Rissinitiierung auf eine Spannungsüberhöhung an einer ehemaligen Austenitkorngrenze zurückzuführen, welche durch ein Auftreffen von Gleitbändern auf die ehemalige Austenitkorngrenze verursacht wird. Ein exemplarisches Beispiel für diesen interkristallinen Rissinitiierungsmechanismus liefert Abbildung 74. Die REM-Aufnahme in Abbildung 74 a) zeigt das Auftreffen von mehreren, parallelen Gleitbändern auf eine ehemalige Austenitkorngrenze (Abbildungen 74 b) und c)), welche vermutlich zu der interkristallinen Rissinitiierung geführt haben. Der Gefügebereich, in dem

die Gleitbänder entstanden sind, zeigt Blockgrenzen mit einer hohen slip transmission bzw. Blöcke mit einem hohen Schmidfaktor (Abbildungen 74 d) und e)). Die Blöcke auf der anderen Seite des Risses zeigen hingegen einen sehr geringen Schmidfaktor, was auf elastische Anisotropie deutet, welche ebenfalls ursächlich für interkristalline Rissinitiierung sein kann bzw. diese zusätzlich begünstigt. Die Berechnung der aktiven Gleitebenen Spur in Abbildung 74 e) lässt erkennen, dass die Gleitbandbildung entlang einer (110)-Gleitebenenspur erfolgt ist.

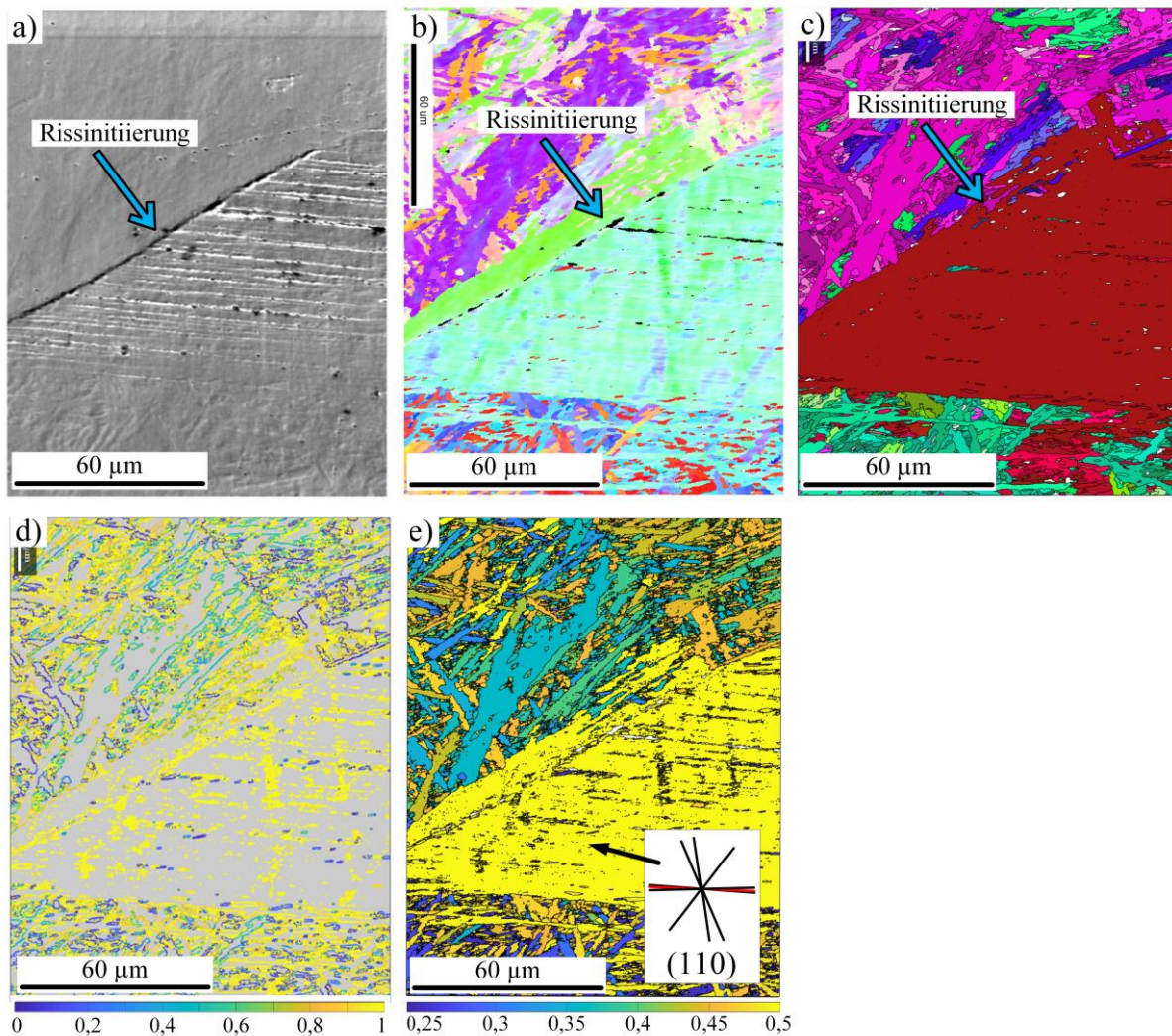


Abbildung 74: Interkristalline Rissinitiierung durch Versetzungsaufstau in einer mit $\Delta\tau_t/2 = 350 \text{ MPa}$ beanspruchten T-NKS-MP nach $N = 1.000.000$ Zyklen: a) REM-Aufnahme und b) dazugehörige EBSD-Analyse, c) ehemalige Austenitkörner, d) slip transmission, e) Schmidfaktoren und (110)-Gleitebenen Spuren (aktive Gleitebenen Spur in rot dargestellt).

Der zweite, primär auftretende interkristalline Rissinitiierungsmechanismus ist durch wenig/keine plastische Verformung in Form von Gleitbänder in unmittelbarer Nähe des Rissinitiierungsortes gekennzeichnet. In manchen Fällen kann lediglich ein ausgeprägtes

Gleitband unmittelbar an der ehemaligen Austenitkorngrenze beobachtet werden, wie exemplarisch in Abbildung 75 zu sehen ist.

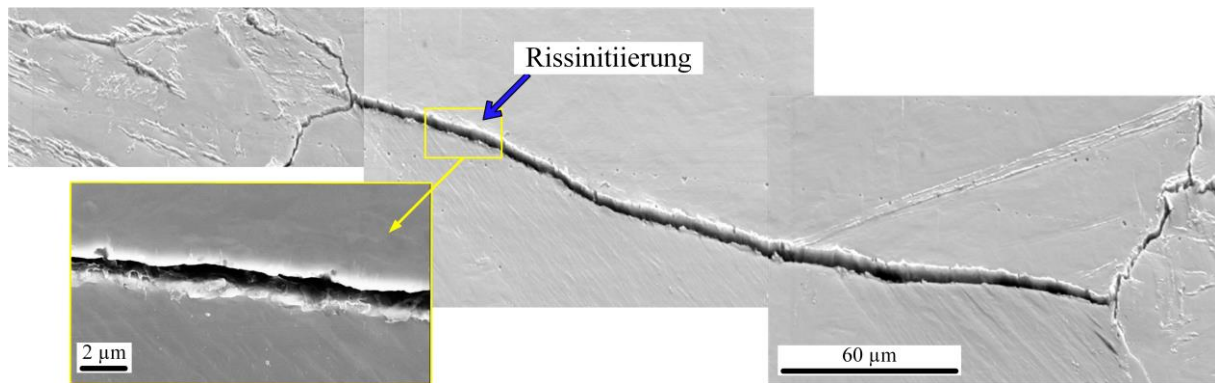


Abbildung 75: REM-Aufnahme einer interkristallinen Rissinitiierung mit kaum sichtbarer plastischer Verformung der benachbarten Körner. Die abgebildete T-NKS-MP hat $N = 300.000$ Zyklen erfahren und wurde mit $\Delta\tau_t/2 = 375 \text{ MPa}$ ermüdet.

Dieser Rissinitiierungsmechanismus wird häufig durch pyramidenförmigen Materialausbruch in unmittelbarer Nähe des Rissinitiierungsortes begleitet, wie exemplarisch an drei T-NKS-MP in den Abbildungen 76 a) - c) dokumentiert. Die Abbildungen 76 d) – f) zeigen jeweils die dazugehörigen EBSD-Analysen. Ein Vergleich der Rissinitiierungsorte mit den berechneten ehemaligen Austenitkörnern in den Abbildungen 76 g) – i) zeigt, dass die Rissinitiierung an Korngrenzen-Tripelpunkten stattgefunden hat. Des Weiteren zeigt jede Probe im Gefügebereich nahe des Rissinitiierungsortes stark variierende Schmidfaktoren (Abbildungen 76 j) – l)), was auf ausgeprägte elastische Anisotropie deutet. Daraus lässt sich vermuten, dass die ausgeprägte elastische Anisotropie die Rissinitiierung an dieser Stelle verursacht und im Fall von Torsionsbeanspruchung zusätzlich zu einem Materialausbruch führt.

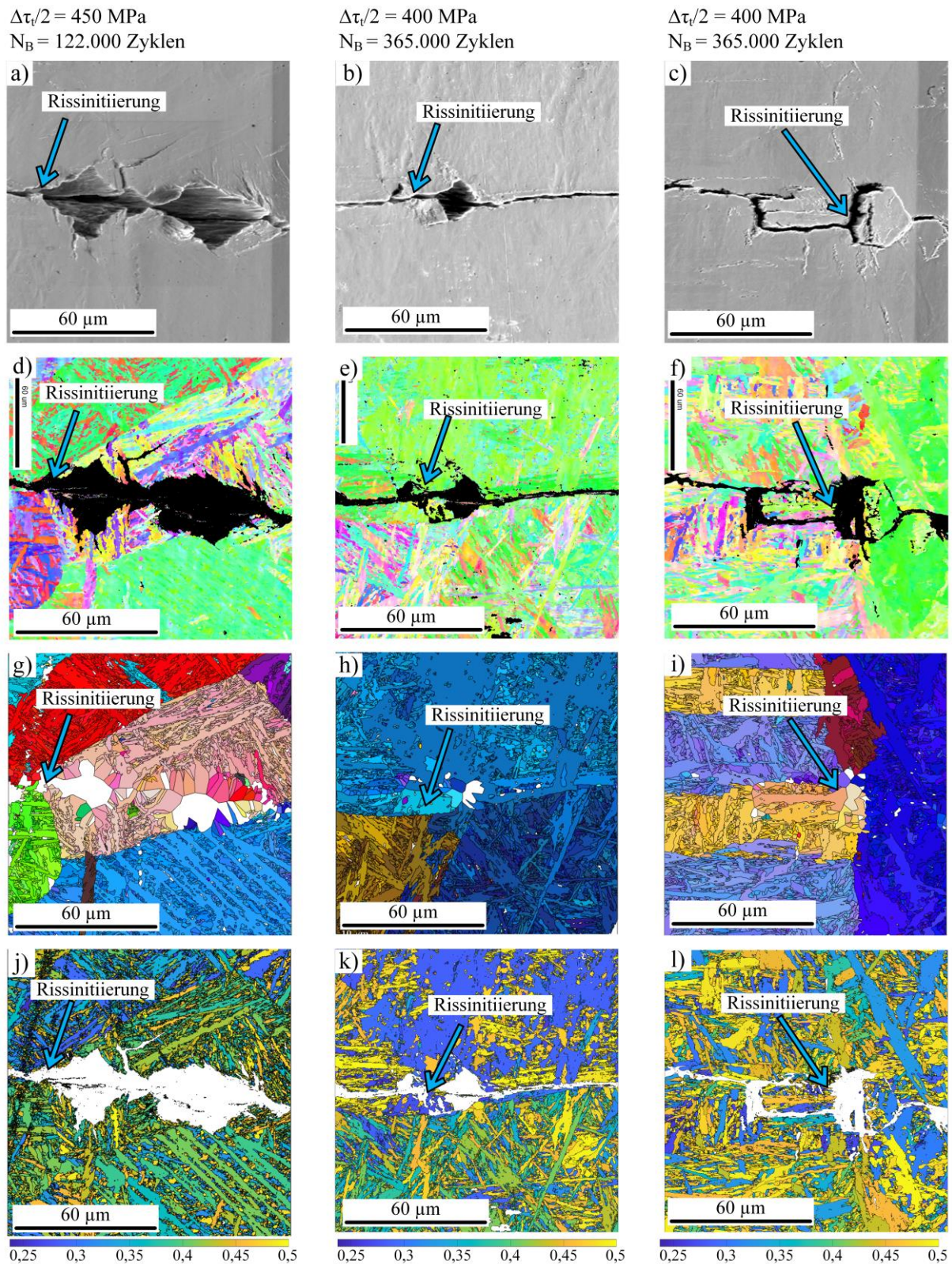


Abbildung 76: Interkristalline Rissinitierung mit zusätzlichem, pyramidenförmigem Materialausbruch in drei T-NKS-MP (Torsionsspannungsamplitude und Bruchlastspielzahl kann der oberen Beschriftung der jeweiligen Abbildung entnommen werden): a) – c) REM-Aufnahmen der jeweiligen Rissinitierungsstelle mit Materialausbruch, d) - f) jeweils dazugehörige EBSD-Analysen, g) – i) ehemalige Austenitkörner und j) – l) Schmidfaktoren.

Einfluss von Druckeigenstressungen

In Übereinstimmung mit den T-NKS-MP zeigen auch die T-KS-MP zu Beginn der Ermüdungsschädigungsentwicklung Gleitbandbildung in Form von parallel angeordneten Gleitbandscharen (Abbildung 77).

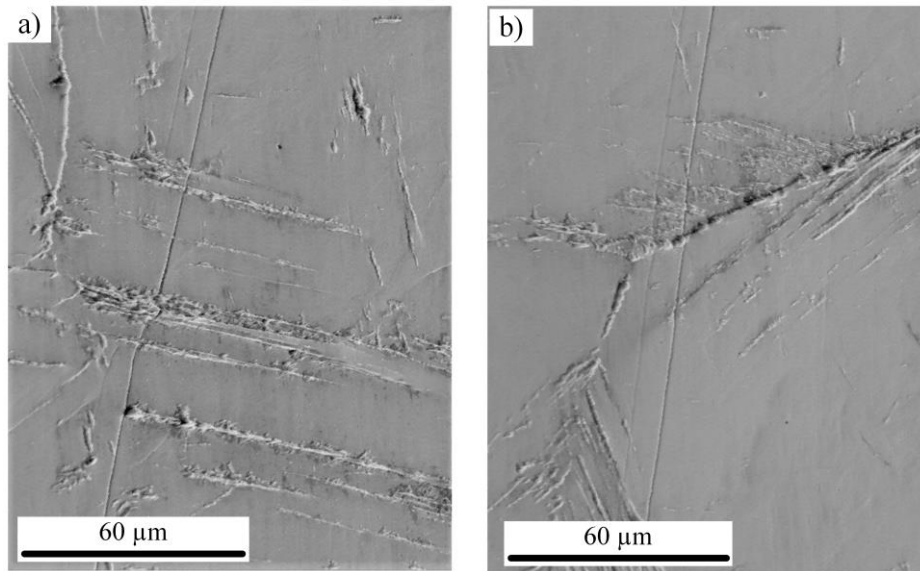


Abbildung 77: Bildung einer Schar von parallelen Gleitbändern in a) einer mit $\Delta\tau_t/2 = 375 \text{ MPa}$ ermüdeten T-KS-MP nach $N = 1.000.000$ Zyklen und b) einer mit $\Delta\tau_t/2 = 350 \text{ MPa}$ ermüdeten T-KS-MP nach $N = 1.000.000$ Zyklen

Die weitere Ermüdungsschädigungsentwicklung ist ebenfalls durch die Bildung von Rissnetzwerken gekennzeichnet, welche in allen T-KS-MP bereits nach dem ersten Prüfintervall von $N = 2000$ Zyklen beobachtet werden konnten. Der Verlauf der Rissdichte je Spannungsniveau der T-KS-MP in Abhängigkeit von der durchlaufenen Zyklenzahl ist in Abbildung 78 a) zu sehen. Erneut ist ein Anstieg der Rissdichte mit zunehmender Zyklenzahl und Torsionsspannungsamplitude zu beobachten. In Abbildung 79 a) ist die Abhängigkeit der Rissdichte von der Zyklenzahl anhand von zwei KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\tau_t/2 = 550 \text{ MPa}$ beanspruchten T-KS-MP dokumentiert. Die beiden KLM-Aufnahmen besitzen unterschiedliche Aufnahmezeitpunkte ($N = 10.000$ Zyklen vs. $N = 100.000$ Zyklen) und zeigen ein deutlich stärker ausgeprägtes Rissnetzwerk bei der KLM-Aufnahmen mit der höheren Zyklenzahl von $N = 100.000$. Die Abbildung 79 b) veranschaulicht den beschleunigenden Effekt der aufgebrachten Torsionsspannungsamplitude auf die Rissdichte anhand eines Vergleichs zweier unterschiedlich hoch beanspruchter T-KS-MP ($\Delta\tau_t/2 = 575 \text{ MPa}$ vs. $\Delta\tau_t/2 = 540 \text{ MPa}$), welche zum Zeitpunkt der KLM-Aufnahmen $N = 50.000$ Zyklen durchlaufen haben. Auch in diesen beiden KLM-Aufnahmen ist eine

deutlich stärkere Ermüdungsschädigung im Fall der höherbelasteten T-KS-MP zu verzeichnen. Die beiden Kurvenverläufe der mit $\Delta\tau_t/2 = 575 \text{ MPa}$ und $\Delta\tau_t/2 = 550 \text{ MPa}$ beanspruchten T-KS-MP zeigen analog zu den T-NKS-MP einen starken Anstieg der Rissdichte ab einer bestimmten Zyklenzahl.

Auf einen direkten Vergleich der Rissdichtenverläufe der T-KS-MP mit den T-NKS-MP in einem Diagramm wird an dieser Stelle verzichtet, da es bei beiden Probensätzen kein übereinstimmendes Spannungsniveau gab. Die geringste Torsionsspannungsamplitude der T-KS-MP lag bei $\Delta\tau_t/2 = 530 \text{ MPa}$, während die höchste Torsionsspannungsamplitude der T-NKS-MP $\Delta\tau_t/2 = 500 \text{ MPa}$ betrug. Um dennoch einen Vergleich beider Probensätze zu ermöglichen, ist in Abbildung 78 b) die Rissdichte aller T-MP in Abhängigkeit von der jeweiligen Torsionsspannungsamplitude für eine durchlaufene Zyklenzahl von $N = 10.000$ dargestellt. Es ist klar zu erkennen, dass die T-NKS-MP und die T-KS-MP nicht auf einer Kurve liegen, obwohl die aufgebrauchten Torsionsspannungsamplituden aller T-KS-MP einen höheren Wert aufweisen. Diese Tatsache sowie der beträchtliche Unterschied der für den HCF-Bereich aufzubringenden Torsionsspannungsamplituden lässt darauf schließen, dass die Rissdichte bei gleicher Torsionsspannungsamplitude im Fall des KS-Probensatzes geringer ausgefallen wäre. Das führt zu der Vermutung, dass Druckeigenstressungen die Ermüdungsschädigungsentwicklung hemmen.

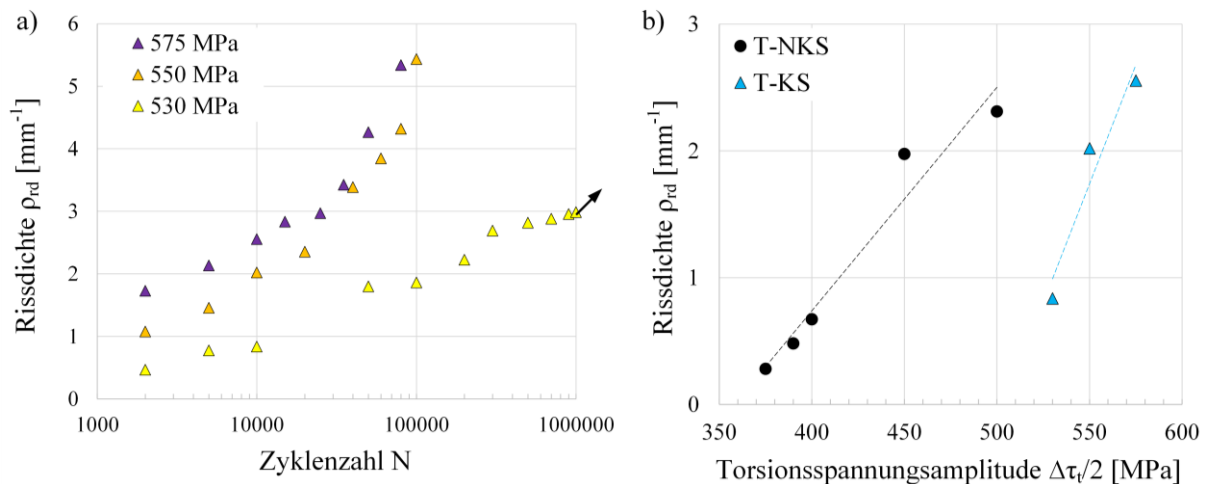


Abbildung 78: a) Rissdichte in Abhängigkeit von der Zyklenzahl der T-KS-MP für drei unterschiedliche Torsionsspannungsamplituden, b) Rissdichte der T-NKS-MP und T-KS-MP in Abhängigkeit von der jeweiligen Torsionsspannungsamplitude für eine durchlaufene Zyklenzahl von $N = 10.000$.

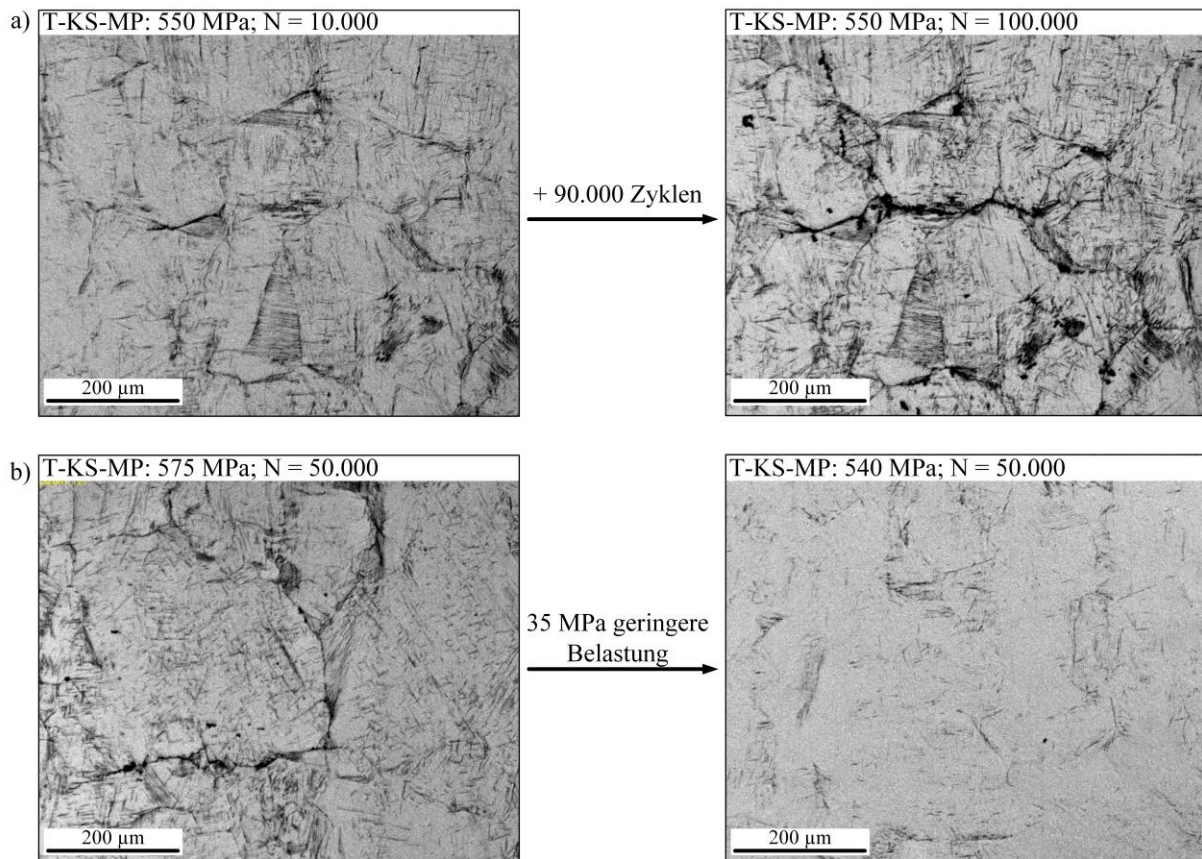


Abbildung 79: a) Zwei KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\tau_t/2 = 550 \text{ MPa}$ belasteten T-KS-MP nach $N = 10.000$ bzw. $N = 100.000$ Zyklen. b) KLM-Aufnahmen von zwei T-KS-MP nach $N = 50.000$ Zyklen, welche mit $\Delta\tau_t/2 = 575 \text{ MPa}$ bzw. mit $\Delta\tau_t/2 = 540 \text{ MPa}$ beansprucht wurden.

Das beobachtete Rissinitiierungsverhalten der fatalen Risse der T-KS-MP zeigt analog zu den T-NKS-MP ebenfalls ausschließlich interkristalline Rissinitiierung, obgleich in diesem Probensatz vereinzelt transkristallin initiierte Nebenrisse entdeckt wurden.

Die interkristalline Rissinitiierung lässt sich ebenfalls durch zwei Rissinitiierungsmechanismen beschreiben. Beim ersten Rissinitiierungsmechanismus kann ein Auftreffen von Gleitbändern auf die ehemalige Austenitkorngrenze beobachtet werden. In Abbildung 80 a) ist anhand einer REM-Aufnahme ein exemplarisches Beispiel für diesen Rissinitiierungsmechanismus zu sehen. Die Abbildungen 80 b) und c) zeigen, dass die Gleitbänder an einer ehemaligen Austenitkorngrenze aufgestaut werden. Dabei folgen sie einer (110)-Gleitebenenspur und befinden sich innerhalb von Blöcken mit hohen Schmidfaktoren (Abbildung 80 d)). Ferner zeigt auch diese T-KS-MP Blöcke mit geringen Schmidfaktoren (schwarze Umrahmung) unmittelbar neben den Blöcken mit hohen Schmidfaktoren, was auf elastische Anisotropie schließen lässt. Trotz geringem Schmidfaktor zeigen diese Blöcke jedoch ebenfalls gleitbandähnliche Strukturen und Nebenrisse an der Grenzfläche.

Anhand der Ergebnisse der T-NKS-MP wurde bereits die Vermutung aufgestellt, dass elastische Anisotropie im Fall von Torsionsbeanspruchung neben Rissinitiierung auch zu Materialausbrüchen führen kann. Eventuell hätte der schwarz umrahmte Gefügebereich mit geringem Schmidfaktor bei weiterer Ermüdung ebenfalls zu einem Materialausbruch geführt. Die Tatsache, dass es sich bei der T-KS-MP in Abbildung 80 um einen Durchläufer handelt und Materialausbrüche lediglich bei gebrochenen Proben bzw. Proben mit erreichtem Abbruchkriterium beobachtet wurden, unterstützt die Vermutung, dass der schwarz umrahmte Gefügebereich aufgrund der ausgeprägten elastischen Anisotropie bei weiterer Ermüdung zu einem Materialausbruch geführt hätte.

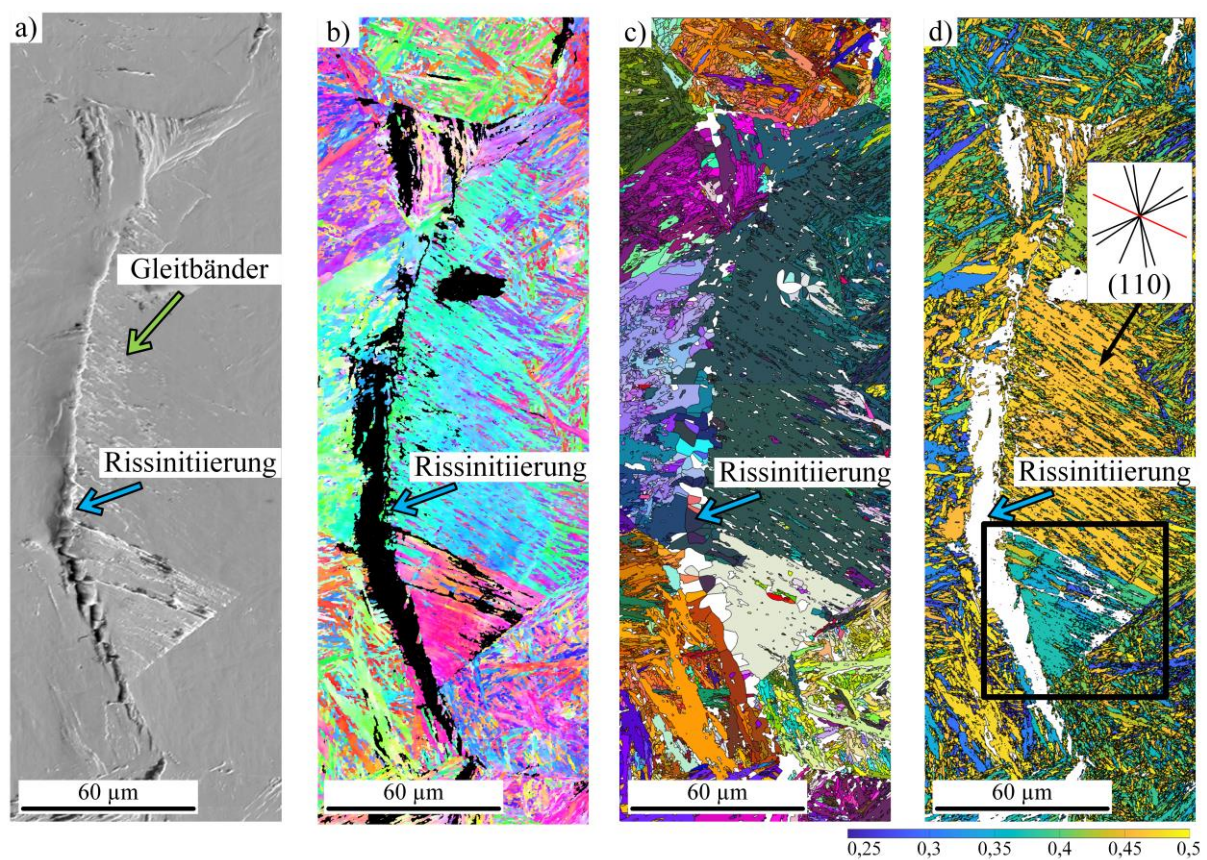


Abbildung 80: Interkristalline Rissinitiierung durch Versetzungsaufstau in einer mit $\Delta\tau_t/2 = 540 \text{ MPa}$ beanspruchten T-KS-MP nach $N = 1.000.000$ Zyklen: a) REM-Aufnahme und b) dazugehörige EBSD-Analyse, c) ehemalige Austenitkörner und d) Schmidfaktoren mit eingefügten (110)-Gleitebenenspuren (aktive Gleitebenenspur in rot dargestellt).

Beim zweiten, ebenfalls primär auftretenden interkristallinen Rissinitiierungsmechanismus ist zwar plastische Verformung in Form von Gleitbändern in der Nähe des Rissinitiierungsortes zu sehen, es ist aber keine ausgeprägte Gleitbänderaufstauung wie in Abbildung 80 zu beobachten. In Übereinstimmung mit den T-NKS-MP zeigt dieser Rissinitiierungsmechanismus auch im Fall der T-KS-MP einen pyramidenförmigen Materialausbruch in unmittelbarer Nähe des

Rissinitiierungsortes, wie exemplarisch an zwei T-KS-MP in den Abbildungen 81 a) - c) dokumentiert. Die REM-Aufnahmen der Abbildungen 81 b) und c) stammen von der gleichen Probe, wurden jedoch an unterschiedlichen Stellen der Probenoberfläche aufgenommen. Die Abbildungen 81 d) – f) zeigen jeweils die dazugehörenden EBSD-Analysen. Aufgrund schlechter Patternqualität, die häufig bei kugelgestrahlten Proben zu beobachten ist, konnte in den Abbildungen 81 g) und i) keine aussagekräftige Rekonstruktion der ehemaligen Austenitkörner durchgeführt werden. Die Rekonstruktion der ehemaligen Austenitkörner in der Abbildung 81 h) funktionierte etwas besser und deutet auf eine Rissinitiierung an einem Korngrenzen-Tripelpunkt hin.

Auf Basis dieser Erkenntnis, der gewonnenen Erkenntnisse aus den T-NKS-MP sowie einer Abschätzung anhand der EBSD-Analysen in den Abbildungen 81 d) und f) lässt sich vermuten, dass bei allen drei Proben die Rissinitiierung an einem Korngrenzen-Tripelpunkt erfolgt ist. Die Verteilung der Schmidfaktoren in den Abbildungen 81 j) – l) zeigt, dass die Rissinitiierung und der Materialausbruch in Gefügebereichen mit ausgeprägter elastischer Anisotropie stattgefunden hat. Diese Beobachtung verstärkt die Hypothese, dass ausgeprägte elastische Anisotropie unter Torsionsbeanspruchung neben Rissinitiierung auch zu einem zusätzlichen Materialausbruch führen kann.

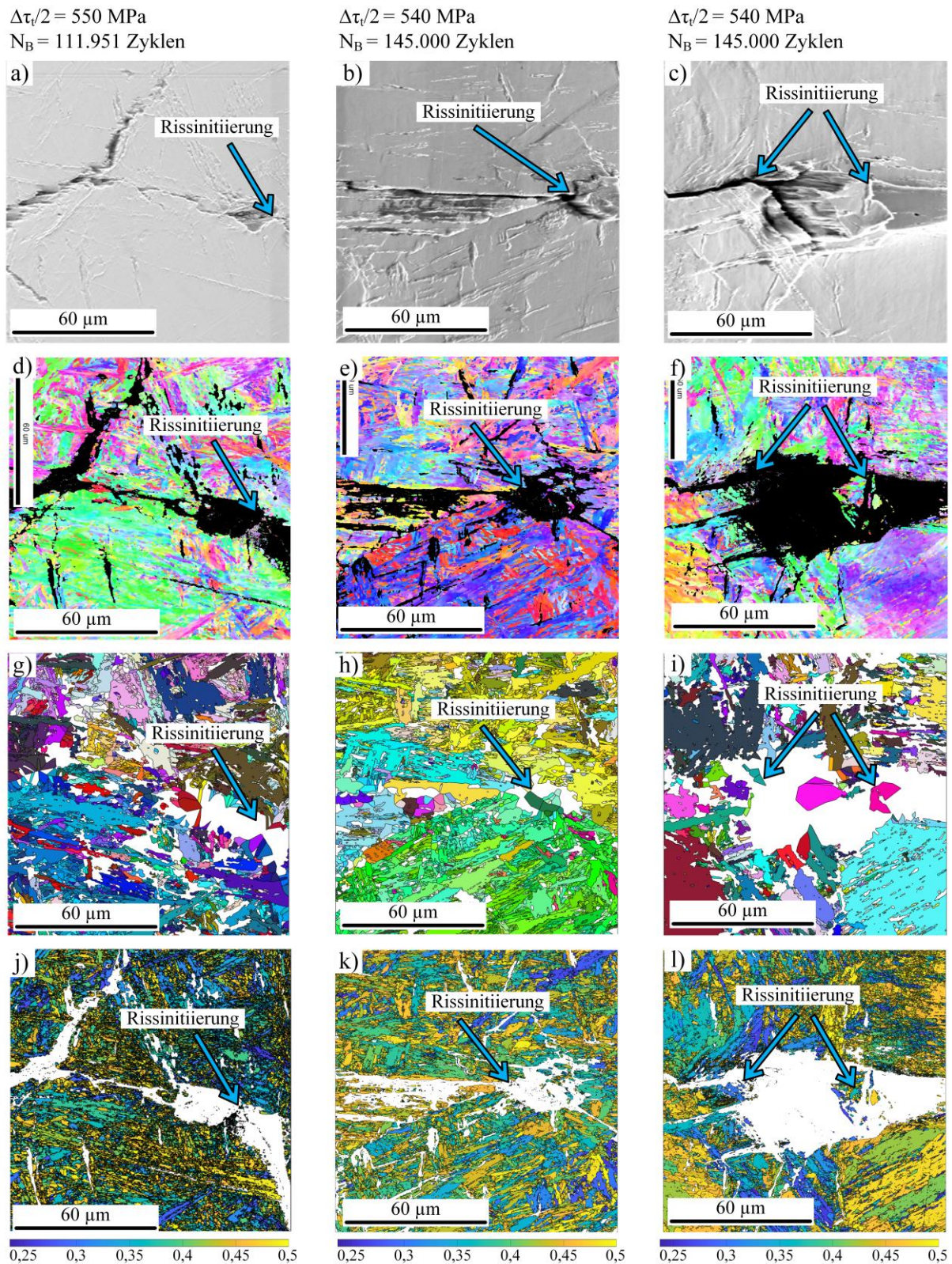


Abbildung 81: Interkristalline Rissinitiation mit pyramidenförmigem Materialausbruch in zwei T-KS-MP (Torsionsspannungsamplitude und Bruchlastspielzahl kann der oberen Beschriftung der Abbildung entnommen werden): a) – c) REM-Aufnahmen der jeweiligen Rissinitiationsorte mit Materialausbruch, d) - f) jeweils dazugehörige EBSD-Analysen, g) – i) ehemalige Austenitkörner und j) – l) Schmidfaktoren.

6.5.2 Kurzrissausbreitung

Die Analyse der Kurzrissausbreitung erfolgte ausschließlich an fatalen Rissen. Im ersten Schritt wurde die Risslängenentwicklung in Abhängigkeit von der Zyklenzahl bestimmt, deren Verläufe für die T-NKS-MP in Abbildung 82 a) zu finden sind. Abgesehen vom Durchläufer, welcher mit $\Delta\tau_t/2 = 375 \text{ MPa}$ beansprucht wurde, sind alle Kurven mit einem sehr sprunghaften Verlauf und teilweise recht ausgeprägten Plateaus gekennzeichnet. Diese Sprünge in der Risslänge sind vermehrt auftretender Risskoaleszenz geschuldet. Wächst der beobachtete fatale Riss im Laufe der Ermüdung mit einem benachbarten Riss zusammen, steigt seine Gesamtrisslänge schlagartig an und es kommt zu einem Sprung in der Risslängenentwicklung. Mit Hilfe der KLM-Aufnahmen in Abbildung 82 b) soll das Phänomen der Risskoaleszenz anhand einer mit $\Delta\tau_t/2 = 450 \text{ MPa}$ ermüdeten T-NKS-MP veranschaulicht werden. Die Position des fatalen Risses ist mit einem schwarzen Pfeil gekennzeichnet. Zum Zeitpunkt der oberen KLM-Aufnahme hatte die T-NKS-MP $N = 20.000$ Zyklen erfahren. Innerhalb von weiteren $\Delta N = 20.000$ Zyklen (untere KLM-Aufnahme) hat sich in unmittelbarer Nähe des fatalen Risses ein neuer Riss gebildet, der mit dem fatalen Riss zusammengewachsen ist.

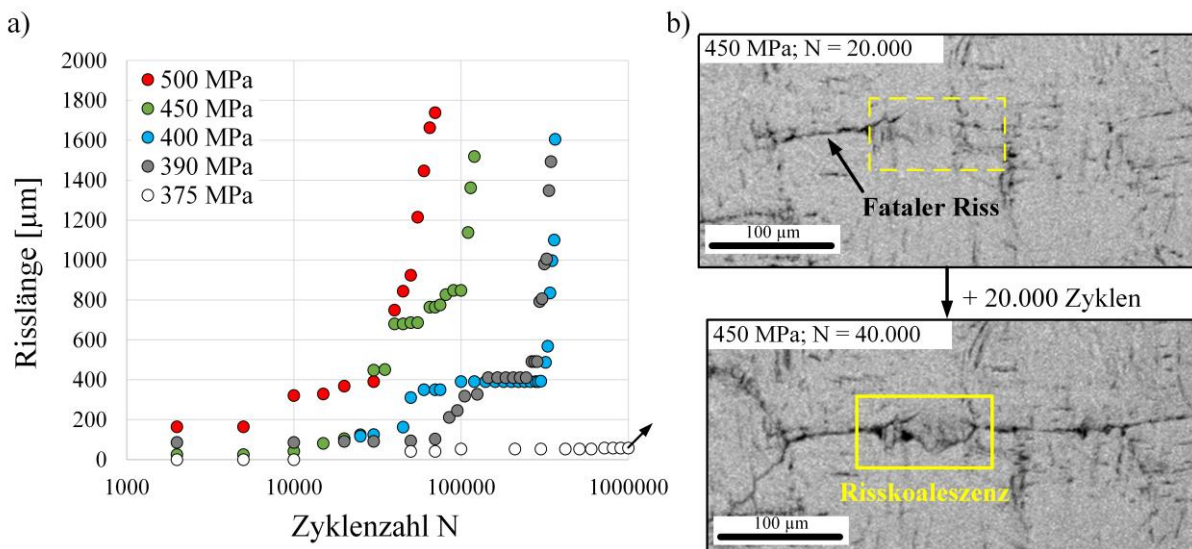


Abbildung 82: a) Risslängenentwicklung der T-NKS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl; b) KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\tau_t/2 = 450 \text{ MPa}$ beanspruchten T-NKS-MP zu unterschiedlichen Aufnahmezeitpunkten.

Die Abbildung 83 a) zeigt den Anteil der Kurzrissausbreitung bzw. Langrissausbreitung an der Lebensdauer für T-NKS-MP unterschiedlicher Spannungsniveaus. Im Durchschnitt werden 77 % der Lebensdauer durch die Kurzrissausbreitung bestimmt. Somit ist die Kurzrissausbreitung eindeutig die dominierende Ermüdungsphase im HCF-Bereich. In Abbildung 83 b) ist dieser Zusammenhang zusätzlich graphisch in Form eines

Wöhlerdiagramms abgebildet. Das Zusammenlaufen der beiden Kurven für die Bruchlastspielzahl und die Kurzrisssausbreitung deuten auf einen zunehmenden Anteil der Kurzrisssausbreitung an der Lebensdauer mit zunehmender Bruchlastspielzahl hin.

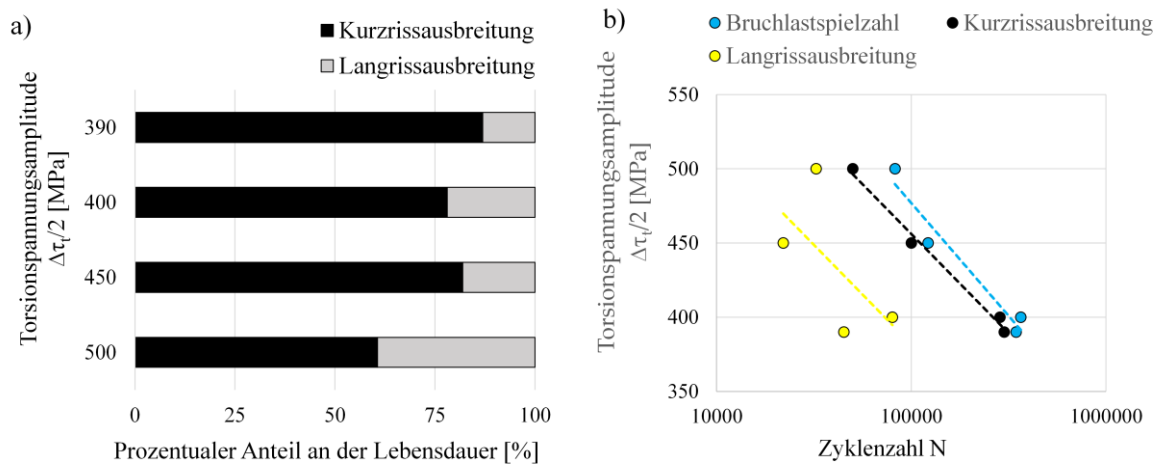


Abbildung 83: a) Prozentualer Lebensdaueranteil der Kurzrisss- und Langrisssausbreitung in Abhängigkeit von der Torsionsspannungsamplitude. b) Bruchlastspielzahl in Abhängigkeit von der Torsionsspannungsamplitude und zusätzliche Aufspaltung in Anzahl der Zyklen, die in der Phase der Rissinitiiierung und Kurzrisssausbreitung bzw. Langrisssausbreitung verbraucht wurden.

In Kapitel 2.2.2 wurde bereits erläutert, dass unter Torsionsbeanspruchung die Kurzrisssausbreitung eine annähernd 0° oder 90° Neigung zur Rotationsachse mit jeweils Mode II oder Mode III als aktiven Rissöffnungsart aufweisen kann. Die fatalen Risse der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten T-NKS-MP zeigen an der Oberfläche mit 71 % primär eine $\sim 90^\circ$ Neigung zur Rotationsachse und somit hauptsächlich Mode III als aktiven Rissöffnungsart. Allerdings liegt bei Torsionsbeanspruchung in der Regel eine Kombination aller drei Rissöffnungsarten vor, deren prozentualer Anteil zum Vergleichsspannungsintensitätsfaktor ΔK_V lediglich variiert.

Nachfolgend soll der Einfluss der Mikrostruktur auf die Kurzrisssausbreitung näher beleuchtet werden. Dazu werden zunächst die Rissausbreitungsraten da/dN der untersuchten T-NKS-MP in Abhängigkeit vom Vergleichsspannungsintensitätsfaktor ΔK_V betrachtet. Die entsprechenden Rissausbreitungsraten-Kurven sind Abbildung 84 zu entnehmen. Die Rissausbreitungsraten-Kurve des Durchläufers bei $\Delta\tau_t/2 = 375 \text{ MPa}$ ausgenommen, zeigen alle Kurven die für die Kurzrisssausbreitung typische, oszillierende Rissausbreitungsrate, welche ihre Ursache in mikrostrukturellen Barrieren findet. Der Übergang in die Langrisssausbreitung, welche bei logarithmischer Achsenskalierung durch einen linearen Anstieg gekennzeichnet ist, erfolgt bei einem ungefähren Vergleichsspannungsintensitätsfaktor

von $\Delta K_V \geq 40 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$. Im Fall des Durchläufers ist es zu einem frühen Rissstopp gekommen.

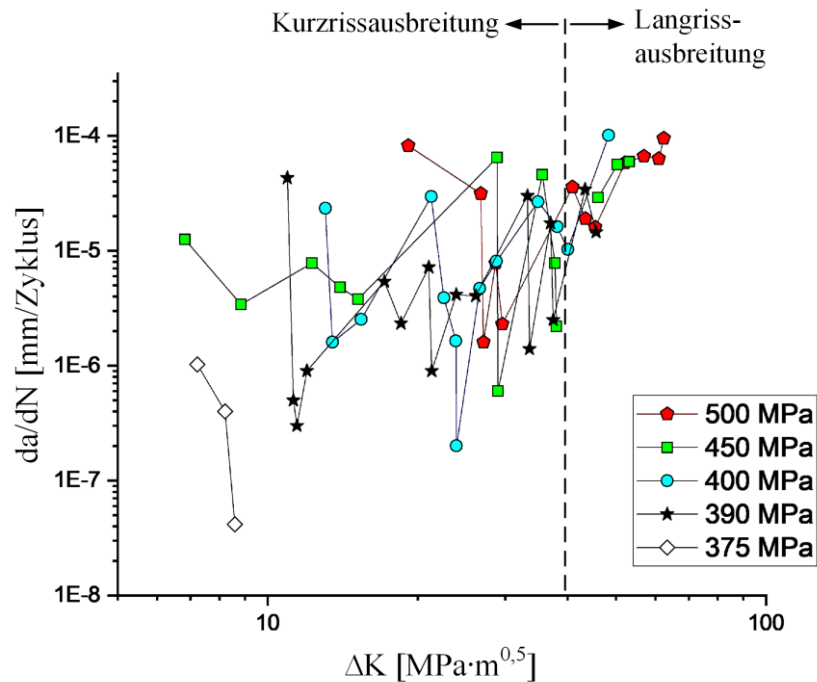


Abbildung 84: Rissausbreitungsrate-Kurve der T-NKS-MP.

Die für die oszillierende Ausbreitungsrate der Kurzrisse verantwortlichen mikrostrukturellen Barrieren werden nachfolgend exemplarisch anhand einer T-NKS-MP vorgestellt, welche mit einer Torsionsspannungsamplitude von $\Delta\tau_t/2 = 400 \text{ MPa}$ ermüdet wurde und eine Bruchlastspielzahl von $N_B = 365.000$ aufwies. In Abbildung 85 a) sind die rissnahen EBSD-Analysen mit nachgezeichnetem, leicht nach unten versetztem Rissverlauf zu sehen. Dabei heben die weißen Linien die interkristalline und die schwarzen Linien die transkristalline Kurzrissausbreitung optisch hervor. Die Langrissausbreitung wurde mit gestrichelten Linien gekennzeichnet. Ferner lokalisieren blaue Linien Rissinitiationsorte und weiße Quadrate Materialausbrüche. Die Abbildung 85 b) dokumentiert den dazugehörigen Verlauf der ehemaligen Austenitkörner mit ebenfalls nachgezeichnetem Rissverlauf. In Abbildung 85 c) ist die Rissausbreitungsrate-Kurve der untersuchten T-NKS-MP dargestellt. Markante Verlangsamungen der Rissausbreitungsrate in den Rissausbreitungsrate-Kurven, welche nachfolgend der Einfachheit halber als Rissstopps bezeichnet werden, wurden mit nummerierten Kreisen gekennzeichnet, welche in dieser Form auch in den EBSD-Analysen und der Darstellung der ehemaligen Austenitkörner zu finden sind.

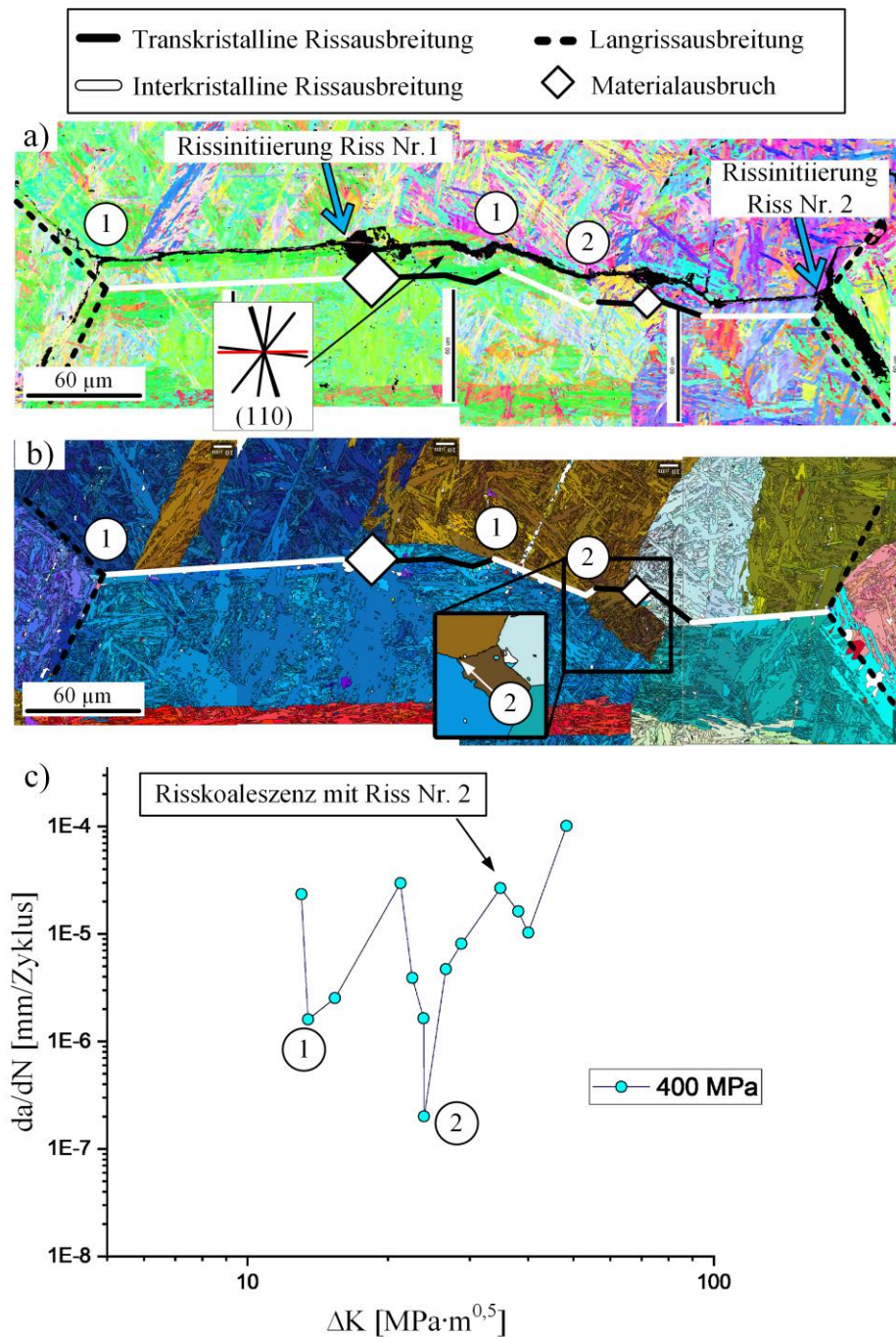


Abbildung 85: a) EBSD-Analyse und b) ehemalige Austenitkörner mit jeweils nachgezeichnetem Rissverlauf sowie c) Rissausbreitungsraten-Kurve von einer mit $\Delta\tau_t/2 = 400 \text{ MPa}$ beanspruchten T-NKS-MP nach $N = 365.000$ Zyklen. Die Ziffern in den EBSD-Analysen und der Rissausbreitungsraten-Kurve markieren die Haltepunkte der Risse.

Die Rissinitiiierung des Hauptrisses Nr. 1, welcher in der Rissausbreitungsraten-Kurve geplottet ist, erfolgte interkristallin an einem Korngrenzen-Tripelpunkt. An dieser Position erfolgte zu einem späteren Zeitpunkt ein pyramidenförmiger Materialausbruch. Nach Rissinitiiierung erfolgte die Kurzrissausbreitung zunächst nach links interkristallin und nach rechts transkristallin entlang einer (110)-Gleitebenenspur. Der erste beobachtete Rissstopp ① erfolgte

links an einem Korngrenzen-Tripelpunkt und rechts an einer ehemaligen Austenitkorngrenze. Die weitere Rissausbreitung erfolgte interkristallin nach rechts, bis der Kurzriss erneut an einem Korngrenzen-Tripelpunkt zum Erliegen kam (2). Im weiteren Verlauf der Ermüdung kam es zunächst zur Risskoaleszenz mit dem Kurzriss Nr. 2, bevor anschließend der Übergang in die Langrissausbreitung auf beiden Seiten des Risses stattgefunden hat. Die Analyse der Kurzrissausbreitung deutet auf einen Barriere-Effekt von ehemaligen Austenitkorngrenzen und Korngrenzen-Tripelpunkten hin. Ein Einfluss von Paketen oder Blöcken konnte nicht festgestellt werden. Die transkristalline Rissausbreitung erfolgte entlang einer (110)-Gleitebenenspur.

Einfluss von Druckeigenstressungen

Die Analyse der Kurzrissausbreitung erfolgte im Fall der T-KS-MP ebenfalls ausschließlich an fatalen Rissen. Zu Beginn wurde die Risslängenentwicklung in Abhängigkeit von der Zyklenzahl bestimmt, deren Verlauf in Abbildung 86 a) geplottet ist. In Übereinstimmung mit den T-NKS-MP weisen auch die Kurven der T-KS-MP einen sprunghaften Verlauf mit Plateaus auf, welche ebenfalls ihre Ursache in Risskoaleszenz finden. In Abbildung 86 b) sind exemplarisch zwei KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\tau_t/2 = 550 \text{ MPa}$ beanspruchten T-KS-MP nach $N = 20.000$ und $N = 40.000$ Zyklen gezeigt. Die Position des fatalen Risses ist mit einem schwarzen Pfeil und der Ort der Risskoaleszenz mit einem gelben Rechteck gekennzeichnet.

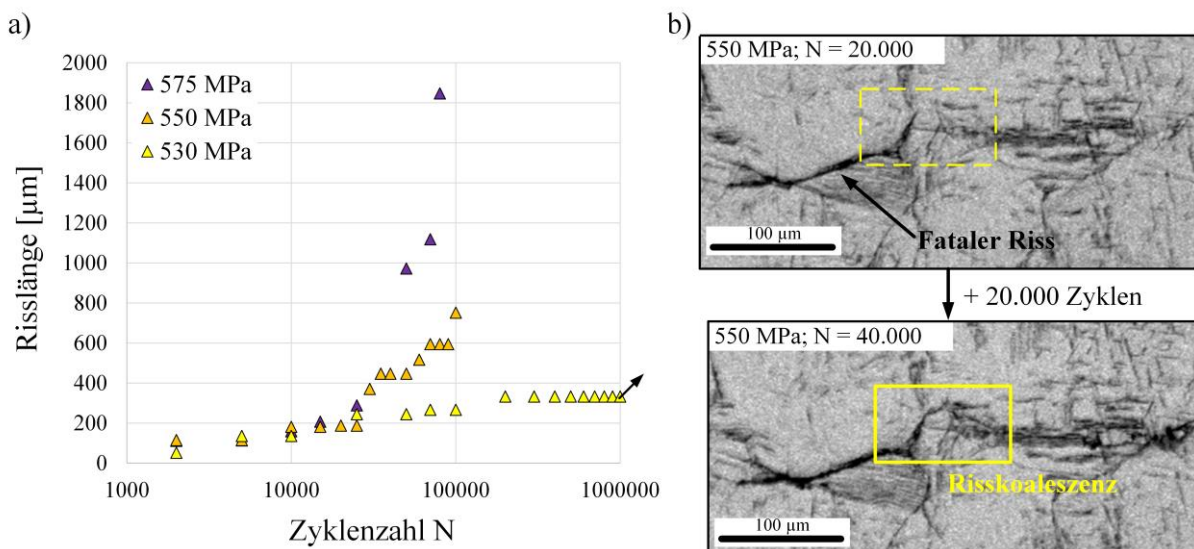


Abbildung 86: a) Risslängenentwicklung der T-KS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl; b) KLM-Aufnahmen einer mit $\Delta\tau_t/2 = 550 \text{ MPa}$ beanspruchten T-KS-MP zu unterschiedlichen Aufnahmezeitpunkten.

Der Anteil der Kurzrisssausbreitung bzw. Langrisssausbreitung an der Lebensdauer konnte für zwei T-KS-MP bestimmt werden und liegt bei 81 % für die mit $\Delta\tau_t/2 = 575 \text{ MPa}$ beanspruchte T-KS-MP bzw. bei 80 % für die mit $\Delta\tau_t/2 = 550 \text{ MPa}$ beanspruchte T-KS-MP (Abbildung 87 a)). Folglich obliegt der dominierende Anteil der Lebensdauer im HCF-Bereich der Kurzrisssausbreitung. Eine zusätzliche graphische Darstellung dieses Zusammenhangs in Form eines Wöhlerdiagramms findet sich in Abbildung 87 b). Da der Anteil der Kurzrisssausbreitung an der Lebensdauer für beide Proben nahezu identisch ist und mit lediglich zwei Proben die Datenlage nicht aussagekräftig genug ist, kann den Kurven kein Trend für höhere Bruchlastspielzahlen entnommen werden.

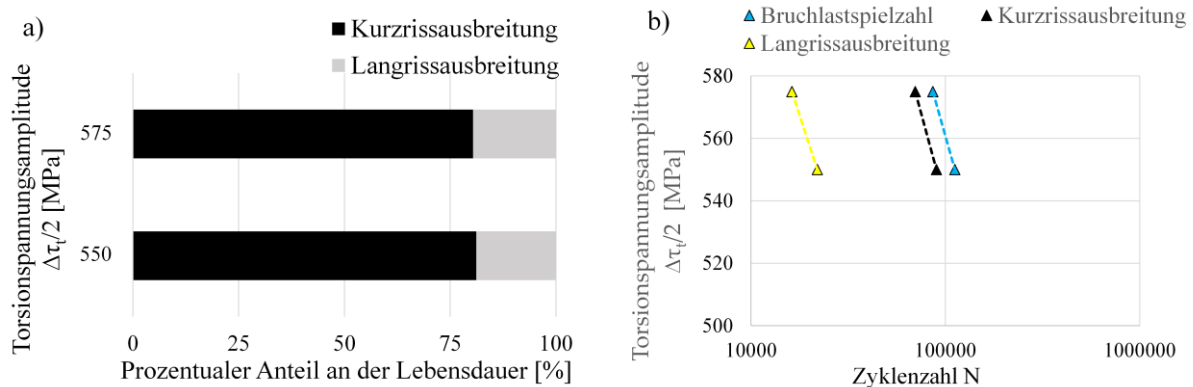


Abbildung 87: a) Prozentualer Lebensdaueranteil der Kurzrisss- und Langrisssausbreitung in Abhängigkeit von der Spannungsniveaus. b) Bruchlastspielzahl in Abhängigkeit von der Spannungsniveaus und zusätzliche Aufspaltung in Anzahl der Zyklen, die in der Phase der Rissinitiierung und Kurzrisssausbreitung bzw. Langrisssausbreitung verbracht wurde.

Die Orientierungen der fatalen Risse an der Oberfläche der T-KS-MP zeigen mit 80 % ebenfalls primär eine $\sim 90^\circ$ Neigung zur Rotationsachse und somit hauptsächlich Mode III als aktive Rissöffnungsart.

Die Untersuchung des Mikrostruktureinflusses auf die Kurzrisssausbreitung der untersuchten T-KS-MP erfolgte wie bereits bei den T-NKS-MP anhand von Rissausbreitungsraten-Kurven, welche in Abbildung 88 zu sehen sind. Die Rissausbreitungsraten-Kurve des bei $\Delta\tau_t/2 = 530 \text{ MPa}$ geprüften Durchläufers besitzt eine abfallende Rissausbreitungsraten-Kurve ohne erneuten Anstieg, was einen Rissstopp signalisiert. Die anderen drei Rissausbreitungsraten-Kurven zeigen zu Beginn eine typische oszillierende Kurzrisssausbreitung, die bei einem Vergleichsspannungsintensitätsfaktor von $\Delta K_V \geq 40 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$ bzw. $\Delta K_V \geq 50 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$ in die Langrisssausbreitung übergeht, wobei der genaue Übergangspunkt schwer zu bestimmen ist.

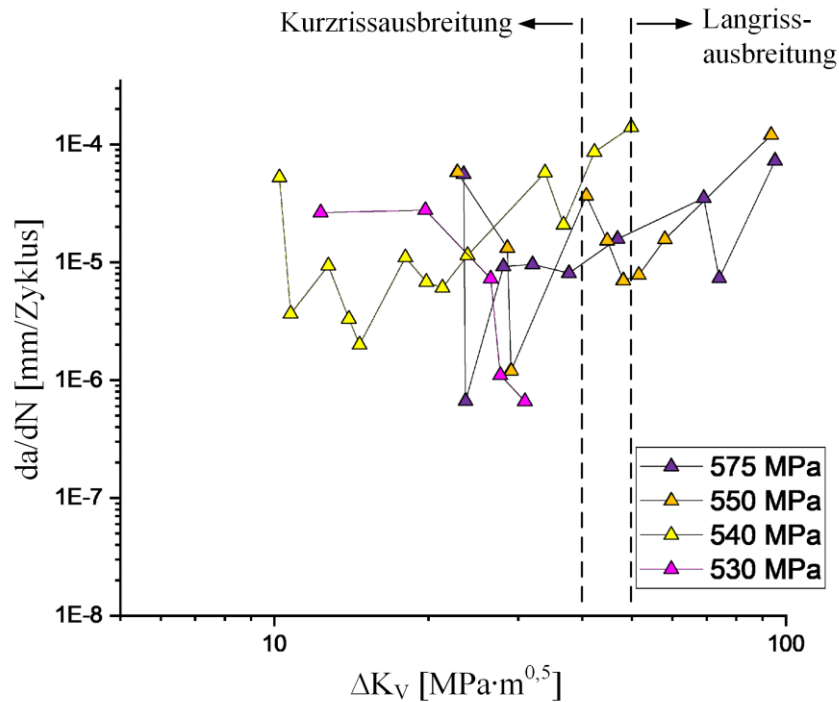


Abbildung 88: Rissausbreitungsrate-Kurve der T-KS-MP.

Die für die oszillierende Kurzrisssausbreitungsrate verantwortlichen mikrostrukturellen Barrieren werden im Folgenden exemplarisch anhand einer T-KS-MP vorgestellt, welche mit einer Torsionsspannungsamplitude von $\Delta\tau_t/2 = 540 \text{ MPa}$ beansprucht wurde und eine Bruchlastspielzahl von $N_B = 145.000$ aufwies. Die Abbildungen 89 a) und b) dokumentieren die rissnahen EBSD-Analysen sowie die dazugehörigen ehemaligen Austenitkörner mit nachgezeichnetem Rissverlauf (in Abbildung 89 a) nach unten hin leicht versetzt). In Abbildung 89 c) ist die Rissausbreitungsrate-Kurve der untersuchten T-KS-MP geplottet. Die Nomenklatur für die einzelnen Risspassagen ist identisch mit der zuvor durchgeführten Analyse der T-NKS-MP in Abbildung 85. Die Rissinitiierung und die anfängliche Rissausbreitung des Hauptrisses Nr. 1 verlief interkristallin, bis zum ersten Risstopp ① durch Auftreffen auf einen Korngrenzen-Tripelpunkt je Seite. Anschließend kam es in Form einer interkristallinen Rissausbreitung zur Risskoaleszenz mit dem zeitgleich initiierten Kurzriss Nr. 2, welcher im späteren Verlauf der Ermüdung einen Materialausbruch erfahren hat. Die weitere Rissausbreitung erfolgte transkristallin auf der linken Seite bis zum Erreichen des nächsten Korngrenzen-Tripelpunktes ②. Der Kurvenanstieg zwischen den Punkten ② und ③ in Abbildung 89 c) wird durch zwei Ereignisse beschrieben. Zum einen konnte weitere interkristalline Rissausbreitung nach links beobachtet werden, welche abermals durch einen Korngrenzen-Tripelpunkt gestoppt wurde. Zum anderen kam es zur Risskoaleszenz mit dem Kurzriss Nr. 3, welcher ebenfalls im späteren Verlauf einen ausgeprägten Materialausbruch

aufwies. Die Risskoaleszenz mit dem Kurzriss Nr. 3 erfolgte durch eine transkristalline Verbindung. Diese Risspassage folgte dabei einer (110)-Gleitebenenspur. Die weitere Rissausbreitung erfolgte im Stadium der Langrissausbreitung. In Übereinstimmung mit den T-NKS-MP üben auch bei den T-KS-MP folglich ehemalige Austenitkorngrenzen und Korngrenzen-Tripelpunkte einen Barriere-Effekt auf die Kurzrissausbreitung aus. Ein Einfluss von Paketen oder Blöcken konnte ebenfalls nicht identifiziert werden. Die transkristalline Rissausbreitung erfolgte entlang von (110)-Gleitebenenspuren.

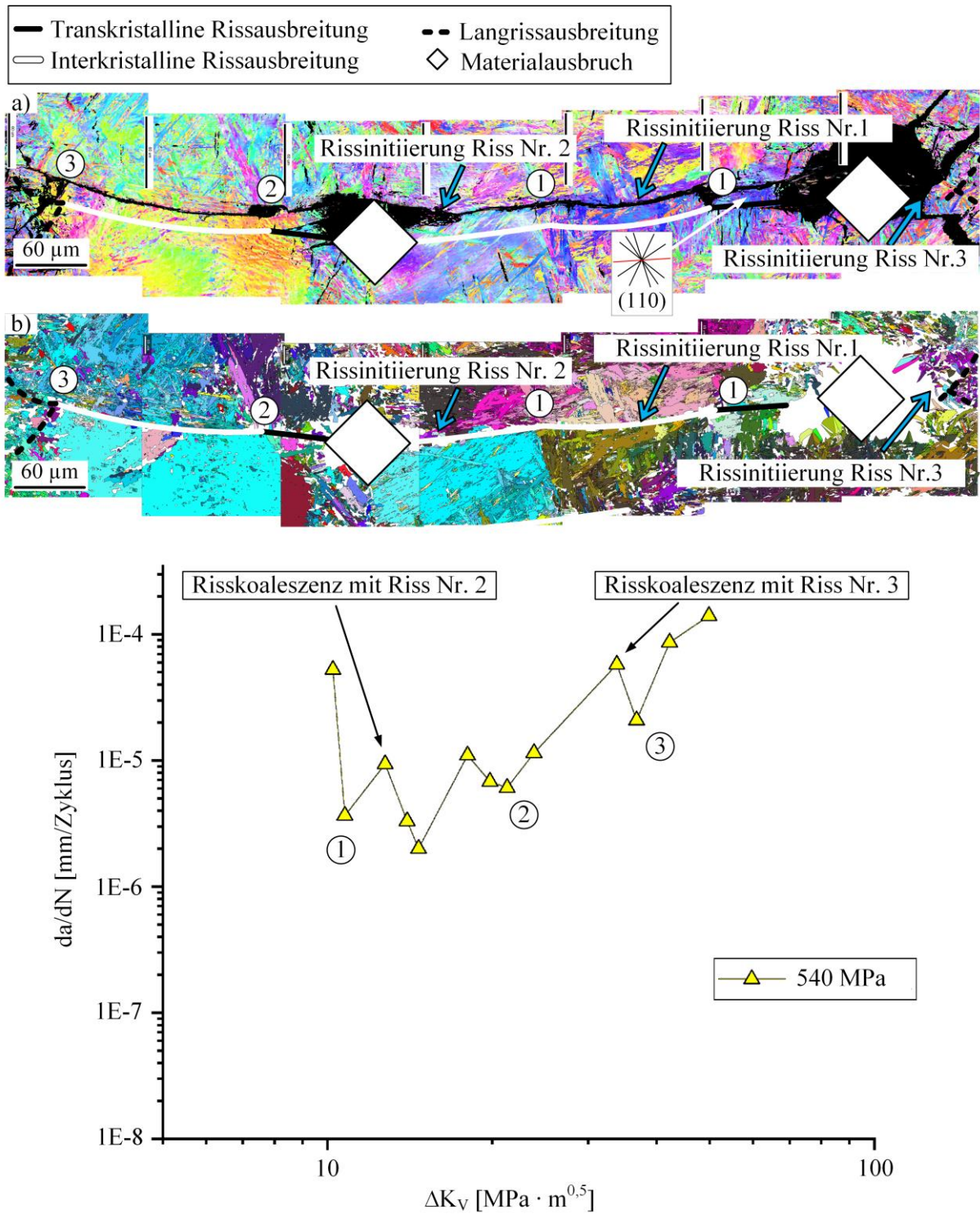


Abbildung 89: a) EBSD-Analyse und b) ehemalige Austenitkörner mit jeweils nachgezeichnetem Rissverlauf sowie c) Rissausbreitungsraten-Kurve von einer mit $\Delta\tau_t/2 = 540 \text{ MPa}$ beanspruchten T-KS-MP nach $N = 145.000$ Zyklen. Die Ziffern in den EBSD-Analysen und der Rissausbreitungsraten-Kurve markieren die Haltepunkte der Risse.

7 Diskussion der Ergebnisse

In diesem Kapitel werden die wesentlichen Erkenntnisse dieser Arbeit, das heißt die Rissinitiierungsmechanismen und Kurzrisssausbreitungscharakteristika sowie der Einfluss von Druckeigenspannungen auf diese Ermüdungsphasen, zusammengefasst, bewertet und im Literaturkontext diskutiert. Dabei wird zuerst mit den gewonnenen Erkenntnissen aus den uniaxialen Versuchen begonnen, gefolgt von den Erkenntnissen aus den Torsionsversuchen. Final werden dann die uniaxialen Versuche mit den Torsionsversuchen in Bezug gesetzt.

7.1 Uniaxiale Beanspruchung

Aus der Literatur ist bekannt, dass Druckeigenspannungen die Lebensdauer unter zyklischer, uniaxialer Beanspruchung erhöhen können [42]. Diese Beobachtung konnte im Rahmen der hier durchgeführten klassischen Ermüdungsversuche bestätigt werden. Dabei wurde neben der erhöhten Lebensdauer ebenfalls eine Verschiebung des Rissinitiierungsortes durch Druckeigenspannungen von der Probenoberfläche in das Werkstoffinnere dokumentiert. Für eine detailliertere Aufschlüsselung der zugrundeliegenden Mechanismen reichen klassische Ermüdungsprüfungen in der Regel jedoch nicht aus, weshalb neben den klassischen Ermüdungsprüfungen auch *in situ* Ermüdungsprüfungen durchgeführt wurden. Im Rahmen dieser Versuche wurde beobachtet, dass die Ermüdungsschädigungsentwicklung anfänglich durch die Bildung von Scharen paralleler Gleitbändern mit einer $\sim 45^\circ$ Orientierung zur Beanspruchungsrichtung charakterisiert wird, welche in der Regel entlang von (110)-Gleitebenenspurten verlaufen. Diese Beobachtung wurde sowohl bei den NKS-, als auch bei den KS-Proben gemacht und deckt sich mit den Ergebnissen anderer Forschergruppen, wobei es sich hier ausschließlich um nicht-kugelgestrahlte Proben gehandelt hat [63–71, 175].

Im weiteren Verlauf der Ermüdung initiieren mehrere Risse an der Probenoberfläche, wodurch es zur Ausbildung von Rissnetzwerken kommt, deren Ausmaß mit Hilfe des Schädigungsparameters Rissdichte bewertet wurde. Sowohl im ZD-NKS-Probensatz als auch im ZD-KS-Probensatz konnte dabei ein Anstieg der Rissdichte mit zunehmender Zyklenzahl dokumentiert werden. Des Weiteren konnte eine beschleunigte Ermüdungsschädigung mit ansteigender Höhe der Spannungsamplitude beobachtet werden, die in einer schneller ansteigenden Rissdichte repräsentiert wird. Zu diesem Ergebnis kamen außerdem einige andere Forschergruppen, welche jedoch ihre Versuche ausschließlich an Proben ohne zusätzlichen Einfluss von Druckeigenspannungen durchgeführt haben [64, 65, 69, 89–91].

Arbeiten zur Ausbildung und Entwicklung der Rissdichte in kugelgestrahlten Proben konnten im Rahmen der Literaturrecherche nicht gefunden werden. Ein direkter Vergleich der ermittelten Rissdichten von ZD-NKS- und ZD-KS-MP mit gleichem bzw. vergleichbarem Spannungsniveau legten eine höhere Rissdichte im Fall der ZD-NKS-Probensätze dar, was die Vermutung nahelegt, dass Druckeigenspannungen die Ermüdungsschädigungsentwicklung bzw. die Rissinitiierung hemmen. Diese Vermutung wurde bereits von anderen Forschergruppen aufgestellt, selbst wenn diese lediglich Bezug auf den fatalen Riss nahmen und keine Rissnetzwerke berücksichtigt haben [99, 104, 105].

Die Arbeiten von Misumi und Ohkubo [102] und von Gao und Wu [103] stellten hingegen keinen Einfluss der Druckeigenspannungen auf die Rissinitiierung fest. In diesen Arbeiten wurde jedoch ebenfalls nur der fatale Riss untersucht. Diese Information ist insofern wichtig, als das auch in dieser Arbeit die Initiierung der ersten detektierten Risse in den kugelgestrahlten Proben genau wie bei den nicht-kugelgestrahlten Proben bereits nach einer geringen Zyklenzahl beobachtet wurden. Wird nun der Fokus lediglich auf einen bereits früh initiierten Riss gelegt, kann der Eindruck erweckt werden, dass Druckeigenspannungen keinen Einfluss auf die Rissinitiierung ausüben. Die Rissdichte der kugelgestrahlten Proben steigt hingegen im Vergleich zu den nicht-kugelgestrahlten Proben langsamer an, was Hinweise auf eine gehemmte Rissinitiierung liefert. Dabei ist allerdings fraglich, ob dieser Zusammenhang darin begründet liegt, dass die Rissinitiierung der fatalen Risse der nicht-kugelgestrahlten Proben stets an der Oberfläche erfolgt ist, während bei den kugelgestrahlten Proben ausschließlich im Werkstoffinneren initiierte fatale Risse dokumentiert wurden. Der fatale Riss besitzt in logischer Konsequenz die höchste Risslänge, wodurch die Rissdichte stark angehoben wird. Auf Basis der Rissdichte kann jedoch nicht ermittelt werden, wie hoch die Rissanzahl und die durchschnittliche Risslänge der untersuchten Proben ist, da mit einer kumulierten Risslänge kalkuliert wird. Die höhere Rissdichte der nicht-kugelgestrahlten Proben könnte somit in der Initiierung des fatalen Risses an der Oberfläche, als auch in einer höheren Rissanzahl und/oder durchschnittlichen Risslänge insgesamt begründet liegen. Vor diesem Hintergrund werden nachfolgend die Rissdichten bzw. die Rissnetzwerke näher beleuchtet.

Um den Effekt des fatalen Risses auf die Rissdichte beurteilen zu können, wurden in Abbildung 90 die Rissdichten der ZD-NKS-MP mit und ohne fatalen Riss geplottet. Die Abbildung verdeutlicht, dass der fatale Riss zwar zu einer raschen Zunahme der Rissdichte führt, sich diese aber erst gegen Ende der Lebensdauer bemerkbar macht. Somit kann die höhere Rissdichte der nicht-kugelgestrahlten Proben nicht im Rissinitiierungsort des fatalen Risses begründet liegen.

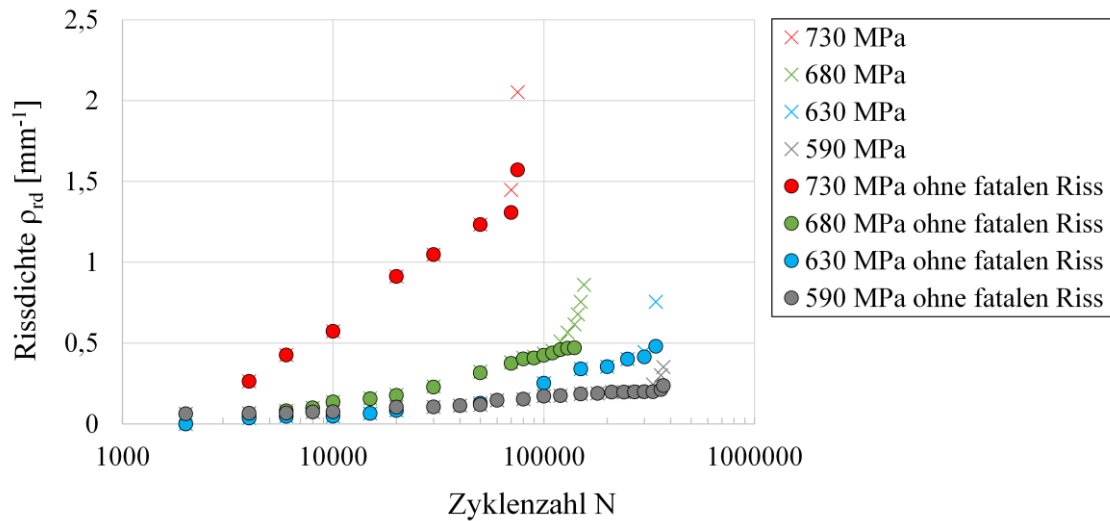


Abbildung 90: Rissdichten der ZD-NKS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl mit und ohne Berücksichtigung des fatalen Risses.

Zur Aufschlüsselung der Rissanzahl und der durchschnittlichen Risslängen wird exemplarisch die mit $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ beanspruchte ZD-NKS-MP mit der mit $\Delta\sigma/2 = 700 \text{ MPa}$ beanspruchten ZD-KS-MP verglichen. Beide Proben zeigen eine vergleichbar hohe Spannungsamplitude und beide für die Auswertung verwendeten KLM-Aufnahmen entstanden nach $N = 150.000$ Zyklen. In Abbildung 91 sind die Rissnetzwerke beider Proben in Form eines Balkendiagramms mit Risslängenclustern auf der Abszisse und der detektierten Anzahl der Risse pro Cluster auf der Ordinate dargestellt. Das Balkendiagramm zeigt sowohl eine höhere detektierte Rissanzahl im Fall der ZD-NKS-MP, welche sich in Summe auf 28 im Gegensatz zu 11 bei der ZD-KS-MP beläuft, als auch eine durchschnittlich gesehen höhere Risslänge an. Dabei bemisst die durchschnittliche Risslänge \bar{a} bzw. der Median \tilde{a} der ZD-NKS-MP ohne Berücksichtigung des fatalen Risses eine Länge von $\bar{a} = 27 \mu\text{m}$ bzw. $\tilde{a} = 24 \mu\text{m}$. Die ZD-KS-MP besitzt hingegen eine durchschnittliche Risslänge von $\bar{a} = 25 \mu\text{m}$ und einen Median von $\tilde{a} = 16 \mu\text{m}$. Daraus ergibt sich, dass die höhere Rissdichte der ZD-NKS-MP in einer höheren Rissanzahl, als auch einer höheren durchschnittlichen Risslänge ihre Ursache findet.

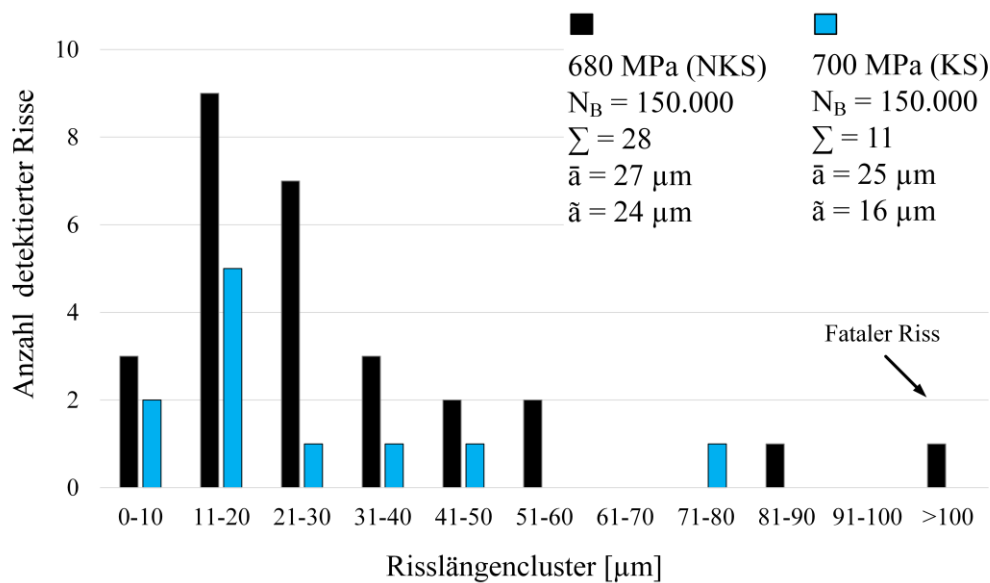


Abbildung 91: Vergleich der Rissnetzwerke einer ZD-NKS-MP mit einer ZD-KS-MP.

Im Rahmen der Untersuchung der zugrundeliegenden Rissinitiierungsmechanismen konnte festgestellt werden, dass transkristallin initiierte Risse in den nicht-kugelgestrahlten Proben, anders als in manchen anderen Arbeiten [63, 65, 69], nur eine untergeordnete Rolle spielen, da alle fatalen Risse interkristallin initiiert sind.

In Bezug auf die interkristalline Rissinitiierung konnten zwei Rissinitiierungsmechanismen festgestellt werden. Der erste, eher selten auftretende Rissinitiierungsmechanismus ist durch ein Auftreffen von Gleitbändern auf eine ehemalige Austenitkorngrenze gekennzeichnet. Der damit zusammenhängende Versetzungsaufstau führt zu einer Spannungsüberhöhung an der ehemaligen Austenitkorngrenze, was zum Aufreißen der Korngrenze führen kann [1]. Dieser Rissinitiierungsmechanismus wurde ebenfalls in den Arbeiten von Batista et al. [67], Krupp et al. [71] und Bach [80] beobachtet.

Beim zweiten interkristallinen Rissinitiierungsmechanismus wurde keine bzw. kaum plastische Verformung in Form von Gleitbändern der benachbarten Körner beobachtet. Häufig ist lediglich ein ausgeprägtes Gleitband unmittelbar an der ehemaligen Austenitkorngrenze auszumachen, wie ebenfalls in [67, 68, 72, 176] dokumentiert. Die Ursache für diesen interkristallinen Rissinitiierungsmechanismus kann darin liegen, dass die Korngrenze selbst als Gleitsystem aktiv wird, wodurch es zur plastischen Verformung innerhalb der Korngrenze kommt, wie Ohmura et al. [74] in seiner Arbeit anhand von *in situ* Indentierungsversuchen im REM experimentell gezeigt hat. Dieser Rissinitiierungsmechanismus trat bei nahezu allen fatalen Rissen auf, was ihn zum kritischsten Mechanismus macht.

Des Weiteren können Korngrenzen-Ausscheidungen, welche zu einer Werkstoffversprödung führen können, interkristalline Rissinitiierung zusätzlich begünstigen, da sie zu einer Schwächung der ehemaligen Austenitkorngrenzen führen. Im Rahmen der Bruchflächenanalyse in Kapitel 6.4 konnte die Vermutung aufgestellt werden, dass die ehemaligen Austenitkorngrenzen des untersuchten Federstahls mit Karbiden dekoriert sind, welche interkristallines Bruchverhalten fördern. Der Effekt der Korngrenzenversprödung könnte sich bei beiden interkristallinen Rissinitiierungsmechanismen in überlagerter Form widerspiegeln. Eine Bestätigung dieser Vermutung findet sich in der Literatur. In vielen Untersuchungen an martensitischen Federstählen wurde die präferierte Ansammlung von Karbiden und Segregationen an ehemaligen Austenitkorngrenzen dokumentiert [81–88, 177]. In diesem Zusammenhang scheint die Anlasstemperatur der ausschlaggebende Parameter in Bezug auf interkristalline Rissinitiierung zu sein. Eine Anlasstemperatur von 350-450°C begünstigt die Bildung von Karbiden und Segregationen an ehemaligen Austenitkorngrenzen, was zu einer Korngrenzenschwächung führt [83–85].

Der im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Federstahl hat eine Anlasstemperatur von 400°C erfahren, was im Bereich der kritischen Anlasstemperatur liegt. Neben der Karbidausscheidung an ehemaligen Austenitkorngrenzen wurde in einigen Arbeiten des Weiteren eine Karbidausscheidung an Martensitlatten festgestellt, welche jedoch nur einen geringen Einfluss auf das Bruchverhalten ausübten [83, 176]. Karbide können die Versetzungsbewegung hindern und somit die Gleitübertragung an Korngrenzen mindern. Dadurch kommt es zu einem Versetzungsaufstau an den durch Segregationen geschwächten ehemaligen Austenitkorngrenzen, wobei Phosphor-Segregationen in diesem Zusammenhang als besonders kritisch bezeichnet werden [81, 85, 87]. Der negative Effekt von Karbiden und Segregationen wird des Weiteren durch eine zunehmende Korngröße verstärkt [84, 87], welche im untersuchten Federstahl mit 125 µm vergleichsweise hoch ist. Eine interkristalline Rissinitiierung an Blockgrenzen, wie sie in einigen Arbeiten festgestellt wurde [63, 67, 73], konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht beobachtet werden.

Bei den kugelgestrahlten Proben lag ein grundlegend anderer Rissinitiierungsmechanismus in Bezug auf den fatalen Riss vor, da dessen Rissinitiierung ausschließlich im Werkstoffinneren erfolgt ist, was mit vorherigen Arbeiten übereinstimmt [75, 92–98]. Dabei konnte beobachtet werden, dass die Rissinitiierung nicht durch Einschlüsse provoziert wurde, sondern Rissinitiierung innerhalb der Stahlmatrix erfolgte. Die Tatsache, dass in kugelgestrahlten Proben neben den Druckeigenstressungen im randschichtnahen Bereich aus Gleichgewichtsgründen Zugeigenstressungen im Werkstoffinneren vorliegen müssen,

begünstigt Rissinitiierung im Werkstoffinneren zusätzlich [42]. Da sich dennoch ein Rissnetzwerk an der Oberfläche gebildet hat, kann daraus geschlossen werden, dass bei den kugelgestrahlten Proben zwei konkurrierende Rissinitiierungsmechanismen vorliegen. Allerdings hat keiner der an der Oberfläche detektierten Kurzrisse den Übergang in die Langrissausbreitung geschafft.

Neben dem Einfluss von Eigenspannungen auf die Rissinitiierung ist außerdem deren Einfluss auf die Kurzrissausbreitung von signifikanter Bedeutung für das Ermüdungsschädigungsverhalten und folglich die Lebensdauer im HCF-Bereich. Bedauerlicherweise sind die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Methoden auf die Analyse von Oberflächenrissen beschränkt und die Kurzrissausbreitung in der Tiefe konnte nicht untersucht werden, was die Charakterisierung der Kurzrissausbreitung der kugelgestrahlten Proben stark limitiert hat. Dennoch sollen nachfolgend die gewonnenen Erkenntnisse der nicht-kugelgestrahlten Proben in den Literaturkontext gestellt, diskutiert und mit den vereinzelt erzielten Erkenntnissen aus den Versuchen an kugelgestrahlten Proben verglichen werden.

Bei den nicht-kugelgestrahlten Proben konnte festgestellt werden, dass die just initiierten Risse über mehrere Zyklen in der Kurzrissausbreitungsphase verharren, ohne eine deutliche Risslängenzunahme zu erfahren. Nach einer bestimmten Zyklenzahl, welche stark von der aufbrachten Spannungsamplitude abhängt, konnte jedoch eine ausgeprägte Risslängenzunahme festgestellt werden, welche mit dem Übergang in die Langrissausbreitung gleichzusetzen ist. Die Phase der Kurzrissausbreitung bildete dabei mit durchschnittlich 80 % den dominierenden Anteil an der Lebensdauer, wie aus dem Stand der Forschung zu erwarten war [1, 6, 178]. Ferner ist aus dem Stand der Forschung bekannt, dass Kurzrisse durch mikrostrukturelle Barrieren vom Übergang in die Langrissausbreitung gehemmt bzw. sogar gestoppt werden können.

Im Rahmen der hier untersuchten ZD-NKS-MP konnten dabei durch Überlagerung der Rissausbreitungsrate-Kurven mit den Rissverläufen in der Mikrostruktur die ehemaligen Austenitkorn Grenzen und Korngrenzen-Tripelpunkte als Barrieren für die Kurzrissausbreitung identifiziert werden, wie ebenfalls in [64, 70, 71, 89, 106, 107] dokumentiert. Ein Einfluss von Paketen und Blöcken, wie er in [63, 106–108] festgestellt wurde, konnte nicht ermittelt werden. Gemäß der Arbeit von Morris [179] können mit Karbiden dekorierte Blockgrenzen zu einem Barriere-Effekt dieser mikrostrukturellen Grenzflächen führen. Er vertritt in seiner Arbeit allerdings die Ansicht, dass angelassener Martensit karbidfreie Blockgrenzen besitzt, was in diesem Fall deren Barriere-Wirkung stark vermindert. Der hier untersuchte Federstahl befindet

sich im angelassenen Zustand, was die geringe Barriere-Wirkung der Blockgrenzen erklären könnte. Des Weiteren wurde beobachtet, dass die Kurzrissausbreitung primär interkristallin erfolgte, was ebenfalls auf die vermutlich geschwächten ehemaligen Austenitkorn Grenzen zurückgeführt werden kann. In den Arbeiten von Koschella et al. [63] und Giertler et al. [68], welche primär transkristalline Kurzrissausbreitung festgestellt haben, lag ein martensitischer Stahl mit einer vergleichsweise geringeren ehemaligen Austenitkorngröße und einer höheren Anlasstemperatur vor, was eine Erklärung für diese abweichende Beobachtung liefern könnte. Die im Rahmen dieser Arbeit selten vorkommende transkristalline Kurzrissausbreitung verlief hauptsächlich entlang von (110)-Gleitebenenspuren, wie auch [63, 68, 71] zu entnehmen ist.

Die Analyse der Oberflächenkurzrisse der ZD-KS-MP lieferte die gleichen Ergebnisse in Bezug auf die mikrostrukturellen Barrieren. Auch bei diesem Probensatz konnten ehemalige Austenitkorn Grenzen und Korngrenzen-Tripelpunkte als Ursache der Risstopps identifiziert werden. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass Druckeigenspannungen keinen Effekt auf die Wirkung von mikrostrukturellen Barrieren für die Kurzrissausbreitung ausüben. Da jedoch keiner der an der Oberfläche detektierten Kurzrisse den Übergang in die Langrissausbreitung geschafft hat, liegt die Vermutung nahe, dass Druckeigenspannungen den Übergang der schubspannungsgesteuerten Kurzrissausbreitung in die normalspannungsgesteuerte Langrissausbreitung erschweren, sodass einer der in der Tiefe initiierten Kurzrisse zuerst den Übergang in die Langrissausbreitung schafft und somit zum fatalen Riss wird. Die Vermutung des erschwerten Übergangs in die Langrissausbreitung findet sich auch in der Literatur wieder [99, 100, 103–105, 111, 112]. Da Rissausbreitung im Werkstoffinneren unter Vakuum-Bedingungen verläuft und dadurch mit einer verlangsamten Rissausbreitungsrate im Vergleich zur Rissausbreitung unter Atmosphäreneinfluss verbunden ist [6], könnte eine Erklärung für die höhere Lebensdauer der kugelgestrahlten Proben liefern.

7.2 Torsionsbeanspruchung

In der Literatur lassen sich viele Arbeiten zur Erhöhung der Lebensdauer unter Torsionsbeanspruchung durch das Einbringen von Druckeigenspannungen finden [42], was sich auch mit den Ergebnissen der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten *in situ* Ermüdungsversuche deckt. Dabei konnte in beiden Probensätzen zu Beginn der Ermüdungsschädigungsentwicklung eine ausgeprägte Bildung von parallel ausgerichteten Gleitbändern beobachtet werden, welche sich an Gleitebenen mit hoher Schubspannung bilden. In diesem Zusammenhang nahmen die (110)-Gleitebenen eine dominierende Rolle ein. Eine

explizite Erwähnung der Gleitbandbildung in Form von parallelen Scharen entlang der Gleitebenen mit höchstem Schmidfaktor wurde in dieser Form nur in der Arbeit von Wang et al. [115] gefunden.

Im weiteren Verlauf der Ermüdung bildeten sich in beiden Probensätzen Rissnetzwerke an der Probenoberfläche aus, deren Ausmaß mit Hilfe der Rissdichte bewertet wurde. Anhand des Kurvenverlaufs konnte verdeutlicht werden, dass die Rissdichte mit zunehmender Zyklenzahl und mit der Höhe der Torsionsspannungsamplitude ansteigt. Aufgrund der hohen Lebensdauersteigerung durch das Einbringen von Druckeigenstressungen konnte kein direkter Vergleich der Rissdichten der T-NKS-MP und der T-KS-MP durchgeführt werden, da die geringste geprüfte Torsionsspannungsamplitude der T-KS-MP höher als die höchste geprüfte Torsionsspannungsamplitude der T-NKS-MP war. Aus der signifikanten Lebensdauersteigerung lässt sich in logischer Konsequenz eine vergleichsweise geringere Rissdichte im Fall der kugelgestrahlten Proben vermuten.

Die Abbildung 92 zeigt die Rissdichtenentwicklung in Abhängigkeit von der Zyklenzahl von je einer mit $\Delta\tau_t/2 = 530 \text{ MPa}$ beanspruchten T-NKS-MP und einer mit $\Delta\tau_t/2 = 400 \text{ MPa}$ beanspruchten T-KS-MP, die trotz einer Spannungsdifferenz von 130 MPa einen ähnlichen Kurvenverlauf aufweisen. Diese Beobachtung bestätigt die Annahme, dass die Rissdichte in den kugelgestrahlten Proben vergleichsweise geringer ausfällt und somit die Rissinitiierung durch Druckeigenstressungen gehemmt wird. Einen weiteren Nachweis dafür lieferte der Vergleich der Rissdichten aller T-MP für eine durchlaufene Zyklenzahl von $N = 10.000$. Dass die Messwerte der Rissdichten der T-NKS-MP nicht auf einer Kurve mit den Messwerten der Rissdichten der T-KS-MP lagen, deutet auf eine gehemmte Rissinitiierung im Fall der kugelgestrahlten Proben hin. Ferner ist zu beachten, dass in beiden Probensätzen die Rissinitiierung des fatalen Risses ausschließlich von der Oberfläche ausging.

Die beobachtete Bildung von Rissnetzwerken in martensitischen Stählen stimmt mit den Ergebnissen einiger vorheriger Arbeiten überein [132–135]. Die Entwicklung der Rissdichte in Abhängigkeit von der Zyklenzahl und der Höhe der Torsionsspannungsamplitude wurde hingegen nur in der Arbeit von Doquet [127] an Proben aus Co45Ni und in der Arbeit von Li et al. [130] anhand von Kupferproben untersucht, wobei in beide Arbeiten die gleichen Abhängigkeiten gefunden wurden. Eine Bewertung des Einflusses von Druckeigenstressungen auf die Entwicklung der Rissdichte konnte im Rahmen der Literaturrecherche nicht gefunden werden.

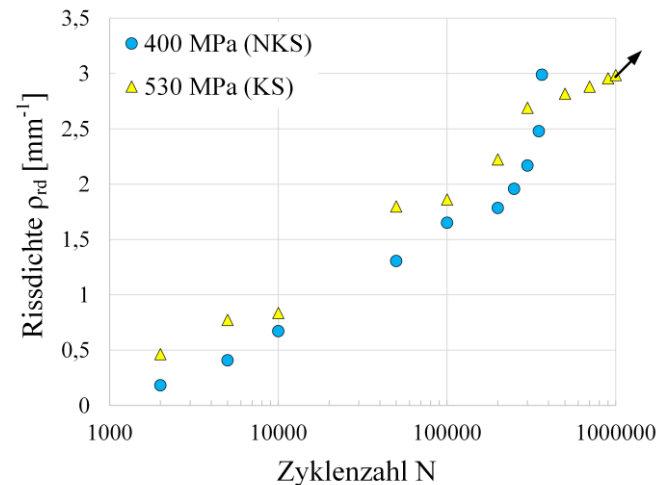


Abbildung 92: Vergleich der Rissdichtenentwicklung einer mit $\Delta\tau_t/2 = 400 \text{ MPa}$ ermüdeten T-NKS-MP mit einer mit $\Delta\tau_t/2 = 530 \text{ MPa}$ ermüdeten T-KS-MP in Abhängigkeit von der Zyklenzahl.

Die Untersuchung der zugrundeliegenden Rissinitiierungsmechanismen ergab, dass transkristallin initiierte Risse in beiden Probensätzen nur eine untergeordnete Rolle gespielt haben, da alle fatalen Risse interkristallin initiiert sind. Selbst transkristallin initiierte Nebenrisse wurden kaum beobachtet. Auch die Literaturrecherche ergab, dass interkristalline Rissinitiierung die dominierende Form der Rissinitiierung im Fall von Torsionsbeanspruchung darstellt [115, 127, 130, 133, 136, 180], wobei sich diese Arbeiten alle auf nicht-kugelgestrahlte Proben beziehen. Eine Untersuchung der Rissinitiierungsmechanismen an eigenspannungsbehafteten Proben wurde im Rahmen der Literaturrecherche nicht gefunden. Gemäß Schijve [136] und Doquet [127] liegt die Ursache für die primär interkristalline Rissinitiierung unter Torsionsbeanspruchung darin, dass bei der uniaxialen Beanspruchung die Gleitebene mit der höchsten Schubspannung stets auch eine Normalspannungskomponente aufweist, welche bei der Torsionsbeanspruchung fehlt bzw. erst nach Rissinitiierung dazukommt. Dieser Umstand erschwert insbesondere die transkristalline Rissinitiierung.

Bei der interkristallinen Rissinitiierung konnten in beiden Probensätzen zwei Rissinitiierungsmechanismen festgestellt werden. Der erste Rissinitiierungsmechanismus ist durch ein Auftreffen von Gleitbändern auf eine ehemalige Austenitkorngrenze gekennzeichnet, was mit einer Spannungsüberhöhung an eben dieser verbunden ist [1]. Beim zweiten interkristallinen Rissinitiierungsmechanismus wurde bei den T-NKS-MP kaum plastische Verformung in Form von Gleitbändern an den benachbarten Körnern beobachtet. In einigen Fällen konnte lediglich ein ausgeprägtes Gleitband unmittelbar an der ehemaligen Austenitkorngrenze gefunden werden. Die T-KS-MP zeigten zwar plastische Verformung in

Form von Gleitbändern in der Nähe des Rissinitiierungsortes, es wurde allerdings keine Gleitbänderaufstauung beobachtet, was diesen Rissinitiierungsmechanismus vom Ersten unterscheidet.

Das prägnanteste Merkmal des zweiten Rissinitiierungsmechanismus, welches ebenfalls in beiden Probensätzen gefunden wurde, ist die häufige Entstehung eines Materialausbruches unmittelbar am Rissinitiierungsort. Eine EBSD- und MTEX-Analyse hat gezeigt, dass bei diesem Rissinitiierungsmechanismus starke elastische Anisotropie an der Rissinitiierungsstelle vorliegt. Diese führt zur interkristallinen Rissinitiierung und im Fall von Torsionsbeanspruchung zusätzlich zu einem Materialausbruch. Da dieser Rissinitiierungsmechanismus besonders häufig bei den fatalen Rissen gefunden wurde, scheint er der kritischere von beiden zu sein. Insgesamt sind die Rissinitiierungsmechanismen in beiden Probensätzen nahezu identisch, weshalb angenommen werden kann, dass die zugrundeliegenden Mechanismen der Lebensdauererhöhung durch das Einbringen von Druckeigenspannungen nur bedingt in der Rissinitiierung zu suchen sind. Die Literaturrecherche lieferte nur wenige Arbeiten, die sich mit den Rissinitiierungsmechanismen unter zyklischer Torsionsbeanspruchung befassten. In keiner dieser Arbeiten wurde der Einfluss von Druckeigenspannungen untersucht. Der erste Rissinitiierungsmechanismus findet sich in den Arbeiten von Li et al. [23] und Doquet [127] wieder. Interkristalline Rissinitiierung aufgrund von elastischer Anisotropie wurde nur in der Arbeit von Wang et al. [115] beobachtet, wobei hier in dem untersuchten austenitischen Edelstahl keine Materialausbrüche dokumentiert wurden.

Bei der Analyse der Kurzrisssausbreitung lag der Fokus der Untersuchungen auf dem Ausbreitungsverhalten der fatalen Risse. Deren Risslängenentwicklung zeigte in beiden Probensätzen ein sehr sprunghaftes Verhalten mit ausgeprägter Plateaubildung, welche ihre Ursache in Risskoaleszenz findet. Risskoaleszenz scheint ein häufig beobachtetes Phänomen in zyklischen Torsionsversuchen zu sein, da es sowohl bei martensitischen [132, 134, 135], als auch bei anderen Werkstoffen [23, 127, 128, 131] häufig dokumentiert wurde. Die Bildung von Plateaus sowie sprunghaftes Ansteigen der Risslänge wurde ebenfalls in der Arbeit von Angelova et al. [135] beobachtet.

Die Phase der Kurzrisssausbreitung nahm bei den nicht-kugelgestrahlten Proben 77 % der Lebensdauer und bei den kugelgestrahlten Proben 80 % der Lebensdauer ein, was diese Phase in Bezug auf die Lebensdauer dominierend macht.

Da der Großteil der fatalen Risse in beiden Probensätzen eine Orientierung von $\sim 90^\circ$ zur Torsionsachse aufwiesen und somit hauptsächlich Mode III als aktiven Rissöffnungsart vorlag, scheint diese Orientierung kritischer zu sein, was sich mit den Ergebnissen von [23, 134, 137, 173] deckt. Wobei eine Arbeit mit gegenteiligem Ergebnis ebenfalls gefunden wurde [128].

In beiden Probensätzen zeigte die Kurzrisssausbreitung eine oszillierende Rissausbreitungsrate. Durch dessen Überlagerung mit den Rissverläufen in der Mikrostruktur konnten die ehemaligen Austenitkorngrenzen und Korngrenzen-Tripelpunkte als Barrieren für die Kurzrisssausbreitung identifizieren werden. Ein Einfluss von Paketen und Blöcken konnte nicht festgestellt werden. Des Weiteren erfolgte die Kurzrisssausbreitung in beiden Probensätzen sowohl partiell interkristallin als auch transkristallin. Dabei verlief die transkristalline Kurzrisssausbreitung primär entlang von (110)-Gleitebenenspuren. Im Rahmen der Literaturrecherche konnte keine Arbeit zur Untersuchung des Mikrostruktureinflusses auf die Kurzrisssausbreitung gefunden werden. In den Arbeiten von Angelova et al. [135, 181] wurde zwar ebenfalls oszillierende Kurzrisssausbreitung in einem Federstahl beobachtet und der Übergang in die Langrisssausbreitung im Rahmen eines Modells berechnet, es wurde jedoch kein Zusammenhang zur Mikrostruktur und den zugrundeliegenden Mechanismen gestellt. In Abbildung 93 sind die Rissausbreitungsrate-Kurven beider Probensätze in einem Graphen geplottet.

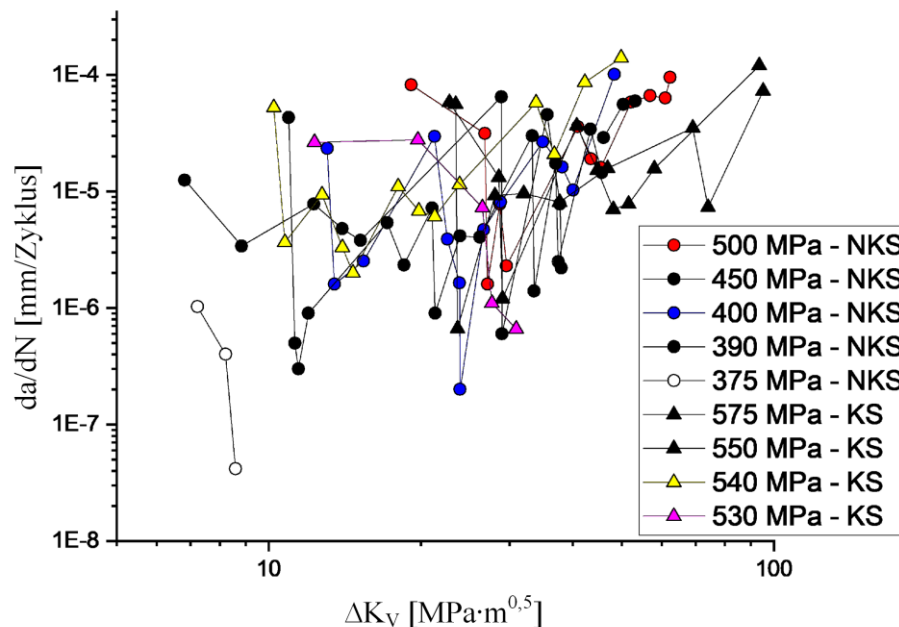


Abbildung 93: Vergleich der Rissausbreitungsrate-Kurven der T-NKS-MP mit denen der T-KS-MP.

Die Rissausbreitungsraten-Kurven der T-KS-MP scheinen einen leicht versetzten Übergangspunkt in die Langrissausbreitung hin zu einem höheren ΔK_v zu haben, wobei, wie bereits in Kapitel 6.5.2 erwähnt, der Übergangspunkt bei den T-KS-MP nur schwer auszumachen ist. Dennoch lässt sich vermuten, dass der Übergang in die Langrissausbreitung erst bei vergleichsweise längeren Kurzrissen stattfindet. Ein Vergleich der Längen der fatalen Kurzrisse bei Übergang in die Langrissausbreitung in Abbildung 94 liefert die Bestätigung dieser Vermutung. Die durchschnittliche Kurzriszlänge der T-KS-MP mit $\bar{a} = 501 \mu m$ liegt deutlich über der durchschnittlichen Kurzriszlänge der T-NKS-MP, welche lediglich einen Wert von $\bar{a} = 208 \mu m$ ausweist.

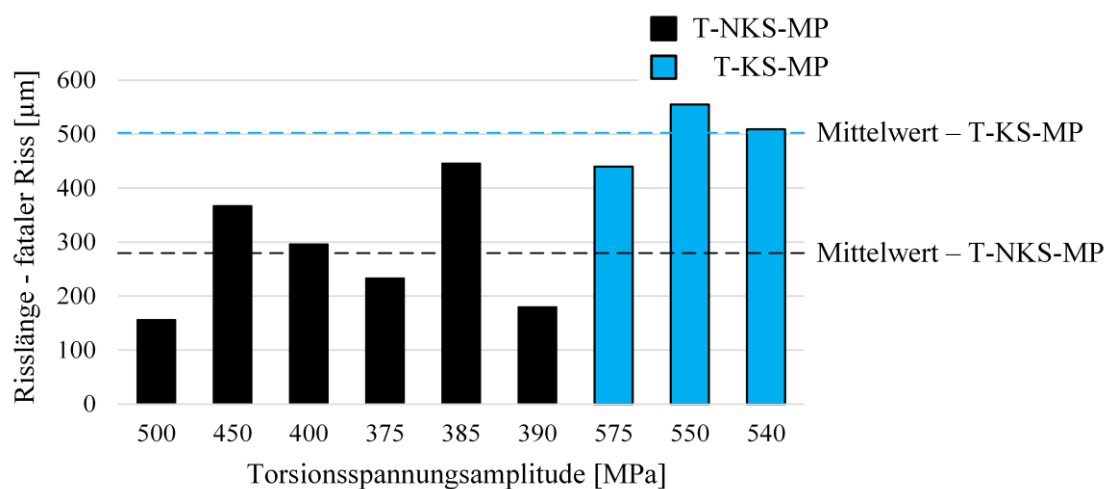


Abbildung 94: Vergleich der fatalen Kurzriszlängen der T-NKS- und der T-KS-MP bei Übergang in die Langrissausbreitung.

Eine exemplarische Betrachtung der Rissnetzwerke der zuvor verglichenen Proben in den Rissdichtekurven (T-NKS-MP: $\Delta\tau_t/2 = 400 MPa$ vs. T-KS-MP: $\Delta\tau_t/2 = 530 MPa$) ist in Abbildung 95 zu finden. Dem Balkendiagramm ist zu entnehmen, dass der gleiche Trend ebenfalls für Nebenrisse ermittelt werden kann. Die T-KS-MP zeigt mit einer durchschnittlichen Risslänge von $\bar{a} = 69 \mu m$ und einem Median von $\tilde{a} = 52 \mu m$ höhere Werte im Vergleich zu der T-NKS-MP mit $\bar{a} = 59 \mu m$ und $\tilde{a} = 33 \mu m$. Somit kann festgehalten werden, dass Druckeigenstress den Übergang von schubspannungsgesteuerter Kurzrissausbreitung in normalspannungsgesteuerte Langrissausbreitung verzögern bzw. erschweren, wodurch sich die durchschnittliche Kurzriszlänge erhöht. Dieser Effekt wiederum erklärt mit sehr hoher Wahrscheinlichkeit die Lebensdauersteigerung durch Druckeigenstress.

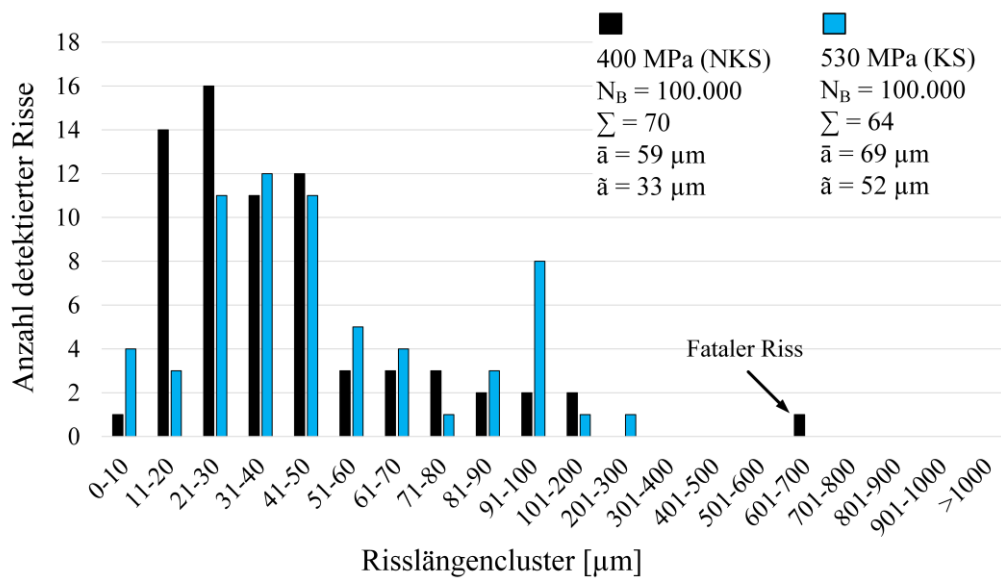


Abbildung 95: Vergleich der Rissnetzwerke einer T-NKS-MP mit einer T-KS-MP.

7.3 Vergleich der Ergebnisse beider Versuchsreihen

In beiden Versuchsreihen wurden vergleichbare Rissinitiierungsmechanismen bei den Oberflächenrissen beobachtet, wobei im Fall der Torsionsbeanspruchung bei Rissinitiierung durch elastische Anisotropie immer auch Materialausbruch festgestellt wurde, was bei den uniaxialen Ermüdungsversuchen nicht der Fall war. Die Ursache für diesen Effekt bei der Torsionsbeanspruchung kann an der kontinuierlich vorliegenden Mode II und Mode III Reibbeanspruchung der Rissflanken liegen, welche zu einem pyramidenförmigen Materialausbruch führt, da selbst im Bereich der Langrissausbreitung die Moden II und III aktiv bleiben und im Prinzip immer „mixed mode“ vorliegt [131, 174]. Bei der uniaxialen Beanspruchung erfolgt die Langrissausbreitung hingegen primär durch Mode I-Rissöffnung.

Ein weiterer Unterschied in der Rissinitiierung lässt sich bei den KS-Probenreihen finden, da die Rissinitiierung bei den ZD-KS-MP stets im Werkstoffinneren erfolgt ist, während die Rissinitiierung der T-KS-MP unverändert an der Oberfläche stattgefunden hat. Entsprechend wurde in Kapitel 7.1 die Vermutung aufgestellt, dass die höhere Lebensdauer der ZD-KS-MP im Vergleich zu den ZD-NKS-MP in der Verschiebung des Rissinitiierungsortes in das Werkstoffinnere begründet liegt. Ein Vergleich mit den Ergebnissen der *in situ* Torsionsversuche in Kapitel 7.2 liefert Hinweise, die diese Vermutung bestätigen. Die *in situ* Torsionsversuche haben gezeigt, dass durch den Einfluss von Druckeigenstressungen ein verzögerter Übergang der Kurzrissausbreitung in die Langrissausbreitung stattfindet, was vermutlich die Ursache des lebensdauersteigernden Effektes von Druckeigenstressungen ist.

Bei den ZD-KS-MP initiierten an der Oberfläche zwar ebenfalls Kurzrisse, jedoch wechselte keiner dieser Kurzrisse in die Langrissausbreitung, sodass sich der fatale Riss ausnahmslos im Werkstoffinneren in einem Bereich mit bereits abnehmenden Druckeigenspannungswerten und geringeren Rissausbreitungsraten aufgrund der Vakuumbedingungen gebildet hat. Bei der Torsionsbeanspruchung liegt das Spannungsmaximum immer an der Oberfläche und nimmt in Richtung Probenmitte aufgrund des Spannungsgradienten ab. Folglich kam der verzögernde Effekt der Druckeigenspannungen in dieser Versuchsreihe stärker zur Geltung, was auch eine Erklärung für den starken Sprung in der Lebensdauer der Torsionsproben durch das Einbringen von Druckeigenspannungen liefert.

Der starke Spannungsgradient bei der Torsionsbeanspruchung sorgt vermutlich auch für die wesentlich höhere Rissdichte im Vergleich zur uniaxialen Beanspruchung, wie die Gegenüberstellung zweier Rissnetzwerke in Abbildung 96 zeigt. Dabei wird eine ZD-NKS-MP mit einer Spannungsamplitude von $\Delta\sigma/2 = 680 \text{ MPa}$ und einer Bruchlastspielzahl von $N_B = 155.000$ mit einer T-NKS-MP mit einer Torsionsspannungsamplitude von $\Delta\tau_t/2 = 450 \text{ MPa}$ und einer Bruchlastspielzahl von $N_B = 120.000$ verglichen. Da beide eine ähnliche Lebensdauer aufweisen, sollte der Vergleich angemessen sein. Anhand des Balkendiagramms in Abbildung 96 ist deutlich zu erkennen, dass neben der höheren Rissanzahl auch die durchschnittlichen Risslängen im Fall der Torsionsbeanspruchung um ein Vielfaches höher sind.

Eine vergleichsweise höhere Rissdichte unter Torsionsbeanspruchung im Vergleich zu uniaxialer Beanspruchung wurde auch in der Arbeit von Doquet [127] gefunden. Er vertritt in seiner Arbeit die These, dass die Risse unter Torsionsbeanspruchung weniger stark in die Tiefe wachsen und die Rissflanken durch eine stärkere Berührung für eine Kraftübertragung sorgen, wodurch die höhere Rissdichte in diesem Fall nicht als kritischer zu bewerten ist. In den Arbeiten von Tschegg [173] bzw. Tschegg et al. [174] wird ebenfalls die Vermutung aufgestellt, dass durch die Reibung der Rissflanken die effektive Spannung gesenkt wird. Eine flachere Rissausbreitung in die Tiefe konnte aus der Bruchflächenanalyse nicht geschlossen werden. Es wurde allerdings ebenfalls ein verstärkter Verschleiß durch Rissflankenberührung beobachtet. Des Weiteren ist dem Balkendiagramm zu entnehmen, dass der fatale Riss bei der Torsionsbeanspruchung eine signifikant größere Länge aufweist.

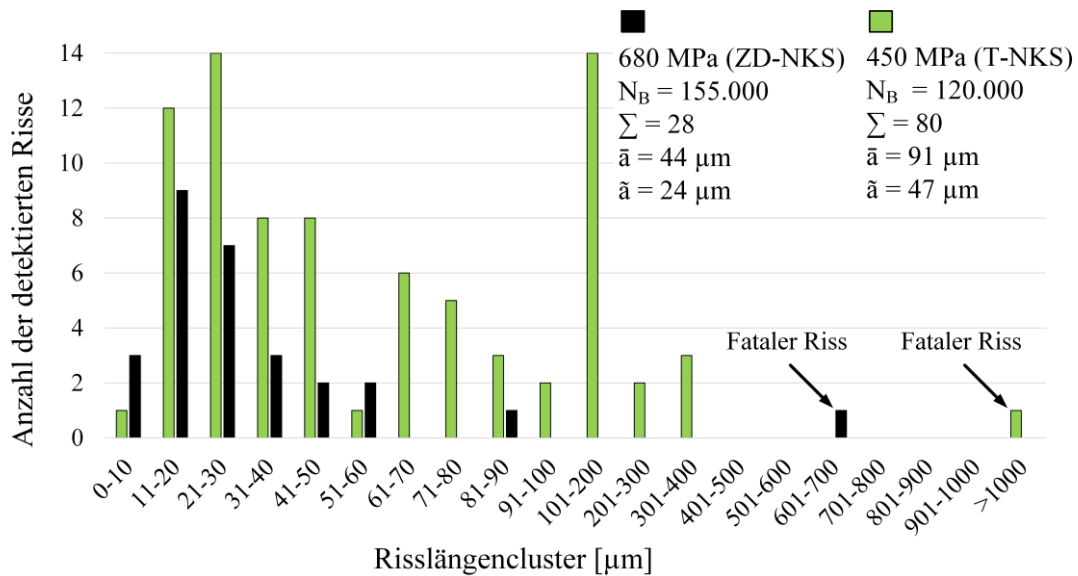


Abbildung 96: Vergleich der Rissnetzwerke einer ZD-NKS-MP mit einer T-NKS-MP.

Der Vergleich der Risslängen der fatalen Risse der ZD-NKS-MP mit den T-NKS-MP in Abbildung 97 dokumentiert ebenfalls eine höhere durchschnittliche Risslänge unter Torsionsbeanspruchung, welche bei $\bar{a} = 280 \mu\text{m}$ im Vergleich zu $\bar{a} = 101 \mu\text{m}$ bei den ZD-NKS-MP liegt. Diese Erkenntnis stimmt mit den Ergebnissen anderer Forschergruppen überein [116, 128, 182].

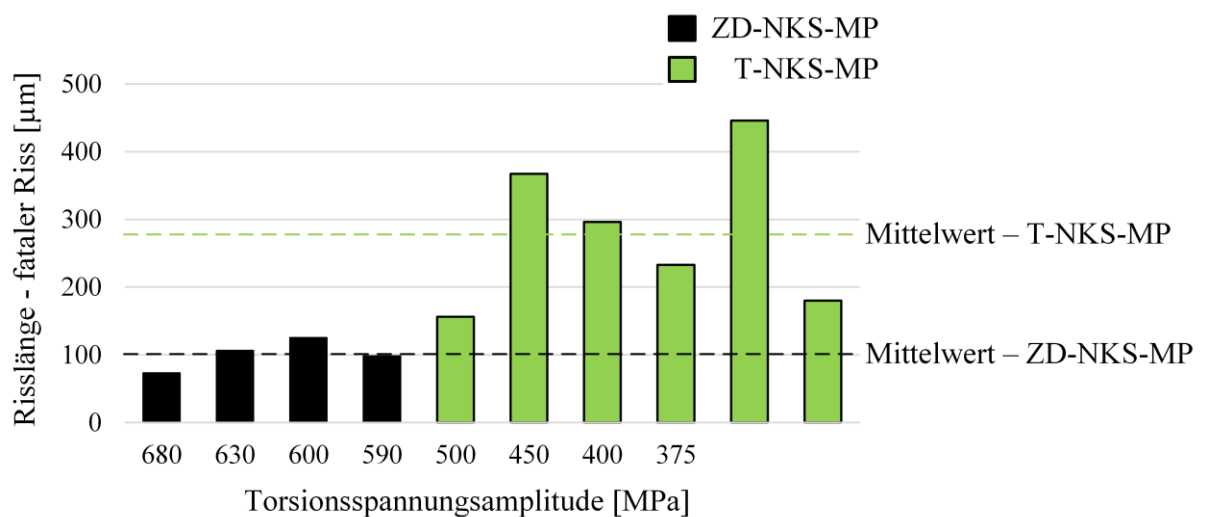


Abbildung 97: Vergleich der fatalen Risslängen einer ZD-NKS- mit einer T-NKS-MP.

Daraus lässt sich schlussfolgern, dass der Übergang in die Langrissausbreitung unter uniaxialer Beanspruchung schneller bzw. bei kürzeren Rissen erfolgt. In Übereinstimmung damit ist ein geringerer Vergleichsspannungsintensitätsfaktor beim Übergang in die Langrissausbreitung im Fall der ZD-NKS-MP festzustellen, wie der direkte Vergleich der Rissausbreitungsraten-Kurven in Abbildung 98 zeigt.

Diese Beobachtung wird durch vorherige Arbeiten aus der Literatur gestützt [23, 127, 128, 136]. In den Arbeiten von Schijve [136] und Doquet [127] wird nicht nur die primär interkristalline Rissinitiierung, sondern auch die vergleichsweise längeren Kurzrisse auf die fehlende Normalspannungskomponente im Fall der Torsionsbeanspruchung zurückgeführt. Aufgrund der unter uniaxialer Beanspruchung stets vorliegenden Normalspannungskomponente wird der Riss stärker aufgerissen und dadurch der Wechsel in die normalspannungskontrollierte Langrissausbreitung schneller erzwungen. Die Forschergruppe Li et al. [23] kommt anhand von zyklischen Ermüdungsversuchen an Kupfer zu dem Schluss, dass der Übergang von der Kurzrissausbreitung in die Langrissausbreitung im Fall der Torsionsbeanspruchung im Gegensatz zur uniaxialen Beanspruchung aufgrund der unterschiedlichen Orientierungen der Gleitebenen erschwert ist. Unter uniaxialer Beanspruchung zeigen alle Gleitebenen mit den höchsten Schubspannungen eine 45°-nahe Orientierung zur Beanspruchungsrichtung, während bei der Torsionsbeanspruchung eine ~0°- oder ~90°-Orientierung vorliegen kann. Somit ist der Wechsel von Gleitebenen unter Torsionsbeanspruchung gehemmt, was den Übergang in die Langrissausbreitung erschwert.

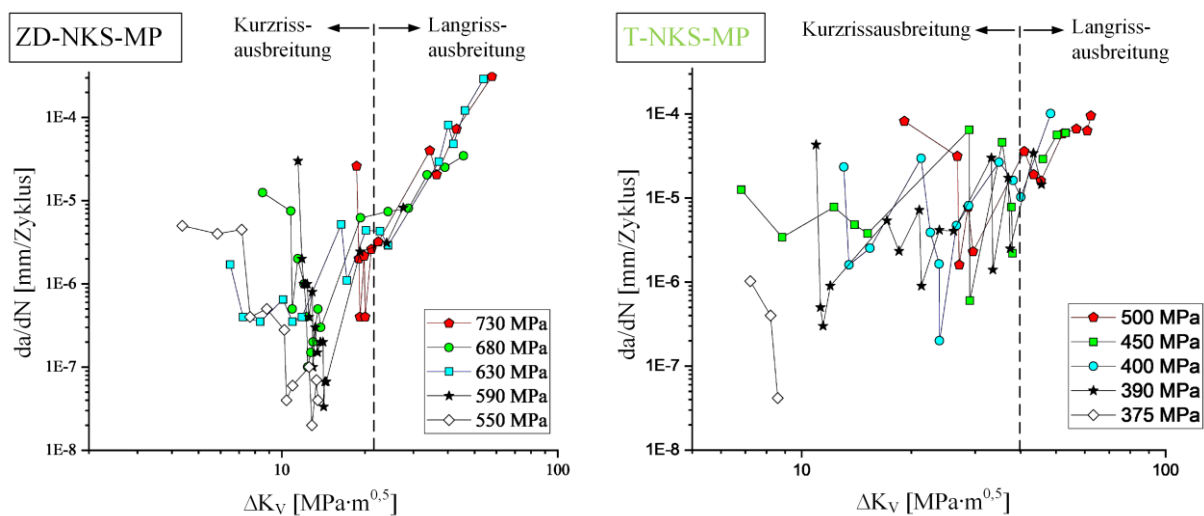


Abbildung 98: Vergleich der Rissausbreitungsrate-Kurven der ZD-NKS-MP mit den T-NKS-MP.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Die vorliegende Arbeit stellt einen Beitrag zur Erforschung der Ermüdungsschädigungsentwicklung des martensitischen Federstahls 54SiCr6 im HCF-Bereich dar. Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse soll insbesondere ein besseres Verständnis der zugrundeliegenden Mechanismen der Rissinitiierung und der Kurzrißausbreitung gewonnen werden. Außerdem soll der Einfluss von Eigenspannungen auf diese beiden im HCF-Bereich lebensdauerbestimmenden Phasen charakterisiert werden.

Die Analyse von Ermüdungsmechanismen erfordert in der Regel den Einsatz von Miniaturprüftechnik zur Durchführung von *in situ* Ermüdungsprüfungen. Aus diesem Grund wurde ergänzend zu der an der Universität Siegen bereits vorliegenden Zug-Druck-Miniaturprüfmaschine eine Torsions-Miniaturprüfmaschine entwickelt und in Betrieb genommen. Diese ermöglicht eine zyklische Ermüdung von zylindrischen Miniaturproben mit einem maximalen Torsionsdrehmoment von $M_n = 9,1 \text{ Nm}$ und einer maximalen Prüffrequenz von 10 Hz. Die *in situ* Ermüdungsprüfung wird durch Implementierung der Torsions-Miniaturprüfmaschine in einem konfokalen Lasermikroskop ermöglicht. Somit kann eine direkte Untersuchung der mikrostrukturellen Schädigungsmechanismen unter zyklischer Torsionsbeanspruchung im HCF-Bereich erfolgen.

Die Ermüdungsschädigungsentwicklung unter uniaxialer zyklischer Beanspruchung beginnt mit der Bildung von parallelen Gleitbandscharen mit einer $\sim 45^\circ$ -Orientierung zur Beanspruchungsrichtung. Im weiteren Verlauf der Ermüdung können Rissnetzwerke an der Probenoberfläche beobachtet werden, deren Rissdichte mit zunehmender Zyklenzahl und mit der Höhe der aufgetragenen Spannungsamplitude ansteigt. Dabei erfolgt die Rissinitiierung sowohl transkristallin als auch interkristallin, wobei die fatalen Risse ausschließlich interkristalliner Rissinitiierung unterliegen. Ferner zeigen die untersuchten fatalen Risse zwei Rissinitiierungsmechanismen. Der erste Rissinitiierungsmechanismus ist durch das Auftreffen von Gleitbändern auf eine ehemalige Austenitkorngrenze gekennzeichnet. Der damit verbundene Versetzungsaufstau führt zu einer Spannungsüberhöhung an der ehemaligen Austenitkorngrenze, welche in einer Rissbildung mündet. Beim zweiten Rissinitiierungsmechanismus wird lediglich ein ausgeprägtes Gleitband unmittelbar an der ehemaligen Austenitkorngrenze beobachtet. In diesem Fall scheint die ehemalige Austenitkorngrenze selbst als Gleitebene aktiv zu werden und die plastische Verformung erfolgt innerhalb dieser.

Das Einbringen von Druckeigenstressungen in die Miniaturproben führt zu einer höheren Lebensdauer unter uniaxialer zyklischer Beanspruchung. In Bezug auf die Rissinitiierung äußert sich der Einfluss von Druckeigenstressungen primär in der Verschiebung des Initiierungsortes des fatalen Risses von der Probenoberfläche in das Werkstoffinnere, womit ein grundsätzlich anderer Rissinitiierungsmechanismus im Vergleich zu den nicht-kugelgestrahlten Miniaturproben vorliegt. Der Riss initiiert dabei in einem Tiefenbereich mit geringeren Druckeigenstressungen und wächst unter Vakuumbedingungen, was zu einer verlangsamten Rissausbreitungsrate und vermutlich damit einhergehend gesteigerten Lebensdauer führt. An der Probenoberfläche können dennoch Rissnetzwerke beobachtet werden, selbst wenn die dabei ermittelte Rissdichte vergleichsweise geringer ausfällt. Diese Beobachtung führt zu der Vermutung, dass Druckeigenstressungen die Rissinitiierung hemmen.

Die Phase der Kurzzrissausbreitung nimmt im Durchschnitt 80 % der Lebensdauer ein und zeigt eine oszillierende Rissausbreitungsrate, welche einem Barriere-Effekt von ehemaligen Austenitkorn Grenzen und Korn Grenzen-Tripelpunkten geschuldet ist. Nach der interkristallinen Rissinitiierung erfolgt auch die Kurzzrissausbreitung hauptsächlich interkristallin entlang der ehemaligen Austenitkorn Grenzen.

Im Fall der eigenspannungsbehafteten Miniaturproben konnte an den detektierten Oberflächenrissen kein Übergang von der Kurzzrissausbreitung in die Langrissausbreitung beobachtet werden. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass Druckeigenstressungen den Übergang von der Kurzzrissausbreitung in die Langrissausbreitung erschweren. Aus diesem Grund erfolgte die Rissinitiierung des fatalen Risses, welcher einen Übergang in die Langrissausbreitung erfahren haben muss, ausschließlich im Werkstoffinneren.

Die Ermüdungsschädigungsentwicklung unter zyklischer Torsionsbeanspruchung beginnt ebenfalls mit der Bildung von parallelen Gleitbandscharen, deren Orientierung der Gleitebene mit dem höchsten Schmidfaktor folgt. Die sich anschließend ausbildenden Rissnetzwerke zeigen analog zur uniaxialen Beanspruchung eine mit zunehmender Zyklenzahl sowie mit der Höhe der Torsionsspannungsamplitude ansteigende Rissdichte, welche im Vergleich zur uniaxialen Beanspruchung wesentlich höher ausfällt. Sowohl bei den fatalen Rissen, als auch bei den analysierten, gestoppten Kurzzrissen erfolgt die Rissinitiierung nahezu ausschließlich interkristallin entlang der ehemaligen Austenitkorn Grenzen. Die fatalen Risse zeigen dabei zwei mögliche Rissinitiierungsmechanismen. Beim ersten Rissinitiierungsmechanismus führt das Auftreffen von Gleitbändern auf eine ehemalige Austenitkorn Grenze zu einer

Spannungsüberhöhung und einer daran anschließenden Rissbildung. Der zweite Rissinitiierungsmechanismus ist durch starke, elastische Anisotropie und die Ausbildung eines einzelnen Gleitbandes unmittelbar an der ehemalige Austenitkorngrenze charakterisiert. Außerdem kann in diesem Fall stets ein Materialausbruch an der Rissinitiierungsstelle beobachtet werden, welcher den kontinuierlich vorliegenden Mode II-Rissöffnung und Mode III-Rissöffnung geschuldet ist.

Das Einbringen von Druckeigenspannungen führt auch im Fall der Torsionsbeanspruchung zu einer höheren Lebensdauer, wobei sowohl bei den kugelgestrahlten als auch bei den nicht-kugelgestrahlten Proben die Rissinitiierung des fatalen Risses ausschließlich an der Probenoberfläche erfolgt ist. Ein Einfluss von Druckeigenspannungen zeigt sich jedoch in der verringerten Rissdichte, da Druckeigenspannungen die Rissinitiierung insgesamt zu hemmen scheinen.

Analog zur uniaxialen Beanspruchung nimmt auch bei der Torsionsbeanspruchung die Phase der Kurzrisssausbreitung im Durchschnitt 80 % der Lebensdauer im HCF-Bereich ein und zeigt ebenfalls eine oszillierende Rissausbreitungsrate. Diese wird zum einen durch einen Barriere-Effekt von ehemaligen Austenitkorngrenzen und Korngrenzen-Tripelpunkten und zum anderen durch häufig auftretende Risskoaleszenz ausgelöst, welche durch die sehr hohe Rissdichte begünstigt wird. Die eigentliche Kurzrisssausbreitung erfolgt sowohl transkristallin als auch interkristallin entlang von ehemaligen Austenitkorngrenzen.

Der Einfluss von Druckeigenspannungen auf die Kurzrisssausbreitung unter Torsionsbeanspruchung äußert sich in einem erschwerten Übergang von der Kurzrisssausbreitung in die Langrisssausbreitung, was sich in einer höheren durchschnittlichen Länge der Kurzrisse widerspiegelt. Ein erschwerter Übergang in die Langrisssausbreitung durch den Einfluss von Druckeigenspannungen wurde ebenfalls bei Ergebnissen der uniaxialen Ermüdungsversuche vermutet und wird durch das Ergebnisse der zyklischen Torsionsversuche bestärkt.

Zusammenfassend lässt sich der Einfluss von Eigenspannungen auf die Ermüdungsschädigungsentwicklung des martensitischen Federstahls 54SiCr6 im HCF-Bereich wie folgt beschreiben. Im Allgemeinen scheinen Druckeigenspannungen die Rissinitiierung an der Probenoberfläche zu hemmen, was an den geringeren Rissdichten festgestellt werden kann. Unter zyklischer uniaxialer Beanspruchung führen Druckeigenspannungen zu einem in das Werkstoffinnere verschobenen Rissinitiierungsort des fatalen Risses. Die Begründung für die Verschiebung des Rissinitiierungsortes liefern die zyklischen Torsionsversuche. Diese haben gezeigt, dass der Übergang von der schubspannungsgesteuerten Kurzrisssausbreitung in die

normalspannungsgesteuerte Langrissausbreitung durch Druckeigenspannungen erschwert wird, weshalb der fatale Riss der Torsionsproben über einen größeren Risslängenbereich in der Kurzrissausbreitung verblieben ist. Der spätere Übergang in die Langrissausbreitung dürfte die Begründung für die höhere Lebensdauer eigenspannungsbehafteter Torsionsproben liefern. Im Fall der uniaxialen Beanspruchung wurden an der Probenoberfläche zwar Kurzrisse detektiert, deren Übergang in die Langrissausbreitung wurde aber aufgrund der oberflächennahen Druckeigenspannungen verhindert. Folglich haben im Werkstoffinneren initiierte Risse zum Probenversagen geführt, welche aufgrund der Vakuumbedingungen mit einer reduzierten Rissausbreitungsrate gewachsen sind, welche vermutlich für die höhere Lebensdauer der eigenspannungsbehafteten Zug-Druck-Proben ursächlich ist.

Auf Basis der hier vorgestellten Ergebnisse wäre im nächsten Schritt eine materialwissenschaftlich begründete Nachbildung des Ermüdungsschädigungsverhaltens im Rahmen einer mechanismenorientierten Modellierung und Simulation von großem Interesse, um dadurch die Lebensdauervorhersage martensitischer Federstähle auf ein besseres Fundament zu stellen sowie möglicherweise eine höhere Werkstoffausnutzung zu erzielen. Dazu könnte die bereits häufig an der Universität Siegen eingesetzte Randelementemethode [183, 184] hinsichtlich der Anwendung auf ein martensitisches Gefüge und der Berücksichtigung von Eigenspannungen erweitert werden.

Die Mikrostruktur des hier untersuchten Federstahls wurde mit einer durchschnittlichen ehemaligen Austenitkorngröße von 125 μm relativ grob eingestellt, um im ersten Schritt bei einer mechanismenbasierten Simulation eines derart komplexen Gefüges den Rechenaufwand im Rahmen zu halten. In der Zukunft wären jedoch Folgeuntersuchungen am gleichen Federstahl mit einer feineren durchschnittlichen ehemaligen Austenitkorngröße von $< 10 \mu\text{m}$, wie sie auch in der industriellen Praxis anzutreffen sind, ebenfalls denkbar.

Da röntgenographische Eigenspannungsanalysen nur einen Mittelwert über große Volumenbereiche darstellen, wären für zukünftige Arbeiten zusätzliche Eigenspannungsanalysen unter Verwendung von Röntgensynchrotronstrahlung hilfreich, um den Einfluss von Eigenspannungen II. Art zu berücksichtigen.

9 Literaturverzeichnis

- [1] H.-J. Christ (Hrsg.): *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*, 2. Aufl., Wiley-VCH: Weinheim, 2009.
- [2] W.A.J. Albert: Über Treibseile am Harz, *Archiv für Mineralogie, Geognosie, Bergbau und Hüttenkunde*, **10**, 1837, S. 215-234.
- [3] A. Wöhler: Versuche zur Ermittlung der auf die Eisenbahnwagenachsen einwirkenden Kräfte und die Widerstandsfähigkeit der Wagen-Achsen, *Zeitschrift für Bauwesen*, **X**, 1860, 583-616.
- [4] E. Haibach: *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*, 3. Aufl. (VDI-Buch), Springer, Berlin Heidelberg, 2006.
- [5] N. Bovensiepen, A. Brandt, B. Schmid, J. Schmitt und C. Wüst: Bahn - Fortschritt ins Risiko, *Der Spiegel*, **49**, 2008.
- [6] U. Krupp: *Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys*, Wiley-VCH: Weinheim, 2007.
- [7] M. Meissner, H.-J. Schorcht, U. Kletzin und K. Wanke: *Metallfedern: Grundlagen, Werkstoffe, Berechnung, Gestaltung und Rechnereinsatz*, 3. Aufl. (VDI-Buch), Springer, Berlin Heidelberg, 2015.
- [8] G. Gottstein: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, 3. Aufl. (Springer-Lehrbuch). Springer, Berlin Heidelberg, 2007.
- [9] J. Rösler: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, 5. Aufl. (SpringerLink Bücher), Springer Vieweg, Wiesbaden, 2016.
- [10] E. O. Hall: The Deformation and Ageing of Mild Steel: II Characteristics of the Lüders Deformation, *Proc. Phys. Soc. B*, **64**, 1951, S. 742–747, doi: 10.1088/0370-1301/64/9/302.
- [11] N. J. Petch: The Cleavage Strength of Polycrystals, *Journal of the Iron and Steel Institute*, **25**, 1953, S. 25-28.
- [12] C. Fressengeas und M. V. Upadhyay: A continuum model for slip transfer at grain boundaries, *Adv. Model. and Simul. in Eng. Sci.*, **7:12**, 2020, doi: 10.1186/s40323-020-00145-6.
- [13] Z. Shen, R. H. Wagoner und W.A.T. Clark: Dislocation pile-up and grain boundary interactions in 304 stainless steel, *Scripta Metallurgica*, **20**, 1986, S. 921–926, doi: 10.1016/0036-9748(86)90467-9.

- [14] T. C. Lee, I. M. Robertson und H. K. Birnbaum: TEM in situ deformation study of the interaction of lattice dislocations with grain boundaries in metals, *Philosophical Magazine A*, **62**, 1990, S. 131–153, doi: 10.1080/01418619008244340.
- [15] Z. Shen, R. H. Wagoner und W.A.T. Clark: Dislocation and grain boundary interactions in metals, *Acta Metallurgica*, **36**, 1988, S. 3231–3242, doi: 10.1016/0001-6160(88)90058-2.
- [16] P. C. Wo und A.H.W. Ngan: Investigation of slip transmission behavior across grain boundaries in polycrystalline Ni₃Al using nanoindentation, *J. Mater. Res.*, **19**, 2004, S. 189–201, doi: 10.1557/jmr.2004.19.1.189.
- [17] David Mercier, Claudio Zambaldi und Thomas Rector Bieler: STABiX Toolbox documentation, 2015, doi: 10.13140/RG.2.2.25845.83687/2.
- [18] J. Luster und M. A. Morris: Compatibility of deformation in two-phase Ti-Al alloys: Dependence on microstructure and orientation relationships, *MMTA*, **26**, 1995, S. 1745–1756, doi: 10.1007/BF02670762.
- [19] S. Suresh: *Fatigue of Materials*. Cambridge University Press, 2012.
- [20] H. Mughrabi: Fatigue, an everlasting materials problem - still en vogue, *Procedia Engineering*, **2**, 2010, S. 3–26, doi: 10.1016/j.proeng.2010.03.003.
- [21] D. Radaj und M. Vormwald: *Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure*, 3. Aufl. Springer, Berlin Heidelberg, 2007.
- [22] P.J.E. Forsyth: Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys, *Acta Metallurgica*, **11**, 1963, S. 703–715, doi: 10.1016/0001-6160(63)90008-7.
- [23] R. H. Li, P. Zhang und Z. F. Zhang: Fatigue cracking and fracture behaviors of coarse-grained copper under cyclic tension–compression and torsion loadings, *Materials Science and Engineering: A*, **574**, 2013, S. 113–122, doi: 10.1016/j.msea.2013.03.020.
- [24] H. A. Richard: *Ermüdungsrisse: Erkennen, Sicher Beurteilen, Vermeiden*, 2. Aufl. Springer Vieweg, Wiesbaden, 2012. [Online].
- [25] A. J. McEvily: The growth of short fatigue cracks: A review, *Trans. Eng. Sci.*, **13**, 1996, S. 93–107.
- [26] N. Thompson, N. Wadsworth und N. Louat: The origin of fatigue fracture in copper, *Philosophical Magazine*, **1**, 1956, S. 113–126, doi: 10.1080/14786435608238086.
- [27] U. Essmann, U. Gösele und H. Mughrabi: A model of extrusions and intrusions in fatigued metals I. Point-defect production and the growth of extrusions, *Philosophical Magazine A*, **44**, 1981, S. 405–426, doi: 10.1080/01418618108239541.

- [28] K. Tanaka und T. Mura: A Dislocation Model for Fatigue Crack Initiation, *Journal of Applied Mechanics*, **48**, 1981, S. 97–103, doi: 10.1115/1.3157599.
- [29] H.-J. Christ: *Wechselverformung von Metallen: Zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten und Mikrostruktur*, Springer, Berlin Heidelberg, 1991.
- [30] K. J. Miller: The behaviour of short fatigue cracks and their initiation part I: A review of two recent books, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **10**, 1987, S. 75–91, doi: 10.1111/j.1460-2695.1987.tb01150.x.
- [31] K. J. Miller: The short crack problem, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **5**, 1982, S. 223–232, doi: 10.1111/j.1460-2695.1982.tb01250.x.
- [32] T. Zhai, A. J. Wilkinson und J. W. Martin: A crystallographic mechanism for fatigue crack propagation through grain boundaries, *Acta Materialia*, **48**, 2000, S. 4917-4927, doi: 10.1016/S1359-6454(00)00214-7.
- [33] O. Düber: *Untersuchungen zum Ausbreitungsverhalten mikrostrukturell kurzer Ermüdungsrisse in zweiphasigen metallischen Werkstoffen am Beispiel eines austenitisch-ferritischen Duplexstahls*, VDI-Verlag, Düsseldorf, Universität Siegen, Dissertation 2007.
- [34] U. Krupp, H. Knobbe, H.-J. Christ, P. Köster und C.-P. Fritzen: The significance of microstructural barriers during fatigue of a duplex steel in the high- and very-high-cycle-fatigue (HCF/VHCF) regime, *International Journal of Fatigue*, **32**, 2010, S. 914–920, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2009.09.010.
- [35] K. Tanaka und Y. Akiniwa: Small Fatigue Cracks in Advanced Materials, *Fatigue '96, Proc. of the 6th Int. Fatigue Congress*, G. Lütjering, H. Nowack (Hrsg.), Berlin, 1996, 1.
- [36] A. J. Wilkinson, S. G. Roberts und P. B. Hirsch: Modelling the threshold conditions for propagation of stage I fatigue cracks, *Acta Materialia*, **46**, 1998, S. 379–390, doi: 10.1016/S1359-6454(97)00290-5.
- [37] C. Laird und G. C. Smith: Crack propagation in high stress fatigue, *Philosophical Magazine*, **7**, 1962, S. 847–857, doi: 10.1080/14786436208212674.
- [38] P. Neumann: Coarse slip model of fatigue, *Acta Metallurgica*, **17**, 1969, S. 1219–1225, doi: 10.1016/0001-6160(69)90099-6.
- [39] G. R. Irwin: Fracture,“ *Handbuch der Physik*, Bd. IV, 1958.
- [40] D. Gross und T. Seelig: *Bruchmechanik: Mit einer Einführung in die Mikromechanik*, 6. Aufl. Springer, Berlin Heidelberg, 2016.

- [41] B. Scholtes (Hrsg.): *Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen: Ursachen, Ermittlung und Bewertung*, DGM-Informationsges. Verl., Oberursel, 1991.
- [42] G. Totten: *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*. ASM International: Materials Park, OH, USA, 2002
- [43] E. Macherauch, H. Wohlfahrt und U. Wolfstieg: Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, **28**, 1973, S. 201-211, doi: 10.1515/htm-1973-280305.
- [44] P. O'Hara: Controlled shot peening to prevent fatigue and stress corrosion cracking, *Transactions of the IMF*, **68**, 1990, S. 87–91, doi: 10.1080/00202967.1990.11870873.
- [45] V. Llaneza und F. J. Belzunce: Study of the effects produced by shot peening on the surface of quenched and tempered steels: roughness, residual stresses and work hardening, *Applied Surface Science*, **356**, 2015, S. 475–485, doi: 10.1016/j.apsusc.2015.08.110.
- [46] H. Wohlfahrt: Zum Eigenspannungsabbau bei der Schwingbeanspruchung von Stählen, *Journal of Heat Treatment and Materials*, **28**, 1973, S. 288–293.
- [47] O. Vöhringer: Relaxation of residual stresses by annealing or mechanical treatment, *Residual Stresses*, Bd. 2, Elsevier, 1987, S. 367–396.
- [48] V. Schulze: *Modern mechanical surface treatment: States, stability, effects*, Wiley-VCH, Weinheim, 2006.
- [49] E. Macherauch und H. Wohlfahrt: Eigenspannungen und Ermüdung, *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*, D. Munz (Hrsg), DGM, 1985, S. 237-283.
- [50] W. Bleck und E. Moeller (Hrsg.): *Handbuch Stahl: Auswahl, Verarbeitung, Anwendung*. Hanser, München, 2018.
- [51] H. Reinbold und D. Geschke: *Stähle und ihre Wärmebehandlung, Werkstoffprüfung: Mit 23 Tabellen und 18 Anlagen*, 6. Aufl. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1990.
- [52] H.-J. Bargel und G. Schulze (Hrsg.): *Werkstoffkunde*, 12. Aufl. Springer, Berlin Heidelberg, 2018.
- [53] G. Gottstein: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik: Physikalische Grundlagen*, 4. Aufl. Springer Vieweg, Berlin Heidelberg, 2014.
- [54] W. Weißbach: *Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*, 19. Aufl. Springer Vieweg, Wiesbaden, 2015.

- [55] Saarstahl GmbH: Werkstoff-Datenblatt: Saarstahl - 54SiCr6.
- [56] E. C. Bain und N. Dunkirk: The nature of martensite, *trans. AIME*, **70**, 1924, S. 25-47.
- [57] C. Müller-Bollenhagen: *Verformungsinduzierte Martensitbildung bei mehrstufiger Umformung und deren Nutzung zur Optimierung der HCF- und VHCF-Eigenschaften von austenitischem Edelstahlblech*, Siegener Werkstoffkundliche Berichte, Bd. 3, Universität Siegen, Dissertation 2011.
- [58] B. Schäfer, X. Song, P. Sonnweber-Ribic, H. ul Hassan und A. Hartmaier: Micromechanical modelling of the cyclic deformation behavior of martensitic SAE 4150—A comparison of different kinematic hardening models, *Metals*, **9**, 2019, S. 368, doi: 10.3390/met9030368.
- [59] G. Kurdjumow und G. Sachs: Über den Mechanismus der Stahlhärtung, *Z. Physik*, **64**, 1930, S. 325–343, doi: 10.1007/BF01397346.
- [60] Z. Nishiyama: X-ray investigation of the mechanism of the transformation from face-centred cubic lattice to body-centred cubic, *Science Reports of the Tohoku Imperial University*, **23**, 1934, S. 637–664.
- [61] G. Wassermann: Über den Mechanismus der α/γ —Umwandlung des Eisens, *Mitteilungen aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung zu Düsseldorf*, 1935.
- [62] H. Kitahara, R. Ueji, N. Tsuji und Y. Minamino: Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel, *Acta Materialia*, **54**, 2006, S. 1279–1288, doi: 10.1016/j.actamat.2005.11.001.
- [63] K. Koschella und U. Krupp: Investigations of fatigue damage in tempered martensitic steel in the HCF regime, *International Journal of Fatigue*, **124**, 2019, S. 113–122, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.02.050.
- [64] A. Brückner-Foit und X. Huang: On the determination of material parameters in crack initiation laws, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **31**, 2008, S. 980–988, doi: 10.1111/j.1460-2695.2008.01287.x.
- [65] J. Bertsch, A. Möslang und H. Riesch-Oppermann: Fatigue crack initiation in a ferritic-martensitic steel under irradiated and unirradiated conditions, *Proc. of the 12th Biennial Conf. on Fracture*, M.W. Brown (Hrsg), Sheffield, 1998, S. 363-368.

- [66] H.-A. Nishikawa, Y. Furuya, S. Igi, S. Goto, F. Briffod, T. Shiraiwa, M. Enoki und T. Kasuya.: Effect of microstructure of simulated heat-affected zone on low- to high-cycle fatigue properties of low-carbon steels, *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, **43**, 2020, S. 1239–1249, doi: 10.1111/ffe.13217.
- [67] M. N. Batista, M. C. Marinelli und I. Alvarez-Armas: Effect of initial microstructure on surface relief and fatigue crack initiation in AISI 410 ferritic-martensitic steel, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **42**, 2019, S. 61–68, doi: 10.1111/ffe.12868.
- [68] A. Giertler, M. Söker, B. Dönges, K. Istomin, W. Ludwig, U. Pietsch, C.-P. Fritzen, H.-J. Christ und U. Krupp: The significance of local plasticity for the crack initiation process during very high cycle fatigue of high strength steels, *Procedia Materials Science*, **3**, 2014, S. 1353–1358, doi: 10.1016/j.mspro.2014.06.218.
- [69] G. Seidametova, J.-B. Vogt und I. Proriol Serre: The early stage of fatigue crack initiation in a 12%Cr martensitic steel, *International Journal of Fatigue*, **106**, 2018, S. 38–48, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2017.09.006.
- [70] U. Krupp und A. Giertler: Surface or Internal Fatigue Crack Initiation during VHCF of Tempered Martensitic and Bainitic Steels: Microstructure and Frequency/Strain Rate Dependency, *Metals*, **12**, 2022, S. 1815, doi: 10.3390/met12111815.
- [71] U. Krupp, A. Giertler und K. Koschella: Microscopic damage evolution during very-high-cycle fatigue (VHCF) of tempered martensitic steel, *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, **40**, 2017, S. 1731–1740, doi: 10.1111/ffe.12685.
- [72] Y. Motoyashiki, A. Brückner-Foit und A. Sugeta: Investigation of small crack behaviour under cyclic loading in a dual phase steel with an FIB tomography technique, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **30**, 2007, S. 556–564, doi: 10.1111/j.1460-2695.2007.01130.x.
- [73] S. Ueki, Y. Mine und K. Takashima: Microstructure-sensitive fatigue crack growth in lath martensite of low carbon steel, *Materials Science and Engineering: A*, **773**, 2020, S. 138830, doi: 10.1016/j.msea.2019.138830.
- [74] T. Ohmura, A. M. Minor, E. A. Stach und J. W. Morris: Dislocation–grain boundary interactions in martensitic steel observed through in situ nanoindentation in a transmission electron microscope,“ *J. Mater. Res.*, **19**, 2004, S. 3626–3632, doi: 10.1557/JMR.2004.0474.

- [75] C. Przybyla, R. Prasannavenkatesan, N. Salajegheh und D. L. McDowell: Microstructure-sensitive modeling of high cycle fatigue, *International Journal of Fatigue*, **32**, 2010, S. 512–525, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2009.03.021.
- [76] D. J. Morrison und J. C. Moosbrugger: Effects of grain size on cyclic plasticity and fatigue crack initiation in nickel, *International Journal of Fatigue*, **19**, 1997, S. 51-59, doi: 10.1016/S0142-1123(97)00034-0.
- [77] H.-J. Christ, O. Düber, C.-P. Fritzen, H. Knobbe, P. Köster, U. Krupp, B. Künkler: Propagation behaviour of microstructural short fatigue cracks in the high-cycle fatigue regime, *Computational Materials Science*, **46**, 2009, S. 561–565, doi: 10.1016/j.commatsci.2009.01.019.
- [78] A. Kolyshkin, M. Zimmermann, E. Kaufmann und H.-J. Christ: Untersuchung der Rissinitiierung und -ausbreitung mittels Fernfeldmikroskop im VHCF-Bereich, In *Werkstoffprüfung*; Christ, H.-J., Ed.; Stahleisen GmbH: Düsseldorf; Germany, 2013.
- [79] A. Manonukul und F. P. E. Dunne: High- and low-cycle fatigue crack initiation using polycrystal plasticity, *Proc. R. Soc. Lond. A*, **460**, 2004, S. 1881–1903, doi: 10.1098/rspa.2003.1258.
- [80] J. Bach: Ermüdungsverhalten von niedrig legierten Stählen im HCF- und VHCF-Bereich, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Dissertation 2018.
- [81] S. Choi: Optimization of Microstructure and Properties of High Strength Spring Steel, Delft, The Netherlands, Ph.D. Thesis 2011.
- [82] G. Krauss: Martensite in steel: strength and structure, *Materials Science and Engineering: A*, **273-275**, 1999, S. 40–57, doi: 10.1016/S0921-5093(99)00288-9.
- [83] M. Hayakawa, S. Matsuoka und K. Tsuzaki: Microstructural analyses of grain boundary carbides of tempered martensite in medium-carbon steel by atomic force microscopy, *Mater. Trans.*, **43**, 2002, S. 1758–1766, doi: 10.2320/matertrans.43.1758.
- [84] R. M. Horn und R. O. Ritchie: Mechanisms of tempered martensite embrittlement in low alloy steels, *Metall Trans A*, **9**, 1978, S. 1039–1053, doi: 10.1007/BF02652208.
- [85] C. L. Briant und S. K. Banerji: The fracture behavior of quenched and tempered manganese steels, *Metall Trans A*, **13**, 1982, S. 827–836, doi: 10.1007/BF02642396.
- [86] N. Bandyopadhyay und C. J. McMahon: The micro-mechanisms of tempered martensite embrittlement in 4340-type steels,“ *Metall Trans A*, **14**, 1983, S. 1313-1325, doi: 10.1007/BF02664814.

- [87] H. Ohtani und C.J. McMahon: Modes of fracture in temper embrittled steels,“ *Acta Metallurgica*, **23**, 1975, S. 377–386, doi: 10.1016/0001-6160(75)90131-5.
- [88] H. Hoseiny, F. G. Caballero, D. San Martín und C. Capdevila: The influence of austenitization temperature on the mechanical properties of a prehardened mould steel, *MSF*, **706-709**, 2012, S. 2140–2145, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.706-709.2140.
- [89] S. Meyer, A. Brückner-Foit und A. Möslang: A stochastic simulation model for microcrack initiation in a martensitic steel, *Computational Materials Science*, **26**, 2003, S. 102–110, doi: 10.1016/S0927-0256(02)00409-3.
- [90] N. Leguinagoicoa, J. Albizuri und A. Larrañaga: Fatigue improvement and residual stress relaxation of shot-peened alloy steel DIN 34CrNiMo6 under axial loading, *International Journal of Fatigue*, **162**, 2022, S. 107006, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107006.
- [91] Y. Hong, Z. Gu, B. Fang und Y. Bai: Collective evolution characteristics and computer simulation of short fatigue cracks, *Philosophical Magazine A*, **75**, 1997, S. 1517–1531, doi: 10.1080/01418619708223741.
- [92] M. Korn, T. Rohm und K. H. Lang: Influence of near-surface stress gradients and strength effect on the very high cycle fatigue behavior of 42CrMo4 Steel, in *Fatigue of Materials at Very High Numbers of Loading Cycles*, H.-J. Christ (Hrsg), Springer Spektrum, Wiesbaden, 2018, S. 233-252, doi: https://doi.org/10.1007/978-3-658-24531-3_11.
- [93] W. Liu, J. Dong, P. Zhang, C. Zhai und W. Ding: Effect of shot peening on surface characteristics and fatigue properties of T5-Treated ZK60 alloy, *Mater. Trans.*, **50**, 2009, S. 791–798, doi: 10.2320/matertrans.MRA2008415.
- [94] T. Ludian und L. Wagner: Mechanical surface treatments for improving fatigue behavior in titanium alloys,“*Advances in Materials Sciences*, **8**, 2008, S. 453, doi: 10.2478/v10077-008-0030-5.
- [95] P. Starker, H. Wohlfahrt und E. Macherauch: Subsurface crack initiation during fatigue as a result of residual stresses, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **1**, 1979, S. 319–327, doi: 10.1111/j.1460-2695.1979.tb00388.x.
- [96] A. Tange und F. Takahashi: Fatigue strength and shot-peening,“ In *Proceedings of the ICSP-10*, Tokio, Japan, 15–18 September 2008, p. 2008080.

- [97] M. Mlikota, S. Schmauder, K. Dogache und Ž. Božić: Influence of local residual stresses on fatigue crack initiation, *Procedia Structural Integrity*, **31**, 2021, S. 3–7, doi: 10.1016/j.prostr.2021.03.002.
- [98] J. Lindemann, C. Buque und F. Appel: Effect of shot peening on fatigue performance of a lamellar titanium aluminide alloy, *Acta Materialia*, **54**, 2006, S. 1155–1164, doi: 10.1016/j.actamat.2005.10.043.
- [99] A. Bag, D. Delbergue, M. Levesque, P. Bocher und M. Brochu: Study of short crack growth in shot peened 300M steel, In *Proceedings of the ICSP-13*, Montreal, QC, Canada, 18–21 September 2017.
- [100] Y. Mutoh, G. H. Fair, B. Noble und R. B. Waterhouse: The effect of residual stresses unduced by shot-peening on fatigue crack propagation in two high strength aluminium alloys, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **10**, 1987, S. 261–272, doi: 10.1111/j.1460-2695.1987.tb00205.x.
- [101] A. Avilés, R. Avilés, J. Albizuri, L. Pallarés-Santasmartas und A. Rodríguez: Effect of shot-peening and low-plasticity burnishing on the high-cycle fatigue strength of DIN 34CrNiMo6 alloy steel, *International Journal of Fatigue*, **119**, 2019, S. 338-354, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.10.014.
- [102] M. Misumi und M. Ohkubo: Deceleration of small crack growth by shot-peening, *Int. J. Mater. Prod. Technol.*, **2**, 1987, S. 36–47.
- [103] Y. K. Gao und X. R. Wu: Experimental investigation and fatigue life prediction for 7475-T7351 aluminum alloy with and without shot peening-induced residual stresses, *Acta Materialia*, **59**, 2011, S. 3737–3747, doi: 10.1016/j.actamat.2011.03.013.
- [104] E. De los Rios, A. Walley, M. Milan und G. Hammersley: Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel, *International Journal of Fatigue*, **17**, 1995, S. 493–499, doi: 10.1016/0142-1123(95)00044-T.
- [105] H. Berns und L. Weber: Fatigue progress in shot-peened surface layers,“ In *Proceedings of the ICSP-3*, Garmisch-Partenkirchen, Deutschland, 12–16 Oktober 1987.
- [106] M. Yang, Y. Zhong und Y.-l. Liang: Competition mechanisms of fatigue crack growth behavior in lath martensitic steel, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **41**, 2018, S. 2502–2513, doi: 10.1111/ffe.12851.
- [107] S. Li, G. Zhu und Y. Kang: Effect of substructure on mechanical properties and fracture behavior of lath martensite in 0.1C–1.1Si–1.7Mn steel, *Journal of Alloys and Compounds*, **675**, 2016, S. 104–115, doi: 10.1016/j.jallcom.2016.03.100.

- [108] A. Shibata, T. Nagoshi, M. Sone, S. Morito und Y. Higo: Evaluation of the block boundary and sub-block boundary strengths of ferrous lath martensite using a micro-bending test, *Materials Science and Engineering: A*, **527**, 2010, S. 7538–7544, doi: 10.1016/j.msea.2010.08.026.
- [109] U. Krupp, O. Düber, H.-J. Christ, B. Künkler, A. Schick und C.-P. Fritzen: Application of the EBSD technique to describe the initiation and growth behaviour of microstructurally short fatigue cracks in a duplex steel, *Journal of Microscopy*, **213**, 2004, S. 313–320, doi: 10.1111/j.0022-2720.2004.01306.x.
- [110] X. Deng, F. Lu, H. Cui, X. Tang und Z. Li: Microstructure correlation and fatigue crack growth behavior in dissimilar 9Cr/CrMoV welded joint, *Materials Science and Engineering: A*, **651**, 2016, S. 1018–1030, doi: 10.1016/j.msea.2015.11.081.
- [111] G. H. Farrahi, G. H. Majzoobi, F. Hosseinzadeh und S. M. Harati: Experimental evaluation of the effect of residual stress field on crack growth behaviour in C(T) specimen, *Engineering Fracture Mechanics*, **73**, 2006, S. 1772–1782, doi: 10.1016/j.engfracmech.2006.03.004.
- [112] A. Tange, T. Akutu und N. Takamura: Relation between shot-peening residual stress distribution and fatigue crack propagation life in spring steel, *Transactions of JSSR*, **36**, 1991, S. 47–53, doi: 10.5346/trbane.1991.47.
- [113] Y. Hu, H. Cheng, J. Yu und Z. Yao: An experimental study on crack closure induced by laser peening in pre-cracked aluminum alloy 2024-T351 and fatigue life extension, *International Journal of Fatigue*, **130**, 2020, S. 105232, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105232.
- [114] A.M. Eleiche, M.M. Megahed und N.M. Abd-Allah: The shot-peening effect on the HCF behavior of high-strength martensitic steels, *Journal of Materials Processing Technology*, **113**, 2001, S. 502–508, doi: 10.1016/S0924-0136(01)00601-X.
- [115] Y. Wang, H. Kimura, Y. Akiniwa und K. Tanaka: EBSD-AFM hybrid analysis of crack initiation in stainless steel under fatigue loading, *KEM*, **340-341**, 2007, S. 531-536, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.340-341.531.
- [116] L. Poczklán, V. Mazánová, Š. Gamanov und T. Kruml: Fatigue crack growth rate in axial, torsional and multiaxial mode in 316L austenitic steel, *Procedia Structural Integrity*, **23**, 2019, S. 269–274, doi: 10.1016/j.prostr.2020.01.098.
- [117] C. H. Wang und K. J. Miller: The effect of means shear stress on torsional fatigue behaviour, *Fatigue Fract. Engng Muter. Struct.*, **14**, 1991, S. 293–307.

- [118] S. Fujita, S. Matsuoka, Y. Murakami und G. Marquis: Effect of hydrogen on Mode II fatigue crack behavior of tempered bearing steel and microstructural changes, *International Journal of Fatigue*, **32**, 2010, S. 943–951, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2009.06.005.
- [119] H. Mayer, R. Schuller, U. Karr, D. Irrasch, M. Fitzka, M. Hahn, M. Bacher-Höchst: Cyclic torsion very high cycle fatigue of VDSiCr spring steel at different load ratios, *International Journal of Fatigue*, **70**, 2004, S. 322–327, 2015, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2014.10.007.
- [120] Y. Akiniwa, S. Stanzl-Tschegg, H. Mayer, M. Wakita und K. Tanaka: Fatigue strength of spring steel under axial and torsional loading in the very high cycle regime, *International Journal of Fatigue*, **30**, 2008, S. 2057–2063, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2008.07.004.
- [121] E. Bayraktar, H. Xue, F. Ayara und C. Bathias: Torsional fatigue behaviour and damage mechanisms in the very high cycle regime, *Archives of Materials Science and Engineering*, **43**, 2010, S. 77-86.
- [122] H. Q. Xue und C. Bathias: Crack path in torsion loading in very high cycle fatigue regime, *Engineering Fracture Mechanics*, **77**, 2010, S. 1866–1873, doi: 10.1016/j.engfracmech.2010.05.006.
- [123] H. Mayer, R. Schuller, U. Karr, M. Fitzka, D. Irrasch, M. Hahn und M. Bacher-Höchst: Mean stress sensitivity and crack initiation mechanisms of spring steel for torsional and axial VHCF loading, *International Journal of Fatigue*, **93**, 2016, S. 309–317, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.04.017.
- [124] R. Schuller, H. Mayer, A. Fayard, M. Hahn und M. Bacher-Höchst: Very high cycle fatigue of VDSiCr spring steel under torsional and axial loading, *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, **44**, 2013, S. 282–289, doi: 10.1002/mawe.201300029.
- [125] A. Tange und K. Ando: Improvement of spring fatigue strength by new warm stress double shot peening process, *Materials Science and Technology*, **18**, 2002, S. 642-648, doi: 10.1179/026708302225003514.
- [126] U. Karr, B. M. Schönbauer, Y. Sandaiji und H. Mayer: Influence of load ratio on torsion very high cycle fatigue of high-strength spring steel in the presence of detrimental defects, *Fatigue Fract Eng Mat Struct*, **44**, 2021, S. 2356–2371, doi: 10.1111/ffe.13494.
- [127] V. Doquet: Crack initiation mechanisms in torsional fatigue, *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, **20**, 1997, S. 227-235.

- [128] M. Endo und K. Yanase: Crack path and threshold condition for small fatigue crack growth in annealed carbon steels under fully-reversed torsional loading, *International Journal of Fatigue*, **125**, 2019, S. 112–121, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.027.
- [129] H. Xue, T. Gao, Z. Sun und X. Zhang: Fatigue crack initiation and propagation of 100Cr6 steel under torsional loading in very high cycle regime, *MATEC Web Conf.*, **165**, 2018, S. 20003, doi: 10.1051/mateconf/201816520003.
- [130] R.-H. Li, P. Zhang und Z.-F. Zhang: Torsional fatigue cracking and fracture behaviors of cold-drawn copper: effects of microstructure and axial stress, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, **32**, 2019, S. 1521–1529, doi: 10.1007/s40195-019-00965-5.
- [131] J. Pokluda und R. Pippan, Can pure mode III fatigue loading contribute to crack propagation in metallic materials?, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **28**, 2005, S. 179–185, doi: 10.1111/j.1460-2695.2004.00843.x.
- [132] R. Branco, J. D. Costa, F. Berto, A. Kotousov und F. V. Antunes: Fatigue crack initiation behaviour of notched 34CrNiMo6 steel bars under proportional bending-torsion loading,“ *International Journal of Fatigue*, **130**, 2020, S. 105268, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105268.
- [133] B. M. Schönbauer, K. Yanase, M. Chehrehrazi, M. Endo und H. Mayer: Effect of microstructure and cycling frequency on the torsional fatigue properties of 17-4PH stainless steel, *Materials Science and Engineering: A*, **801**, 2021, S. 140481, doi: 10.1016/j.msea.2020.140481.
- [134] Pinna und Doquet: The preferred fatigue crack propagation mode in a M250 maraging steel loaded in shear, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **22**, 1999, S. 173–183, doi: 10.1046/j.1460-2695.1999.00161.x.
- [135] D. Angelova, R. Yordanova, T. Lazarova und S. Yankova: On fatigue behavior of two spring steels. Part I: Wöhler curves and fractured surfaces, *Procedia Materials Science*, **3**, 2014, S. 1453–1458, doi: 10.1016/j.mspro.2014.06.235.
- [136] J. Schijve: *Fatigue of Structures and Materials*, Springer Netherlands, Dordrecht, 2009.
- [137] K. Hussain, E. De los Rios und A. Navarro: A two-stage micromechanics model for short fatigue cracks, *Engineering Fracture Mechanics*, **44**, 1993, S. 425-436.
- [138] A. Kolyshkin: *Entwicklung eines Lebensdauervorhersagekonzepts im VHCF-Bereich auf Basis kovariater mikrostruktureller Merkmalsgrößen*, Siegener Werkstoffkundliche Berichte Bd. 15, Universität Siegen, Dissertation 2017.

- [139] D. J. Dingley: A simple straining stage for the scanning electron microscope, *Micron* (1969), **1**, 1969, S. 206–210, doi: 10.1016/0047-7206(69)90022-3.
- [140] M. I. Manning und P. J. Goodhew: An hydraulic straining stage for use in scanning electron microscopes, *J. Phys. E: Sci. Instrum.*, **12**, 1979, S. 464–466, doi: 10.1088/0022-3735/12/6/003.
- [141] C. Du, J.P.M. Hoefnagels, R. Vaes und M.G.D. Geers: Plasticity of lath martensite by sliding of substructure boundaries, *Scripta Materialia*, **120**, 2016, S. 37–40, doi: 10.1016/j.scriptamat.2016.04.006.
- [142] W.-F. Li und X.-P. Zhang: Investigation of initiation and growth behavior of short fatigue cracks emanating from a single edge notch specimen using in-situ SEM, *Materials Science and Engineering: A*, **318**, 2001, S. 129–136, doi: 10.1016/S0921-5093(01)01325-9.
- [143] L. Jacobsson, C. Persson und S. Melin: Determination of displacements around fatigue cracks using image analysis of in-situ scanning electron microscope images, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **31**, 2008, S. 1091–1100, doi: 10.1111/j.1460-2695.2008.01295.x.
- [144] J. Reiser, B. Maier, C. Guster, H.-P. Gaenser und R. Pippan: A testing apparatus for SEM in-situ fatigue testing of small scale specimens and a derived application, *Proc. Pressure Vessels and Piping Conference*, ASME, Paris, 2013 07142013, doi: 10.1115/PVP2013-97673.
- [145] S. Fu, L. Wang, G. Chen, D. Yu und X. Chen: A tension-torsional fatigue testing apparatus for micro-scale components, *The Review of scientific instruments*, **87**, 2016, S. 15111, doi: 10.1063/1.4939856.
- [146] C. Jiang, H. Lu, K. Cao, W. Wan, Y. Shen und Y. Lu: In situ SEM torsion test of metallic glass microwires based on micro robotic manipulation, *Scanning*, **vol. 2017**, 2017, 6215691, doi: 10.1155/2017/6215691.
- [147] C. Jiang, D. Hu und Y. Lu: Digital micromirror device (DMD)-based high-cycle torsional fatigue testing micromachine for 1D nanomaterials, *Micromachines*, **7**, 2016, mi7030049, doi: 10.3390/mi7030049.
- [148] F. Rahman, G. Ngaile und T. Hassan: Development of scanning electron microscope-compatible multi-axial miniature testing system, *J. Phys. E: Sci. Instrum.*, **30**, 2019, S. 105902, doi: 10.1088/1361-6501/ab1ca6.

- [149] I. Roth: *Untersuchungen zum Ausbreitungsverhalten mikrostrukturell kurzer Ermüdungsrisse in metastabilem austenitischen Edelstahl*, Siegener Werkstoffkundliche Berichte Bd. 5, Universität Siegen, Dissertation 2012.
- [150] T. Henrich: Konstruktion einer Torsions-Miniaturprüfmaschine zur in-situ-Beobachtung von Kurzrissen, Institut für Werkstofftechnik, Universität Siegen, Bachelorarbeit 2021.
- [151] F. Kneisel: Konstruktion und Fertigung eines Lastrahmens für eine Torsions-Miniaturprüfmaschine, Institut für Werkstofftechnik, Universität Siegen, Bachelorarbeit 2020.
- [152] B. Klein und T. Gänsicke: *Leichtbau-Konstruktion: Dimensionierung, Strukturen, Werkstoffe und Gestaltung*, 11. Aufl., Springer Vieweg, Wiesbaden, 2019.
- [153] K. Kuzkaya: Einfluss von Eigenspannungen auf die Rissinitiierung und Kurzrissausbreitung in einem martensitischen Federstahl unter zyklischer Torsionsbeanspruchung, Institut für Werkstofftechnik, Universität Siegen, Masterarbeit 2023.
- [154] J. Engelhardt und W. Knebel: Konfokale Laserscanning-Mikroskopie, *Phys. Unserer Zeit*, **24**, 1993, S. 70–78, doi: 10.1002/piuz.19930240207.
- [155] L. Reimer: *Raster-Elektronenmikroskopie*, 2. Aufl. Springer, Berlin Heidelberg, 1977.
- [156] A. J. Schwartz, M. Kumar, B. L. Adams und D. P. Field (Hrsg): *Electron backscatter diffraction in materials science*, Springer, New York, 2009.
- [157] F. Bachmann, R. Hielscher und H. Schaeben: Texture Analysis with MTEX – Free and Open Source Software Toolbox, *SSP*, **160**, 2010, S. 63–68, doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.160.63.
- [158] L. Spieß: *Moderne Röntgenbeugung: Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker*, 2. Aufl. Springer Vieweg+Teubner, Wiesbaden, 2009.
- [159] D. Apel, M. Meixner, A. Liehr, M. Klaus, S. Degener, G. Wagener, C. Franz, W. Zinn, C. Genzel und B. Scholtes: Residual stress analysis of energy-dispersive diffraction data using a two-detector setup: Part I — Theoretical concept, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment*, **877**, 2018, S. 24–33, doi: 10.1016/j.nima.2017.09.005.

- [160] D. Apel, M. Meixner, A. Liehr, M. Klaus, S. Degener, G. Wagener, C. Franz, W. Zinn, C. Genzel und B. Scholtes: Residual stress analysis of energy-dispersive diffraction data using a two-detector setup: Part II — Experimental implementation, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment*, **877**, 2018, S. 56–64, doi: 10.1016/j.nima.2017.09.006.
- [161] A. Liehr, W. Zinn, S. Degener, B. Scholtes, T. Niendorf und C. Genzel: Energy resolved residual stress analysis with laboratory X-Ray sources, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, **72**, 2017, S. 115–121, doi: 10.3139/105.110316.
- [162] A. Liehr, M. Klaus, W. Zinn, C. Genzel und B. Scholtes: Energy-dispersive residual stress analysis under laboratory conditions: Concept for a new type of diffractometer, *AMR*, **996**, 2014, S. 192–196, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.996.192.
- [163] J. Ramirez-Rico, S.-Y. Lee, J. J. Ling und I. C. Noyan: Stress measurement using area detectors: a theoretical and experimental comparison of different methods in ferritic steel using a portable X-ray apparatus, *J Mater Sci*, **51**, 2016, S. 5343–5355, doi: 10.1007/s10853-016-9837-3.
- [164] T. Sasaki: New generation X-Ray stress measurement using debye ring image data by two-dimensional detection, *MSF*, **783-786**, 2014, S. 2103–2108, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786.2103.
- [165] H. Wohlfahrt: The influence of peening conditions on the resulting distribution of residual stress, in *Conf. Proc: ICSP-2*, 1984, S. 316–331.
- [166] E. Müller: How precise can be the residual stress determined by X-Ray diffraction? A summary of the possibilities and limits, *Materials Research Proceedings*, **2**, 2017, S. 295-298, doi: 10.21741/9781945291173-50.
- [167] A. P. Voskamp: *Microstructural changes during rolling contact fatigue: Metal fatigue in the subsurface region of deep groove ball bearing inner rings*, Technische Universität Delft, Dissertation 1997.
- [168] C. Stöcker: *Einfluss des Versetzungsgleitverhaltens und der Vorgeschichteabhängigkeit auf das Ermüdungsverhalten von Nickelbasis-Superlegierung und Nickel im VHCF-Bereich*, Siegener Werkstoffkundliche Berichte Bd. 8, Universität Siegen, Dissertation 2013.
- [169] K. H. Kloos: Einfluss des Oberflächenzustandes und der Probengröße auf die Schwingfestigkeit, VDI-Berichte 268, 1976, S. 63–76.

- [170] A. Neidel, L. Engel, H. Klingele, B. Matijasevic-Lux, J. Grosch, J. Völker und H. Wanzek: *Handbuch Metallschäden: REM-Atlas und Fallbeispiele zur Ursachenanalyse und Vermeidung*, 2. Aufl. Hanser, München, 2012.
- [171] B. Ilschner und R. F. Singer: *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik: Eigenschaften, Vorgänge, Technologien*, 6. Aufl. Springer, Berlin Heidelberg, 2016.
- [172] M. Hück: Bewertung der Schwingfestigkeit der mikrolegierten Stähle 27MnVS6 und 38MnVS5, *Mikrolegierte Stähle*, Frankfurt a. M., FKM-Bericht 5, 1992.
- [173] E. K. Tschegg: Sliding mode crack closure and mode III fatigue crack growth in mild steel, *Acta metall.*, **31**, 1983, S. 1323-1330.
- [174] E. K. Tschegg, R. O. Ritchie und F. A. McClintock: On the influence of rubbing fracture surfaces on fatigue crack propagation in Mode III, *Int. J. Fatigue*, **30**, 1983, S. 29–35.
- [175] W. A. Spitzig und A. S. Keh: Orientation and temperature dependence of slip in iron single crystals, *Metallurgical Transactions*, **1**, 1970, S. 2751–2757.
- [176] R. N. Caron und G. Krauss: The tempering of Fe-C lath martensite, *Metall Trans*, **3**, 1972, S. 2381–2389, doi: 10.1007/BF02647041.
- [177] F. Zeismann: Mikroanalytische Verfahren zur Untersuchung verschiedener Aspekte der Rissinitiierung und Rissausbreitung, Universität Kassel, Dissertation 2013.
- [178] J. Bertsch: Mikroskopische Untersuchung der Bildung von Ermüdungsrissen an zwei ferritisch-martensitischen Stählen im unbestrahlten und vorbestrahlten Zustand, Institut für Materialforschung, Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Dissertation 1997.
- [179] J. J. W. Morris: On the ductile-brittle transition in lath martensitic steel, *ISIJ Int.*, **51**, 2011, S. 1569–1575, doi: 10.2355/isijinternational.51.1569.
- [180] C. Bilgen: Induktive Vergütung und thermomechanische Behandlung torsionsbeanspruchter SiCr-Federstähle, Universität Siegen, Dissertation 1998.
- [181] D. Angelova, R. Yordanova und S. Yankova: On fatigue behaviour of two spring steels. Part II: Mathematical models, *Procedia Materials Science*, **3**, 2014, S. 1459-1466, doi: 10.1016/j.mspro.2014.06.236.
- [182] Y. Murakami: *Metal fatigue: Effects of small defects and nonmetallic inclusions*. Amsterdam, London, San Diego, CA: Academic Press an imprint of Elsevier, 2019.
- [183] M. Kübbeler: Simulation der mikrostrukturbestimmten Kurzzrissausbreitung unter dem Einfluss lokaler Phasenumwandlung, Universität Siegen, Dissertation 2017.

-
- [184] P. Köster: Mechanismenorientierte Modellierung und Simulation der mikrostrukturbestimmten Kurzrissausbreitung unter Berücksichtigung ebener und räumlicher Aspekte, Universität Siegen, Dissertation 2014.